

კითხვები. 1

ლიბონდემკორნეობა და ლიბონობა
თეხაყლო დაბეჭა ვება

ზ.ა. სსს უმაღლესი და საბჭოთაო
საქონალური განათლებას საბიბისტის
მეხ დაქვანეზაულის სახელობაქვანე ღოპ
ნოლიქვანეზაულის რეპორტორ სსსქვანეზაულის.

გამოქვანეზაულის 11 მანაქვანეზაულის
დაბ 1968.

სუფთა ლითონები

§ 1. ლითონების აგებულება

„ლითონები არის ღია ფერის სხეულები, რომელთა ქედვა შეიძლება“. ასე ახასიათებდა ლომონოსოვი ლითონებს. ლომონოსოვის ეს განსაზღვრა დღემდე ძალაში დარჩა, მხოლოდ მას დაემატა ლითონთა დამახასიათებელი ფიზიკური თვისებები—მაღალი ელექტრო და თბოგამტარობა, რომლებიც ლომონოსოვის დროს ჯერ ცნობილი არ იყო. ლითონთა თვისებები, ცხადია მათ აგებულებაზეა დამოკიდებული, აგებულების შესწავლა კი ლითონის ატომის შესწავლით უნდა დავიწყოთ.

1. ლითონის ატომის აგებულება

გამარტყეული სქემით ატომი შეიძლება წარმოვიდგინოთ, როგორც დადებითად დამუხტული ბირთვი, რომლის ირგვლივ მოძრაობენ უარყოფითად დამუხტული ნაწილაკები—ელექტრონები.

ატომის ბირთვი, თავის მხრივ, შეიცავს პროტონებს და ნეიტრონებს. პროტონები დადებითად არის დამუხტული, ნეიტრონები კი ელექტრონეიტრალურია. პროტონთა რიცხვი ბირთვში Z წარმოადგენს ელემენტის ნომერს და განსაზღვრავს მის მდებარეობას დ. მენდელეევის სისტემაში.

პროტონის დადებითი მუხტი და ელექტრონის უარყოფითი მუხტი სიდიდით ერთმანეთის ტოლია ($4,8029 \times 10^{-10}$ ელექტროსტატიკური ერთეული). ამავე დროს ელექტრონთა რაოდენობა ტოლია პროტონების რაოდენობისა. ამრიგად, იზოლირებული ატომი ელექტრონეიტრალურია.

ელექტრონები ატომში განლაგებულია გარკვეულ ენერგეტიკულ შრეებზე. ცხადია, რომ უახლოესი ელექტრონები ბირთვთან უფრო მჭიდროდ არიან დაკავშირებული, პერიფერიული ელექტრონები კი უფრო სუსტად.

ატომის ყველა ენერგეტიკული შრე ელექტრონებით შევსებულია და მდგრადია, გამონაკლისს წარმოადგენს უკანასკნელი შრე, რომელიც

შეუვსებელია; მასზე ელექტრონთა რიცხვი ცვალებადობს. ამ ელექტრონებს, ჩვეულებრივ, სავალენტო ელექტრონები ეწოდება. კერძოდ, ლითონებში ელექტრონთა რაოდენობა გარე სავალენტო შრეზე სამი და ნაკლებია. ლითონის ატომი ადვილად კარგავს ამ ელექტრონებს და დადებით იონად იქცევა; სწორედ ამაში მდგომარეობს ძირითადი ლითონური ნიშან-თვისება ქიმიური თვალსაზრისით. რეაქტივების შედეგად ლითონები წარმოქმნიან ძლიერ ფუფე ქანგეულებს და ტუტეებს, მყავებთან მოქმედებისას კი მარილებს.

ლითონთა „ლითონური“ თვისებები უფრო ფართო გაგებით — მაღალი ელექტრო და თბოგამტარობა, პლასტიკურობა და სხვ. მკლავნდება მაშინ, როდესაც ლითონის ატომები წარმოქმნიან კონგლომერატს, ანუ ლითონურ ნივთიერებას. ამ გაგებით „ლითონური“ თვისებების მიზეზს უნდა ვეძებდეთ არა ცალკე ატომის აგებულებაში, არამედ ატომურ კონგლომერატში ატომების ურთიერთობაში. დადგინილია, რომ ატომთა ჯგუფის შექმნის დროს სავალენტო შრეზე განლაგებული ელექტრონები, რომლებიც შედარებით სუსტად არიან დაკავშირებული თავის ბერთთან, მოძრაობის დროს სცილდებიან ერთ ატომს (რომელიც ამ შემთხვევაში იონად არის ქცეული) და გადადიან ატომიდან ატომზე, ანუ მოძრაობენ სხვადასხვა ატომებს შორის. ამრიგად, სავალენტო ელექტრონების ნაწილი წარმოადგენს არა ერთი ატომის კუთვნილებას, არამედ ყველა ატომისათვის საერთო, კოლექტიური ხეება. ბირთვებთან მცირე კავშირის გამო კოლექტიური ელექტრონები მოძრაობენ მეტად თავისუფლად. ამ ადვილად მოძრავ ელექტრონთა ერთობლიობას ელექტრონული აირი ან ელექტრონული სითხე ეწოდება.

სწორედ ელექტრონული აირის არსებობა განაპირობებს ლითონების განსაკუთრებულ ფიზიკურ თვისებებს — მაღალ ელექტრო და თბოგამტარობას, პლასტიკურობას. სხვადასხვა ლითონში ბირთვებისაგან შოწყვეტილ კოლექტიურ ელექტრონთა რაოდენობა სხვადასხვაა, ამიტომ ლითონური თვისებებიც (ელექტროგამტარობა, თბოგამტარობა, პლასტიკურობა) სხვადასხვა ძალით შელავნდება. ცხადია, რაც უფრო დიდ რაოდენობით არის ლითონურ ატომთა ჯგუფში — ლითონურ ნივთიერებაში ელექტრონული აირი და რაც უფრო მეტად არის იგი მოძრავი. შით უფრო მკვეთრად შელავნდება ლითონური თვისებები, ლითონში ჩვეულებრივ მდგომარეობაში კოლექტიური ელექტრონები მოძრაობენ ნებისმიერი მიმართულებით, მაგრამ, თუ კი ლითონის ბოლოებზე მოვდებო პოტენციალთა სხვაობას, კოლექტიური ელექტრონები დაიწყებენ მოწესრიგებულ მოძრაობას გარკვეული მიმართულებით, ანუ ლითონში წარმოიქმნება ელექტრონული დენი.

ტემპერატურის გადიდებასთან ერთად ლითონში იზრდება თვით იონთა რხევითი მოძრაობა, რაც აფერხებს ელექტრონთა მოწესრიგე-

შულ გადაადგილებას, ამიტომ ლითონის წინააღმდეგობა ელექტრულ დენის გავლის მიმართ იზრდება და ელექტროგამტარობა მკირდება. პირიქით, ტემპერატურის შემცირებასთან ერთად ელექტროგამტარობა იზრდება და ზოგიერთ ლითონში შემჩნეულია ელექტროგამტარობის ჩვეთი, ნახტოვით ზრდა (ე. წ. ზეგამტარობა). აბსოლუტური ნული ტემპერატურის მახლობლად, სადაც იონთა მოძრაობა პრაქტიკულად შეწყვეტილია. ელექტროწინააღმდეგობის ცვლის ასეთი ტემპერატურულა ხასიათი განსაკუთრებულ ლითონურ თვისებებს ბიეკუთვნება.

არალითონებში, სადაც ჩვეულებრივ პირობებში სავალენტო ელექტრონები მკიდროდა დაკავშირებული ბირთვთან, ადგილი აქვს საწინააღმდეგო მოვლენას: ტემპერატურის ზრდასთან ერთად იზრდება ატომებიდან ელექტრონების მოწყვეტის შესაძლებლობა, ანუ იზრდება თავისუფალ ელექტრონთა რიცხვი და ელექტროგამტარობა პრაქტიკულად უზღობესდება.

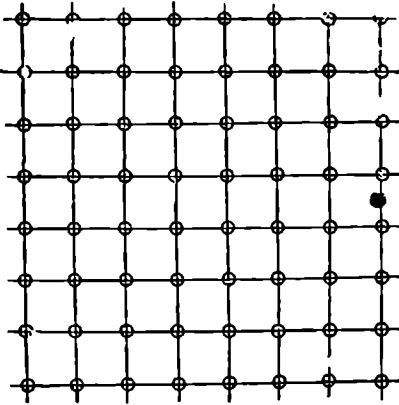
თბოგამტარობის თვალსაზრისით ლითონები არც ისე მკვეთრად განსხვავდებიან არალითონებისაგან. ეს გამოწვეულია იმით, რომ სითბოს გადაცემა ხდება როგორც ელექტრონებით, ისე თვით ატომების რხევით მოძრაობის ხარჯზე. იგივე მიზეზით ნაკლებად კანონზომიერია თბოგამტარობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე. ზოგიერთ ლითონებში თბოგამტარობა ტემპერატურის გადიდებასთან ერთად მკირდება, ზოგში კი პირიქით—იზრდება. რაც შეეხება პლასტიკურობას, აქაც გადამწყვეტ როლს ასრულებს ლითონური კავშირი. იონური კავშირის დროს ორ ატომს შორის არსებობს გარკვეულად მიმართული კავშირი და თუ დეფორმაციის გზით ამ ორ ატომს ერთმანეთს ვაცილებთ, მათ შორის კავშირი ადვილად წყდება და მივიღებთ მუიფე რღვევას, პლასტიკური დეფორმაციის გარეშე. როცა ორ ატომს შორის არსებობს ლითონური კავშირი, ე. ი. ორ იონს ერთმანეთთან აკავშირებს მათ ირგვლივ მყოფი ელექტრონული აირი, დეფორმაციის დროს ატომები ერთმანეთს შორდებიან და ელექტრონული აირი კი თვითონაც განიცდის დეფორმაციას და კვლავ აკავშირებს ამ ორ ატომს, ანუ ადგილი აქვს პლასტიკურ დეფორმაციას. მხოლოდ ბინიშენლოვანი დეფორმაციის შემდეგ ხდება ატომების მოწყვეტა ერთმანეთისაგან—პლასტიკური რღვევა. ამიტომაც უველა ლითონი არალითონებთან შედარებით ძალადი პლასტიკურობით ხასიათდება.

2. ლითონის კრისტალური აგებულება

ლითონის ატომის ელექტრონული გარსის აგებულების თავისებურება განაპირობებს ცალკეულ ატომებს შორის ურთიერთდაკავშირების ხასიათს. უკანასკნელი კი იართავს იმ პროცესს, რომლის დროსაც ლითონის ცალკეული ატომები ჯგუფდებიან და წარმოქმნიან ლითონურ ნივთიერებას.

ამჟამად დადგენილია, რომ ყველა ლითონი კრისტალური აგებულებითაა. კრისტალურ ნივთიერებაში, ამორფული ნივთიერებისაგან განსხვავებით, ატომები განლაგებულია არა ნებისმიერად. უწყნაროდ, არაიქვანად, არამედ სავსებით გარკვეული კანონზომიერებით. ამ კანონზომიერი განლაგების დროს, ატომები სივრცეში წარმოიშობენ წარმოდგენით კრისტალურ გისოსებს და ამ გისოსების კვანძებში თავსდებიან (ნახ. 1).

ატომების ასეთი კანონზომიერი წყობა რაიმე ნებისმიერი წერტილიდან ყველა მიმართულებით გრძელდება საკმაოდ დიდ მანძილზე (ატომების ზონებთან შედარებით).



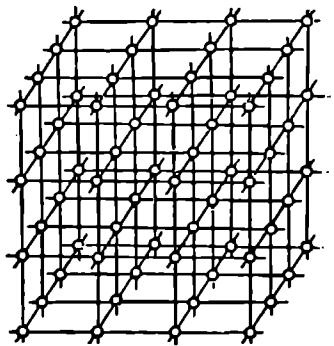
ნახ. 1. სივრცითი კრისტალური გისოსის ერთ-ერთი სიბრტყე.

ამიტომ ასეთ წყობას „შორი წყობა“ ეწოდება. ანგეარად, ყველა ლითონის აგებულება მუარ მდგომარეობაში „შორი წყობით“ ხასიათდება.

ლითონში ატომებს შორის კავშირის აპირობებს ელექტრონული აირი. ლითონი შეიძლება წარმოვიდგინოთ, როგორც დიდებითად დამუხტული იონების ჩონჩხი (კრისტალური გისოსის სახით), რომელიც მთლიანად გარშემორტყმულია ელექტრონული აირით. საერთო ელექტრონული აირი ერთ-

მანეთთან აკავშირებს ყველა ატომს. ამგვარად იქმნება ატომთა ერთიანობის სისტემა მჭიდრო ურთიერთდაკავშირებით. ატომებს შორის ასეთ კავშირს ლითონური კავშირი ეწოდება.

კრისტალური გისოსი წარმოადგენს რაიმე სწორი გეომეტრიული სხეულის მრავალჯერად განმეორებას (ნახ. 2). გისოსის ელემენტურ ნაწილად, რომელიც შემდეგ მრავალჯერ მეორდება, ეწოდება კრისტალური გისოსის ელემენტურა უჯრედი. კრისტალური გისოსის დახასიათებისათვის ჩვეულებრივად მიმართავენ მისი ელემენტური უჯრედის დახასიათებას.

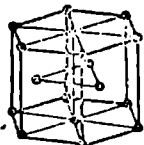
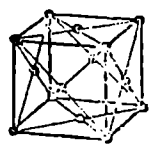
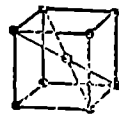


ნახ. 2. სივრცითი კრისტალური გისოსი.

კრისტალური გისოსების შესწავლამ უჩვენა, რომ მათ შეიძლება მრავალნაირი სახე ჰქონდეთ. თუმცა ყველაზე გავრცელებული აღმოჩნდა სამი სახის კრისტალური გისოსი: სივრ-

ესი დაცენტრებული კუბი, წახნაგდაცენტრებული კუბი და ჰექსაგონალური პრიზმა (ნახ. 3 ა, ბ, გ). მაგალითად, სივრცით დაცენტრებულ კუბის გისოსი აქვთ ლითონებს Li, Na, K, Rb, Nb, Mo, α-Cr, α-Fe, α-W და სხვ.; წახნაგდაცენტრებული კუბის გისოსი აქვთ Cu, Ag, Au, Al, Pb. γ-Fe, β-Cr, β-Ni, Pt და სხვ.; ჰექსაგონალური პრიზმა ახასიათებს Be, Zn, Mg, Cd, α-Co, α-Ni და სხვ.

ატომები სივრცით გისოსში განლაგებული არიან მის გეომეტრიულ კვანძებში. მაგალითად, სივრცით დაცენტრებულ გისოსში ატომები განლაგებულია კუბის წვეროებზე, ხოლო ერთი ატომი კუბის ცენტრშია, მთავარი დიაგონალების გადაკვეთაზე; წახნაგდაცენტრებულ გისოსში კუბის წვეროების გარდა ატომები განლაგებულია წახნაგების ცენტრებში და სხვ. აღსანიშნავია, რომ, თუ ნაცვლად ელემენტური უჯრედისა კვლავ მთელ გისოსს წარმოვიდგენთ, დავინახავთ, რომ სივრცით დაცენტრებულ კუბურ გისოსში ყოველი წვეროს ატომი ერთდროულად 8 კუბს ეკუთვნის, კუბის ცენტრისა კი მხოლოდ ერთს. ამგვარად, ერთ ელემენტურ უჯრედზე მოდის $\frac{1}{8} \times 8 + 1 = 2$



ატომი და არა 9, როგორც ეს პირველი შეხედვით მოგვეჩვენება. წახნაგდაცენტრებულ კუბში წვეროს ატომი აგრეთვე 8 კუბს ეკუთვნის, წახნაგისა კი ორ კუბს. ამგვარად, ერთ ელემენტურ უჯრედზე მოდის $\frac{1}{8} \times 8 + \frac{1}{2} \times 3 = 4$ და ა. შ.

ნახ. 3. კრისტალური გისოსები:
 ა—სივრცით დაცენტრებული კუბი;
 ბ—წახნაგდაცენტრებული კუბი;
 გ—ჰექსაგონალური პრიზმა.

კრისტალური გისოსი, გარდა ფორმისა, ხასიათდება თავისი პარამეტრებით. პარამეტრები ანუ პერიოდები ეწოდება ატომებს შორის მანძილებს სამი სხვადასხვა მიმართულებით. გისოსის პარამეტრი ძალიან მკირეა, გაიზომება ანგსტრემებით Å ($1\text{Å} = 1 \cdot 10^{-8}$ სმ) და იცვლება რამდენიმე ანგსტრემის ზღვრებში. გისოსის პარამეტრების გაზომვა ხდება აგრეთვე კრისტალოგრაფიული X ერთეულებით— kX

$$1kX = 1,00202 \times 10^{-8} \text{ სმ} = 1,00202\text{Å}.$$

გისოსის პარამეტრები აღინიშნება ასოებით a, b და c. კუბურ გი-

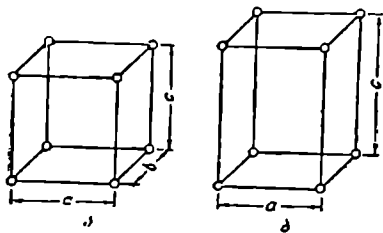
სოსში სამივე პარამეტრი ტოლია, ე. ი. $a=b=c$ (ნახ. 4, ა). სხვა სახის გისოსებში ამ ტოლობას ადკილი არა აქვს. მაგალითად, ტეტრაგონულ გისოსში $a=b$, მაგრამ $c>a$ (ნახ. 4, ბ). ჩვეულებრივად ატომს წარმოიდგენენ, როგორც სფეროს, რომელიც შემოფარგლულია უქანასკნელი ელექტრონული ორბიტის დიამეტრით. ეს დიამეტრი 1—4 ახგსტრეისის ფარგლებში იცვლება. კრისტალურ გისოსში ატომები—სფეროები ერთმანეთთან შეხებაში იძყოფებიან (ნახ. 3, ა, ბ, გ).

აქედან გამომდინარე შეიძლება ვთქვათ, რომ ატომის დიამეტრისა d და გისოსის პარამეტრს a შორის არსებობს შემდეგი დამოკიდებულება:

სივრცით დაცენტრებულ კუბში $d=a\frac{\sqrt{3}}{2}$, ხოლო წახნაგდაცენტრებულ

კუბში კი $d=a\frac{\sqrt{2}}{2}$. უნდა ითქვას კი, რომ ღღემდე ატომთა დიამეტრის ცნება ზუსტად დადგენილი არ არის და თვით მისი გაზომვაც პირობითია.

როგორც სურათიდან ჩანს (ნახ. 3), სამივე შემთხვევაში ატომების განლაგება გისოსში ძალიან მკიდროა. მართლაც, სივრცით დაცენტრებულ კუბში ატომებს უჭირავს მთელი მოცულობის 0,68 ნაწილი, წახნაგდა-



ნახ. 4. გისოსის პარამეტრები.

ცენტრებულ კუბში და ჰექსაგონალურ პრიზმაში 0,74. ორი უქანასკნელი გისოსი ე. წ. მკიდრო გისოსებს მიეკუთვნება.

მკიდრო გისოსში ყოველ ატომს ახლავს უახლოესი (ტოლ მანძილზე დაცილებული) მეზობელი ატომების დიდი რაოდენობა (ნახ. 5).

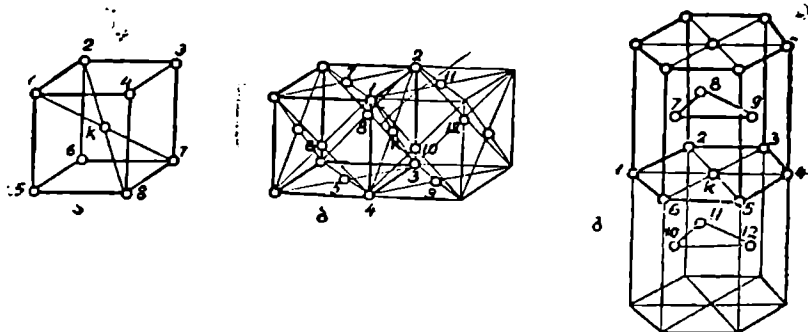
მაგალითად, სივრცით დაცენტრებულ კუბში k ატომის მიმართ უახლოეს თანაბარ მანძილზე მდებარე ატომები იქნება 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8. ამ რიცხვს საკოორდინაციო რიცხვი ეწოდება და სივრცით დაცენტრებული კუბისათვის იგი აღინიშნება K8.

წახნაგდაცენტრებულ კუბში k ატომის მიმართ უახლოესი ატომები იქნება 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 და მარჯვნივ მდებარე კუბში კიდევ 5, 6, 7, 8 ატომების სიმეტრიული 9, 10, 11, 12 ატომები. ამგვარად, საკოორდინაციო რიცხვი იქნება 12 (აღინიშნება K12).

ჰექსაგონალურ პრიზმაში k ატომთან ახლო მდებარე ატომებია 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9 და ქვედა პრიზმიდან—7, 8, 9 ატომების სიმეტრიული 10, 11, 12, ე. ი. საკოორდინაციო რიცხვი იქნება 12 (I12).

გარდა ფორმისა და პარამეტრისა, კრისტალურ გისოსში არჩევენ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებს და მიმართულებებს. ყოველ კრისტა-

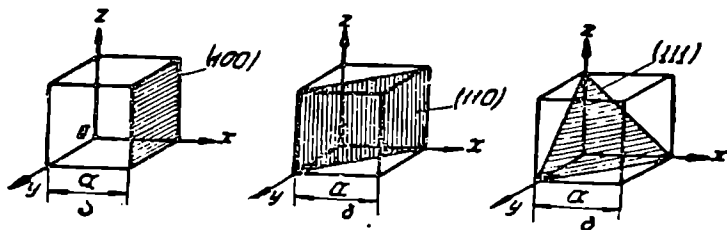
ლურ გისოსში არჩევენ რამდენიმე კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეს და შიბრაულებას. მაგალითად, კუბურ გისოსში არის სამი კრისტალოგრაფიული სიბრტყე—წახნაგის სიბრტყე, დიაგონალური სიბრტყე და ოქ-



ნახ. 5. საკოორდინაციო რიცხვები კრისტალურ გისოსებში: ა—სივრცით დაცენტრებულ კუბში; ბ—წახნაგუცენტრებულ კუბში; გ—ჭკსაგონალურ პოიმაში.

ტაედრის სიბრტყე (ნახ. 6 ა, ბ, გ) და სამი მიმართულება—წიბოს გასწვრივ *A*, წახნაგის დიაგონალის გასწვრივ *B* და მთავარი, ანუ სივრცითი დიაგონალის გასწვრივ *C* (ნახ. 7).

კრისტალოგრაფიული სიბრტყეებისა და მიმართულებების აღნიშვნა

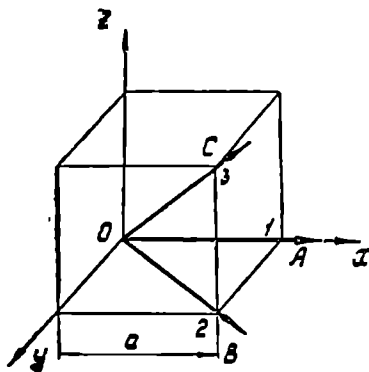


ნახ. 6. კრისტალოგრაფიული სიბრტყეები კუბურ გისოსში: ა—კუბის წახნაგის სიბრტყე; ბ—დიაგონალური სიბრტყე; გ—ოქტედრის სიბრტყე.

წისათვის შემოღებულია ე. წ. მილერის ინდექსები. კრისტალური გისოსის ელემენტურ უჯრედს (მაგალითად, კუბა) ვათავსებთ კოორდინატთა სისტემაში xyz (ნახ. 6); ვპოულობთ სიდიდეებს, რომლებსაც აღებული სიბრტყე მოკვეთს კოორდინატებზე, მხოლოდ ამ სიდიდეებს გამუხბატავთ გისოსის a პარამეტრის საშუალებით, რომელიც ერთეულად არის მიღებული. შემდეგ ავიღებთ მიღებული რიცხვების მებრუნებულ სიდიდეებს და დავიყვანთ მათ უმცირეს საერთო მნიშვნელზე; მნიშვნელებს მოვაცოლებთ, ხოლო მრიცხველის რიცხვებს კი ეწოდება მილერის ინდექსები. კუბური გისოსის შემთხვევაში ეს ოპერაცია უფრო მარტივია, რადგან

კრისტალოგრაფიული სიბრტყეების მიერ x, y, z ღერძებზე მოკვეთილი სიდიდეები გამოიხატება a -ს ჯერადი მთელი რიცხვებით. მაგალითად. წახნაგის სიბრტყე x ღერძზე მოკვეთს a -ს ტოლ მონაკვეთს, ანუ 1. შებრუნებული რიცხვი კვლავ 1 იქნება. y და z ღერძებთან წახნაგის სიბრტყე უსასრულობაში იკვეთება, შებრუნებული რიცხვები სათანადოდ იქნება 0 და 0. რადგან ეს მთელი რიცხვებია, საერთო მნიშვნელზე დაყვანა აღარ არის საჭირო და უჭუალოდ მიღებული რიცხვები არის მილერის ინდექსები. ამრიგად, წახნაგის სიბრტყის ინდექსებია (100) (ნახ. 6, ა).

დიაგონალის სიბრტყე x ღერძზე მოკვეთს a მონაკვეთს, ანუ 1; ასევე



ნახ. 7. კრისტალოგრაფიული მიმართულებები კუბურ გისოსში.

y ღერძზე, z ღერძთან კი უსასრულობაში გადაიკვეთება. შებრუნებული რიცხვებია 1, 1 და 0, ანუ დიაგონალის სიბრტყის ინდექსებია (110) (ნახ. 6, ბ).

ოქტაედრის სიბრტყე სამივე ღერძზე მოკვეთს a -ს ტოლ მონაკვეთებს და მისი ინდექსები შესაბამისად იქნება (111) (ნახ. 6, გ).

მიმართულებების ინდექსების განსაზღვრისათვის ვიღებთ ერთ რაიმე წერტილს ამ მიმართულებაზე. მაშინ წერტილის კოორდინატები გვაძლევს მიმართულების ინდექსებს (ნახ. 7). მაგალითად, A მიმართულებისათვის ავიღოთ წერტილი (1). მისი კოორ-

დინატებია 1, 0, 0, ე. ი. A მიმართულების ანუ კუბის წიბოს მიმართულების ინდექსებია [100]. B მიმართულების ანუ წახნაგის დიაგონალის მიმართულების ინდექსებია [110], ხოლო C მიმართულების, ანუ კუბის სივრცითი დიაგონალის მიმართულების ინდექსებია [111]¹. როგორც ნახაზებზე ვხედავთ (ნახ. 6, 7), ერთი და იგივე ინდექსების მქონე სიბრტყეები და მიმართულებები ერთმანეთის მართობია.

ჰე საკონალურ პრიზმაში კრისტალოგრაფიული სიბრტყე ორია: წახნაგის სიბრტყე (0110) და ფუძის სიბრტყე (0001) (ნახ. 8 ა, ბ).

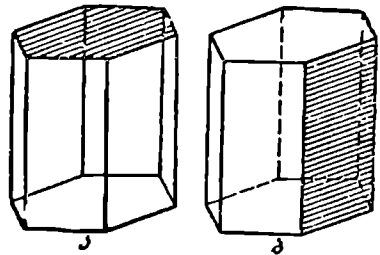
თუ განვიხილავთ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებს სივრცით და ცენტრებულ და წახნაგდაცენტრებულ კუბში, დავინახავთ, რომ ყოველი სიბრტყე ხასიათდება მასზე განლაგებულ ატომთა სხვადასხვა რაოდენობით, ანუ ატომთა სხვადასხვა სიმჭიდროვით. ცხადია, რომ კრისტალის

¹ კრისტალოგრაფიული სიბრტყეების ინდექსებს ათავსებენ მრგვალ ფრჩხილებში; ხოლო მიმართულების ინდექსებს—კვადრატულ ფრჩხილებში.

თვისება რაიმე მიმართულებით ძირითადად დამოკიდებულია ატომთა სიმჭიდროვეზე ადებულ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეზე ან მიმართულებაზე. და თუ ეს რაოდენობა სხვადასხვა სიბრტყეზე სხვადასხვაა, განსხვავებული იქნება თვისებებიც. კრისტალის სხვადასხვა მიმართულებით თვისებათა სხვადასხვაობა նის ერთ-ერთ დამახასიათებელ თვისებებურებას წარმოადგენს. კრისტალის ამ თვისებებურებას ანიზოტროპია ეწოდება. ამგვარად, თვისებათა ანიზოტროპია ყველა კრისტალს ახასიათებს. ანიზოტროპია ზედ ვნდება კრისტალის თითქმის ყველა თვისების მიმართ და რა, უფრო ნაკლებად სიმეტრიულია კრისტალური გისოსი, მით უფრო მკვეთრია ანიზოტროპია. მაგალითად, ჰექსაგონალური პრიზმის მქონე აგებულების კრისტალში ანიზოტროპია გაცილებით უფრო მკვეთრია, ვიდრე კუბური გისოსის მქონე კრისტალში. რკინის მონოკრისტალის შესწავლამ გვიჩვენა დრეკადობის მოდულის შემდეგი ანიზოტროპია: კუბის წიბოს მიმართულებით [100] დრეკადობის მოდული არის 13 500, წახნაგის დიაგონალის მიმართულებით [110] — 21 600, ხოლო კუბის სივრცითი დიაგონალის მიმართულებით [111] კი 29 000. სიმტკიცის ზღვარი ძალის მოქმედების მიმართულებისაგან დამოკიდებულებით იცვლება 15,6 კგ/მმ²-დან 22,8 კგ/მმ²-მდე, დენადობის ზღვარი — 8,2—13,2კგ/მმ² ზღვრებში, ხოლო ფარდობითი წაგრძელება — 17—84%-ის ზღვრებში.

სპილენძის მონოკრისტალი

(წახნაგდაცენტრებული კუბი) სხვადასხვა მიმართულებით შერდეგ თვისებებს იჩენს: კუბის წიბოს მიმართულებით [100] $\sigma_s = 14$ კგ/მმ², $\delta = 10\%$; წახნაგის დიაგონალის მიმართულებით [110] — $\sigma_s = 35$ კგ/მმ², $\delta = 35\%$; კუბის სივრცითი დიაგონალის მიმართულებით [111] — $\sigma_s = 20$ კგ/მმ², $\delta = 50\%$. პოლიკრისტალური ნიმუშისათვის $\sigma_s = 22$ კგ მმ², $\delta = 45\%$.



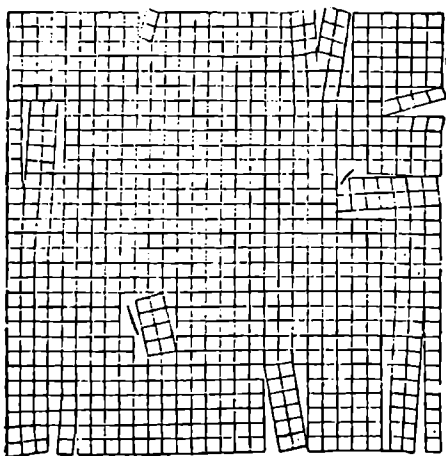
ნახ. 8. კრისტალოგრაფიული სიბრტყეები ჰექსაგონალურ პრიზმაში: ა—უფროსი სიბრტყე; ბ—წახნაგის სიბრტყე.

ამორფულ ნივთიერებაში, ატომთა განლაგების უსისტემობის გამო, სხვადასხვა მიმართულებით მათი რაოდენობა საშუალოდ ერთნაირია. ე. ი. სიმკიდროვე თანაბარია. ამის გამო, სხვადასხვა მიმართულებით ერთნაირი იქნება ნივთიერების თვისებებიც. ამ მოვლენას იზოტროპია ეწოდება.

ლითონში ატომების განლაგებას, მის ხასიათს, ატომური აგებულება ეწოდება. ატომური სტრუქტურის „დანახვა“ და მისი შესწავლა შესაძლებელი შეიქნა მხოლოდ მას შემდეგ, რაც ამ მიზნისათვის გამოყენეს რენტგენის სხივები (1913 წ.) და თუ მანამდე ლითონთა კრისტალური აგებულება მხოლოდ ჰიპოთეზას წარმოადგენდა, რენტგენის სხივების გამოყენების შემდეგ ჰიპოთეზა საესებით გამართლდა. რენტგენის სხივის ტალღის სიგრძე 0,005—2 Å-ის ზღვრებში იცვლება, ანუ იმავე რივისაა, რაც ატომებს შორის მანძილები კრისტალურ გისოსში. ამიტომ, როდესაც ლითონს ვაშუქებთ რენტგენის სხივებით, კრისტალოგრაფიული სიბრტყეებიდან ეს სხივები აირეკლება და ხდება მათი გაძლიერება. ფირზე ეს იძლევა ძლიერად განათებულ ზოლებს ან ლაქებს. ამიტომ შესაძლებელი შეიქნა ლითონის კრისტალური გისოსის შესწავლა. რენტგენის სხივებით გაშუქების შედეგად გამოვლენულ იქნა ატომთა განლაგება კრისტალურ გისოსში, გისოსის ხასიათი და მისი პარამეტრები. რადგან ატომური სტრუქტურის შესწავლა რენტგენის სხივებით ხდება, მას ხშირად რენტგენოსტრუქტურას უწოდებენ და თვით კვლევის ზეთოდს კი რენტგენოსტრუქტურულ ანალიზს.

3. რეალური კრისტალები

ზემოთ განხილული იყო კრისტალური გისოსები, რომლებიც გარკვეულად იდეალიზებულია. კრისტალური გისოსი წარმოდგენილია, როგორც მრავალჯერადი განმეორება ელემენტური უჯრედისა, სადაც ყველა გეომეტრიულ კვანძში განლაგებულია სათანადო ატომი. რეალურ კრისტალური გისოსი მოკლებულია იმ აბსოლუტურ სისწორეს, რომელიც



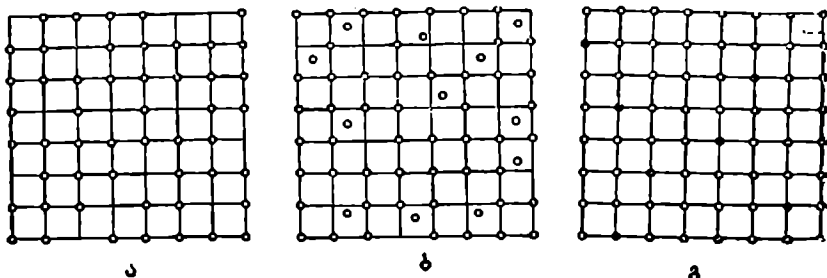
ნახ. 9. მოხაიკური სტრუქტურა რეალურ კრისტალში.

ჩვენ მას მივაწერეთ; იგი ყოველთვის გარკვეულად დამახინჯებულია, რაც კრისტალიზაციის პროცესის დროს რიგი შემთხვევითობით არის გამოწვეული. კრისტალური გისოსის დამახინჯება შეიძლება აყოს სხეულის სხვადასხვა სახის, ძირითადად ვხვდებით შემდეგი სახის დეფექტებს.

ი. მოხაიკური სტრუქტურა გისოსში ელემენტური

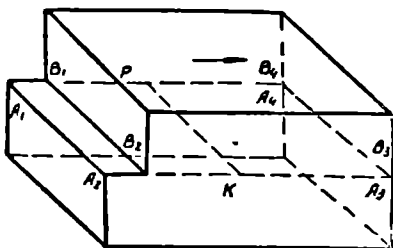
უჯრედების შთელი ჯგუფები ერთმანეთის მიმართ დაძრულია (შობრუნებულა) გარკვეული კუთხით ($15-20^\circ$). ასეთი დამახინჯების შედეგად მიღებულ რეალურ სტრუქტურას მოზაიკურ სტრუქტურას უწოდებენ (ნახ. 9). ამ გვარად, მი.ზაიკური სტრუქტურა შედგება კრისტალური გისოსების ცალკეული ბლოკებისაგან, რომლებიც ერთმანეთის მიართ შობრუნებულა ძალიან მცირე კუთხით, საზღვრებს ასეთ ბლოკებს შორის ეწოდება „საზღვრები მცირე კუთხით“ ან სუბსაზღვრები. ბლოკების სიდიდე გაიზომება 10^{-6} სმ (ელემენტური უჯრედი, როგორც ვიცით, იზომება 10^{-8} სმ-ით).

ბ. წერტილოვანი დეფექტები. კრისტალურ გისოსში შეიძლება ყველა კვანძი არ იყოს დაკავებული ატომებით, ე. ი. გისოსის



ნახ. 10. რეალური კრისტალი წერტილოვანი დეფექტებით: ა—კრისტალურა გისოსა ვაკანტური ადგილებით; ბ—კრისტალური გისოსი დაძრული (დაალოცირებული) ატომებით; გ—კრისტალური გისოსი უცხო ატომებით.

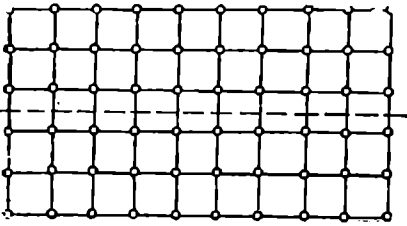
ზოგიერთი გეომეტრიული კვანძი თავისუფალია ატომებისაგან. ასეთ თავისუფალ ადგილებს ვაკანტური ადგილები ეწოდება (ნახ. 10, ა). გისოსში ვაკანტური ადგილების არსებობა განაპირობებს ლითონის საკუთარი ატომების და უცხო ატომების გადაადგილების—დიფუზიის შესაძლებლობას. წონასწორულ ლითონში ვაკანტური ადგილების რაოდენობა ძალიან მცირეა, მაგრამ ტემპერატურის ზრდასთან ერთად მატულობს და დნობის ტემპერატურის ახლო შეიძლება აღწევდეს ატომების საერთო რაოდენობის 1% .



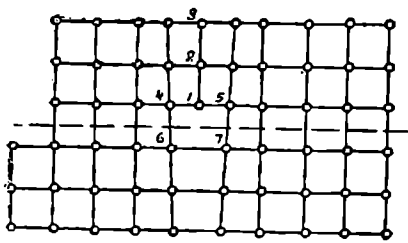
ნახ.11. ხაზოვანი დისლოკაცია კრისტალში.

კრისტალური გისოსის ზოგიერთი ატომი შეიძლება ამოვარდნილი, დაძრული იყოს თავისი ნორმალური მდებარეობიდან და იჭერდეს ადგილს გისოსის გეომეტრიულ კვანძებს შორის. ასეთ ატომს დაძრული ან დისლოცირებული ატომი ეწოდება, ხოლო მის მიერ დაკავებულ მდგომარეობას კი ირეგულარული, არარეგულარული მდგომარეობა, საპირის-

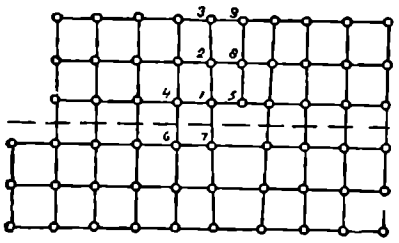
პიროდ იმ რეგულარული მდგომარეობისა, რომელიც ამ ატომს უნდა ეჭიროს გისოსის გეოტრიკულ კვანძში (ნახ. 10, ბ). დაბოლოს, წერტილოვან დეფექტს მიეკუთვნება აგრეთვე უცხო ატომი, რომელიც იმყოფება აღებულ კრისტალურ გისოსში და არღვევს მის ედეალურ აგებულებას (ნახ. 10, გ).



ა



ბ



გ

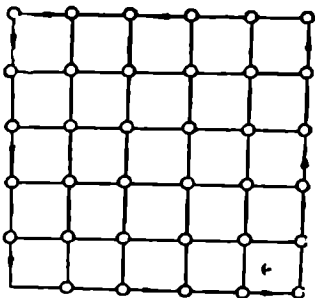
ნახ 12. ატომების განლაგება ხაზოვანი დისლოკაციის არსებობისას მის წართობ სიბრტყეში.

კრისტალის დამახინჯებამდე ატომებს ექნებოდათ იდეალურად კანონზომიერი განლაგება (ნახ. 12, ა), მაგრამ მას შემდეგ, რაც კრისტალის ზედა ნახევრის ნაწილი დაიძრა ერთი ატომპორისი მანძილით, ძვრის სიბრტყის ზემოთ ატომების სიმკიდროვე გაიზარდება და PK ხაზთან (PK ამ შემთხვევაში ნახაზის მართობულია) წარმოიქმნება ზედმეტი კრისტალოგრაფიული სიბრტყე 1, 2, 3, ე. წ. ექსტრასიბრტყე, რომე-

გ. ხაზოვანი დეფექტები. ხაზოვან დეფექტებს მიეკუთვნება ე. წ. დისლოკაციები. დისლოკაციები თავის მხრივ ორგვარია—ხაზოვანი და ხრახნული.

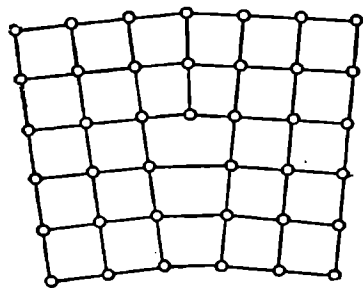
ხაზოვანი დისლოკაცია წარმოიქმნება მაშინ, თუ კრისტალის ერთი ნაწილი მეორის მიმართ დაძრულია მხოლოდ მის გარკვეულ ნაწილში. მაგალითად, ნე-11 ნახაზზე კრისტალის $B_1 B_2 B_3 B_4$ ნაწილი დაიძრა $A_1 A_2 A_3 A_4$ ნაწილის მიმართ, მაგრამ ძვრა განხორციელდა მხოლოდ მარცხნიდან PK ხაზამდე, მის მარჯვნივ კი ძვრას ადგილი არა აქვს. PK ხაზი მაშინ იქნება დისლოკაციის ხაზი და ასეთ დისლოკაციას ხაზოვანი დისლოკაცია ეწოდება. ცხადია, რომ PK ხაზთან კრისტალის ზედა ნაწილში ადგილი ექნება ატომების კონცენტრაციას. თუ განვიხილავთ ატომურ სიბრტყეს, რომელიც მართობია დისლოკაციისა და ნახაზზე კუბის წინა წახნაგს ან მის პარალელურ სიბრტყეს წარმოადგენს, დავინახავთ შეიძლე სურათს (ნახ. 12).

ლიც ნახაზის მართობულია და თავისი გვერდით ეყრდნობა PK დისლოკაციას. როგორც ვხედავთ, ძვრის სიბრტყის ზემოთ ატომები ნორმალურთან შედარებით დაახლოებულია ერთმანეთთან (4, 1, 5), ხოლო ძვრის სიბრტყის ქვემოთ კი პირიქით, დაცილებულია ერთმანეთისაგან (6 და 7), ე. ი. ზედა შრე შეკუმშულია, ხოლო ქვედა კი გაქიმული (ნახ. 12, ბ).

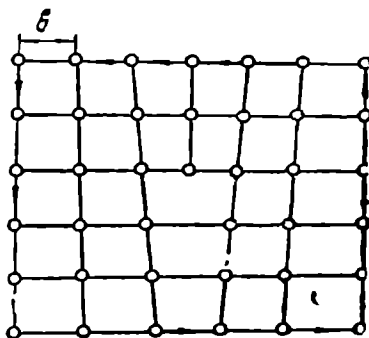


ასეთ მოვლენას ადგილი რომ ჰქონოდა ატომთა იზოლირებულ ჯგუფში, მოხდებოდა ამ ჯგუფის მოლიანი დამახინჯება (ნახ. 13). მაგრამ, რადგან ატომთა ეს ჯგუფი იზოლირებული არ არის, დეფორმაცია მოხდება სხოლოდ დისლოკაციის ახლო ფენებში და ირგვლივ წარმოიქმნება დამაბულობის ველი.

ასეთი ხაზოვანი დისლოკაცია, რომელიც



ნახ. 13. იზოლირებული ატომთა ჯგუფი დისლოკაციის არსებობის პირობებში.



ნახ. 14. ბიურგერის ვექტორი ხაზოვანი დისლოკაციის არსებობის პირობებში.

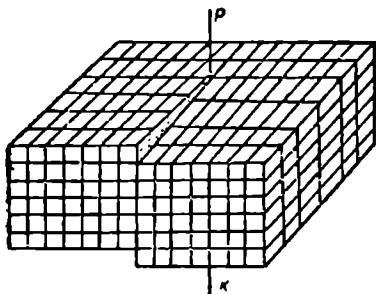
დესაც ექსტრასიბრტყე ძვრის სიბრტყის ზემოთ არის განლაგებული, პირობით მიღებულია დადებით დისლოკაციად. თუ ანალოგიური ექსტრასიბრტყე განლაგდება ძვრის სიბრტყის დაბლა, საქმე გვექნება უარყოფით დისლოკაციასთან.

რადგან ხაზოვანი დისლოკაციების ირგვლივ წარმოიქმნება დამაბულობის ველი, ეს დისლოკაციები მოქმედებენ ერთმანეთზე, კერძოდ, ერთი და იმავე ნიშნის დისლოკაციები განიზიდებიან ერთმანეთისაგან, სხვადასხვა ნიშნის დისლოკაციები კი პირიქით, მიიზიდებიან.

ხაზოვანი დისლოკაციის დამახასიათებელია ის, რომ მას გააჩნია გადაადგილების უნარი. მე-12 ბ და გ ნახაზებზე ჩანს, რომ ექსტრასიბრტყე

ტყე 1, 2, 3-ა ე. ი. PK დისლოკაცია გადაადგილდა ერთი ატომ-
შორისი მანძილით. ექსტრასიბრტყე ახლა არის 5, 8, 9.

ეს გადაადგილება საკმაოდ ადვილად ხორციელდება, ამიტომ ძვრის
სიბრტყის გასწვრივ დისლოკაცია
ძალიან ადვილად გადაადგილდე-
ბა. ვაცილებით უფრო ძნელია
მისი გადასვლა ერთი სიბრტყი-
დან მეორეში (გადაცოცება).



ნახ. 15. ხრახნული დისლოკაცია.

ხაზოვანი დისლოკაციის/მი-
ერ გამოწვეულ დამახინჯებას გარ-
კვეულად ახასიათებს ე. წ. ბიურ-
გერსის ვექტორი. თუ დაუმახინ-
ჯებელ იდეალურ გისოსში შემოვ-
ხაზავთ რაიმე ბრტყელ არეს, მა-
გალითად ექვსი ატომის შემცვე-

ლობით ორივე მიმართულებით, დავინახავთ, რომ კონტური შეიკვრება.
მაგრამ თუ ასეთივე კონტურს შესოვხაზავთ არეში, სადაც გვაქვს ხაზო-
ვანი დისლოკაცია, კონტური არ შეიკვრება ერთი ატომშორისი მანძი-
ლით b , რომელსაც ბიურგერსის ვექტორი ეწოდება (ნახ. 14).

ბიურგერსის ვექტორი ხაზოვანი დისლოკაციის მართობულია. ჩვენ
შემთხვევაში დისლოკაცია ნახაზის მართობულია, ბიურგერსის ვექტორი
კი ნახაზის სიბრტყეში იმყოფება.

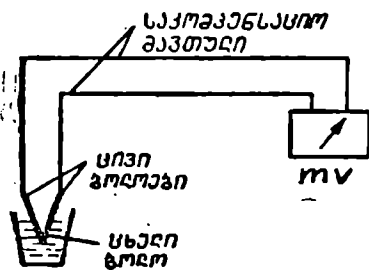
ხრახნული დისლოკაცია მიიღება მაშინ, როდესაც კრის-
ტალის ერთი ნაწილი მეორის მიმართ ნაწილობრივ დაძრულია: ნა-
პირზე—ერთი ატომშორისი მანძილით, შიგნით კი ეს მანძილი თანდა-
თან მცირდება. დაძვრის სიბრტყის მარცხნივ კრისტალი უცვლელია,
მარჯვნივ კი რაღაც გარკვეულ მანძილზე პორიზონტალური კრისტალო-
გრაფიული სიბრტყეები დამახინჯებულია (ნახ. 15). ამ შემთხვევაში დის-
ლოკაცია PK ძვრის სიბრტყეში მდებარეობს. აქაც დისლოკაციას შეუ-
ძლია გადაადგილება ამ ძვრის სიბრტყეში და ამრიგად კრისტალის და-
ძრული ნაწილის სიდიდე გაიზარდება.

§ 2. სუზთა ლითონების კრისტალიზაცია (ბაზუარება)

როგორც ზემოთ ვთქვი, ლითონთა თვისებები, უპირველეს ყოვ-
ლისა, გამომდინარეობს ატომის აგებულებიდან, შემდეგ კი ატომთა გან-
ლაგებიდან კრისტალურ გისოსში. კრისტალური გისოსები თავის მხრივ
კიდევ ჯგუფდებიან და ქმნიან უფრო მსხვილ წარმონაქმნებს—მარცვ-
ლებს, რომელთა ბუნება აგრეთვე მნიშვნელოვნად მოქმედებს ლითონის
თვისებებზე.

ქრისტალური გისოსების წარმოქმნა და მათი შემდგომი დაჯგუფება ძირითადად თხევადი ლითონის გამყარების (ქრისტალიზაციის) პროცესში მიმდინარეობს, ამიტომ ლითონების დახასიათებისათვის მეტად მნიშვნელოვანია ზათი ქრისტალიზაციის პროცესის შესწავლა. ჩვეულებრივად მიმართავენ მთლიანი გაცივების პროცესის შესწავლას. ლითონთა შესწავლის ამ მეთოდს კვლევის თერმული მეთოდი ეწოდება. თერმული ანალიზი მდგომარეობს იმაში, რომ შეისწავლება ტემპერატურის ვარდნის (ან მატების) კანონზომიერება დროში. კვლევის შედეგები გამოიხატება კოორდინატთა სისტემაში „ტემპერატურა—დრო“ შიუღით, რომელსაც გაცივების (გახურების) მრუდი ეწოდება.

თერმული კვლევის ჩასატარებლად საჭიროა მაღალი ტემპერატურების გაზომვა, რაც თერმო-ელექტრული პირომეტრით წარსობს (ნახ. 16). პირომეტრი შედგება თერმოწყვილისა და გალვანომეტრისაგან. თერმოწყვილი არის ორი სხვადასხვა ლითონის მავთული, რომელთა თითო ბოლო ურთიერთმირჩილულია (ე. წ. ცხელი ბოლო), ხოლო თავისუფალ ბოლოებზე, ე. წ. ცივ ბოლოებზე მიერთებულია გალვანომეტრი. თუ მირჩილული ბოლო ხურდება, თერმოწყვილის ცივ ბოლოებს შორის წარმოიშეება თერმოელექტრომამოძრავებელი ძალა, რომელსაც



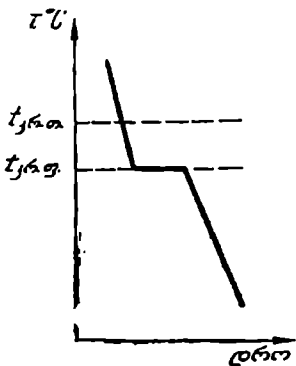
ნახ. 16. პირომეტრის სქემა.

ასახავს გალვანომეტრის ისარი. თერმოელექტრომამოძრავებელი ძალა მირჩილულ ბოლოსა (ცხელი ბოლო) და თავისუფალ ბოლოებს შორის (ცივი ბოლოები) ტემპერატურათა სხვაობის პროპორციულია. ამიტომ, თუ ცივი ბოლოების ტემპერატურა მუდმივი იქნება, ყოველ ცალკე შემთხვევაში გალვანომეტრის ისრის გადახრის მიხედვით შეიძლება მსჯელობა იმ არის ტემპერატურაზე, რომელშიც ჩაშვებულია თერმოწყვილის ცხელი ბოლო. პირომეტრი-

სათვის გამოყენებული გალვანომეტრის სკალა ჩვეულებრივად უშუალოდ ტემპერატურაზეა გრადუირებული, ე. ი. თერმოელექტრომამოძრავებელი ძალის გავლენით გადახრილი ისარი ხელსაწყოს სკალაზე უშუალოდ ტემპერატურას გვიჩვენებს.

სუფთა ლითონის გაცივების მრუდის ზოგადი სახე წარმოდგენილია მე-17 ნახაზზე. როგორც ვხედავთ, გამდნარი და გადახურებული ლითონის ტემპერატურა მდოვრედ ეცემა მანამდე, ვიდრე მასში არავითარი გარდაქმნები არ მიმდინარეობს. ტემპერატურის ვარდნა ამ დროს გამოწვეულია იმით, რომ გამდნარი ლითონი თავის სითბოს ატმოსფეროში ვასცემს. გარკვეული დროისათვის ტემპერატურის ვარდნა წყდება. ეს

პერიოდი შეესაბამება ლითონში კრისტალიზაციის პროცესის საწყისს. ამ დროს გაიყოფილი კრისტალიზაციის ფარული სითბო აკომპენსირებს ლითონის მიერ ატმოსფეროში გაცემულ სითბოს; ტემპერატურა



ნახ. 17. სუფთა ლითონის გაცივების მრ. დროს ზოგადი სხე.

უცვლელია მანამდე, ვიდრე არ გამყარდება თხევადი ლითონის უქანასკნელი წვეთი. ამის შემდეგ კრისტალიზაციის ფარული სითბოს განაყოფა წყდება და ტემპერატურის ვარდნა სითბოს ატმოსფეროში გაცემის გამო კვლავ გრძელდება. ამგვარად, გაცივების მრუდზე მიიღება ჰორიზონტალური ბაქანი, რომლის ტემპერატურა შეესაბამება სუფთა ლითონის კრისტალიზაციის ტემპერატურას.

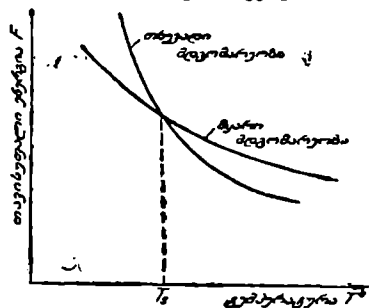
აღსანიშნავია, რომ კრისტალიზაციის (დნობის) ტემპერატურა ერთნაირად დამახასიათებელია როგორც მყარი, ისე თხევადი მდგომარეობისათვის.

თქმული ადვილი გასაგებია, თუ სისტემის დახასიათებისათვის გამოვიყენებთ თავისუფალ ენერგიას I' (თავისუფალი ენერგია ეწოდება შინაგანი ენერგიის იმ ნაწილს, რომელიც შეიძლება გარდაიქმნას მუშაობად).

თქმული ადვილი გასაგებია, თუ სისტემის

დიაგრამა (ნახ. 18) ამყარებს დამოკიდებულებას სისტემის თავისუფალ ენერგიასა და ტემპერატურას შორის. ნახაზზე ნაჩვენებია ორი

მრუდი—თხევადი და მყარი მდგომარეობისათვის. როგორც ვხედავთ, ორივე შემთხვევაში ტემპერატურის მატებასთან ერთად თავისუფალი ენერგია კლებულობს. მაგრამ მისი კლების კანონზომიერება სხვადასხვაა, ამიტომ გარკვეულ T_1 წერტილში ბრუნდები იკვეთება. ამასთან ცნობილია, რომ სისტემა ყოველთვის მიისწრაფვის ისეთი მდგომარეობისაკენ, რომელიც ხასიათდება მინიმალური ენერგიით, მაშინ, მრუდების გადაკვეთის მარჯვნივ, ე. ი. მაღალ ტემპერატურებზე სისტემისათვის უფრო ხელსაყრელია თხევადი მდგომარეობა, რადგან ამ მდგომარეობაში იგი ნაკლები თავისუფალი ენერგიით ხასიათდება; მარცხნივ კი—დაბალ ტემპერატურაზე—უფრო ხელსაყრელია მყარი მდგომარეობა. ამგვარად T_1 შეესაბამება კრისტალიზაციის ტემ-

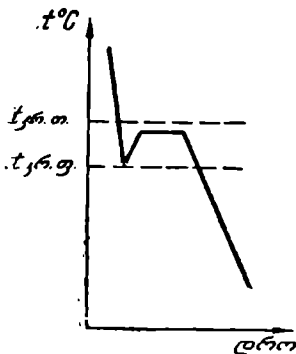


ნახ. 18. თხევადი და მყარი მდგომარეობის თავისუფალი ენერგიის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.

რატურებზე სისტემისათვის უფრო ხელსაყრელია თხევადი მდგომარეობა, რადგან ამ მდგომარეობაში იგი ნაკლები თავისუფალი ენერგიით ხასიათდება; მარცხნივ კი—დაბალ ტემპერატურაზე—უფრო ხელსაყრელია მყარი მდგომარეობა. ამგვარად T_1 შეესაბამება კრისტალიზაციის ტემ-

პერატურას და მას კრისტალიზაციის თეორიული ტემპერატურა ეწოდება ($t_{კრ.თ}$). როგორც ვხედავთ, ეს ტემპერატურა ერთნაირად არის დამახასიათებელი როგორც თხევადი, ისე მყარი მდგომარეობისათვის, რადგან დიაგრამის ორივე მრუდზე მდებარეობს. ამრიგად, გაცივების პროცესში T_c ტემპერატურის ბილწევისას რეალურად კრისტალიზაციის პროცესი არ დაიწყება, რადგან იგივე T_c თხევად მდგომარეობასაც ახასიათებს: T_c ტემპერატურა არის თხევადი და მყარი მდგომარეობის წონასწორული ტემპერატურა.

იმისათვის, რომ გაცივების დროს რეალურად დაიწყოს კრისტალიზაციის პროცესი, საჭიროა ლითონის ტემპერატურა შეეცირდეს T_c წონასწორულ ტემპერატურასთან შედარებით, ანუ, როგორც ანბობენ, უნდა მოხდეს გადაცივება (ნახ. 19). ამის შემდეგ კრისტალიზაციის პროცესი უკვე შესაძლებელია, რადგან ყოველ ტემპერატურაზე, რომელიც T_c ზედაბალია, იყარი მდგომარეობა ნაკლები ენერგიით ხასიათდება, ვიდრე



ნახ. 19. გაცივების მრუდის რეალური სახე.

თხევადი და მყარი მდგომარეობის თავისუფალი ენერგიების მოუღებს (შორის), ამიტომ, მით უფრო ინტენსიურად მიმდინარეობს კრისტალიზაციის პროცესი. გამოყოფილი ფარული სითბოს ხარჯზე ტემპერატურამ კრისტალიზაციის პროცესში შეიძლება რამდენადმე აიწიოს და მიუახლოვდეს კრისტალიზაციის თეორიულ ტემპერატურას (ნახ. 19) ან კიდევაც მიაღწიოს მას. კრისტალიზაციის პროცესის დამთავრების შემდეგ გრძელდება ტემპერატურის ნორმალური ვარდნა.

ტემპერატურათა სხვაობას $t_{კრ.თ} - t_{კრ.ფ}$ (ნახ. 19) ეწოდება გადაცივების ხარისხი. გადაცივების ხარისხი დაღ ვაგულენას ახდენს კრისტალიზაციის პროცესზე, კერძოდ, იგი განაპირობებს კრისტალიზაციის პროცესის ინტენსივობას.

§ 3. კრისტალიზაციის თეორია

დიდი ხნის განმავლობაში ფიქრობდნენ, რომ ნივთიერება თხევად მდგომარეობაში თავისი აგებულებით მეტად უახლოვდება აირადს, ვიდრე მყარს. შემდეგ ეს აზრი შეიცვალა. თანამედროვე გაგებით, თხევადი ლითონი თავისი არსებობის ტემპერატურულ ინტერვალში მნიშვნელოვნად ცვლის აგებულებას და ძალიან დიდი გადახურებებს დროს გარკვეულად ემსგავსება აირად ზღვომარეობას, მაგრამ ტემპერატურის ვარდნასთან ერთად სულ უფრო უახლოვდება მყარ მდგომარეობას.

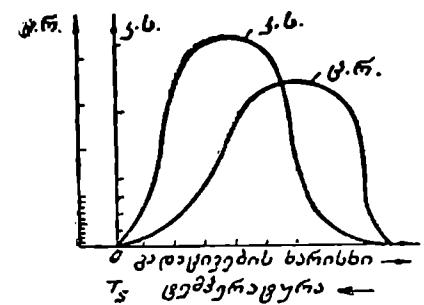
გადახურებულ თხევად ლითონში ატომები თითქმის სავსებით ნებისმიერადაა განლაგებული. ტემპერატურის დაწვეასთან ეს აგებულება იცვლება, ატომები გარკვეულ ნომენტში და გარკვეულ ადგილას ქინიან ატომთა ჯგუფებს, როგორც თავისი შენებით მომავალი კრისტალური გისოსების მსგავსი არიან. თუ ნებისმიერ ჯგუფში ავიღებთ ერთ რომელიმე ატომს და მის მიმართ განვიხილავთ მთელ ჯგუფს, დავინახავთ, რომ ატომების მოწესრიგებული განლაგება ვრცელდება შედარებით მოკლე მანძილზე და შემდეგ მოუწესრიგებელში გადადის, ე. ი. თხევად ლითონში გაბატონებულია მხოლოდ „ახლო წყობა“, განსხვავებით მყარი ლითონისაგან, სადაც ადგილი აქვს „შორ წყობას“.

თხევად ლითონში მყოფ ატომთა მოწესრიგებული ჯგუფები ლითონის მთელ მოცულობაში მუდმივად განიკლიან წარმოშობა-გაქრობას. რაც უფრო მაღალია ლითონის ტემპერატურა, მით უფრო ნაკლებია ასეთი ჯგუფების რაოდენობა და ნათი არსებობის დრო, ე. ი. მით უფრო შესუსტებულია „ახლო წყობა“, თუმცა პრაქტიკულად 200—300°-მდე გადახურებისას იგი ჯერ კიდევ მცლადნდება თხევად ლითონში. რაც უფრო დაბალია თხევადი ლითონის ტემპერატურა, მით მეტია ამ ჯგუფების რაოდენობა და ხანგრძლივია ყოველი მათგანის არსებობა. ბოლოს, რაღაც გარკვეულ ტემპერატურაზე, ატომთა ეს ჯგუფები იქცევა მდგრად ჯგუფებად, რომლებიც ლითონისათვის კრისტალიზაციის ცენტრების როლში გამოდის. ასეთ ცენტრებს კრისტალიზაციის თვითნებური ცენტრები ეწოდება. კრისტალიზაციის მდგრად ცენტრებზე იწყება ლითონის ელემენტური ნაწილაკების დაშენება—კრისტალების ზრდა, ე. ი. იწყება კრისტალიზაციის პროცესი, რომელსაც თვითნებური, ანუ სპონტანური კრისტალიზაცია ეწოდება.

კრისტალიზაციის პროცესი შეიძლება კრისტალიზაციის ხელოვნური ცენტრებიდანაც დაიწყოს (მაგალითად, ძნელდნობადი არალითონური ჩანართები და სხვ.). ამჟამად დადგენილია, რომ რეალური ლითონების კრისტალიზაციის პროცესში კრისტალიზაციის ხელოვნურ ცენტრებს წამყვანი როლი უნდა მიენიჭოს.

კრისტალიზაციის პროცესზე გავლენას ახდენს მრავალი ფაქტორი, მაგალითად, გადახურების ტემპერატურა, დაყოვნება ამ ტემპერატურაზე.

ჯადაცივების სიჩქარე, ჭურჭლის კედლების მდგომარეობა, ლითონის სისუფთავე და სხვ. აღნიშნულის გამო კრისტალიზაციის პროცესი ძალიან რთულია და თეორია, როგელიც განიხილავს ამ პროცესს ყველა მოქმედი ფაქტორის გათვალისწინებით, ჯერჯერობით არ არსებობს. ამიტომ კმაყოფილებიან კრისტალიზაციის არსებული თეორიით, რომელიც პროცესს იხილავს მხოლოდ ორი პარამეტრისაგან დამოკიდებულებით. ეს პარამეტრებია: 1. გამდნარი ლითონის ერთ კუბურ მილიმეტრი ერთი წამის გახადვლობაში ჩასახულ ცენტრთა რიცხვი— Γ . 2. ჩასახულ ცენტრთა ზრდის ხაზობრივი სიჩქარე v —კრისტალიზაციის სიჩქარე— v . აღნიშნული თეორიის თანახმად ორივე ეს პარამეტრი დამოკიდებულია გადაცივების ხარისხზე, რაც შემდეგი მრუდებით გამოისახება (ნახ. 20). როგორც ვხედავთ, კრისტალიზაციის თეორიულ T_c ტემპერატურაზე კრისტალიზაციის ორივე პარამეტრი ნულის ტოლია და პრაქტიკულად კრისტალიზაცია არ მიმდინარეობს, რაც სავევებით ეთანადება ზემოთხსენებულ მოსაზრებებს და დიაგრამებს (ნახ. 18, 19).



ნახ. 20. კრისტალიზაციის ცენტრების რიცხვისა (Γ , რ.) და სიჩქარის (v , ს.) დამოკიდებულება გადაცივების ხარისხზე.

გარკვეული გადაცივების შემდეგ კრისტალიზაციის ცენტრთა რიცხვიც და კრისტალიზაციის სიჩქარეც გარკვეულ სიდიდეს აღწევს, ანუ ხდება ცენტრების ჩასახვა და მათი ზრდა. იწყება კრისტალიზაციის პროცესი. კრისტალიზაციის პროცესი მყოფ ლითონში ერთდროულად ორი ფაქტორი მოქმედებს. ერთი მხრივ,

რაც უფრო დიდი გადაცივებით მიმდინარეობს პროცესი, მით უფრო მეტია სყარი მდგომარეობის ხელსაყრელობა თხევად მდგომარეობასთან შედარებით (ნახ. 18). ამიტომ მით უფრო ინტენსიურია კრისტალიზაციის პროცესი. ეს არის თერმოდინამიკური ფაქტორი, რომელიც პროცესის მთავარ მამოძრავებელ ძალას წარმოადგენს. მეორე მხრივ კი, რაც უფრო მეტია გადაცივების ხარისხი, ე. ი. დაბალია კრისტალიზაციის ფაქტიური ტემპერატურა, მით უფრო ბლანტია ლითონი, გაძნელებულია დიფუზია და მით უფრო ძნელად მოხდება მასში კრისტალიზაციის ცენტრების ჩასახვა და მათი ზრდა, რადგან ამას ნივთიერების ნაწილაკთა გადაადგილება ესაჭიროება. ეს, რასაკვირველია. აძნელებს კრისტალიზაციას. ამგვარად, კრისტალიზაციის პროცესის ინტენსივობაზე ერთმანეთის საწინააღმდეგო ფაქტორები მოქმედებენ. სწორედ ამით აიხსნება კრისტალიზაციის ცენტრებისა და კრისტალიზაციის სიჩქარის გადაცივების ხარისხზე დამოკიდებულების ხასიათი, რომელსაც მრუდები გვიჩვენ-

ნებს (ნახ. 20). პირველად, გადაცივების ხარისხის ზრდასთან ერთად, კრისტალიზაციის პროცესზე მოქმედ ფაქტორთაგან პირველის გავლენა უპირატესია, ამიტომ ორივე მრუდს (კ. რ. და კ. ს.) აღმავალი ხასიათი აქვს. მაგრამ შემდეგ, გარკვეული ტემპერატურიდან დაწყებული, მეორე, ე. ი. დიფუზიური ფაქტორი უფრო ძლიერი ხდება და მიუხედავად თერმოდინამიკური ფაქტორის განუხრელი ზრდისა, კრისტალიზაციის ორივე პარამეტრი კლებას იწყებს; მრუდები დაღმავალ ხასიათს იღებს-

ბოლოს, გარკვეული გადაცივების დროს კრისტალიზაციის ორივე ფაქტორი ნულის ტოლი ხდება, ე. ი. ასეთი გადაცივებისას პრაქტიკულად კრისტალიზაციის პროცესი შეუძლებელი ხდება. მაგრამ ტემპერატურის შეცვლების გამო ნივთიერების სიბლანტე სულ იზრდება, უბრალოდ რომ ვთქვათ, ნივთიერება მყარდება კრისტალიზაციის გარეშე, კრისტალიზაციის ცენტრების ჩასახვისა და მათი ზრდის გარეშე. ასეთ პირობებში ნივთიერება ამორფულ მდგომარეობაში მყარდება.

აღწერილი კარგად ასურათებს თანაბედროვე აზრს იმის შესახებ, რომ არ არსებობს ცალკე კრისტალური და ამორფული ნივთიერებანი, არამედ არსებობს ნივთიერების კრისტალური და ამორფული მდგომარეობა, რომელიც დამოკიდებულია თვით ნივთიერების თვისებებზე და გარე პირობებზე—ძირითადად გადაცივების ხარისხზე. გადაცივების ხარისხი, თავის მხრივ, უპირველეს ყოვლისა, ნივთიერების ბუნებრივ თვისებას წარმოადგენს, მაგრამ დამოკიდებულია აგრეთვე გაცივების სიჩქარეზე. რაც უფრო დიდი სიჩქარით ხდება გაცივება, მით უფრო მეტი გადაცივების მიღწევაა შესაძლებელი.

კერძოდ, იმ ნივთიერებებისათვის, რომელთაც ჩვენ ამორფულს ვუწოდებთ (ფისი, ცვილი, მინა), ბუნებრივ პირობებში არსებული გაცივების სიჩქარეები უზრუნველყოფს ისეთ დიდ გადაცივებას, რომელიც არამც თუ კრისტალიზაციის მრუდების დაღმავალ შტოს, არამედ კ. ც. და კ. ს. ნულოვან წინწინელობასაც იძლევა. ამიტომ ეს ნივთიერებები ჩვეულებრივ პირობებში ყოველთვის ამორფულ მდგომარეობაშია. თუმცა ხელოვნურად შეიძლება შეექმნათ ისეთი პირობები, როდესაც გადაცივების ხარისხი შემცირებული იქნება. ამისათვის შეგვიძლია, მაგალითად, ნივთიერებაში შევიტანოთ კრისტალიზაციის ხელოვნური ცენტრები. მაშინ კ. ც. და კ. ს. მნიშვნელობა ნულოვანი აღარ არის, გაცივების პროცესში კრისტალიზაციის ცენტრები ჩაისახება და მივიღებთ კრისტალიზაციის პროცესს, ე. ი. ამორფული ნივთიერება“ იქცევა კრისტალურ ნივთიერებად, ანუ, უკეთ რომ ვთქვათ, ნივთიერება ნაცვლად ამორფული მდგომარეობისა, გამყარდება კრისტალურ მდგომარეობაში.

ლითონებში, პირიქით, ჩვეულებრივ პირობებში კრისტალიზაცია მცირე გადაცივებით მიდის და შესაძლებელი გაცივების სიჩქარეებით უზრუნველყოფს გადაცივების ისეთ ხარისხს, რომ ყოველთვის ვიმყოფე-

ბით კრისტალიზაციის მრუდების აღმავალ შტოებზე (დაღმავალ შტოზეც ვერ გადავდივართ, არამცთუ კრისტალიზაციის პარამეტრების წკლოვან ნინიწენლობაზე), ამიტომ ლითონები ყოველთვის მყარდება კრისტალურ მდგომარეობაში.

მას შემდეგ, რაც მეცნიერებაში დამკვიდრდა აზრი, რომ ყოველი ნივთიერება პირობებისაგან დამოკიდებულებით შეიძლება იყოს როგორც კრისტალურ, ისე ამორფულ მდგომარეობაში, დაიწყო ლითონების ამორფულ მდგომარეობაში მიღების ცდები. ეს ცდები გარკვეული შედეგებით დაგვირგვინდა და მიღებულ იქნა ლითონი ამორფულ მდგომარეობაში. მაგრამ ეს შესაძლებელი შეიქნა მხოლოდ რამდენიმე მიკრონის სისქის შრეში, რადგან მხოლოდ ასე მცირე შრეებშია შესაძლებელი შივალწიოთ ამორფული მდგომარეობის მიღებისათვის საჭირო გაცივების ძალიან დიდ სიჩქარეებს. ამორფულ მდგომარეობაში ლითონის მიღებისათვის მეორე მთავარ პირობას წარმოადგენს მისი ძალიან მაღალი სისუფთავე, რადგან, როგორც ვთქვით, ლითონში არსებულმა უცხო ჩანართებმა შეიძლება კრისტალიზაციის ცენტრების როლი შეასრულოს და მაშინ გადაცივების საჭირო ხარისხის მიღება კრისტალიზაციის პროცესის გარეშე (მისი გვერდის ახვევით) შეუძლებელი ხდება.

§ 4. ლითონთა შიკრი და მაკროსტრუქტურა; სტრუქტურული ძველება

ა. კრისტალურ წარმონაქმნთა ფორმა

კრისტალიზაციის ხელოვნური ან თვითნებური ცენტრებიდან კრისტალების ზრდის პროცესი შეიძლება სხვადასხვაგვარად მიმდინარეობდეს და ამის მიხედვით შედეგიც სხვადასხვა იქნება.

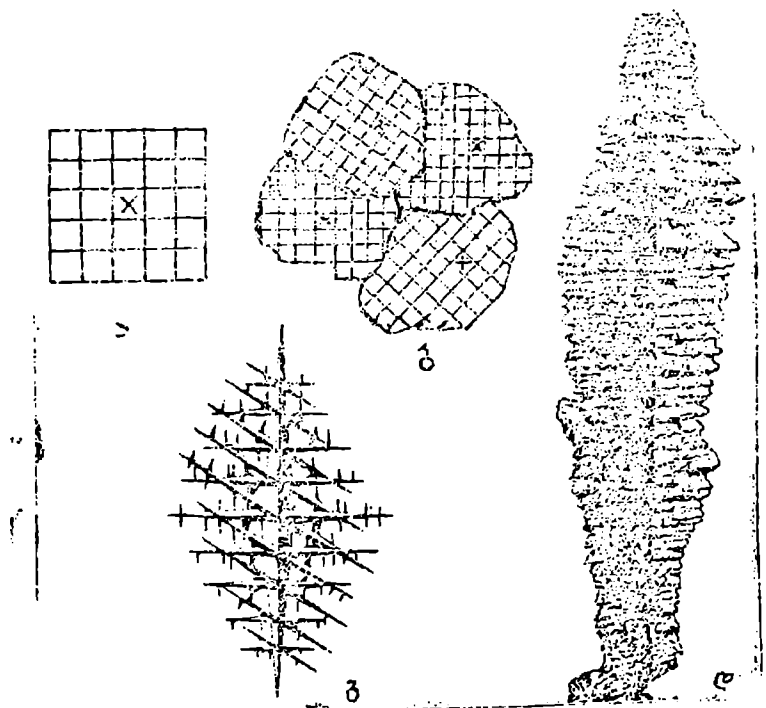
1. თუ კრისტალის ზრდა ლითონში ერთი ცენტრიდან მიმდინარეობს, წარმოიშობა სწორი გეომეტრიული ფორმის სრულწახნაგოვანი კრისტალი, რომელიც თავისი გარეთა ფორმით ელემენტური გისოსის მსგავსია (ნახ. 21, ა). ასეთ კრისტალს, ჩვეულებრივ, მონოკრისტალს უწოდებენ.

2. თუ კრისტალიზაცია ერთდროულად რამდენიმე ცენტრიდან მიმდინარეობს, პირველად ადგილი აქვს სწორი კრისტალების ზრდას, მაგრამ შეხვედრისას ისინი ზღუდავენ ერთმანეთის თავისუფალ ზრდას და იღებენ დამახინჯებულ გარეგნულ ფორმას, ანუ წარმოიშობა შიგნით სწორი კრისტალური შენების და დამახინჯებული ზედაპირის მქონე ჯგუფები— მარცვლები (ნახ. 21, ბ).

3. კრისტალისათვის დამახასიათებელი ანიზოტროპულობის გამო მისი ზრდა სიფერის სხვადასხვა ღერძის გასწვრივ სხვადასხვა სიჩქარით ხდება. ჯერ წარმოიშობა ე. წ. პირველი რიგის ღერძები, შემდეგ მეორე რიგის და ა. შ. ამრიგად, მიიღება კრისტალის ხისმაგვარი ჩონ-

ჩხი, რომელსაც დენდრიტი ეწოდება (ბერძნულად δένδριον—^ბე). შემდეგ უკვე ხდება დენდრიტის შიგნით სივრცეების შესება მარცვლამდე. ზოგიერთ შემთხვევაში კრისტალიზაცია შეიძლება დამთავრდეს ყველა დენდრიტის შევსებამდე, მაშინ მიიღება მკვეთრად გამოსახული დენდრიტი (მაგალითად, ლითონის ზედაპირზე, ჩაჯდომის ნივარაში) (ნახ. 21 გ, დ).

ლითონები, როგორც წესი, მყარდება მარცვლების ან დენდრიტების სახით და მათ პოლიკრისტალური აგებულება აქვთ, მაგონ სპეცი-



ნახ. 21. კრისტალების წარმოქმნა: ა—სრულწინაგონი კრისტალი; ბ—მარცვლები; გ—თუჯის დენდრიტი; დ—ფოლ. დის დენდრიტი

ალური ჩარევის გზით შესაძლებელია მონოკრისტალების გაზრდა, რამაც ბოლო ხანს ტექნიკის ზოგიერთ დარგში განსაკუთრებული გავრცელება პოვა. ასეთია, მაგალითად, ნახევრად გამტარების წარმოება და სხვ.

აღსანიშნავია, რომ ლითონში ჩასახული კრისტალიზაციის ცენტრები სივრცეში ნებისმიერად არის განლაგებული. ამის გამო მრავალმხრივლოვანი—პოლიკრისტალური აგებულების ლითონი კარგადაა ცალკე კრისტალისათვის დამახასიათებელ ანიზოტროპულობას და სხვადასხვა მიმართულებით იქნის ერთსა და იმავე თვისებებს. ამ მოვლენას ეწოდება კვაზიზოტროპულობა (მოჩვენებითი იზოტროპულობა).

ლითონები, როგორც ვთქვით, მყარდება მარცვლების ან დენდრიტების სახით. ცალკეული ცენტრებიდან მზარდი მარცვლები კრისტალიზაციის გარკვეულ მომენტში ხედებიან ერთმანეთს. იქ, სადაც მარცვლები ან დენდრიტები ხედებიან ერთმანეთს, წარმოიქმნება მარცვლების საზღვრები. ეს საზღვრები უმეტეს შემთხვევაში უსწორპასწორია, რადგან გაპირობებულია მეზობელი, ნებისმიერად ორიენტირებული მარცვლების ზრდით.

მარცვლები ერთმანეთის მიმართ მობრუნებულია დიდი კუთხით, ამიტომ წარმოქმნილ საზღვრებს ეწოდება „საზღვრები დიდი კუთხით“. მხოლოდ ზოგიერთ შემთხვევაში, განსაკუთრებულ პირობებში, მარცვლების ურთიერთმობრუნების კუთხეები მცირდება და რაღაც საშუალო სიდიდეს იღებს. მაშინ ანბობენ, რომ ადგილი აქვს მარცვლების უპირატეს ორიენტაციას, ანუ ტექსტურას.

მარცვლების საზღვრების ბუნება დღემდე უცნობია.

ამჟამად გაბატონებული აზრის თანახმად, მარცვლების საზღვრებში ატომები იჭერენ რაღაც საშუალო, კომპრომისულ, ე. წ. ირეგულარულ მდებარეობას. ორი კრისტალური გისოსის მიმართ, ანუ გარდაშვალ ორიენტაციას კმნიან. ფიქრობენ, რომ ასეთი ატომების შრე 2—3 ატომშორისი მანძილით განისაზღვრება (ანუ რაც იგივეა, სისქეში ორსამ ატომს შეიცავს).

მარცვლების საზღვრებში თავს იყრის აგრეთვე ლითონში არსებული არალითონური ჩანარები. გარდა ამისა, შენადნობების მარცვლების საზღვარი შეიძლება განსხვავებული კიმიური შედგენილობის იყოს, რადგან სხვადასხვა კიმიური ელემენტები მარცვლის ზედაპირზე მოკარბებული ან ნაკლები რაოდენობითაა და სხვ. მარცვლების საზღვარში არსებულ ნეთიერებას, როგორც არ უნდა იყოს იგი, ჩვეულებრივად ეწოდებენ მარცვალთშორის ნეთიერებას.

ბ. ლითონთა მიკროსტრუქტურა

ლითონის მარცვლების სიდიდეს, მათ ფორმასა და ურთიერთგანლაგებას ეწოდება სტრუქტურა. რაიმე ლითონისათვის ატომის აგებულება მუდმივია. უპირველეს შემთხვევაში მუდმივია კრისტალური გისოსის ფორმაც, მაგრამ მისი სტრუქტურა (მარცვლების სიდიდე, ფორმა და ურთიერთგანლაგება) სრულიად სხვადასხვანაირი შეიძლება იყოს. ამიტომ ერთი რომელიმე ლითონის თვისებები ხნიშენელოვნადაა დამოკიდებული სტრუქტურაზე და მასთან ერთად იცვლება.

ლითონის სტრუქტურას, რომელსაც თვალთ ვარჩევთ, მაკროსტრუქტურა ეწოდება, ხოლო თუ საჭიროა მიკროსკოპით დაკვირვება, ე. ი. სტრუქტურა თვალთ უხილავია,—მიკროსტრუქტურა.

ამგვარად, თერმულ კვლევასთან ერთად ლითონების შესწავლის ძირითად მეთოდს მიკროსტრუქტურული კვლევა წარმოადგენს.

მიკროსტრუქტურული კვლევა მიკროსკოპის დახმარებით წარმოებს. ლითონების შესწავლისათვის არსებობს სპეციალური მიკროსკოპები, რომლებზეც ნიმუშს სწავლობენ არა გამავალ, არამედ არეკლილ სხივში.

სტრუქტურული კვლევისათვის ლითონის ნიმუში მოითხოვს წინასწარ მომზადებას, რაც მდგომარეობს მისი ზედაპირის გახეხვაში თანმიმდევრობით სულ უფრო წერილ ზემთარის ქალაღღზე. ამის შემდეგ სპეციალური საპრიაღბელი ფხენიღის გამოყენებით ნიმუში მაღღზე პრიაღღება თითქმის საკრისებრი ზედაპირის ზღღებამღღე. ასეთი ნიმუში მიკროსკოპში გვჩვენებს მხოლოდ თანაბრად განათებულ ლაქას, რადგან ნიმუშის ზედაპირის მიმართ მართობულად დაცემული სხივები ყველა იმავე კუთხით აირეკლება და ობიექტივში ხვღღება (ნახ. 22, ა). სტრუქტურის განომღღღენებისათვის საჭირთა ნიმუშის ამოქმად რაიღე სიმკრავით. შავი ლითონებისათვის (ფოლადისა და თუჯისათვის) გამოიყენება ოხოტმკრავას 3—5% იანი ხსნარი ეთიღის სპირტში. სხვა ლითონებისა და შენადნობებისათვის გამოიყენება სხვა რეაქტივები.

როგორც აღვნიშნეთ, ლითონში მისი მარცვლები ნებისმიერად არიან გაღღღებული, ე. ი. ნიმუშის ზედაპირზე ეს მარცვლები სიმეტრიის სხვადასხვა სიბრტყეებით გამოღღის. კრისტალისათვის დამახასიათებელი ანიზოტროპუღღობის გამო სხვადასხვანაირად განღღღებული მარცვლები სიმკრავის მიმართ სხვადასხვა გამძღღობას იჩენენ და შეღღღად გაპრიაღღებული ზედაპირის ნაცვლად მივიღღებთ უსწორმასწორო ზედაპირს—მიკრორეღღიფეს (ნახ. 22, ბ).

ასეთ ზედაპირზე დაცემულ სხივთა კონას ზედაპირის მიკროუღღენებო სხვადასხვა კუთხით დახვღღება. ცხადია, ამ შემთხვევაში არეკლილი სხივებიც სხვადასხვანაირადაა მიმართული. კერძოდ, პორიზონტალური მიკროუღღენებიდან სხივები ვერტიკალურად აირეკლება და ყველა ხვღღება ობიექტივში. ამ აღღღღებს მიკროსკოპში კამკრავა, განათებულს ვხვღღავთ. დანრიღღი ზედაპირებიდან სხივები აირეკლება არა ვერტიკალურად, არამედ სხვა კუთხით; ასეთ შემთხვევაში სხივების ნაწიღღი ობიექტივში აღღღარ ხვღღება, იკარგება. რაც უფრო მეტია დაკარგულ სხივთა რაოღღენობა, მით უფრო ნაკლებად იქნება განათებული აღღღებული მიკროუღღენი.

ამგვარად, ახლა უკვე მიკროსკოპში ვხვღღავთ სხვადასხვა სიკამკრავით განათებულ ლაქებს, სადაც ყოველი ლაქა წარმოადგენს ერთ მარცვალს, ე. ი. განომღღღენებულთა ცალკეული მარცვლების ზომა, ფორმა, ურთიერთგანღღღება—მიკროსტრუქტურა.

სუფთა ლითონის მიკროსტრუქტურის გამომღღღენებას ხელს უწყობს ისიც, რომ მარცვლები ლითონში გარშემორტყმულია მარცვალთშორისი ნივთიერებით, რომელიც ლითონისაგან განსხვავებულად (მეტად-

ან ნაკლებად) ამოიქმება. ეს მიკროსკოპის ხედვის არეში მარცვლებს შორის იძლევა მკვეთრ. ზღვარს. ასეთ შემთხვევაში მიკროსკოპში ვხედავთ მარცვლების შემომსაზღვრელ ბადეს, ე. ი. ისევე ვარჩევთ მარცვლების ზომას, ფორმასა და ურთიერთგანლაგებას.

არაერთგვაროვან შენადნობებში, რომელთა სტრუქტურა სხვადასხვა მარცვლებისაგან შედგება, სტრუქტურის გამოჩვენებას დამატებით ხელს უწყობს კიდევ მარცვლების სხვადასხვაობა, რადგან ისინი ხასიათდებიან განსხვავებული ქიმიური თვისებებით და სიიჟევის ზეგავლენით სხვადასხვა სიღრმეზე ამოიქმებიან.

მიკროსტრუქტურის უკეთესი შესწავლის მიზნით მიღებულია მიკროფოტოსურათების გადაღება, რაც აგრეთვე მიკროსკოპებზე სრულდება.

როგორც ვთქვით, მიკროსტრუქტურის შესწავლა ხდება ოპტიკურ ლითონ-მიკროსკოპზე, მაგრამ მიკროსკოპით ნებისმიერად მცირე ნაწილაკის დანახვა არ შეიძლება. ამგვარად, მიკროსკოპი შეიძლება დავახასიათოთ იმ უმცირესი ნაწილაკის ზომით ან ორ წერტილს შორის მანძილით, რომელთა დანახვა შესაძლებელია.

ეს ზომა განისაზღვრება ფორმულით

$$d = \frac{\lambda}{n \cdot \sin \varphi},$$

სადაც d არის უმცირესი მანძილი ორ წერტილს შორის, რომელთა დანახვა შეიძლება ერთ-მანეთისაგან განცალკევებით.

λ — ტალღის სიგრძე,

n — ობიექტივისა და ობიექტის შორის მყოფი არის გარდატეხის მაჩვენებელი,

φ — ობიექტივის კუთხე.

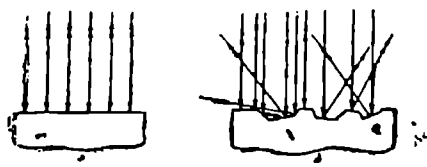
$n \cdot \sin \varphi = A$ არის მიკროსკოპის აპერტურის რიცხვი და გარკვეულ პირობებში იგი მუდმივი სიდიდეა. φ თანაბნდროვე ობიექტივებში 90° -ის ტოლია, ხოლო n — ჰაერისათვის 1-ის ტოლია, მაშინ $A = 1$ და $d = \lambda$. ჩვეულებრივ, ოპტიკურ მიკროსკოპში გამოყენებულია სინათლის სხივი, რომლის ტალღის სიგრძე $\lambda = 6000 \text{ \AA} = 0,6 \text{ მკ. ე. ი. } d = 0,6 \text{ მკ.}$ ამგვარად, ოპტიკურ მიკროსკოპზე ჩვეულებრივ პირობებში შეიძლება დავინახოთ ნაწილაკი უმცირესი ზომით $0,6 \text{ მკ.}$ პრაქტიკულად ეს შეესაბამება 1500 -ჯერ გადიდებას. ჩვენ შეგვიძლია გადიდება კიდევ გავზარდოთ, რა დროსაც ცალკე ნაწილაკების გამოსახულება მიკროსკოპის ხედვის არეში გაიზარდება. მაგრამ სტრუქტურაში მყოფ ნაწილაკთა დანახვის ხარისხი ამითი არ შეიცვლება, ე. ი. $0,6 \text{ მკ.}$ შე მცირე ზომის ნაწილაკები (მიკროსტრუქტურის წვრილმანები) დანახული მაინც არ იქნება.

რამდენადმე მეტი გადიდების მისაღებად ცვლიან ობიექტივისა და

ობიექტს შორის მყოფ არეს, რისთვისაც გამოიყენება კედარის ზეთი, რომლის გარდატეხის მაჩვენებელი $n=1,5$. მაშინ $\Delta=1,5$, ხოლო

$$d = \frac{\lambda}{1,5} = \frac{6000}{1,5} = 4000 \text{ \AA} = 0,4 \text{ მკ.}$$

ამრიგად, ობიექტივზე კედარის ზეთის წვეთის გამოყენების შედეგად პრაქტიკულად გადიდება 2000-მდე აღწევს (გადიდება აღინიშნება, მაგალითად ასე: $\times 100$). იგალითისათვის 23-ე ნახაზე წარმოდგენილია სუფთა რკინის მიკროსტრუქტურის სურათი.

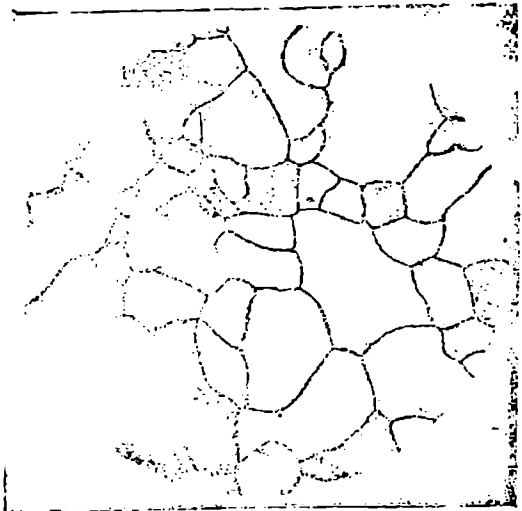


სახ. 22. მიკროზხის ამოჭმელი (ა) და ამოჭმული (ბ) ზედაპირის განათების სქესა.

წარმატებით გამოიყენება ელექტრონული მიკროსკოპი. ელექტრონული მიკროსკოპი 100 000-მდე აღიდებს, მაგრამ იგი ნათხოვს განქვირვალე ნიმუშს. ამიტომ ლითონთა მიკროსტრუქტურის შესწავლა უშუალოდ ლითონის ნიმუშზე არ ხერხდება. ლითონის ნიმუშიდან რაიმე გამკვირვალე ნივთიერებით იღებენ სიმკვებით ამოჭმული ზედაპირის ანაბეჭდს, ე. წ. რეპლიკას. ამგვარად, ფაქტიური გადიდების სიდიდე განისაზღვრება არა მარტო ელექტრონული მიკროსკოპის შესაძლებლობით, არამედ ანაბეჭდის აღების სიზუსტითაც. ორივე ეს ფაქტორი ერთად განაპირობებს ლითონთა შესწავლისათვის ელექტრონული მიკროსკოპის პრაქტიკულად დასაძვებ გადიდებას. რომელიც 15 000—20 000 აღწევს.

აქ სასარგებლოა აღინიშნოთ, რომ, რაც უფრო მეტია მიკროსკოპის გამადიდებლობა, მით უფრო მეტ წვრილმანს ვხედავთ სტრუქტურაში, რაც აუკლებლად დადი გამადიდებლობის დადებითი მხარეა. მაგრამ, ამავე

ლითონების უფრო ღრმა შესწავლა მოითხოვს სულ უფრო დიდ გადიდებებს, ამიტომ უკანასკნელ ხანებში გარკვეულ



ნ.ხ. 23. სუფთა რკინის მიკროსტრუქტურა $\times 100$.

დროს მცირდება ერთდროულად დანახული არის ფართობი და ამიტომაც ჩვენი საერთო წარმოდგენა სტრუქტურაზე გარკვეულად უარესდება. სწო-ედ ამიტომ ელექტრონული მიკროსკოპის გამოყენებისას მნიშვნელობას სრულებით არ კარგავს ოპტიკური მიკროსკოპი მისთვის დამახასიათებელი გამადიდებლობით. პირიქით, ჯერჯერობით ლითონთა აგებულების ძირითადი მახასიათებელი მაინც მიკროსტრუქტურაა და ელექტრონ-მიკროსკოპული ანალიზი იხლოოდ დაწმარე როლს თამაშობს.

მიკროსკოპში ხილული სტრუქტურა დიპტიურ აგებულებაზე ამომწურავ წარმოდგენას არ გვაძლევს, რადგან ლითონის მარცვლები ყოველთვის მოცულობითია და ნიშუშის ზედაპირზე ჩვენ ვხედავთ მხოლოდ მათ კრილს ერთი რომელიმე სიბრტყით. ასე, მაგალითად, ნაცვლად მიკროსკოპში ხილული ბრტყელი ბადისა, რეალურად ლითონში საკმე გვაქვს მოცულობით ბადესთან, რომლის ყოველი ელემენტი, როგორც ბუდე, გარს ერტყმის ცალკეულ მარცვალს და სხვ. მიუხედავად ამისა, მეტალოგრაფიის დიდი პრაქტიკული მიღწევების გამო, მიკროსტრუქტურა საკმაოდ კარგ წარმოდგენას გვაძლევს ლითონების აგებულებაზე და საშუალებას იძლევა ეს აგებულება დავუკავშიროთ თვისებებს.

მიკროსტრუქტურული კვლევის დროს, უპირველეს ყოვლისა, ყურა-

ც ხ რ ი ლ

მარცვლას ზომის გავლენა ხუფთა რკინის თვისებებზე

მარცვლის ზომა მსაჰ, მმ	სიმტკიცის ზღვარი σ, კგ/მმ ²	პროპორციულობის ზღვარი σ _p , კგ/მმ ²	ფარდობითი წაგ- რძელება δ, %
მონოკრისტალი	14—15	3—4	30—50
9,7	16,8	4,1	28,8
7,0	18,4	3,9	30,6
2,5	21,5	4,5	39,5
0 2	26,8	5,8	48,8
0 16	27,0	6,6	50,7
0,11	28,4	11,8	50,0

დლება ექცევა ლითონის მარცვლოვანებას, რადგან მარცვლების ზომა მნიშვნელოვნად მოქმედებს მის თვისებებზე. ყველა სხვა პირობის თანაბრობისას წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურა ყოველთვის უფრო მაღალ მექანიკურ თვისებებს ამჟღავნებს, ვიდრე მსხვილმარცვლოვანი. თქმულის დასადასტურებლად 1-ელ ცხრილში წარმოდგენილია სუფთა რკინის თვისებები მარცვლოვანებისაგან დამოკიდებულებით. მარცვლების კლასიფიკაცია ზომის მიხედვით ხდება სტანდარტული რეაბალიანი სკალით, რომელიც ითვალისწინებს 8 ზომის მარცვლებს (ნახ. 24). სკალა შედგენილია მარცვლების რაოდენობის მიხედვით, რომელიც თავსდება მიკროს-

კოპის ხედვის არის კვადრატულ დუიმში 100-ჯერ გადიდების დროს (ცხრილი 2).

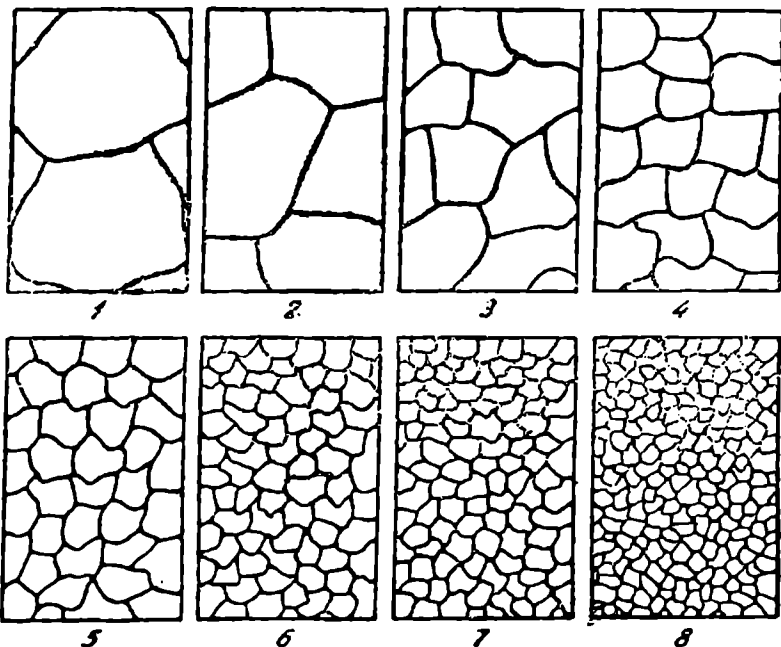
როგორც ვხედავთ, $n=2^{N-1}$, სადაც n არის მარცვლების რაოდენობა მიკროსკოპის ხედვის არის კვადრატულ დუიმში 100-ჯერ გადიდების დროს, N კი ნოჲერი რეზაბალიანი სკალის მიხედვით. მარცვლის სიდიდე შეიძლება განესაზღვროთ ფორმულით $f=500 \cdot 2^{8-N}$ მკ².

1—4 ზოგია მარცვლები ითვლება მსხვილად, ხოლო 5—8 კი წვრილად.

ც ხ რ ი ლ 2

მარცვლოვანობის რეზაბალიანი სკალა

№ № რიგ.	მარცვლებს რაოდენობა	მარცვლების რაოდენობა	მარცვლის სიდიდე მკ ²
	1 კვ. დუიმზე	1 კვ. მილიმეტრზე	
1	1	16	62000
2	2	32	31000
3	4	64	15600
4	8	128	7800
5	16	256	3900
6	32	512	1950
7	64	1024	980
8	128	2048	490



ნახ. 24. მარცვლოვანობის სკალა.

გ. მაკროსტრუქტურა და ტეხი

ზოგიერთ შემთხვევაში ლითონის მარცვლები იმდენად მსხვილია, რომ მათი დანახვა შეუიარაღებელი თვალით შეიძლება ან მცირე გაზოდებით (70-მდე). ასეთ შემთხვევაში ლითონის აგებულებას მაკროსტრუქტურას უწოდებენ. მაკროსტრუქტურის შესწავლა, ისევე როგორც მიკროსტრუქტურისა, ხდება სპეციალურად მომზადებულ ნიმუშზე, უმეტეს შემთხვევაში სხვადასხვა რეაქტივებით დამუშავების შემდეგ.

მაკროსტრუქტურული კვლევა ხშირად გამოიყენება აგრეთვე სხვა მიზნისათვის, მაგალითად, ლითონის ნაშბადის ან ნაკეთის სხვადასხვა მანკის (ჩაჯდონის ნიჟარა, სიფხეიერე, აირის ბუშტები) აღმოსაჩენად, ამ მანკის განაწილების დასადგენად, მანენ მინარევების (P და S) განაწილების დასადგენად და სხვ. ასეთ შემთხვევებში შესწავლიათვის ნაშბადის (მაგალითად, ზოდის) მთელ კვეთს იღებენ. ნატურალური ზომის ან მცირე გადიდების გამო ამ შემთხვევაში ხედვის არეში დიდი ფართობი ხვდება, რაც სრულ წარმოდგენას გვაძლევს მთელ ნაკეთზე.

ლითონის დახასიათებისათვის შეიძლება გამოვიყენოთ აგრეთვე ტეხი. ამჟამად მიღებულია, რომ ტეხი გარკვეული მიახლოებით შეესაბამება მიკროსტრუქტურას და საშუალებას გვაძლევს ვისჯგულოთ ლითონის თვისებებზე. უნდა ითქვას, რომ ლითონთა გამოყენების გარკვეულ ეტაპზე ტეხი ყველაზე ფართოდ გამოიყენებოდა ლითონის თვისებების დასადგენად. მაგრამ ლითონმცოდნეობის, როგორც მეცნიერების, განვითარებასთან ერთად გაბატონდა კვლევის გაცილებით უფრო სრულყოფილი მეთოდები და მათ შორის ლითონთა მიკროსტრუქტურული კვლევა. ამან, რასაკვირველია, დიდად გაამდიდრა ჩვენი წარმოდგენა ლითონების აგებულებაზე და მიუახლოვა იგი სინამდვილეს. მიუხედავად ამისა, შეიძლება ვთქვათ, რომ ტეხის შესწავლა კვლავ მნიშვნელოვანი რჩება, რადგან იგი გვიჩვენებს სწორედ იმ ზედაპირს, რომელზედაც მოხდა რღვევა, ე. ი. რომელიც მთელ ლითონში ყველაზე სუსტი ადგილია.

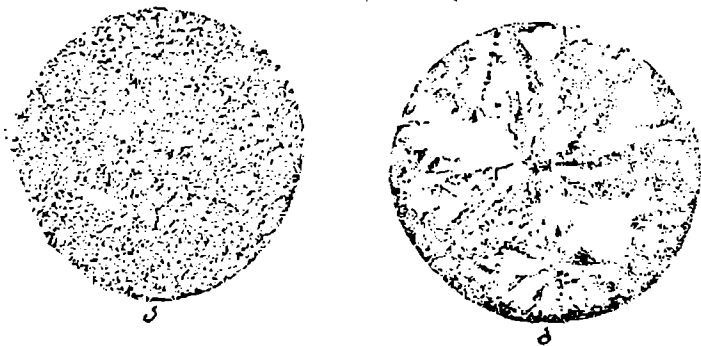
მაგალითისათვის 25-ე ნახაზზე წარმოდგენილია რუხი და თეთრი თუჯის ტეხი.

როგორც ვხედავთ, რუხ თუჯში ტეხი მკვეთრად გამოხატულ მარცვლოვან ხასიათს ატარებს. აქ ტეხი აუცილებლად გრაფიტის ჩანართებზე გაივლის და თვით ტეხსაც ამიტომ აქვს რუხი ფერი. თეთრ თუჯში ასეთი სუსტი ადგილები არ არსებობს. აქ ტეხი ჩვეულებრივად მარცვლებზე გაივლის და სულ სხვა ხასიათს ატარებს.

რაც შეეხება ფოლადებს და სხვა შენადნობებს, უნდა აღინიშნოს, რომ ჩვეულებრივ შემთხვევაში აქ ტეხი გაივლის მარცვლებზე, რადგან მარცვალთშორისი ნივთიერება უფრო მტკიცეა, ვიდრე თვით მარცვლები. ამ შემთხვევაში ტეხი მკვეთრად გამოხატულ მარცვლოვან ხასიათს

არ ატარებს. ასეთ ტებს ბლანტი ტები ეწოდება და იგი ლითონის მნიშვნელოვანი პლასტიკური დეფორმაციის შეზღვევ წარმოიქმნება. მაგრამ ზოგიერთ შემთხვევაში მარცვლების საზღვრები მარცვლებთან შედარებით სუსტი ხდება, ლითონი ადვილად ირღვევა და ტები მარცვლების საზღვრებზე გაივლის. ასეთ ტებს მყიფე ტები ეწოდება. მას ძველთაღ გამოსახული მარცვლოვანობა ახასიათებს და იგი ლითონის მყიფე მდგომარეობაზე მიგვითითებს. ასეთ ტებს ვლებულობთ, მაგალითად, გადამწვარ ფოლადში, მოშვების სიძვივის მდგომარეობაში მყოფ ფოლადში (იხ. ქვემოთ) და სხვ.

ზოდის აგებულება. ტექნიკაში დიდი რაოდენობით წარმოებული ფოლადი ძირითადად ჩამოიხმება ზოდების სახით. ზოდის ხა-

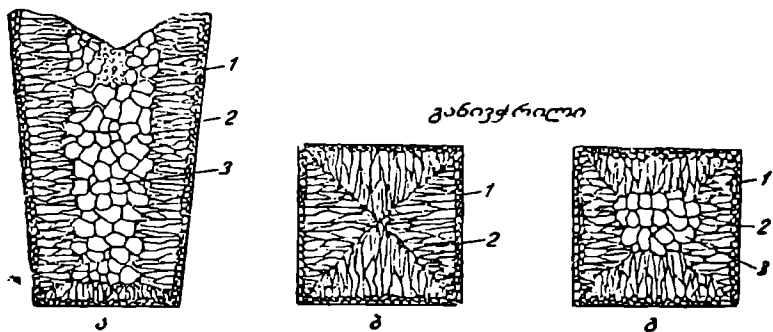


ნახ. 25. რუხი და ძეთრი თუჯის ტები.

რისხი (ე. ი. მისი თვისებები შემდგომი გამოყენებისას) ძირითადად დამოკიდებულია მის აგებულებაზე. ზოდის აგებულება ადვილად შეისწავლება მაკროსტრუქტურული კვლევით, როდესაც ესწავლობთ მთელ ზოდის გრძივ ან განივ კვეთს. ფოლადის ზოდის აგებულების სქემა ნახეიებია 26-ე ნახაზზე. ზოდის ჩასხმა ჩვეულებრივად თუჯის ბოყვიში ხდება, სადაც მისი კრისტალიზაცია შემდეგნაირად მიმდინარეობს.

ცხადია, რომ მაქსიმალური სიჩქარით ლითონი ცივდება ბოყვის კედლებთან, ამიტომ აქ გამყარება დიდი გადაცივებით ხდება. ეს უზრუნველყოფს ცენტრების დიდ რაოდენობას და, ამრიგად, ბოყვის კედლებთან წარმოიქმნება ლითონის ძალიან წვრილმარცვლოვანი შრე, რომელსაც ზოდის ქერქი ეწოდება (1) (ნახ. 26). ქერქის წარმოქმნაზე მოქმედებს აგრეთვე ბოყვის კედლის უსწორმასწორობა, რომელიც ადიდებს კრისტალიზაციის ცენტრების რიცხვს. ქერქის წარმოქმნის მომენტიდან ლითონის გაცივების სიჩქარე მცირდება, რადგან ქერქი და აგრეთვე

ბოყესა და ქერქს შორის წარმოქმნილი აირების თხელი შრე ერთგვარ საიზოლაციო ფენის როლს ასრულებენ (ლითონის ჩაჯდომის გამო ქერქის წარმოქმნისთანავე ზოდი მოსცილდება ბოყეის კედელს და მათ შორის ცხელი აირებს ფენა ჩნდება). ამ დროს ქერქის იარცვლებზე იწყება ახალი კრისტალების დაშენება, რომლებიც იზრდებიან სითბოს გაცემის საწინააღმდეგო მიმართულებით, ე. ი. ქერქიდან შიგნით. ახალი კრისტალები ახლო მდებარე იარცვლებზე დაშენდებიან, ერთმანეთის პარალელურად იზრდებიან და სვეტის მსგავს, წაგრძელებულ სახეს მიიღებენ (2). ზოდის ამ შრეს ხშირად ტრანსკრისტალიზაციის ზონას უწოდებენ. ცხადია, რომ ტრანსკრისტალიზაციის ზონა კიდევ უფრო ანელებს გაცივების სიჩქარეს ზოდის შიგნით. ამის შემდეგ ზოდის კრისტალიზაცია შეიძლება ორგვარად წარიმართოს. შედარებით დიდი სიჩქარით გაცივებისას შესაძლებელია ტრანსკრისტალიზაციის ზონები შეხვდეს ერთმან-



ნახ. 26. ფოლადის ზოდის აგებულების სქემა.

ნეთს. მაშინ მათი შეხვედრის ადგილზე კრისტალების მჭიდრო დაკავშირება ერთმანეთთან არ ხდება და ზოდში მიიღება ე. წ. სუსტი ადგილები (ნახ. 26, ბ). ამიტომ უკეთესია ზოდის კრისტალიზაცია წარიმართოს ისეთნაირად, რომ მანამდე, ვიდრე სვეტოვანი კრისტალები შეხვდებიან ერთმანეთს, ზოდის ცენტრალურ შრეებში ჩაისახოს დამოუკიდებელი კრისტალიზაციის ცენტრები. მაშინ ამ შრეებში იზრდება შედარებით მსხვილი ტოლფერძა არაორიენტირებული მარცვლები და მიიღება ე. წ. ზოდის გული (3, ნახ. 26, ა, გ)

§ 5. მეორადი გაკლამნა ხუვთა ლითონებში—ალოტროპიზმი

ზოგერთი კრისტალისათვის დამახასიათებელია ის, რომ გარემო ფაქტორების ზემოქმედებით (ტემპერატურა და წნევა) ერთი კრისტალური გისოსი გარდაიქმნება მეორე გისოსად. ამ მოვლენას ეწოდება ალოტროპიზმი, ხოლო ყოველ შესაძლებელ სახესხეობას—ალოტროპიული სახესხეობა ან მოდიფიკაცია. ერთი და იმავე ნივთიერების სხვადასხვა

ალოტროპიული სახესხვაობანი (მოდლიფიკაციები) აღინიშნება α , β , γ , δ ასოებით (მათგან α -თი ყველაზე დაბალტემპერატურიანი მოდიფიკაცია აღინიშნება).

ლითონებში ალოტროპიზმი ძირითადად ტემპერატურის ზეგავლენით მელანდება. რადგან ამ შემთხვევაში გაულაქინა მიმდინარეობს მყარ მდგომარეობაში, მას პირველადი გარდაქმნის, კრისტალიზაციისაგან განსხვავებით, მეორადი გარდაქმნა ეწოდება. ლითონში მეორადი გარდაქმნა ზუსტად გარკვეულ ტემპერატურაზე ხდება.

ალოტროპიულ სახესხვაობათა ურთიერთგადასვლა თბური ეფექტით (სითბოს გამოყოფით ან შთანთქმით) მიმდინარეობს, ამიტომ სუფთა ლითონის გაცივების მრულზე პირველი ჰორიზონტალური ბაქანის ქვემოთ, რომელიც თხევადი ლითონის კრისტალიზაციას შეესაბამება, ჩნდება კიდევ მეორე ჰორიზონტალური ბაქანი; თუ ლითონს რამდენიმე ალოტროპიული სახესხვაობა ახასიათებს, ჰორიზონტალური ბაქანიც შესაბამისად რამდენიმე იქნება. ალოტროპიული გარდაქმნა შექცევადია, ე. ი. თუ გახურების დროს α მოდიფიკაცია გადადის β მოდიფიკაციაში, გაცივების დროს β კვლავ გადავა α -ში. მაგრამ ალოტროპიული გარდაქმნა, ისევე როგორც პირველადი გარდაქმნა, ხასიათდება ტემპერატურული ჰისტერეზისით (ჩამორჩენით). ეს იმას ნიშნავს, რომ, თუ გახურების დროს რაღაც გარკვეულ ტემპერატურაზე α მოდიფიკაცია გადავიდა β -ში, გაცივების დროს საწინააღმდეგო $\beta \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა მიმდინარეობს უფრო დაბალ ტემპერატურაზე.

ლითონებიდან ალოტროპიზმით ხასიათდებიან კალა, რკინა, მანგანუმი, კობალტი და სხვ. (იხ. ცხრილი 3). მაგალითად, კალის ალოტროპიზმი მდგომარეობს შემდეგში. კალას ახასიათებს ორი ალოტროპიული სახესხვაობა — α და β . α კალა ფხენილის მდგომარეობაშია, β კალა კი არის ის ლითონური კალა, რომელსაც ჩვენ ვიყენებთ. თეორიულად, გაცივების დროს $+18^{\circ}$ -ზე β კალა უნდა გადავიდეს α კალაში, ანუ ფხენილად იქცეს. სინამდვილეში ეს გარდაქმნა ხასიათდება შედარებით ძალიან დიდი ტემპერატურული ჰისტერეზისით (ჩამორჩენით) და მიმდინარეობს არა $+18^{\circ}$ -ზე, არამედ -40° -ზე. სწორედ ასეთი დიდი ტემპერატურული ჰისტერეზისი გვაძლევს საშუალებას კალა გამოვიყენოთ როგორც ლითონი. თუმცა ცივ ქვეყნებში ცნობილია შემთხვევები, როდესაც კალის ნაკეთობანი ფხენილად იქცევიან $\beta \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის გამო. ეს გარდაქმნა ჩვეულებრივად ნაკეთის ზედაპირზე რუხი ფხენილის წარმოშობით იწყება და კალის „ჭირის“ სახელწოდებით არის ცნობილი.

საინტერესოა, რომ კალის „ჭირი“ „გადამდებიც“ არის. ეს აიხსნება შემდეგით. $+18^{\circ}$ -ზე დაბალ ტემპერატურაზე β კალა არა მდგრად, გადაცივებულ მდგომარეობაშია, ამიტომ მასში არსებობს გარდაქმნის მისწრაფება. ეს მისწრაფება პოტენციალურია და ასეთი მდგომარეობა

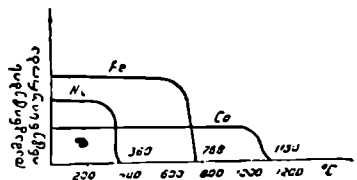
ზოგიერთი ლითონის ალოტროპული ხაზეცვლილებები

ლითონის დასახელება	ალტროპიული სახეცვლილებები	მდგრადი მდგომარეობის ტემპერატურული ზღვრები, °C	კრისტალური გისოვნები
რკინა Fe	α γ α(δ)	911-მდე 911-1332 1392 1539	სივრცით დაცენტრებული კუბი წახნაგდაცნ უბეული კუბი სივრცით დ ცენტრებული კუბი
კობალტი Co	α β	450 მდე 450-1480	ჭექსაგონ ლუფი პოიხაა წახნაგ დაცენტრებული კუბი
მანგანუმი Mn	α β γ δ	700-მდე 701-1079 1079 1143 1143-1244	როთული კუბეუი გისოაი წახნაგდაცნ უბეული კუბი
ტიტანი Ti	α β	882-მდე 882-1665	სივრცით დაცენტრებული კუბი
კალა Sn	α β	18-მდე 18-232	აღა. სის როთული გისოსი ტეტრ გონხალური სივრცით დაცენტრებული

ჩნდება--40°-მდე, მაგრამ რაიმე გარეშე ბიძგი აჩქარებს გარდაქმნას. კერძოდ, თუ კალის ერთ ნაკეთზე რაიმე მიზეზით გარდაქმნა დაიწყო და წარმოიქმნა α კალის ფხვნილი, მეორე ნაკეთთან შეხებისას ეს ფხვნილი უკვე კრისტალიზაციის (ამ შემთხვევაში მეორადი გარდაქმნის) ცენტრების როლს ასრულებს და ახალ ნაკეთშიც დაიწყება გარდაქმნა. ამოიგად, ერთი ნაკეთიდან მეორეზე ხდება გარდაქმნის გადაკემა, ამჟამის გადადება.

მაგნიტური გარდაქმნები. მეორად გარდაქმნას ხშირად მიაკუთვნებენ აგრეთვე მაგნიტურ გარდაქმნას, თუმცა იგი არ ხასიათდება კრისტალური გისოსის გადაჯგუფებით, არამედ შიგა ატომური ცვლილებების ფუნქციითაა.

განსაკუთრებით მაღალი მაგნიტური თვისებებით ხასიათდება ისეთი ლითონები, როგორცაა რკინა, კობალტი და ნიკელი. ისინი ძალიან ადვილად დამაგნიტდებიან, რასაც ჩვეულებრივად ფერომაგნიტიზმს უწოდებენ. ლითონის მაგნიტური თვისებები ტემპერატურის აწევისას უმნიშვნელოდ ეცემა, მაგრამ რალაც გარკვეულ ტემპერატურაზე ფერომაგნიტიზმი მკვეთრად მცირდება და ქრება და ლითონი არამაგნიტური ხდება. სხვადასხვა ლითონებს ფერომაგნიტიზმის დაკარგვის ტემპერატურა სხვადასხვა აქვს (ნახ. 27). რადგან ეს მოვლენა პირველად კიურიმ აღმოაჩინა, ფერომაგნიტიზმის მკვეთრი დაკარგვის ტემპერატურას კიურის წერტილს უწოდებ-



ნახ. 27. დამაგნიტების ინტენიურობა ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით.

ბენ. როგორც ნახაზზე ვხედავთ, რკინისათვის კიურის წერტილი 768° -ზეა, კობალტისათვის 1150° -ზე, ხოლო ნიკელისათვის 360° -ზე.

გაცივების პროცესში ლითონები კვლავ იძენენ თავის ფერომაგნიტიზმს და ეს საწინააღმდეგო პროცესი იგივე ტემპერატურაზე მიმდინარეობს, ე. ი. მაგნიტური გარდაქმნის პროცესი არ ხასიათდება ტემპერატურული ჰისტერეზისით.

თავი II

ლითონთა თვისებები

§ 6. თვისებების კლასიფიკაცია

ლითონები თვისებათა მთელი კომპლექსით ხასიათდებიან. ყველა თვისება შეიძლება დაჯგუფდეს შემდეგნაირად:

1. ფიზიკური თვისებები, მაგალითად, ელექტროგამტარობა, თბოგამტარობა, გაფართოების კოეფიციენტი, მაგნიტური თვისებები, კუთრი წონა და სხვ.

2. ქიმიური თვისებები, ქიმიურ რეაქციებში მონაწილეობის უნარი.

3. მექანიკური თვისებები, მაგალითად, სიმტკიცე, სისალე, დარტყმითი სიბლანტე, პლასტიკურობა, ცვეთამედეგობა და სხვ.

4. ტექნოლოგიური თვისებები, მაგალითად, თხელდენადობა (გამდნარი ლითონის მიერ ყალიბის შექცების უნარი), ქედადობა, კრით დამუშავების სიადვილე, შედუღებადობა და სხვ.

გარდა ზემოჩამოთვლილისა, თვისებათა კლასიფიკაცია სხვა თვალსაზრისითაც ხდება: არჩევენ სტრუქტურულად არამგრძნობიარე და სტრუქტურულად მგრძნობიარე თვისებებს.

სტრუქტურულად არამგრძნობიარე თვისებებია სიმკვრივე, დრეკადი თვისებები (დრეკადობის მოდული), დნობის ტემპერატურა, თბური გაფართოება, გაფართოების ტემპერატურული კოეფიციენტი, პარამაგნიტური და დიამაგნიტური თვისებები, ელექტრული თვისებები და სხვ. ყველა ჩამოთვლილი თვისება წარმოადგენს ალბულო ლითონის ბუნებრივ თვისებას და მის სტრუქტურულ მდგომარეობაზე (რეალური კრისტალების აგებულება, თერმული დამუშავება, ციფქედვა და სხვ.) დამოკიდებული არ არის.

სტრუქტურულად მგრძნობიარე თვისებებია: სიმტკიცის მაჩვენებლები, პლასტიკურობა, ფერომაგნიტიზმი და სხვ.

ლითონთა ფიზიკური თვისებები ზოგად მანქანათმშენებლობაში შედარებით იშვიათად გამოიყენება, თუმცა სახალხო მეურნეობის სხვადასხვა დარგში მათ შეიძლება ჰქონდეს გადაწყვეტი მნიშვნელობა. მაგალითად, ელექტროტექნიკაში გამოიყენება მაღალი ელექტროგამტარობის ან მაღალი ელექტროწინააღობის ლითონები; სახურებელ ან სა-

მაცივრო დანადგარებში გამოიყენება მაღალი თბოგამტარობის მქონე ლითონები; საავიაციო წარმოებაში--მსუბუქი (მცირე კუთრი წონის) ლითონები; ხელსაწყოთა ბშენებლობაში—სხვადასხვა მაგნიტური თვისებების მქონე ან სრულიად არამაგნიტური ლითონები, ნახევრად გაბტარები და სხვ.

ლითონთა ქიმიური თვისებები მნიშვნელოვანი ხდება ქიმიური აპარატურის დამზადებისას, უფანგავ ნაკეთობათა წარმოებაში და სხვ.

ლითონთა მექანიკური თვისებები გვიჩვენებს ლითონის წინააღმდეგობას გარეშე მოქმედი ძალების მიმართ. ისინი ძირითადად განაზღვრავენ ლითონთა გამოყენებას ზოგად მანქანათმშენებლობაში, მშენებლობაში და სახალხო მეურნეობის სხვა დარგებში. ამიტომ ზოგიერთი მექანიკური თვისებები ზედის ლითონთა ძირითად დახასიათებაში.

დაბოლოს, ლითონთა ტექნოლოგიური თვისებები განაპირობებენ მათი სხვადასხვა სახის დამუშავების პროცესის ხასიათს და სიადვილეს და მკლავნდებიან ნაკეთობათა დამზადების ტექნოლოგიურ პროცესში.

ლითონთა ფიზიკური და ქიმიური თვისებების საფუძვლიანი შესწავლა ლითონმცოდნეობის საგანს არ წარმოადგენს, ამიტომ ჩვენ მათზე აქ არ ვჩერდებით, თუმცა ქვემოთ, სპეციალური თვისებების მქონე ლეგირებული ფოლადების შესწავლისას, ზოგიერთი ფიზიკური და ქიმიური თვისება გაკვრით მაინც არის გარჩეული.

ტექნოლოგიური თვისებების შესწავლა აგრეთვე არ წარმოადგენს ლითონმცოდნეობის საგანს და ჩვეულებრივად ფართოდ განიხილება თვით ტექნოლოგიური პროცესების შესწავლის დროს. რაც შეეხება ლითონთა მექანიკურ თვისებებს, ისინი მაკლუდ განხალულია ქვემოთ. განსაკუთრებით ხაზგასმულია ისეთი თვისებები, რომლებიც განაპირობებენ ლითონების გამოყენებას მანქანათა ნაწილების დასამზადებლად.

§ 7. ლითონთა ძირითადი მძანიაქური თვისებები და მათი გამოცდის მეთოდები

მუშაობის პროცესში ლითონის ნაკეთობანი განიცდიან გარეშე ძალების ზემოქმედებას. ეს ძალები, რასაკვირველია, ლითონში იწვევენ ძაბვებს, ძაბვები კი ჯერ დეფორმაციას, ხოლო გარკვეულ ზღვარს შემო—რღვევას.

ყოველი ნაკეთისათვის, ვიცით რა მისი ექსპლოატაციის პირობებში უნდა მვეარჩიოთ შესაბამისი თვისებების ლითონი, ამიტომ აუცილებელია ლითონის წინასწარი გამოცდა.

მექანიკურ გამოცდას ჩვეულებრივ განიცდის სპეციალურად დამზადებული სტანდარტული ნიშნულები და უფრო იშვიათად—თვით ნაკეთი. გამოცდა ხორციელდება საგანგებო დანადგარებზე.

რადგან ნაკეთთა ექსპლოატაციის დროს მათი დატვირთვის ხასი-

ათი სხვადასხვანაირია, გამოცდაც შესაბამის პირობებში უნდა წარმოებდეს. კერძოდ, ძალის ხასიათის მიხედვით არჩევენ სამი სახის გამოცდას: სტატიკურს, დინამიკურს და ნიშანცვალებადს. გარდა ამისა, მიმართავენ აგრეთვე მთელ რიგ სპეციალური სახის გამოცდებს, როგორცაა ცვეთამკლდეგობა და სხვ.

ქვემოთ განხილულია მექანიკური გამოცდების ძირითადი სახეები.

1. სტატიკური გამოცდა

სტატიკური ეწოდება ისეთ გამოცდას, როდესაც ნიმუშის დატვირთვა ძალის თანდათანობითი ზრდით ხდება. სტატიკური გამოცდის დროს მოქმედი ძალა შეიძლება იყოს სხვადასხვანაირი, კერძოდ, გაჭიმავი, მკუმბავი, მლუნავი, მგრეხავი.

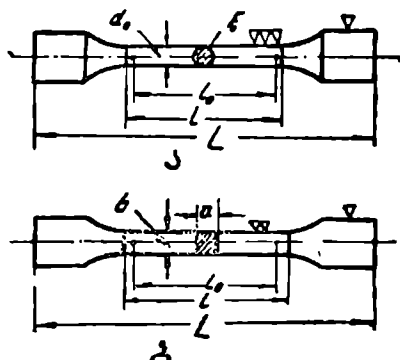
გაჭიმვაზე გამოცდა. მანქანათმშენებლობაში ლითონების სტატიკური გამოცდა ძირითადად გაჭიმავი ძალის მოქმედებით ხდება.

გაჭიმვაზე გამოიცდება სპეციალურად დამზადებული მრგვალი ან ოთხკუთხა განივევითანი ნიმუში (ნახ. 28 ა და ბ). ძირითადად იყენებენ მრგვალ ნიმუშებს.

ბრტყელ ნიმუშებს მიმართავენ მხოლოდ იმ შემთხვევაში, როდესაც გამოსადეგია ფურცლოვანი მასალა. მრგვალი ნიმუშები, თავის მხრივ, ორგვარია—მოკლე და გრძელი. მოკლე ნიმუშის საანგარიშო სიგრძე $l_0 = 100$ მმ, ხოლო საწყისი დიამეტრი $d_0 = 20$ მმ, ანუ ნიმუშის ჯერადობა არის 5; გრძელი ნიმუშის საანგარიშო სიგრძე $l_0 = 200$ მმ, ხოლო $d_0 = 20$ მმ, ანუ ჯერადობა არის 10. გამოცდისთვის ფართოდ გამოიყენება გაგარინის წნეხი და გამგლეჯი მანქანა ИМ-4Р. არსებობს სხვა წნეხებიც. გაოცდის წინ განისაზღვრება ნიმუშის საწყისი განივევითი F_0 და საანგარიშო სიგრძე l_0 .

განვევითის განსაზღვრისათვის მრგვალ ნიმუშზე იზომება დიამეტრი, ბრტყელზე კი სიგანე და სისქე. საწყისი სიგრძე იზომება საწერტით დასმულ ორ წერტილს შორის.

გამოცდის დროს ნიმუშის დატვირთვა თანდათანობით ხდება. გამოცდის შედეგები გამოისახება მრუდით, რომელიც გვიჩვენებს დამოკიდებულებას ნიმუშზე მოქმედ ძალასა (P) და დეფორმაციას (აბსოლუ-



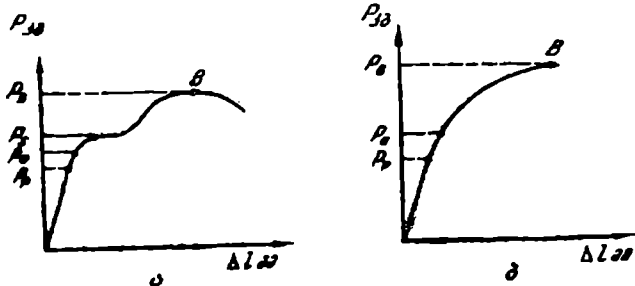
ნახ. 28. გაჭიმვაზე გამოსადეგი ნიმუში: ა—მრგვალი, ბ—ოთხკუთხა განივევითი.

არსებობს სხვა წნეხებიც. გამოცდის წინ განისაზღვრება ნიმუშის საწყისი განივევითი F_0 და საანგარიშო სიგრძე l_0 .

განვევითის განსაზღვრისათვის მრგვალ ნიმუშზე იზომება დიამეტრი, ბრტყელზე კი სიგანე და სისქე. საწყისი სიგრძე იზომება საწერტით დასმულ ორ წერტილს შორის.

გამოცდის დროს ნიმუშის დატვირთვა თანდათანობით ხდება. გამოცდის შედეგები გამოისახება მრუდით, რომელიც გვიჩვენებს დამოკიდებულებას ნიმუშზე მოქმედ ძალასა (P) და დეფორმაციას (აბსოლუ-

ტური წაგრძელება Δl შორის (ნახ. 29, 30). ზოგიერთ შემთხვევაში მრუდს აგებენ არა აბსოლუტური, არამედ ფარდობითი ერთეულებით, მაშინ



ნახ. 29. გაქრ მვის მრუდების ზოგადი სხე:

ა—პლასტიკური ლითონიაათვის; ბ—მყაფე ლითონისათვის.

ძალა იცვლება ძაბვით σ , რომელიც არის ძალის ფარდობა პირვანდელი განივეკეთის ფართობთან:

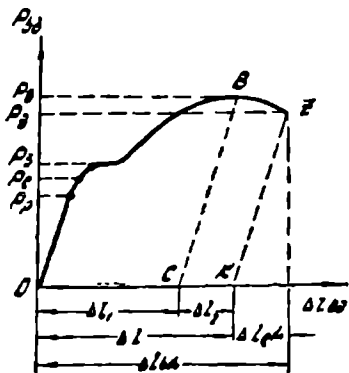
$$\sigma = \frac{P}{F_0} \text{ კგ/მმ}^2,$$

ხოლო აბსოლუტური წაგრძელება იცვლება ფარდობითი წაგრძელებით:

$$\bar{\sigma} = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100\%,$$

სადაც Δl არის სიგრძის აბსოლუტური ნამატი, ხოლო l_0 —საწყისი სიგრძე.

ტიპური გაქიმვის მრუდი წარმოდგენილია 30-ე ნახაზზე.



ნახ. 30. გაქიმვის მრუდი.

ნახაზზე Δl_1 არის ნიმუშის თანაბარი წაგრძელება ყელის წარმოქმნამდე; Δl_2 —ადგილობრივი წაგრძელება ყელის წარმოქმნის შემდეგ. $\Delta l_1 + \Delta l_2 = \Delta l$ არის ნიმუშის ძლიანი წაგრძელება ძალის მოხსნის შემდეგ, ანუ ნარჩენი წაგრძელება.

გაწყვეტის მომენტში ნიმუშის სრული წაგრძელება $\Delta l_{სრული} = \Delta l + \Delta l_{ჩრკა}$, სადაც $\Delta l_{ჩრკა}$ არის დრეკადი დეფორმაციით გამოწვეული წაგრძელება, რომელიც ძალის მოხსნის შემდეგ აღდგება.

ზღვრება სიმტკიცისა და პლასტიკურობის შემდეგი ძირითადი მაჩვენებლები:

1. პროპორციულობის ზღვარი σ_p არის მაქსიმალური ძაბვა, რომლის დროსაც ძაბვა ფარდობითი წაგრძელების პირდაპირ-პროპორციულია:

$$\sigma_p = \frac{P_p}{F_0} \text{ კგ/მმ}^2.$$

ამასთან

$$\frac{\sigma}{\delta} = E.$$

პროპორციულობის კოეფიციენტს E დრეკადობის (იუნგის) მოდული ეწოდება. იგი ძირითადად დამოკიდებულია კრისტალური გისოსის ბუნებაზე, ამიტომ ლითონის სტრუქტურისა და თერმული დამუშავების გავლენით მრ იცვლება, როგორც ზემოთვთქვით, სტრუქტურულად არამგრძნობიარეა;

2. დრეკადობის ზღვარი σ_s არის მაქსიმალური ძაბვა, რომლის ფარგლებში ადგილი აქვს მხოლოდ დრეკად დეფორმაციას.

$$\sigma_s = \frac{P_s}{F_0} \text{ კგ/მმ}^2.$$

პროპორციულობისა და დრეკადობის ზღვარს გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს მანქანათა ნაწილების მუშაობისათვის, კერძოდ, მათი საექსპლუატაციო ძაბვები არ უნდა აღემატებოდეს ამ ორ ზღვარს.

3. დეხადობის ზღვარი σ_b არის მინიმალური ძაბვა, რომლის დროსაც ნიმუში დეფორმაციას განიცდის დატვირთვის გაუზრდელად.

$$\sigma_b = \frac{P_b}{F_0} \text{ კგ/მმ}^2.$$

ლითონთა უმრავლესობისათვის გაქიშვის მრუდზე σ_s მკაფიოდ არ არის გამოსახული (ნახ. 29, ბ). ასეთ შემთხვევაში მიმართავენ დენადობის პირობითი სიდიდის განსაზღვრას $\sigma_{0.2}$. ეს არის ის ძაბვა, რომლის დროსაც წარმოშობილი წაგრძელება საწყისი სიგრძის 0,2% შეადგენს.



დრეკადობის ზღვარს ზემოთ ძაბვის ზრდა იწვევს უკვე პლასტიკურ (ნარჩენ) დეფორმაციას.

ნახ. 31. ყელის წარმოქმნა ნიმუშში.

4. სიმტკიცის ზღვარი გაქიშვისას σ_b —მაქსიმალური ძაბვა ნიმუშის რღვევამდე.

$$\sigma_b = \frac{P_b}{F_0} \text{ კგ/მმ}^2.$$

მუიფე ლითონებში σ მიღწევისას მიმდინარეობს ნიმუშის გაწყე-
ტა. პლასტიკურ ლითონებში ამ დაბერსას ნიმუშის ერთ ადგილზე იწეება
ძალიან სწრაფი დეფორმაცია, ხდება განივკვეთის შევიწროება, ანუ
წარმოიშობა ყელი (ნახ. 31); დაბე იწყებს ვარდნას და გარკვეულ მო-
მენტში ნობდება ლითონის რღვევა. ამრიგად, სიმტკიცის ზღვარი არის
ის დაბე, რომლის ქვემოთ ლითონი გამკრმავ ძალას დაურღვევლად
უწევს წინააღმდეგობა.

5. ქეშმარიტი წინააღმდეგობა გაგლეჯაზე S_k . რად-
გან პლასტიკურ ნიმუშებში გაწყეეტანდე წარმოიშობა ყელი, რომლის
ღიამეტრი საგრძნობლად განსხვავდება ნიმუშის საწყისი ღიამეტრისაგან,
ამიტომ ქეშმარიტი დაბვის გასაგებად მოქმედი ძალა ყოველ ცალკე
მომენტში შეფარდებულ უნდა იქნეს არსებული ყელის განივკვეთის ფარ-
თობთან და არა საწყისი განივკვეთის ფართობთან. მაშინ ყელის წარ-
მოქმენის მომენტიდახ ადგილი ექნება ა-ა დაბვის ვარდნას, არამედ მის
'მემდგომ ზრდას და რალაც მაქსიმალურ დაბვაზე მოხდება ნიშუშის
რღვევა. სწორედ ეს გვაძლევს ქეშმარიტ წინააღმდეგობას გაგლეჯაზე:

$$S_k = \frac{P_r}{F_1} \text{ კგ/მმ}^2,$$

სადაც F_r არის მრღვევი ძალა, F_1 კი ყელის განივკვეთის ფართობი
რღვევის მომენტში.

სუიფე ლითონებისათვის σ და S_k ტოლია, ხოლო პლასტიკური
ლითონებისათვის S_k მეტია.

მიუხედავად იმისა, რომ S_k უფრო სწორად ასახავს რღვევის დაბ-
ვას, აქამად პრაქტიკაში მაინც მიღებულია პირობითი მრუდების აგება
და მათზე σ განსაზღვრა.

6. ფარდობითი წაგრძელება δ % არის სიგრძის ნამატის
ფარდობა პირვანდელ სიგრძესთან, რომელიც გამოსახულია %-ობით.

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \cdot 100 = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100\%,$$

სადაც l_0 არის ნიმუშის საწყისი სიგრძე, l_1 —საბოლოო, ხოლო Δl —
სიგრძის ნამატი.

7. ფარდობითი შევიწროება (ყელის) ψ % არის განივკვე-
თის ფართობის მაქსიმალური შემცირების (სხვაობა საწყის და საბოლოო
ფართობს შორის) ფარდობა პირვანდელ განივკვეთთან:

$$\psi = \frac{F_0 - F_1}{F_0} \cdot 100\%,$$

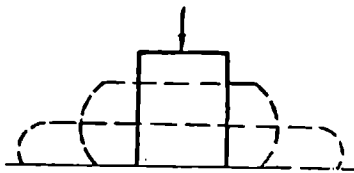
სადაც F_0 არის საწყისი განივკვეთის ფართობი, ხოლო F_1 —საბოლოო.

პირველი ხუთი მაჩვენებელი— $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \sigma_4, \sigma_5$ —სიმტკიცის მაჩვენებლებია, ხოლო ფარდობითი წაგრძელება $\delta\%$ და ყელის ფარდობითი შევიწროება ψ/σ_1 —პლასტიკურობის მაჩვენებლები.

იგივე გაკვიმვის მრუდით შეიძლება განისაზღვროს ლითონის დეფორმაციაზე დახარჯული მუშაობა, ანუ სტატიკური სიბლანტე. ეს მუშაობა განისაზღვრება მრუდითა და აბსცისით წერტილზე ფართობით (ნახ. 30, *OBZKO* ფართობი). ეს ფართობი გვიჩვენებს ნიმუშის დეფორმაციაზე დახარჯულ სრულ მუშაობას A კგსმ. თუ გვიანტერესებს კუთრი სტატიკური სიბლანტე, ბილებულ ნუშაობას შევეუფარდეთ ნიშნის მუშა ნაწილის მოცულობას და მივიღებთ:

$$a = \frac{A}{V} \text{ კგსმ/სმ}^3.$$

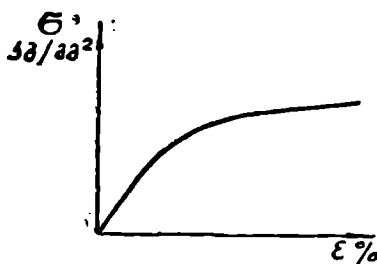
კუმშვაზე გამოცდა. კუმშვით გამოიცილება ისეთი ლითონები, რომლებიც სიმყიფის გამო გაკვიმვაზე გამოცდას არ ექვემდებარებიან და ამასთან საექსპლოატაციო პირობები დაკავშირებულია მკუმშავ დაბეგბთან. კუმშვას განიცდის ცოლინდრული ნიმუში ტორსულ ზედაპირებზე დაწოლით (ნახ. 32).



ნახ. 32. დეფორმაცია კუმშვის დროს.

კუმშვის მრუდს (ძაბვის დამოკიდებულება კუმშვის დეფორმაციასთან) გაკვიმვის მრუდის ანალოგიური ხასიათი აქვს (ნახ. 33).

კუმშვაზე გამოცდისას განისაზღვრება იგივე სიდიდეები, რაც გაკვიმვაზე გამოცდის დროს, კერძოდ σ_1, σ_2 გვიჩვენებს ლითონის დრეკად თვისებებს, σ_3 კი სიმტკიცის ზღვარს. აღსანიშნავია, რომ პლასტიკური ლითონი მკუმშავი ძალების ზეგავლენით რღვევას არ განიცდის. ამიტომ ისეთი ლითონებისათვის, როგორცაა ტყვია, კალა, სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას განსაზღვრული არ არის. პლასტიკური თვისებები, გაკვიმვისაგან განსხვავებით, აქ განისაზღვრება ნიშნის ფარდობითი



ნახ. 33. დეფორმაციის მრუდი კუმშვის დროს.

შეკუმშვისა და გაფართოების ხარისხით, რაც აგრეთვე $\delta\%$ -ით გამოისახება; შეკუმშვა მოქმედი ძალის გასწვრივ ხდება, გაფართოება კი ძალის მოქმედების მართობი მიმართულებით.

ფარდობითი შეკუმშვა

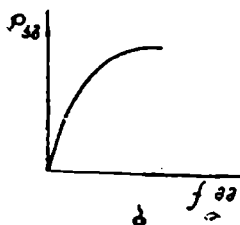
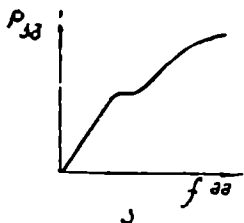
$$\varepsilon = \frac{l_0 - l_1}{l_0} \cdot 100\%$$

სადაც l_0 ნიმუშის საწყისი სიგრძეა, l_1 კი საბოლოო.

ფარდობითი გაფართოება

$$\psi = \frac{F_1 - F_0}{F_0} \cdot 100\%$$

სადაც F_0 არის საწყისი განაევკეთის ფართობი, F_1 კი საბოლოო.



ნ.ხ. 34. დეფორმაციის მრუდი ღუნვის დროს:

ა—მცირენაპირბ: დინი ფოლადისათვის; ბ—რუი თუჯისათვის.

ღუნვაზე გამოცდა. ღუნვაზე გამოცდება მრგვალი ან ოთხკუთხა განივკვეთის ნიმუში, რომელიც თავისი ბოლოებით თავისუფლად დაყრდნობილი ორ საყრდენზე. ძალა მოდებულა ნიმუშის შუაზე.

ღუნვის მრუდს ზემოაღწერილთა ანალოგიური ხასიათი აქვს, მხოლოდ იმ განსხვავებით, რომ იგი აგებულია მოქმედი ძალისა და ჩალუნვის ისრის (f) მიხედვით (ნახ. 34).

ღუნვაზე გამოცდისას განისაზღვრება სიმტკიცის ზღვარი $\sigma_{ზღვ}$ და ჩალუნვის ისარი f . ჩალუნვის ისარი გაიზომება სპეციალური ხელსაწყოთი ან აიღება დეფორმაციის მრუდიდან, რომელსაც ხელსაწყო ავტომატურად ჩაწერს, სიმტკიცის ზღვარი კი განისაზღვრება ფორმულით

$$\sigma_{ზღვ} = \frac{M_{აქს}}{W} \text{ კგ/მმ}^2,$$

სადაც $M_{აქს}$ არის მაქსიმალური მღუნავი მომენტი კგმმ;

W — განივკვეთის წინალობის მომენტი მ³.
თავის მხრივ

$$M_{აქს} = \frac{Pl}{4} \text{ კგმმ.}$$

წინალობის მომენტი მრგვალი განივკვეთისათვის

$$W = \frac{\pi d^3}{32} \text{ მმ}^3;$$

მაშინ ცილინდრული ნიმუშებისათვის

$$\sigma_{ზღვ} = \frac{8Pl}{\pi d^3} \text{ კგ/მმ}^2.$$

ღუნვაზე, როგორც წესი, გამოიყენება რუხი თუჯი. ამისათვის გამოყენებულია რუხი თუჯის სხპული ნიმუშები (ჭრით დაუმუშავებელი) სტანდარტული ზომით: დიამეტრი 30 მმ და სიგრძე 680 მმ ან 340 მმ (ანუ მანძილი საყრდენებს შორის $l=600$ მმ ან 300 მმ).

ცხადია, რომ ამ პირობებში სილიდე $\frac{8l}{\pi d^3} = k$ მულდმევი იქნება და მაშინ სინტეტიკის ზღვარი განისაზღვრება ფორმულით

$$\sigma_{\text{ხლენ}} = kP \text{ კგ/სმ}^2,$$

სადაც P არის დატვირთვა.

გრეხაზე გამოცდა. გრეხაზე გამოიყენება მაღალპლასტიკური ლითონები. გამოცდის უპირატესობა ის არის, რომ ნიმუშის ფორმა ნებისმიერად დიდი დეფორმაციის დროს პრაქტიკულად არ იცვლება (ყელი არ წარმოიქმნება), რაც საშუალებას გვაძლევს ზუსტად განესაზღვროთ დაბეჭდები და დეფორმაციები.

გრეხის მრუდი აიგება კოორდინატთა სისტემაში—გრეხი მომენტი—მობრუნების კუთხე⁴. მრუდს ზემოგანხილული მრუდების ანალოგიური სახე აქვს და მასზე ძირითადად იგივე მაჩვენებლები განისაზღვრება. გრეხაზე გამოცდას შედარებით იშვიათად მიმართავენ.

2. დინამიკური გამოცდა

დინამიკური ეწოდება ისეთ გამოცდას, რომელიც მიმდინარეობს ძალის ძალიან სწრაფი ზრდით, ჩვეულებრივად დარტყმით.

მანქანათმშენებლობაში დინამიკური მახასიათებლებიდან ყველაზე ხშირად მიმართავენ დარტყმით სიბლანტეს.

დარტყმითი სიბლანტის განსაზღვრა ხდება დინამიკური დატვირთვით. ხელსაწყო წარმოადგენს ქანქარა ურნალს გარკვეული ტვირთით (ნახ. 35 ა, 2); ტვირთში ჩადგმულია დანა. გარკვეულ H_1 სიმაღლეზე აწეულ ტვირთს გააჩნია მუშაობის მარაგი $A_1 = GH_1$ კგმ. სადაც G არის ტვირთის წონა კგ-ობით.

აწევის სიმაღლე H_1 განისაზღვრება შემდეგი მოსაზრებიდან:

$$H_1 = l + h_1,$$

სადაც l არის ქანქარის მუშა სიგრძე (ნახ. 35, ბ).

$$\Delta abc\text{-დან } h_1 = l \cdot \cos \alpha_1 = l \cos(180^\circ - \alpha_1) = -l \cos \alpha_1,$$

მაშინ

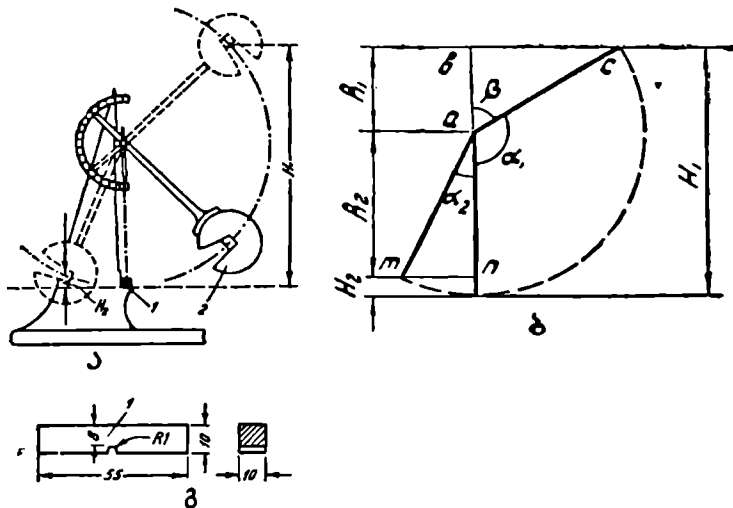
$$H_1 = l + (-l \cos \alpha_1) = l - l \cos \alpha_1 = l(1 - \cos \alpha_1);$$

ამრიგად,

$$A_1 = G \cdot l(1 - \cos \alpha_1).$$

აწევის სიმაღლიდან გაზევებული ტვირთი ეცემა ნიმუშს (1), რომელიც თავისუფლად მდებარეობს ორ საყრდენზე. ნიმუშზე ტვირთის

დარტყნის მომენტში საყრდენებად ვერტიკალური სიბრტყეები იქცევა. დარტყმული ტვირთის მუშაობის ნაწილი იხარჯება ნიმუშის გადაღებაზე, რღვევაზე, რის შემდეგაც ტვირთი სწინააღმდეგო მიმართულებით აიწევეს გაოკვეულ H_2 სიმაღლეზე. ტვირთს რომ ნიმუში არ დახვედროდა და თუ მხედველობაში არ ითვლებოდა ხახუნის ძალებს, იგი საწინააღმდეგო მიმართულებით იმავე H_1 სიმაღლეზე აიწევედა, მაგრამ ახლა აწე-



ნ.ხ. 35. დარტყმითი სიბლანტის გამოცდა:
 ა—ურნალი; ბ—გამოდლის სქემა; გ—ნიმუში.

ვის სიმაღლე არის H_2 , რომელიც მნიშვნელოვნად ნაკლებია H_1 -ზე. ახალ მდგომარეობაში ტვირთს გააჩნია მუშაობის ძარაგი A_2

$$A_2 = GH_2 \text{ კგმ;}$$

$$H_2 = l - h_2;$$

$$\Delta amn \text{ და } h_2 = l \cos \alpha_2,$$

შეშინ

$$H_2 = l - l \cos \alpha_2 = l(1 - \cos \alpha_2).$$

ამრიგად,

$$A_2 = G \cdot l(1 - \cos \alpha_2).$$

სხვაობა $A = A_1 - A_2$ კგმ არის ის მუშაობა, რომელიც დაიხარჯა ნიმუშის რღვევაზე დარტყმითი დატვირთვის პირობებში.

$$A = A_1 - A_2 = Gl(1 - \cos \alpha_1) - Gl(1 - \cos \alpha_2) = G \cdot l(\cos \alpha_2 - \cos \alpha_1),$$

საბოლოოდ რღვევისათვის დახარჯული მუშაობა

$$A = G(\cos \alpha_1 - \cos \alpha_2),$$

სადაც α_1 არის ტვირთის აწევის კუთხე, რომელიც ერთი აღებული ჟრნალისათვის მუდმივ სიდიდეს წარმოადგენს, α_2 კი არის დარტყვის შემდეგ ტვირთის აწევის კუთხე.

ამრიგად, ცდის დროა ასაღებია მხოლოდ ერთი მაჩვენებელი α_2 , რომელსაც გვიჩვენებს ისარი სათანადო სკალაზე. ცნობილი სიდიდეების ჩასმით მივალდებით ნიმუშის რღვევაზე დახარჯულ საერთო მუშაობას. კუთრი მუშაობის განსაზღვრისათვის საერთო მუშაობა უნდა შევუფარდოთ ნიმუშის განივკვეთის ფართობს, მივიღებთ კუთრ დარტყმით სიბლანტეს:

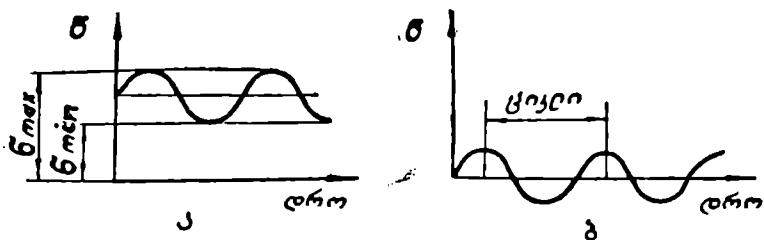
$$a_2 = \frac{A}{F} \text{ კგ/სმ}^2.$$

ამგვარად, a_2 არის კუთრი დარტყმითი სიბლანტე. ნიმუშის რღვევისათვის საჭირო აბსოლუტური მუშაობის შესამკირებლად ნიმუში ჩანაქვრით მზადდება (ნახ. 35, გ), ხოლო დარტყმა ჩანაქვრის საწინააღმდეგო მხრიდან წარმოებს.

ლითონთა დახასიათებისათვის დარტყმითი სიბლანტე ძალიან ხშირად გამოიყენება და კარგად გამოხატავს ლითონის სიბლანტეს თუ სიმკვრივეს.

3. ლითონების დაღლილობა და ნიშანცვალებადი გამოცდა

მაქანათა ნაწილების დიდი უმრავლესობა ცვალებადი დატვირთვებით მუშაობს. ეს იმ.ს ნიშნავს, რომ დროის ყოველ გარკვეულ მომენტში ძაბვა რაღაც მინიმალური მნიშვნელობიდან იღებს მაქსიმალურ



ნ. ხ. 36. ცვალებადი დატვირთვის სქემა:

ა—განმეორებითცვალებადი; ბ—ნიშანცვალებადი.

მნიშვნელობას და კვლავ მინიმალურ მნიშვნელობას, რასაც დატვირთვის ციკლი ეწოდება. აღსანიშნავია, რომ ციკლური დატვირთვა ძირითადად შეიძლება ორნაირი იყოს: განმეორებითცვალებადი, როდესაც დატვირთვის მინიმალური და მაქსიმალური მნიშვნელობა ერთი ნიშნისაა (ნახ. 36, ა) და ნიშანცვალებადი, როდესაც ძაბვის სიდიდესთან ერთ-

თად იცვლება მისი ნიშანიც (ნახ. 36, ბ), ნიშანცვალეზადი ციკლი თავის მხრივ შეიძლება იყოს სიმეტრიული და არასიმეტრიული. დაჭვირთვის ციკლს გააჩნია შემდგომი მახასიათებლები: ნაქსიმალური ძაბვა— $\sigma_{\text{მაქს}}$, მინიმალური ძაბვა— $\sigma_{\text{მინ}}$, საშუალო ძაბვა

$$\sigma_{\text{საშ}} = \frac{\sigma_{\text{მაქს}} + \sigma_{\text{მინ}}}{2}$$

და ამპლიტუდის კოეფიციენტი, ანუ არასიმეტრიულობის კოეფიციენტი

$$k = \frac{\sigma_{\text{მინ}}}{\sigma_{\text{მაქს}}}$$

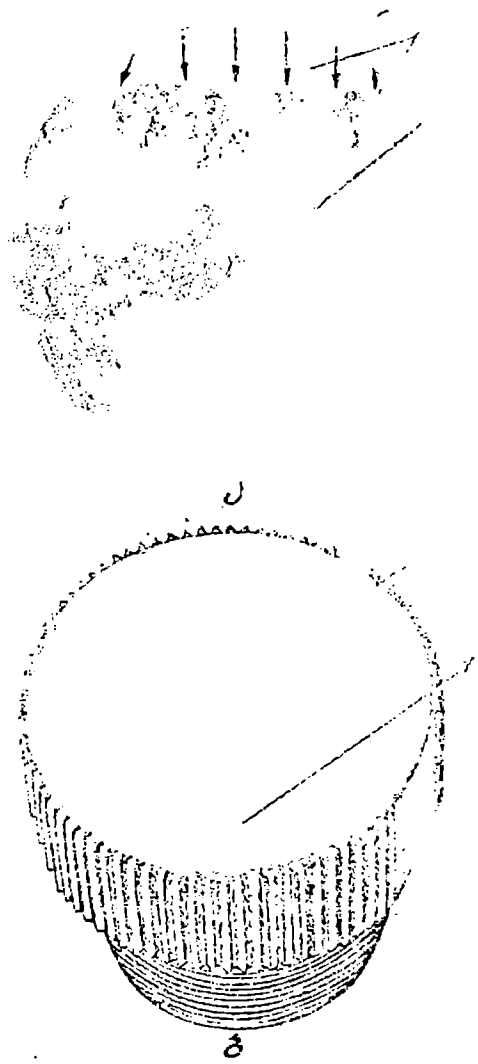
ადვილი გასაგებია, რომ ცვალეზადი და ნიშანცვალეზადი დატვირთვები ჩვეულებრივ სტატიკურ და დინამიკურ დატვირთვებთან შედარებით გაცილებით უფრო მძიმე პირობებს ქმნის ლითონისათვის. ასეთ პირობებში ლითონი განიცდის რღვევას არა მარტო სიმტკიცის ჩვეულებრივ ზღვარზე უფრო დაბალი ძაბვებისას, ღრამედ ხშირად დრეკადობის ზღვარზე უფრო დაბალი ძაბვის დროს. მოვლენას, რომელიც ლითონის ასეთ რღვევას იწვევს, დადლილობა ეწოდება, ხოლო დადლილობისადმი ლითონის წინააღმდეგობას—გამძლეობა.

გამძლეობაზე (დადლილობაზე) გამოცდა უკანასკნელ ხანებში სულ უფრო ფართოდ წარმოებს, რადგან დადგენილია, რომ ლითონის მანქანების ავარიული ნტრევა ხშირად სწორედ დადლილობითაა გამოწვეული. დადლილობის მიზეზს პოულობენ იმაში, რომ მუშაობის დროს ლითონის რომელიც მიკროადგილებში წარმოიქმნება ძაბვათა ადგილობრივი კონცენტრაციები, რომლებიც ადგმატებიან დრეკადობის ზღვარს. წარმოქმნილი ადგილობრივი დეფორმაციები კი გარკვეულ მომენტებში იწვევენ ადგილობრივ მიკრობზარებს. ცხადია, რომ ციკლური დატვირთვის პირობებში ასეთი ბზარი ადვილად იზრდება და ნაკეთის ცოცხალ კვეთს ამცირებს. დაბოლოს, როდესაც ნამზადის ცოცხალი კვეთი საგრძნობლად შემცირდება, დაჩენილი ლითონი განიცდის ჩვეულებრივ რღვევას. სწორედ აღწერილის გამო დადლილობით გამოწვეულ ტებს განსაკუთრებული სპეციფიკური ხასიათი აქვს—ტების ნაწილი მეტად წვრილმარცვლოვანია, თითქმის გლუვი (სადაც ვითარდებოდა დადლილობის ბზარი), მეორე ნაწილი კი ჩვეულებრივი ტების სახეს ატარებს (ნახ. 37).

გამძლეობის ზღვრად მიჩნეულია ის ძაბვა $\sigma_{\text{მ}}$, რომლის დროსაც ლითონი დაურღვევლად უძლებს ცვალეზად ან ნიშანცვალეზად მაქსიმალურ ციკლთა რიცხვს N . პრაქტიკულად შავი ლითონებისათვის $N = 10^7$, ხოლო ფერადი ლითონებისათვის $N = (3 \div 5) 10^7$.

გამძლეობის განსაზღვრა ხდება შემდეგნაირად. გამოცდისათვის იღებენ რანდენიმე ნიმუშს (მაგალითად 6 ნიმუშს), რომელთაგან პირ-

ველს დატვირთავენ ისე, რომ ძაბვა იყოს 0,6 თმ; შემდეგ დატვირთავენ 2 ან 4 კგ/მმ²-ით ნაკლები ძაბვით და ა. შ. დაკუშვით, რომ პირველი, მეორე და ა. შ. ნიმუშები ციკლური გამოცდისას ციკლთა გარკვეული რიცხვის შემდეგ გატყდა და რომელიღაც შათვანი არ გატყდა. მაშინ გაუტყეხავი და გატყეხილი ნიმუშის დაიფესს შორის შეარჩევენ საშუალო ძაბვას და კიდევ ერთ ნიმუშს გამოცდიან ამ ძაბვაზე. თუ ახლა გამოცდილი ნიმუში არ გარყდება, ეს ძაბვა მიჩნეული იქნება გამძლეობის ზღვრად $\sigma_{\text{შ}}$. დამოკიდებულებას ძაბვასა და ციკლთა რიცხვს შორის გვიჩვენებს მრუდი (ნახ. 38), სადაც $\sigma_{\text{შ}}$ არის გამძლეობის ზღვარი, ანუ ის მაქსიმალური ძაბვა, რომლის დროსაც ციკლური დატვირთვა ნიმუშის არღევას პრაქტიკულად არ იძლევა მაქსიმალური ციკლთა რიცხვის პირობებში.



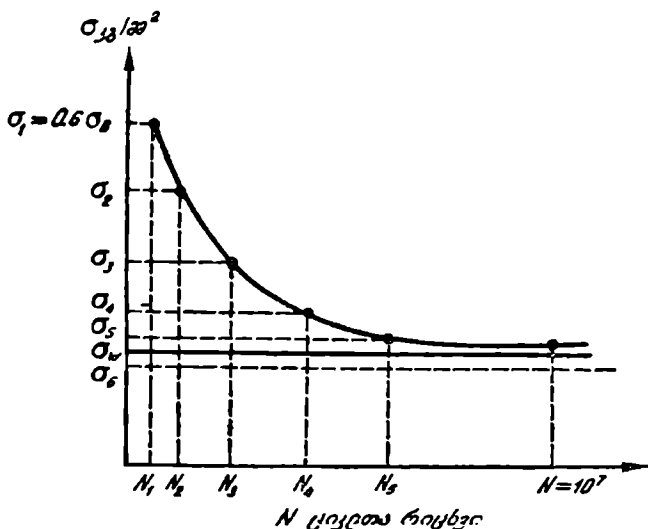
ნახ. 37. დაღლილობის ცეცხ.

დატვირთვის ციკლის ხასიათის აღსანიშნავად გამძლეობის ზღვარს $\sigma_{\text{შ}}$ ინდექსის მაგივრად ხშირად ინდექსად უსვამენ ამპლიტუდის ანუ არასიმეტრიულობის კოეფიციენტს k .

კერძოდ, ნიშანცვალებადი სიხვეტირული ციკლისათვის $k = \frac{\sigma_{\text{მინ}}}{\sigma_{\text{მაქს}}} = -1$

და გამძლეობის ზღვარი აღინიშნება σ_{-1} -ით.

უნდა აღინიშნოს, რომ პრაქტიკაში შემჩნეულია მანქანათა ნაწილების რღვევა უფრო დაბალ ძაბვებზე, ვიდრე ამას იძლევა ციკლური გამძლეობის ლაბორატორიული შესწავლა. ეს აიხსნება იმით, რომ ლითონში არსებული არალითონური ჩანართები, წითობით გამოწვეული მიკრობზარები, ზედაპირის დამუშავების მცირე სისუფთავე (საჭრისით დატოვებული კვალი), დაბოლოს თვით ნაკეთის ფორმით გამოწვეული ღრმულები ბასრი კუთხვებით წარპოადგენენ ძაბვათა დამატებით კონცენტრატორებს, რაც იკვეთრად ამცირებს ლითონთა გამძლეობას ციკლური დატვირთვების დროს. სწორედ ამიტომ უკანასკნელ ხანებში ძალიან დიდ ყურადღებას აქცევენ ნაკეთობათა ზედაპირის სისუფთავეს და



ნახ. 38. დაღლილობაზე გამოცდის მრუდი.

ზოგიერთ შემთხვევაში მის დამატებით სპეციალურ დამუშავებასაც მობართავენ მაგალითად, საფანტის ტყორცნით, გორგოლაკებით მოგორვით და სხვ. ეს იძლევა ზედაპირზე გარკვეულ ციკქედვას და ზედაპირის მაღალ სიგლუვეს (ყოველგვარი მიკრობზარების და ხაზების გარეშე).

აღსანიშნავია, რომ ნიშანცვალებადი დატვირთვის დროს ენერჯის ნაწილს ლითონი შთანთქავს და სითბოდ აქცევს. ამ ბოვლენას ციკლური სიბლანტე ეწოდება. ციკლური სიბლანტე საინტერესოა იმით, რომ ლითონები, რომლებსაც ახასიათებს მაღალი ციკლური სიბლანტე, სწრა-

ფად აქრობენ ვიბრაციებს. ვიბრაციები კი, თავის მხრივ, ხშირად ლითონის რღვევის ძიზეხი ხდება. ამ ქაოიკ საინ უერესოა რუხი თუჯი, რომელიც სხვა ლითონებთან შედარებით გაცალეებით უერო სწორაფად აქრობს ვიბრაციებს. სწორედ აითომ მთელ რიგ შემთხვევებში თუჯი ფოლაღზე უერო კარგ საკონსტრუქციო მასალად მოგვევლინება. ლითონთა დაღლილობაზე ანუ ციკლურ სიმტკიცეზე მთავალი ფაქტორი ახდენს გავლენას, მათ შორის ძირითადია ციკლის ხასიათი, გარემო არის აგრესიულაბა, ძაბუათა კონცენტრაციები, ზედაპირის მდგომარეობა, სტრუქტურის მდგომარეობა და მასი დეფექტები და სხვ.

4. სისალე და მისი განოცდის მეთოდები

სისალე არის ლითონის უნარი წინააღმდეგობა გაუწიოს მასში გარეშე საგნის ჩაწინებას.

სისალე აცემად მიღებულია, როგორც ლითონთა მექანიკური თვისებების ძირითადი მაჩვენებელი, რადგან სისალის გამოცდას, გამოცდის სხვა მეთოდებთან შედარებით, ახასიათებს მთელი რიგი უაირატესობანი, როგორცაა ნიმუშის დაზადების სიადვილე, აპარატურის სინარტივე, თვით გამოცდის ჩატარების სიადვილე და სხვ. გარდა ამისა, სისალის გაზომვა შესაძლებელია უშუალოდ ნაკეთზე, ნიმუშის გამოუქრელად.

მინერალოგიაში მინერალების სისალის განსაზღვრისათვის შემოღებულია 10-ბალიანი ე. წ. შოოსის სკალა, რომელშიც მინერალები განლაგებულია ერთმანეთის მიმართ გამოიმტლავებული სისალის მიხედვით, ე. ი. სკალაში მოთავსებული ყოფელი მინერალი მის წინ მყოფ მინერალს კაწრავს, ხოლო მის შემდეგ მდგომს კი ვერ კაწრავს (ცხრილი 4).

როგორც ვხედავთ, აქ პირველ ადგილზე თაღკია, რომელიც არსებული მინერალებიდან ყველაზე რბილია. უკანასკნელ ადგილზე კი მოთავსებულია ალმასი, რომელიც ბუნებაში ყველაზე სალი ნივთიეუბაა. ლითონებისა და შენადნობებისათვის სისალეების ასეთი სკალა გამოუსადეგარია, რადგან ერთმანეთისაგან მეტად მნიჭნელოვნად განსხვავებული ლითონები ამ სკალით ორ სათ ჯგუფში მოთავსდებიან და მათი სხვადასხვაობა დაიკმალება, ამიტომ ტუქიკია გამოყენება მხოვე სისალის გაზომვის სხვა მეთოდებმა და აქედან გამომდინარე - სისალის სხვა სკალებმა. სისალის გამოცდის ყველაზე გავრცელებული მეთოდებია: ჩაწინების მეთოდი, როდესაც გამო-

ცხრილი 4

სისალე შოოსის სკალით

მინერალის დასახელება	სისალის ვრთველი
თაღკი	1
ქემაროლი	2
კიოქვიანი შპატი	3
მცნობი შპატი	4
აპაური	5
მინ ვერის შპატი	6
ქოკი-კაი	7
კოპალი	8
კოლენდი	9
ალმასი	10

საცდელ ნიმუშში ჩაიწნებება ფოლადის ბურთულა, ანდა ალმასის პირა-
შიდა ან კონუსი და დრეკადი არეკვლის მეთოდი.

სისალის სხვადასხვა მეთოდით გაზომვის შრავალი ხერხი არსებობს,
მათგან ყველაზე მეტად გავრცელებულია შემდეგი.

ა. სისალის გაზომვა ფოლადის ბურთულის ჩაწნე-
ხით (ბრინელის ხერხი)

გამოცდა ბრინელის ხერხით წარმოებს სპეციალურ წნეხზე და
მდგომარეობს იმაში, რომ გამოსაცდელ ნიმუშში P ძალით ჩაიწნებება
გარკვეული დიამეტრის ნაწრთობი ფოლადის ბურთულა. გამოცდის შემ-
დევ ს'ეციალური ლუბით გაიზომება ანაბეჭდის დიამეტრი და გაანგა-
რომდება მისი ფართობი.

ანაბეჭდის სფერული ზედაპირის ფართობის ანგარიში ხდება ფორ-
მულებით:

$$F = \frac{\pi D^2}{2} - \frac{\pi D}{2} \sqrt{D^2 - d^2}$$

ან

$$F = \pi D t,$$

სადაც D არის ბურთულის დიამეტრი, d —ანაბეჭდის დიამეტრი, t —
ანაბეჭდის სიღრმე (ნახ. 39). ძალის შეფარდება ანაბეჭდის ფართობთან
გვადლევს ძაბვას, რომელიც ამ შემთხვევაში აღებულია სისალის მაჩვენ-
ებლად. ბრინელის ხერხით მი-
ღებული სისალე აღინიშნება HB
ასოებით. ამრიგად,

$$HB = \frac{P}{F} \text{ კგ/მმ}^2.$$

აღსანიშნავია, რომ სისალის
განსაზღვრა ანაბეჭდის დიამეტ-
რის გაზომვით უფრო ადვილია
და სარწმუნო შედეგსაც იძლევა,
ამიტომ იგი უფრო გავრცელე-
ბულია. ბრინელის წნეხზე სისა-
ლის განსაზღვრისას ბურთულას

დიამეტრი აიღება 2,5, 5 ან 10 მმ. მეტი სიზუსტის გამო უფრო ხში-
რად გამოიყენება 10 მმ-იანი ბურთულა. ძალა P განისაზღვრება ფორ-
მულით

$$\frac{P}{D^2} = k,$$

სადაც P არის ძალა კგ-ობით, D —ბურთულას დიამეტრი მმ-ობით;
 k კოეფიციენტის წინშენლობა დამოკიდებულია გამოსაცდელ ლითონზე.

ასე, მაგალითად, შავი ლითონებისათვის შედარებით მაღალი სისალის დროს $k=30$, ე. ი. $P=30D^2$, ხოლო ფერადი ლითონებისათვის k უფრო ხშირად აიღება 10, ე. ი. $k=10L^2$ (ცხრილი 5).

ცხრილი 5

ბრინელის ხერხით ხისალის გაზომვის პირობები

გამოსაცდელი მასალა	სისალის ზღვრები HB	გამოსაცდელი ნიმუშის სისაქე, მმ	P - D ² კგ/მმ ²	ბურთულის დიამეტრი D, მმ	დატვირთვა P, კგ	დაყოვნება დატვირთვის ქვეშ, წმ
შავი ლითონები	140—450	6—3 4—2 < 2	30	10,0 5,0 2,5	3070 750 187,5	10
	< 140	> 6 6—3 < 2	10	10,0 5,0 2,5	1000 250 62,5	10
ფერადი ლითონები	> 130	6—3 4—2 < 2	30	10,0 5,0 2,5	3000 750 187,5	30
	25—130	9—6 6—3 < 3	10	10,0 5,0 2,5	1000 250 62,5	30
	8—35	> 6 6—3 < 3	2,5	10,0 5,0 2,5	250 62,5 15,6	30

ბრინელის სკალას აქვს 1000-მდე ერთეული, მაგრამ ლითონები, რომელთა სისალე აღემატება 450 HB-ს, ამ ხერხით აღარ გამოიკვლევიან, რადგან დეფორმაციას განიცდის თვით ბურთულა და სისალის ჩვენება არააზუსტია. უკანასკნელ ხანებში ამ მიზნისათვის იყენებენ ვოლფრამის კარბიდის ბურთულას, მაშინ სისალის გაზომვა 750 HB-მდეა შესაძლებელი.

გამოცდების გასაადვილებლად არსებობს ცხრილები, სადაც სისალე მოცემულია უმულოდ ანაბეჭდის დიამეტრის მიხედვით. მაშინ გაითვალისწინებენ საჭირო აღარ არის.

ბრინელის ხერხით სისალის გაზომვა სარწმუნო შედეგებს რომ იძლეოდეს, დატული უნდა იქნეს შემდეგი პირობები: ნიმუშის სისაქე ანაბეჭდის სიღრმეზე ათჯერ უფრო დიდი უნდა იყოს ($\delta > 10t$); ანაბეჭდის ცენტრი ნიშნის წიბოდან მოცილებული უნდა იქნეს არანაკლებ 4d-ით; ნიმუშის ზედაპირი შედარებით სუფთა უნდა იყოს. ეს მოთხოვნები აღვილი დასაკმაყოფილებელია, ამიტომ სისალის გაზომვის ბრინელის ხერხი საკმაოდ გავრცელებულია. ამას ხელს უწყობს ისიც, რომ ნაპოვნია

ემპირიული ფორმულა, რომელიც მიახლოებით აკავშირებს ბრინელის, ერთეულებით გამოხატულ სისალის მაჩვენებელს და სიმტკიცის ზღვარს:

$$\sigma_s = kHB,$$

სადაც k არის კოეფიციენტი და დამოკიდებულია ლითონზე. დადგენილია, რომ ფოლადისათვის $k=0,3-0,4$; თუჯისათვის $k=0,15$; თითბერი-სათვის $k=0,45$ და სხვ.

ბ. სისალის გაზომვა ბურთულის ან კონუსის ჩაწნების სიღრმის მიხედვით (როკველის ხერხი)

როკველის წნებს, ბრინელის წნებისაგან განსხვავებით, სისალის გაზომვისათვის აქვს როგორც ბურთულა, ისე ალმასის კონუსი. შედარებით რბილი ლითონები გამოიკვება ბურთულით, სალი კი ალმასის კონუსით. ბურთულის დიამეტრი $D=1,59$ სმ $=1/16''$; ალმასის კონუსის კუთხე წვეროსთან 120° . პირველ შემთხვევაში დატვირთვა აიღება 100 კგ, მეორე შემთხვევაში — 150 კგ. ბოლო ხანებში კიდევ უფრო სალი ლითონებისათვის შემოღებულია ტვირთი 60 კგ. სისალის განსაზღვრა როკველის წნეხზე ხდება ყოველგვარი გაანგარიშების გარეშე. უშუალოდ ინდიკატორის სკალიდან; სკალას აქვს ორმხრივი დანაყოფები, რომელთაგან ერთი მხარე — B გვიჩვენებს სისალეს ბურთულით გაზომვის დროს, ხოლო მეორე — C კი — ალმასით გაზომვის დროს. სისალე აღინიშნება შესაბამისად HRB და HRC , ხოლო როცა სისალე იზომება ალმასის კონუსით და დატვირთვა $P=60$ კგ — HRA . ხელსაწყოს სკალას აქვს სულ 100 ცრათული. სისალის მაჩვენებელს ამ შემთხვევაში განზომილება არ გააჩნია (ცხრილი 6).

ცხრილი 6.

როკველის ხერხით სისალის გაზომვის პირობები

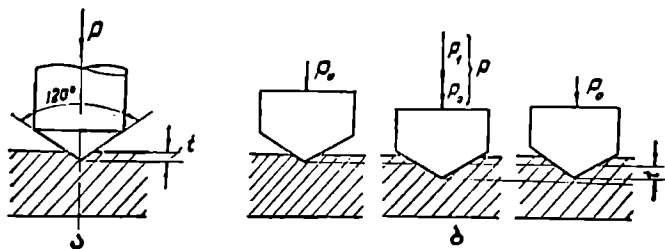
განოსაყდელი მასალა	მიახლოებითი სისალე HB	ბუნჯი	დატვირთვა P , კგ	სისალის აღნიშვნა	სკალა	სისალის ზღვრები HR
ფოლადი, ბრინჯაო, თითბერი	60—230	ბურთულა	100	HRB	წითლო, B	25—100
ნაწრთობი ფოლადი, თეთრი თუჯი	230—700	ალმასის კონუსი	150	HRC	შავი, C	20—67
მალალი სისალის შენადნობები; თხელი ფიოფიტები	>700		60	HRA		>70

სისალის გაზომვა შემდეგნაირად ხორციელდება (ნახ. 40).

ბუნჯეს წინასწარ დატვირთავენ $P_0=10$ კგ ძალით, რის შემდეგაც ინდიკატორის სკალას აუყენებენ ნულზე. შემდეგ მოკლებთ ძირითად

ტვირთს P_1 , რომელიც შესაბამისად იქნება 90,140 ან 50 კგ. დატვირთვის მოხსნის შემდეგ ბუნიკი ლითონის დრეკადი დეფორმაციის გავლენით რამდენადმე მალა ამოიწვეს, რის შედეგადაც ინდიკატორის ისარი გვიჩვენებს ძირითადი დატვირთვის გავლენით მიღებულ ნარჩენ სიღრმეს 1. ისრის გადახრა ყოველი დანაყოფით შეესაბამება ჩაწნების სიღრმეს 2 მკ. მაგრამ სკალა დაგრაღულირებულია საწინააღმდეგოდ, ისე რომ, რაც ნაკლებია ჩაწნების სიღრმე, მით მეტი სისალის ერთეულს ვლებულობთ სკალაზე.

ამჟამად შემუშავებულია როკველის უფრო ზუსტი ხელსაწყო (ფ. წ.



ნახ. 40. როკველის ხერხით კონუსის ჩაწნებით სისალის გ. ზომის სკემა: ა—საერთო სკემა; ბ—ბუნიკის თანმიმდევრული მდგომარეობები.

სუპერროკველი), რომელზედაც სკალის ყოველი დანაყოფი ჩაწნების სიღრმის 1 მკ შეესაბამება.

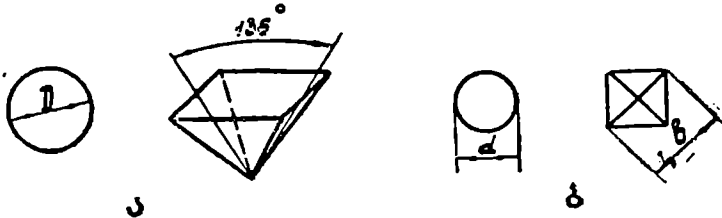
სისალის გაზომვის როკველის ხერხმა თავისი სიმარტივის გამო ამჟამად დიდი გავრცელება პოვა როგორც ლაბორატორიულ, ისე საწარმოო პრაქტიკაში.

გ. სისალის გაზომვა ალმასის პირამიდის ჩაწნებით (ვიკერსის ხერხი)

ამ შემთხვევაში საცდელ ნიმუშში ჩაიწნებება ფოლადის ბურთულა ან ალმასის ოთხწახნაგა პირასიდა მოპირდაპირე წახნაგებს შორის 135° -იანი კუთხით (ნახ. 41). სისალის გაზომვა შეიძლება ვაწარმოოთ სხვადასხვა დატვირთვით (5, 10, 20, 30, 50, 100 და 120 კგ), რაც დამოკიდებულია ლითონის სისალესა და გამოსაცდელი ნიმუშის სისქეზე (ცხრილი 7). ვიკერსის ანაბეჭდის გაზომვისათვის ხელსაწყოს ზედვე აქვს მიკროსკოპი. გაზომვის შედეგად მიიღება ორი სახის ანაბეჭდი: თუ გაზომვას ვაწარმოებთ ფოლადის ბურთულით—მრგვალი, ხოლო თუ გაზომვას ვაწარმოებთ ალმასის პირამიდით—პირაიდიული. შესაბამისად პირველ შემთხვევაში მიკროსკოპის ქვეშ ვზომავთ ანაბეჭდის დიამეტრს d , ხოლო მეორე შემთხვევაში დიაგონალს b . სისალის ერთეულად, მსგავსად ბრინელის ხერხისა, აქაც მიღებულია ძაბვა, ანუ ძალის შეფარ-

ვიკერსის ზერხით სისალის გაზომვის პირობები

ნიმუშის სისყე. მმ	სისალე HV			
	20-50	50-100	100-300	300-900
	გამოყენებული დატვირთვები, P			
0,3-0,5	—	—	—	5-10
0,5-1,0	—	—	5-10	10-20
1,0-2,0	5-10	5-10	10-20	—
2,0-4,0	10-20	20-30	20-50	20-50
>4	>20	>30	>50	—



ნახ. 41. სისალის გაზომვა ვიკერსის ზერხით:

ა—ფოლადის ზურთულა და ალმასის პირაქილა; ბ—ანაბეჭდები.

დება ანაბეჭდის ზედაპირის ფართობთან. შესაბამისად ბურთულის ჩაწევის შემთხვევაში სისალე იქნება:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{P}{\frac{\pi D^2}{2} - \frac{\pi D}{2} \sqrt{D^2 - d^2}} \quad \text{კგ/მმ}^2,$$

სადაც P არის მოკმედი ძალა, D —ბურთულის დიამეტრი, d —ანაბეჭდის დიამეტრი.

პირამიდის ჩაწევის შემთხვევაში კი სისალე იქნება:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{P}{\frac{b^2}{2 \sin \frac{\alpha}{2}}} \quad \text{კგ/მმ}^2,$$

სადაც P არის მოკმედი ძალა, კგ, b —ანაბეჭდის დიაგონალის სიგრძე. მმ, $\alpha = 136^\circ$ —კუთხე პირამიდის მოპირდაპივ წახნაგებს შორის. სათანადო ჩასმის შემდეგ მივიღებთ

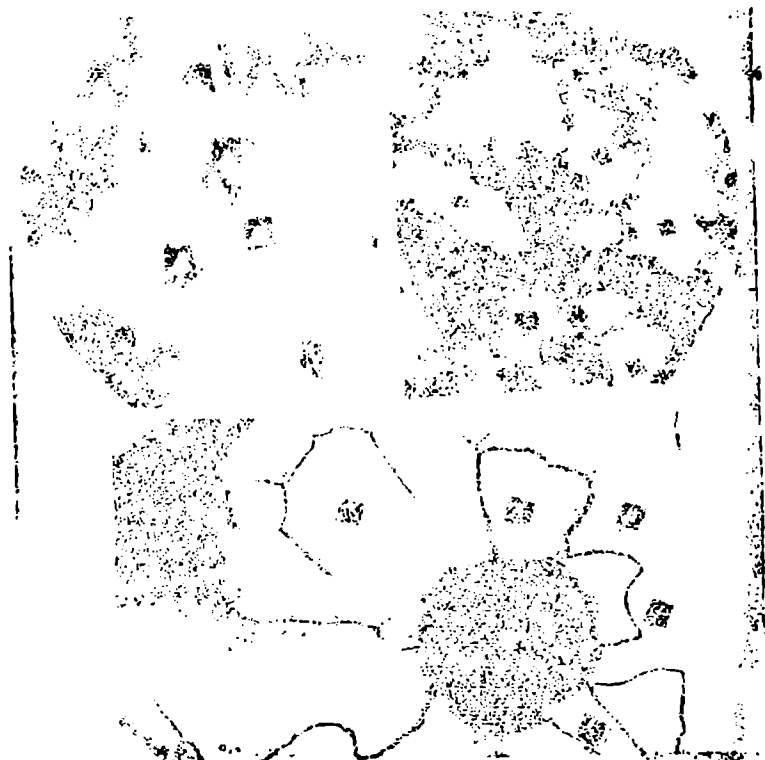
$$HV = 1,8544 \frac{P}{b^2} \quad \text{კგ/მმ}^2.$$

ვიკერსის ხელსაწყო ხასიათდება ძალიან მაღალი სიზუსტით, რადგან ანაბეჭდის გაზომვა ხდება მიკროსკოპზე 50-ჯერ ან 125-ჯერ გა-

დიდებით. ამიტომაც დასაშვებია მცირე ანაბეჭდების მიღება, უკანასკნელი კი საშუალებას გვაძლევს გავზომოთ ძალიან თხელი ფირფიტების სისალე. ზედაპირული შრეების სისალე და სხვ. ყველა აღნიშნულის გამო ვიკერსის ხელსაწყო სულ უფრო ფართოდ გამოიყენება.

დ. მიკროსისალის გაზომვა

ყველა ზემოაღწერილი ხერხით სისალის გაზომვა წარმოდგენას გვაძლევს შენადნობის საშუალო სისალეზე. ზოგაერთ შეთავევაში კი ზაინცერესოა შენადნობის სტრუქტურის შეცვლილი ცალკეული მარ-



ნახ. 42. მიკროსისალის ანაბეჭდები მიკროსტრუქტურაზე.

ცვლები სისალე. აღნიშნული ამოცანა გადაწყდა მიკროსისალის მზომი ხელსაწყოს HMT-2 და HMT-3-ის შექმნით. ეს ხელსაწყო ერთდროულად წარმოადგენს მეტალოგრაფიულ მიკროსკოპს და სისალის მზომს. სისალის გაზომვა ხდება ძალიან მკირე ტვირთით (2—200 გ), აღმასის

პირამიდით. სისალე განისაზღვრება მოქმედი ძალის შეფარდებით ანაბექდის ფართობთან. მიკროსისალის განსახლვრიაათვის გამოიყენება იგივე ფორმულა, რაც ვიკერსისათვის

$$H_{\text{პიკო}} = 1,8544 \frac{P}{b^2} \text{ კგ/მმ}^2.$$

სისალის გაზომვისათვის წინასწარ მზადდება მიკროხეხი. 42-ე ნახაზზე წარმოდგენილია შენადნობის მიკროსტრუქტურა მიკროსისალის ანაბექდით.

ე. სისალის გაზომვა დრეკადი უკუტეხებით ანუ არეკვლის მეთოდით (შორის ხერხი)

ამ შემთხვევაში გამოყენებულია ის ფაქტი, რომ სხვადასხვა სისალის ზედაპირზე ერთი და იმავე სიმაღლიდან ვარდნილი საცედი სხვადასხვა სიხალღეზე აირეკლება და რაც უფრო სალია ნიშეში, მით მეტია არეკვლის სიხალღე. სწორედ არეკვლის სიმაღლე გამოიყენება სისალის მაჩვენებლად H_S . ხელსაწყო წარმოადგენს მილს, რომელშიც გარკვეული სიმაღლიდან თავისუფლად ვარდება ფოლადის საცედი აღმასის სუერული ბუნკით. ვარდნის შემდეგ საცედი აირეკლება და არეკვლის სიმაღლეს გვიჩვენებს ისარი ინდიკატორის სკალაზე, რომელსაც 100 დანაყოფი აქვს.

შორის მეთოდი ძალიან მკირე სიზუსტით ხასიათდება, ამიტომ ანათვალთა რიცხვი ხუთზე ნაკლები არ უხდა იყოს, მაგრამ ხელსაწყო ძალიან მარტივია, გაზომვა ადვილად სრულდება, ნიშეში ზედაპირი არ ზიანდება; გაზომვა შეიძლება უშუალოდ დეტალზე მოვახდინოთ. აღნიშნულის გამო მან ფართო გაერკვლება მოიპოვა წარმოებაში, სადაც გამოიყენება თერმული დასუშავებისა და ქიმიურ-თერმული დამუშავების (ტეინტაცია, აზოტირება და სხვ.) კონტროლისათვის.

ცხრილი 8.

სხვადასხვა ხერხით გაზომილი სისალის მაჩვენებელთა ურთიერთდაყვანა

HB		სისალე					ნახშირბადიანი ფოლადის სიძტეცეცე აზ, კგ/მმ ²
		C	A	B	HV	HS	
ჩვეულებრივი ბურთულა	კარბიდი ბურთულა	3	4	5	6	7	8
780	872	72	84	—	1224	—	—
7.5	840	70	84	—	1116	—	—
712	812	69	82	—	1022	—	—
642	794	66	81	—	911	90	—
633	780	64	80	—	818	86	—
627	724	62	79	—	804	84	—
611	642	60	78	—	746	81	—
578	646	58	78	—	694	78	—

1	2	3	4	5	6	7	8
655	614	56	77	—	650	75	—
514	575	54	76	—	646	71	—
514	555	52	75	—	597	69	—
495	555	50	74	—	551	63	178
477	514	49	74	—	534	65	172
461	477	49	73	—	502	64	155
444	460	46	73	—	474	61	150
429	432	45	72	—	469	59	155
415	418	43	72	—	435	58	149
401	401	42	71	—	423	57	147
388	388	41	71	—	401	55	140
375	375	40	70	—	390	53	135
363	364	39	70	—	390	52	130
352	352	38	69	—	361	51	126
341	341	36	69	—	344	50	122
331	330	35	67	—	334	49	120
321	321	33	67	—	320	48	116
311	311	32	66	—	311	47	111
302	302	31	66	—	303	46	109
293	—	30	65	—	292	43	105
285	—	29	65	—	285	42	103
277	—	28	64	—	273	41	99
269	—	27	64	—	270	40	97
262	—	26	63	—	261	39	94
255	—	25	63	—	255	38	92
248	—	24	62	—	244	37	89
241	—	23	62	102	240	36	87
235	—	21	61	101	235	35	84
229	—	20	61	100	226	34	82
224	—	19	60	99	224	33	80
217	—	17	60	99	217	33	78
212	—	15	59	97	213	32	76
207	—	14	59	95	208	32	74
201	—	13	58	94	201	31	72
197	—	12	58	93	197	31	70
192	—	11	57	92	192	30	69
187	—	9	57	91	186	—	67
183	—	8	56	90	183	—	66
179	—	7	56	90	173	—	64
174	—	6	55	89	174	—	62
170	—	4	55	88	171	—	61
167	—	3	54	87	166	—	60
163	—	2	53	86	162	—	58
159	—	1	53	85	159	—	57
156	—	—	52	84	155	—	56
152	—	—	—	83	152	—	55
149	—	—	—	82	149	—	53
146	—	—	—	81	146	—	52
143	—	—	—	80	143	—	51
140	—	—	—	79	140	—	50
137	—	—	—	78	138	—	49
134	—	—	—	77	134	—	48
131	—	—	—	76	131	—	47
128	—	—	—	75	129	—	46
126	—	—	—	74	127	—	45
123	—	—	—	73	123	—	44

1	7	3	4	5	6	7	8
121	—	—	—	72	121	—	43
118	—	—	—	71	113	—	42
116	—	—	—	70	116	—	41
114	—	—	—	63	115	—	41
111	—	—	—	67	113	—	40
110	—	—	—	66	110	—	39
109	—	—	—	65	109	—	39
107	—	—	—	64	103	—	38
105	—	—	—	58	—	—	38
103	—	—	—	57	—	—	37
101	—	—	—	56	—	—	36
99	—	—	—	54	—	—	35
97	—	—	—	53	—	—	35
96	—	—	—	52	—	—	34
92	—	—	—	50	—	—	33
88	—	—	—	47	—	—	32
84	—	—	—	43	—	—	30

ბოლოს უნდა აღინიშნოს, რომ სისალის გაზომვის მრავალი ხერხის არსებობის გამო შენუშავებულია ცხრილი, რომლის საშუალებითაც შესაძლებელია ერთი ხერხით მიღებული სისალის მაჩვენებელი სხვა ერთეულებში გადავიყვანოთ (ცხრილი 8). ცხრილში შეიღარებისათვის წარმოდგენილია ნახშირბადიანი ფოლადის სიმტკიცის ზღვაოი ო, შესაბამისი სისალეებისათვის.

§ 8. გამოცდა ცვეთაზე

ცვეთა არის დეტალის ზომების შემცირება ხახუნის ზეგაყლენით. შესაბამისად ცვეთამდეგობა გულისხმობს ლითონის უნაჩს წინააღმდეგობა გაუწიოს ცვეთას. თავისი ხასიათის მიხედვით ცვეთა ძირითადად ორგვარია: 1. ცვეთა მოხახუნე დეტალებს შორის, ანუ კონტაქტური და 2. ცვეთა გამოწვეული რაიმე ს ლი ნაწილაკების მოძრაობით ძირითადად ზედაპირის მიმართ, ანუ აბრაზიული.

ცვეთამდეგობაზე გამოცდის ყველაზე სრულყოფილი ხერხია ბუნებრივი გამოცდები, გამოცდები იმ რეალურ პირობებში, სადაც მანქანის ნაწილს უხდება მუშაობა. ცხადია, რომ ასეთი გამოცდები ძალიან რთულია.

ცვეთის პროცესის მოდელირებისათვის არსებობს სპეციალური მანქანები, სადაც ნიმუშის გამოცდა შეიძლება სრიალის ხახუნზე, გორვის ხახუნზე, აბრაზიულ ხეხაზე და სხე.

გამოცდის შედეგების აღნუსხევა აგრეთვე სხვადასხვა გზით ხდება. გამოიყენება უშუალო შეოწენება ზომების ან წონის ცვლილებებით. დაუშლელ მანქანაზე ცვეთას ხშირად ამოწმებენ ზეთში გადასული რკინის რაოდენობის განსაზღვრით. ეს განსაზღვრა შესაძლებელია როგორც ქი-

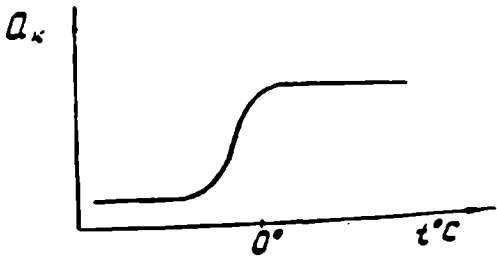
შიური ანალიზით, ისე რადიაქტიური მეთოდით. მიმართავენ აგრეთვე ჯანსაზღვრის არაპირდაპირ ხეზებს, მაგალითად, სითხის ქონვა მოხაზუნე ზედაპირებს შორის და სხვ.

§ 3. ტემპერატურის გავლენა ძირითად მემბრანულ ტვისებებზე

რიგი მანქანათა ნაწილებისა მუშაობს ძალიან დაბალ ან ძალიან მაღალ ტემპერატურათა პირობებში, ამიტომ საინტერესოა ტემპერატურის გავლენა ძირითად მემბრანულ თვისებებზე.

1. დაბალი ტემპერატურების გავლენა და დაბალ-ტემპერატურული გამოცდები

დაბალი ტემპერატურის პირობებში სიმტკიცის მაჩვენებლები (სიმტკიცის ზღვარი, დენადობის ზღვარი) და სისალე უმრავლეს შემთხვევაში მატულობს, ხოლო პლასტიკურობა (ფარდობითი წაგრძელება, ფარდობითი შევიწროება) და დარტყმითი სიბლანტე კლებულობს. თუმცა შემჩნეულია, რომ ეს ცვლილებები შედარებით მცირეა. მაგალითად, ლითონები საგრძნობ პლასტიკურობას აბსოლუტურ ნულამდე ინარჩუნებენ, რითაც ლითონები აქაც მკვეთრად განსხვავდება ამორფული ნივთიერებებისაგან, როგელთა პლასტიკურობა აბსოლუტურ ნულთან თითქმის ნულოვანია. გამონაკლისს ამ შემთხვევაში შეადგენს რკინა და ზოგიერთი სხვა ლითონი სივრცით დაცენტრებული კუბური გისოსით, რომელთა პლასტიკურობა, სხვა ლითონებთან შედარებით, უფრო მკვეთრად ეცემა—წარმოიქმნება ე. წ. ცივმეტეხობა. ზოგიერთი ავტორი მას მინარეგების არსებობას მიაწერს და ფიქრობს რომ მაღალი სისუფთავის რკინა დაბალ ტემპერატურაზეც პლასტიკური დარჩება. მაგრამ ფოლადში ცივმეტეხობა ყოველთვის შედგანდება და ლითონი ნაცელად ჰლანტი რღვევისა, განიცდის მყიფე რღვევას მცირე ძაბვების პირობებში, წინასწარი პლასტიკური დეფორმაციის გარეშე.



ნახ. 43. დარტყმითი სიბლანტის დამოკიდებულება გამოცდის ტემპერატურაზე.

აღნიშნულის გამო, ბოლო ხანებში შემოღებულია ფოლადის გამოცდა დაბალ ტემპერატურაზე. გამოიცდება ძირითადად დარტყმითი სიბლანტე სხვადასხვა ტემპერატურებზე და აიგება ტემპერატურაზე სიბლანტის დამოკიდებულების მრუდი (ნახ. 43).

მოდებულ მრუდზე ეპოლობთ იმ კრიტიკულ ტემპერატურას. უკეთ რომ ვთქვათ, ტემპერატურულ ინტერვალს, რომელზედაც ლითონი ბლანტი მდგომარეობიდან გადადის თყიფე მდგომარეობაში, ანუ მკვეთრად კარგავს სიბლანტეს. მას ცივმეტეხობის კრიტიკული ტემპერატურა (ზღურბლი) ეწოდება.

თუ გამოიცილება რაიმე კონკრეტული დანიშნულების ფოლადი, მაშინ გამოცდისათვის შეიჩვევა ერთი გარკვეული ტემპერატურა, კერძოდ საექსპლოატაციო ტემპერატურა და დარტყმითი სიბლანტის დამაკმაყოფილებელი სიდიდე მაჩვენებელია იმისა, რომ ცივმეტეხობის კრიტიკული ტემპერატურა გამოსაცდელ ტემპერატურაზე უფრო დაბალია, ანუ ფოლადი ვარგისია საექსპლოატაციო ტემპერატურებზე მუშაობისათვის.

ჩვეულებრივი საშუალონახშირბადიანი ფოლადების ცივმეტეხობის ტემპერატურა საშუალოდ (-80°)—(-100°) ზღვრეაძი იმყოფება.

ცივმეტეხობის ტემპერატურაზე მრავალი ფაქტორი ახდენს გავლენას, მათ შორისაა ქიმიური შედგენილობა, თერმული დამუშავების სახეობა და რეჟიმი, ნიმუხის ზედაპირის სისუფთავე, დაძაბული მდგომარეობის ხასიათი და სხვ.

2. მაღალი ტემპერატურის გავლენა და მაღალტემპერატურული გამოცდები

მაღალი ტემპერატურის ზეგავლენით თვისებათა ცვლა წინა შემთხვევის საწინააღმდეგო მიმართულებით ხდება: სიმტკიცის ზღვარი და სისალე კლებულობს, ხოლო პლასტიკურობა და სიბლანტე მატულობს. პლასტიკურობის გადიდების ზღვარს წარმოადგენს ლითონის ახალი თვი ება—დეფორმაციის უნარი უინიშეჩელოდ მცირე დატვირთვების პირობებში—ცოცვალობა (კრიპი). ამიტომ ცოცვალობის მოვლენა განსაკუთრებით მნიშვნელოვანი ხდება ტექნიკის ახალი დარგების განვითარებასთან დაკავშირებით (რეაქტიული ავიაცია, რაკეტული ტექნიკა), სადაც ლითონის უხდება მუშაობა $700-900^{\circ}$ და უფრო მაღალ ტემპერატურებზე. ცოცვალობა განსაკუთრებით მკვეთრად შელავნდება აგრესიული არეების გარემოში.

აღნიშნულის გამო უფრო ფართოდ ვრცელდება ლითონთა გამოცდები მაღალ ტემპერატურაზე.

მაღალ ტემპერატურაზე ხორციელდება გამოცდა გაქიშვაზე; გამოცდის დროს განისაზღვრება იგივე მაჩვენებლები, რაც ჩვეულებრივი გაქიშვაზე გამოცდის დროს. მაგრამ დამატებით შემოღებულია კიდევ გამოცდა ცოცვალობაზე და ხახგრძლივ სიმტკიცეზე (იხ. ქვემოთ, § 65). ხორციელდება აგრეთვე გამოცდები გრეხაზე, ლუნვაზე, დაღლილობაზე; მაღალ ტემპერატურაზე ხდება აგრეთვე სისალის გაზომვა და სხვ.

§ 10. ლითონთა თეორიული და რეალური სიმტკიცე

თანამედროვე ცოდნა ლითონთა აგებულების შესახებ საშუალებას გვაძლევს ატონომიური კავშირების საფუძველზე მოვახდინოთ ლითონის სინტიკის გაანგარიშება. ასეთმა გაანგარიშებამ უჩვენა, რომ რკინის თეორიული სინტიკე დაახლოებით არის 1000 კგ/სმ², სპილენძისა— 900 კგ/სმ², ალუმინის— 400 კგ/სმ², მაშინ როდესაც რეალური ლითონების სიმტკიცე რამდენიმე ათეულჯერ უფრო ნაკლებია, კერძოდ რკინის $\sigma_s = 20 - 25$ კგ/სმ², სპილენძის $\sigma_s = 10 - 15$ კგ/სმ², ხოლო ალუმინისა— 5—10 კგ/სმ².

ცხადია, რომ გაანგარიშებული და რეალური სიმტკიცის ასეთი განსხვავება მოითხოვდა თეორიულ დასაბუთებას. ეს საკითხი განსაკუთრებით საყურადღებოა იმით, რომ ჩვენ ლითონთა პრაქტიკული გამოყენების დროს ვეო ვიყენებთ მათ თეორიულ თვისებებს, კერძოდ სიმტკიცეს.

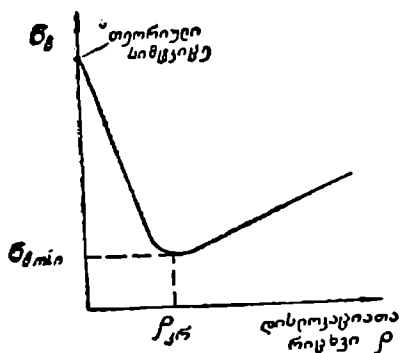
თეორიული და რეალური სიმტკიცის განსხვავების ახსნა შესაძლებელი შეიქნა იხლოოდ მას შემდეგ, რაც აღმოჩენილ და შესწავლილ იქნა რეალური კრისტალების სტრუქტურული დეფექტები.

აქვამად საბოლოოდ დადგენილია, რომ სწორედ რეალური კრისტალების დეფექტები, კერძოდ დისლოკაციები, განაპირობებს ლითონთა დაბალ პრაქტიკულ სიმტკიცეს.

როგორც ზემოთ ვთქვით, ლითონს არასოდეს არა აქვს კრისტალური გისოსისათვის დამახასიათებელი იდეალური აგებულება. ყველა კრისტალში სხვა დეფექტებთან ერთად ყოველთვის არის ხაზოვანი დეფექტები—დისლოკაციები. გაანგარიშებულია, რომ რეალური კრისტალი 1 სმ²-ზე შეიცავს 10⁸ დისლოკაციას. რაიმე ტექნოლოგიური პროცესის დროს დისლოკაციების რაოდენობამ შეიძლება კიდევ იმატოს, მაგალითად, დეფორმაციის შემდეგ იგი აღწევს 10¹²-მდე. დისლოკაციებს აქვთ უნარი ადვილად გადაადგილდნენ კრისტალოგრაფიული სიბრტყის გასწვრივ ამრიგად, ლითონის დეფორმაციისა და რღვევის პროცესში ერთდროულად მონაწილეობს არა კრისტალოგრაფიული სიბრტყის ყველა ატომი, როგორც ეს მოხდებოდა იდეალურ კრისტალში, არამედ მათი ნხოლოდ მცირე ნაწილი, ანუ დეფორმაცია ხდება ტალღისებურად, დისლოკაციების გადაადგილების შესაბამისად. ამრიგად, დისლოკაციების არსებობა რეალურ კრისტალში ნიშნულად აადვილებს როგორც ლითონის დეფორმაციას, ისე მის რღვევას და რეალური სიმტკიცე ეცემა. მაგრამ აქვე შემჩნეულ იქნა, რომ თეორიულად დისლოკაციებზე არსებობიას ძერა და დეფორმაცია გაცილებით უფრო ადვილად უნდა მოხდეს, ვიდრე ამას ადგილი აქვს პრაქტიკაში. დისლოკაციების გადაადგილებას, თავის მხრივ, ამჯზრუებს რალაც სხვა მოვლენები. ეს, უპირველეს ყოვლისა, დაკავშირებულია დისლოკაციების

რაოდენობასთან. გარკვეულ ზღვრამდე დისლოკაციების რაოდენობის გადიდება მკვეთრად ამცირებს მონოკრისტალის რეალურ სიმტკიცეს, მაგრამ ამ ზღვარს შემდეგ დისლოკაციების რაოდენობის ზრდა უკვე იწვევს სიმტკიცის გარკვეულ გადილებას. ეს უნდა მივაწეროთ იმას, რომ დისლოკაციები მონოკრისტალში სხვადასხვა იმართულებით განლაგდება და აფერხებს ერთმანეთის გადაადგილებას. ი. ოდინგის მიერ მოცემულია შემდეგი სქემატური დასოკიდებულება სიმტკიცის მაჩვენებლებსა და დისლოკაციათა რაოდენობას შორის (ნახ. 44).

როგორც ვხედავთ, პირველად დისლოკაციების რაოდენობის ზრდასთან ერთად სიმტკიცე თეორიულ მაჩვენებლებთან შედარებით მკვეთრად ეცემა, მაგრამ დისლოკაციათა გარკვეული რაოდენობის შემდეგ სიმტკიცე კვლავ მატულობს. დისლოკაციათა ამ რაოდენობას კრი-



ნახ. 44. სიმტკიცის მაჩვენებლების დამოკიდებულება დისლოკაციების რაოდენობაზე.

ტიკული რაოდენობა $\rho_{კრ}$ ეწოდება.

ჩვეულებრივი ლითონების სიმტკიცე დისლოკაციების საშუალო რაოდენობის დროს ($1 \text{ სმ}^2 \text{ ზე } 10^7 - 10^8$ დისლოკაცია) მინიმუმის ფარგლებში იმყოფება და მრუდის ასეთი ფორმა გვიჩვენებს, რომ რეალური ლითონების სიმტკიცის გაზრდა შეიძლება მოხდეს ორი გზით: დისლოკაციათა რაოდენობის შემცირების გზით (მრუდის მარცხენა შტო), ანუ მაქსიმალურად უდფექტო ლითონის მიღების გზით, როდესაც ლითონ-

ის რეალური სიმტკიცე მიუახლოვდება თეორიულს და, პირიქით, დისლოკაციების რაოდენობის გადიდების გზით, რაც აგრეთვე აამაღლებს სიმტკიცის მაჩვენებლებს (მრუდის მარჯვენა შტო).

პირველი მიმართულება ჯერჯერობით უფრო თეორიულ ხასიათს ატარებს, რადგან უდფექტო კრისტალების მიღება ჯერჯერობით პრაქტიკულად ძალიან ძნელია და მიღწეულია მხოლოდ მცირე ზომის კრისტალებზე. ასეთია ე. წ. „ულვაშები“ ანუ ძაფისმაგვარი კრისტალები. მაგალითად, მიღებულია რკინის „ულვაშები“ 2—4 მკ სისქით, რომლის სიმტკიცეა 1340—1400 კგ/მმ². სპილენძის ასეთსავე კრისტალში სიმტკიცე იღებულა 350 კგ/მმ² და სხვ. (როგორც გვახსოვს, სუფთა რკინის რეალური სიმტკიცეა დაახლოებით 20—25 კგ/მმ², სპილენძისა 10—15 კგ/მმ²). რაც შეეხება მეორე მიმართულებას, პრაქტიკულად იგი უფრო ხელმისაწვდომია.

დისლოკაციების რაოდენობის გადიდება სხვადასხვა გზით შეიძლება. სუფთა მონოკრისტალში ეს ძირითადად პლასტიკური დეფორმაციით მოხდება, როლის დროსაც დისლოკაციების რაოდენობა, როგორც ვთქვით, 10^8 -დან 10^{11} -მდე იზრდება.

თუ სუფთა მონოკრისტალიდან გადავალთ სუფთა პოლიკრისტალზე და შემდეგ კი შენადნობებზე, დავინახავთ, რომ აქ გაცილებით მეტია იმ დეფექტების რაოდენობა, რომლებიც დაამუხრუჭებს დისლოკაციების გადაადგილებას და ამათ გაადიდებს ლითონის რეალურ სიმტკიცეს.

სიმტკიცის გადიდების მიზეზი ხდება აგრეთვე დისლოკაციების რაღაც განსაკუთრებული მწკრივების სახით განლაგება, ანუ მარცვლების პოლიგონიზაცია. ამ შემთხვევაშიც დისლოკაციების გადაადგილება მნიშვნელოვნად მუხრუჭდება.

პოლიკრისტალში სიმტკიცის გაზრდა, უპირველეს ყოვლისა, მოხდება იმიტომ, რომ დისლოკაციების განლაგება გაცილებით უფრო უსისტემო იქნება და მათი ურთიერთდამამუხრუჭებელი გავლენა უფრო ძლიერია. მნიშვნელოვანი როლი აქ ენიჭება აგრეთვე მარცვლების საზღვრებს. შენადნობებში დამატებით მოქმედებაში შედის ძირითადი ლითონის გისოსში გახსნილი უცხო ატომები, წყრილდისპერსიული ჩანართები და სხვ. ყველაფერი ეს აფერხებს დისლოკაციების გადაადგილებას და აძნელებს ლითონის დეფორმაციას, ანუ დისლოკაციების რაოდენობის გადიდების ანალოგიურად მოქმედებს. შედეგად რეალური სიმტკიცე იზრდება (აქედან—შენადნობთა სიმტკიცის მაჩვენებლების გაცილებით უფრო მაღალი დონე სუფთა ლითონებთან შედარებით).

სწორედ ამაშია ლითონთა რეალური სიმტკიცის გადიდების მეორე გზა—დისლოკაციების და სხვა დეფექტების რაოდენობის გადიდება და მათი გადაადგილების დამუხრუჭება (ნაცვლად სუფთა ლითონებისა—შენადნობების გამოყენება, შენადნობთა ლეგირება, ცივქედვა, თერმული დამუშავება, თერმომექანიკური დამუშავება და სხვ.).

რეალური ლითონის (შენადნობის) სიმტკიცე მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული აგრეთვე მარცვლების საზღვრების მდგომარეობაზე. როგორც ვთქვით, ლითონები ჩეულებრივად მყარდება მარცვლების სახით. მარცვლების საზღვრებში თავს იყრის ირეგულარული ატომების გარკვეული რაოდენობა. ეს ატომები ორივე მარცვალს ეკუთვნის და ამიტომ მკიდროდ აკავშირებს მათ ერთმანეთთან. შენადნობებში საზღვრების ბუნება უფრო რთულია—შეიცავს გარეშე ატომებს, არალითონურ ჩანართებს, შიკროფორებს და სხვ. ამრიგად, მარცვლების საზღვრებში მოქმედებს ფაქტორების ორი რიგი: პირველი, რომელიც აძლიერებს საზღვრებს, და მეორე, რომელიც ასუსტებს მათ. ლითონთა საბოლოო რეალური თვისებები დამოკიდებული იქნება იმაზე, თუ რომელი ფაქტორის გავლენა უფრო ძლიერი, შესუსტებულა საზღვრები, თუ გაძლი-

ერებული. როგორც ზემოთ დავინახეთ, ეს განაპირობებს თვით რღვევის ხასიათსაც (ბლანტი რღვევა, თუ ჩყიფე რღვევა).

მაგალითისათვის მე-9 ცხრილში წარმოდგენილია ზოგიერთი გავრცელებული ლითონის ძირითადი მექანიკური თვისებები.

ცხრილი 9

ზოგიერთი ლითონის ძირითადი მექანიკური თვისებები

ლითონის დასახელება	სიმტკიცის ზღვ. ოი σ _b , კგ/მმ ²	ფარდობითი წაგრძელება δ, %	დარღვევითი სრულ ნაე σ _k , კგ/მმ ²	სისალე HB	გამძლეობის ზღვ. ოი σ ₋₁ , კგ/მმ ²
ტყვია	1,8	50	2	4	0,5
კალა	2	40	—	5	—
ალუმინი	5	55	>6	16	3—4
ვერცხლი	13	50	—	25	—
ოქრო	14	50	—	21	—
თუთია	21	40	1	30	—
პლატინა	19	57	—	25	—
მაგნიუმი	15	15	—	35	—
სპლენძი	15	50	>10	35	8
რკინა	25	50	20	80	20
ტიტანი	30	40	—	100	—
ნიკელი	40	45	18	100	20

§ 11. პლასტიკური დეფორმაცია. ცივმდგვა და რემარისტალიზაცია

1. პლასტიკური დეფორმაცია და ცივმდგვა

ლითონი რაიმე ძალის ზემოქმედების შედეგად განიცდის დეფორმაციას.

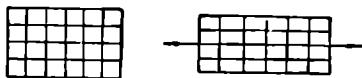
მოქმედი ძალის გარკვეულ ზღვრებში ლითონის დეფორმაცია ძალის (ძაბვის) პროპორციულია და დაბევს თითქმის იგივე ზღვრებში ძალის მოხსნის შემდეგ ლითონი სავსებით აღადგენს თავის პირვანდელ მდგომარეობას. ასეთ დეფორმაციას დრეკადი დეფორმაცია ეწოდება.

დრეკადი დეფორმაციის ფიზიკური არსი შემდეგში მდგომარეობს. როგორც ვიცით, ატომებს კრისტალური გისოსის გარკვეულ ადგილებში ანუ წონასწორულ მდგომარეობაში აჩვენებს მათ შორის მოქმედი მიზიდვისა და განზიდვის ძალთა წონასწორობა. გარეშე ძალის ზეგავლენით ატომები კრისტალურ გისოსში ერთმანეთის მიმართ გადაადგილდება, უახლოვდება ან შორდება ერთმანეთს, ანუ ხდება გისოსის დამახინჯება (ნახ. 45). ეს იწვევს ატომებს შორის მოქმედ ძალთა წონასწორობის დარღვევას. გისოსში წარმოიქმნება დაძაბულობა. აღნიშნულის გამო გისოსის დამახინჯება პოტენციალურია და შენარჩუნებულია მანამდე, ვიდრე მოქმედებს გარეშე ძალა. მოქმედი ძალის მოხსნის შემდეგ ატომებში უბრუნდება თავის წონასწორულ მდგომარეობას, გისოსის დამახინჯება იხსნება და ლითონი აღდგება თავის ნორმალურ მდგომარეობაში. რო-

გორც ვხედავთ, დრეკადი დეფორმაცია უშუალოდ დამოკიდებულია ატომებს შორის მოქმედ ძალებზე, ამიტომაც დრეკადობის მოდული, უპირველეს ყოვლისა, მკვეთრად ანიზოტროპიული თვისებაა და, გარდა, ამისა, იგი სტრუქტურულად არამგზრძობიარეა.

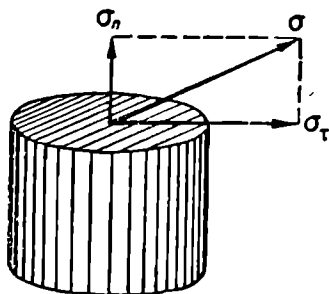
დრეკადი დეფორმაციის აღწერილი პროცესი მიმდინარეობს ძაბვის გარკვეულ სიდიდემდე, რომელსაც დრეკადობის ზღარი σ , ეწოდება.

დრეკადობის ზღვარს ზემოთ ძაბვის შეძღგოთი ზრდისას გისოსის პოტენციალური დამახინჯება უკვე ზღვრულია და ლითონში იწყება სხვა, გაცილებით ნახ. 45. კრისტალის დრეკადი დეფორმაცია. უფრო რთული პროცესები.



ზოგად შემთხვევაში ლითონზე მოქმედი ძალა მისი განივევების მართობი არ არის, ამიტომ ძაბვა τ (ძალის შეფარდება განივევების ფართობთან), რომელსაც ეს ძალა იძლევა, ორ შემდგენად იშლება: ნორმალური შეძღგენი σ და მებეა (ტანგენციალური) შეიდგენი τ (ნახ. 46).

ამებამდ დადგენილია, რომ ძაბვის ორივე ეს შემდგენი პირველად იწვევს დრეკად დეფორმაციას, მაგრამ როდესაც ძაბვის სიდიდე დრეკადობის ზღვარს აღეძატება, ნორმალური და მებები ძაბვების მოქმედება სხედასხევა ხდება, სახელდობრ, ძაბვის ნორმალური ეფიდგენი, გარდა დრეკადი დეფორმაციისა. სხვა ცუილებებს ლითონში არ იწვევს და დრეკადობის ზღვარს ზემოთ ნორმალური ძაბვს გაზოდა იწვევს ლითონის რღვევს. აღსანიშნაეია, რომ რღვევა ამ ძეფთხევაში ნაწილების ერთმანეთისაკან მოწყვეტით ხდება, პლასტიკური დეფორმაციის გარეჰე, ანუ მიმდინარეობს მყიფე რღვევა.

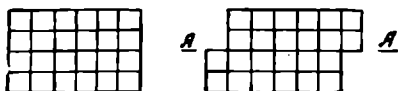


ნახ. 46. ლითონზე მოქმედი ძალის დამლა შეძღგენებად.

რაც შეეხება ძაბვის მებ შემდგენს, იგი დრეკადი დეფორმაციის შემდგე ლითონში იწვევს პლასტიკურ დეფორმაციას. ლითონებში, როგორც კრისტალურ ნივთიერებებში, პლასტიკური დეფორმაცია მეზად თავისებურია და გამოიხატება იმით, რომ ლითონის კრისტალურ გრესოსებში გარკვეულ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებზე მიმდინარეობს დაცუბება—გისოსის ერთი ნაწილი, რომელიც რაიმე კრისტალოგრაფიული სიბრტყის AA -ს ზემოთ იმყოფება, დაიძვრება მეორე ნაწილის მიმართ, რომელიც ამ AA სიბრტყის ქვემოთ იმყოფება (ნახ. 47). კრის-

ტალოგრაფიულ სიბრტყეებს, რომლებზედაც მიმდინარეობს ეს დაცურება, ძვრის სიბრტყეები ან დაცურების სიბრტყეები ეწოდება. ამრიგად, ნახაზე AA არის დაცურების სიბრტყე.

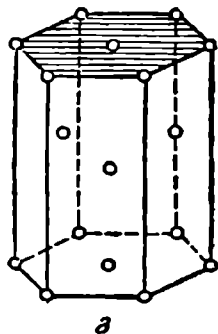
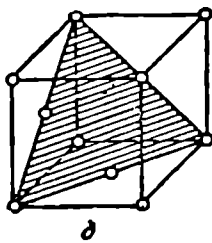
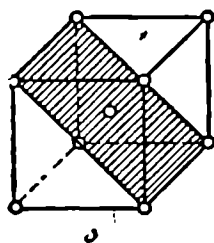
ალანინინავია, რომ სხვადასხვა კრისტალოგრაფიული სიბრტყე ხასიათდება დაცურების სხვადასხვა სიადგილით; სახელდობრ, ყველაზე იოლი დაცურებით ხასიათდება ის სიბრტყეები, რომლებზედაც ატომების მაქსიმალური რაოდენობა იმყოფება. კერძოდ, სიერკით დაცურებულ კუბი ასეთი სიბრტყეა დიაგონალური სიბრტყე. წახნაგდაცურებულ კუბში—ოქტაედრის სიბრტყე, ხოლო ჰექსაგონალურ პრიზმაში კი ფუძის სიბრტყე (ნახ. 48).



ნახ. 47. პლასტიკური ძვრა კრისტალურ გიოსში.

ე. წ. ბლოკები. სწორედ ამიტომ კარგად გაპრიალებულ ზედაპირზე პლასტიკური დეფორმაციის შემდეგ ჩნდება ერთმანეთისაგან გარკვეულ მანძილზე დაშორებული, თვალისათვის გაპარჩევი პარალელური ხაზები, ე. წ. ლუდერს-ჩერნოვის ხაზები. ასეთი ურთიერთდაცურებული ბლოკები, ძაბვის მოხსნის შემდეგ თავის პირვანდელ მდგომარეობას ვეუარ აღად-

ურთიერთდაცურებას განიცდის კრისტალური გიოსების მთელი ჯგუფები,



ნახ. 48. ყველაზე ადვილი დაცურების სიბრტყეები სხვადასხვა კრისტალურ გიოსში.

გენ და ამიტომ დაცურებით გამოწვეული დეფორმაცია ნარჩენია. ძაბვის ზრდა გარკვეულ ზღვრამდე იწვევს ნარჩენი დეფორმაციის თანდათან გადიდებას, მაგრამ, გარკვეულ ზღვარს ზემოთ პლასტიკური დეფორმაცია შეუძლებელი ხდება, რადგან ძვრის ყველა შესაძლებელი კრისტალოგრაფიული სიბრტყეები უკვე გამოყენებულია; მა-

შინ ლითონი რღვევას განიცდის. რღვევა ამ შემთხვევაში ნაწილაკების ერთმანეთისაგან მოკრით ხდება და მას პლატიკური რღვევა ეწოდება. იგი შეიძლება იყოს მხოლოდ ხეები ძაბვების მოქმედების შედეგი და მხოლოდ წინასწარი პლასტიკური დეფორმაციის შედეგ განხორციელდება.

პლასტიკური დეფორმაციის პროცესის ფიზიკური არსის ნათელსაყოფად, უბიოველეს ყოვლისა, განვიხილოთ მონოკრისტალის პლასტიკური დეფორმაცია.

როგორც უკვე ვთქვით, სხვადასხვა დაცურების სიბრტყეები ხასიათდება დაცურების სხვადასხვა სიადვილით.

ცხადია, რომ დეფორმაცია მონოკრისტალში დაიწყება ძვრით იმ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებზე, რომლებიც დაცურების ყველაზე მეტი სიადვილით ხასიათდება. აქაც, რეალური სიმტკიცის ანალოგიურად, აღმოჩნდა, რომ პრაქტიკულად მონოკრისტალის კრიტიკული ძვრის სიდიდე, რომელიც იწვევს პლასტიკურ დეფორმაციას, მნიშვნელოვნად უფრო ნაკლებია იმ სიდიდეზე, რომელიც მიიღება თეორიული გაანგარიშებით, თუ გავითვალისწინებთ, რომ ძვრა ერთდროულად მთელ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეზე მიმდინარეობს და ამრიგად ერთდროულად უნდა გაწყდეს კავშირი ძრავალ ატომურ წყვილს შორის (კრისტალოგრაფიული სიბრტყის 1 სმ²-ზე იძყოფება დაახლოებით 10²⁴ ატომი). აღწერილი მოვლენა ადვილი გასაგები გახდება, თუ მოვიგონებთ, რომ რეალურ კრისტალში ყოველთვის გვაქვს დისლოკაციები (1 სმ²-ზე დაახლოებით 10⁸ დისლოკაცია), ამიტომ ერთდროულად მოქმედებაში შუიფ ატომთა რაოდენობა მნიშვნელოვნად შემცირებულია. ამრიგად, პლასტიკური დეფორმაცია რეალურ ლითონში მიმდინარეობს დაცურებით, რომელიც ტალღისებურად ხორციელდება ძვრის სიბრტყეში, ე. ი. დაცურების ცალკე ელემენტური პროცესებისაგან შედგება და ამიტომაც რეალური ძვრის ძაბვა თეორიულთან შედარებით გაკლებით ნაკლებია. რადესაც ყველა სიბრტყე დაცურებისათვის უკვე გამოყენებულია, ე. ი. ძვრა მათზე უკვე მომადარია, შემდეგი დეფორმაცია სხვა კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებზე დაცურებით უნდა გადინება (იგივე სიბრტყეზე მეორედ დაცურება არ ხორციელდება, რადგან დაცურების სიბრტყე დამახინჯებულია და მასზე დაცურება უაღრესად გაძნელებულია). ეს, თავის მხრივ, მოქმედი ძალის გადიდებას მოითხოვს, რადგან სხვა კრისტალოგრაფიული სიბრტყეები ძვრის ნაკლები სიადვილით ხასიათდება. ასე, მაგალითად, სივრცით დაცენტრებულ კუბში ძვრები, უბირველეს ყოვლისა, განხორციელდება დიაგონალურ სიბრტყეებზე (110). წახნაგდაცენტრებულ კუბში დაცურება პირველად მოქაედრის სიბრტყეებზე წავა (111), ხოლო ჰექსაგონალური გისოსის მქონე მონოკრისტალი — ფუძის სიბრტყეებზე (0001).

გარდა ზემოაღწერილისა, აუცილებლად მხედველობაში მისაღებია ის ფაქტიც, რომ დაცურება დამოკიდებულია აგრეთვე ძვრის კრისტალოგრაფიული სიბრტყეების განლაგებაზე მოქმედი ძალის მიმართ.

როგორც უკვე ვთქვით, დაცურებას იწვევს მხოლოდ ძაბვის ტანგენციალური (ხზობი) შერდგენი, როცელიც ნორმალურ შემდგენთან შედარებით მეტ მნიშვნელობას მიიღებს მაძინ. როდესაც მოქმედი ძალა სიბრტყისადმი 45° -ზე ნაკლებ კუთხეს შეადგენს და კუთხის შემდგომ შემცირებასთან ერთად იზრდება. ამგვარად, დაცურება პირველად განხორციელდება იმ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებზე, რომლებიც მოქმედი ძალის მიმართ უფრო ხელსაყრელი კუთხითაა განლაგებული.

აღსანიშნავია აგრეთვე ისიც, რომ იმ სიბრტყეებში, სადაც დაცურება ერთხელ უკვე მოხდა, დეფორმაცია იმდენად ძლიერია, რომ შემდეგი დაცურება შეუძლებელია. ამგვარად, დაცურება სულ ახალ და ახალ სიბრტყეებზე ხორციელდება და რადგან ეს ახალი სიბრტყეები დაცურების ნაკლები სიადვილით ხასიათდება, დეფორმაცია სულ მეტ ძალას მოითხოვს. ამგვარად, როგორც ამბობენ, პლასტიკური დეფორმაციის პროცესში მონოკრისტალი მტკიცდება და კარგავს თავის პლასტიკურობას. სისალე ამ დროს იზრდება. აღწერილ მოვლენას ციკქედვა ეწოდება.

პლასტიკური დეფორმაციის პროცესში ლითონის განმტკიცებას ხელს უწყობს ისიც, რომ დეფორმაციასთან ერთად იზრდება დისლოკაციების რიცხვი, ეს



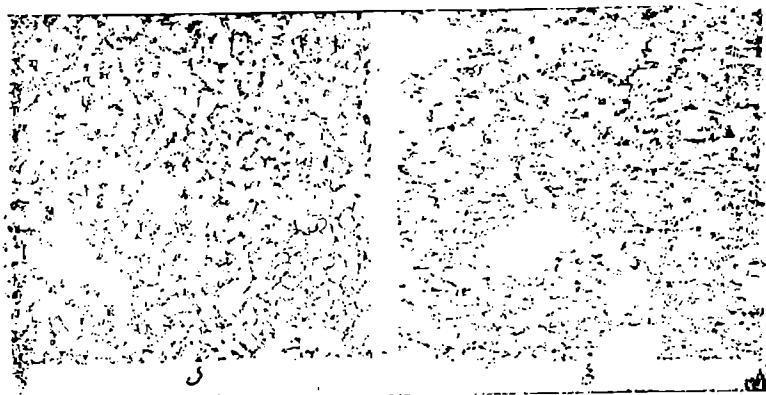
ნახ. 49. დეფორმირებული სპილენძის მიკროსტრუქტურა.

კი, როგორც ზემოთ ვთქვით, გარკვეულ ზღვარს ზემოთ იწვევს სიმტკიცის გადიდებას, რადგან დისლოკაციები ერთმანეთის მართობულადაც განლაგდებიან და აფერხებენ ურთიერთგადაადგილებას.

პრაქტიკულად ლითონი ერთ კრისტალს—მონოკრისტალს

კი არ წარმოადგენს. არამედ შედგება მრავალი ნებისმიერად ორიენტირებული მარცვლისაგან, პოლიკრისტალური აგებულებისა. ყოველ ამ მარცვალში დაცურების სიბრტყეები, რასაც ვრწევლია, სხვადასხვანაირადაა მიმართული. გარეშე ძალის ზეგავლენით დეფორმაციის პროცესი აქაც დაცურებით გამოიხატება, მაგრამ სხვადასხვა მიმართულებით.

ჯანლაგებულ მარცვლებში ბლოკების დაცურება ურთიერთიზღუდება, თვით დაცურებული ბლოკები ხედებიან ერთმანეთს და აფერხებენ შემდგომ დაცურებას. აქ გაცილებით უფრო რთულად არის განლაგებული დისლოკაციებიც. პოლიკრისტალურ ლითონში დაცურებას აფერხებს აგრეთვე ის მარ-



ნ.ხ. 50. არადეფორმირებული (ა) და დეფორმირებული (ბ) ლითონის მიკროსტრუქტურა (სტემა და მიკროგოტოსურათები).

ცვაღაშორისი ნივთიერება, რომელიც გარს ერტყვის ყოველ მარცვალს. ამრიგად, რეალურ პოლიკრისტალურ ლითონში პლასტიკურობაც ნაკლებია და ციკლედვის მოვლენაც უფრო მკვეთრად შელანდება.

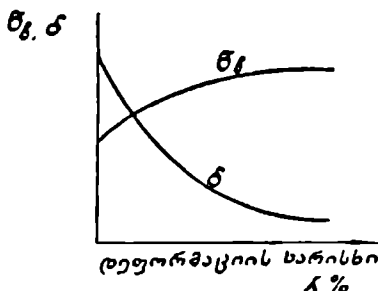
ცხრილი 10

ზოგიერთი ლითონის თვისებები მომწვარ და ცივანქელ მდგომარეობაში

ლითონი	სიმტკიცის ზღვარი თბ. კგ/მმ ²		ფარდობითი წაგრძელება ბ, %	
	მომწვარ მდგომარეობაში	ცივანქელ მდგომარეობაში	მომწვარ მდგომარეობაში	ცივანქელ მდგომარეობაში
სპილენძი	15—20	45—50	45	1—2
ალუმინი	5	18	50	
ფოლადი 10	30	42	26	8
ფოლადი 50	57	67	12	6
ტიტანი	45	75	20	15

49-ე ნახაზზე მაგალითისათვის ნაჩვენებია დეფორმირებული სპილენძის ბიკროსტრუქტურა, სადაც ყოველ მარცვალში კარგად ჩანს ლუდრის—ჩერნიოვის ხაზები, რომლებიც ერთ ნარცვალში ერთი მიმართულებისაა, ერთმანეთის პარალელური.

შეადგვი დეფორმაცია უკვე იწვევს მარცვლების წაგრძელებას ერთი უპირატესი მიმართულებით და წაომოიქმნება ტექსტურა.



ნახ. 51. სიმტკიცის და პლასტიკურობის ცვლა დეფორმაციის ხარისხის მიხედვით

დასასრულ ციენაქედი ლითონის დახასიათებისათვის შეგვიძლია ვთქვათ, რომ მასში მარცვლები დამსხვრეულია, სტრუქტურა წვრილმარცვლოვანია, მარცვლები წაგრძელებულია გარკვეული მიმართულებით—დეფორმაციის მიმართულებით (ნახ. 50), ამავე დროს შეცვლილია ციენაქედი ლითონის თვისებები: სიმტკიცე და სისალე გადიდებულია, პლასტიკურობის მაჩვენებლები კი მკვეთრად შემცირებული.

ციენის გაღვინას ლითონთა თვისებებზე კარგად გვიჩვენებს მე-10 ცხრილი, სადაც წარმოდგენილია ზოგიერთი ლითონის თვისებები მომწვარ და ციენაქედ მდგომარეობაში. თვისებების ცვლა ციენადის დროს ბნიშენლოვანადაა დამოკიდებული დეფორმაციის ხარისხზე და მასთან ერთად იზრდება ჯერ უფრო მკვეთრად, შემდეგ კი მდოვრედ (ნახ. 51).

ზოგიერთ შემთხვევაში პლასტიკურად დეფორმირებულ ლითონში მარცვლები იმდენად გაწეულია, რომ უფრო ბოქოებს მოგვაგონებს. ასეთ სტრუქტურას ბოქოვანი სტრუქტურა ეწოდება და მისთვის განსაკუთრებით დამახასიათებელია ანიზოტროპიულობა—თვისებათა სხვადასხვაობა ბოქოების გასწვრივ და მათი განივი მიმართულებით.

რეკრისტალიზაცია

ციენაქედ ლითონში, როგორც ზემოაღწერილიდან ჩანს, მისი ნორმალური სტრუქტურა მკვეთრად შეცვლილია და ამასთან არამდგრადია, ამიტომ მას გააჩნია პოტენციალური უნარი კვლავ დაუბრუნდეს თავის ნორმალურ მდგომარეობას. ამისათვის საჭიროა ნაწილაკების გადაადგილება, რაც ოთახის ტემპერატურაზე ძლიერ შეზღუდულია. ამგვარად, ნორმალური სტრუქტურის აღდგენის პოტენციალური უნარი განუბოციელებელი რჩება. თუ ციენაქედ ლითონს გაეახურებთ, ტემპერატურის ზეგავლენით მასში დაიწყება გარკვეული ცვლილებები.

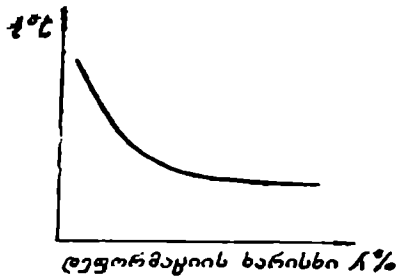
ლითონში პირველად წარმოებს მხოლოდ ძაბვების მოხსნა ბიკროსტრუქტურის შეუცვლელად. ამავე დროს იხსნება კრისტალური გისოსების დამახინჯება. ასეთ მოვლენას გამობრუნება ეწოდება. გამობრუნების დროს ციხაზედი ლითონის თვისებები უმნიშვნელოდ იცვლება (სისხლე რამდენადმე მცირდება და პლასტიკურობა კი იზრდება).

შემდეგ, გარკვეულ ტემპერატურაზე, იზრდება რა ლითონის ნაწილაკების მოძრაობის თავისუფლებას ხარისხი, დამსხვრეული მარცვლების საზღვრებზე ჩაისახება კრისტალიზაციის ახალი ცენტრები და მათ ირგვლივ იწყება ახალი კრისტალების ზრდა ძველი დამსხვრეული კრისტალების ხაჯზე. გარდაქმნის ამოძრავებელი ძალა არის ის, რომ დამსხვრეული, არაწონასწორული მარცვლების ნაცვლად ჩაისახება და იზრდება წონასწორული მარცვლები. ამ პროცესს რეკრისტალიზაციის პროცესი ეწოდება. რეკრისტალიზაციის პროცესი პირველად ძალიან ნელა მიმდინარეობს, შემდეგ კი თანდათან უფრო შესამჩნევი ხდება. ტემპერატურის იმ ზღვარს, სადაც ჩვენ პირველად შევამჩნევთ რეკრისტალიზაციის პროცესს, რეკრისტალიზაციის ზღვარი ეწოდება. ა. ა. ბოჩვარის მიერ რეკრისტალიზაციისათვის მოცემულია

$$T_{\text{გვ}} \approx 0,4 T_{\text{გვ}}$$

სადაც $T_{\text{გვ}}$ არის რეკრისტალიზაციის აბსოლუტური ტემპერატურა, ხოლო $T_{\text{გვ}}$ — დნობის აბსოლუტური ტემპერატურა. ამჟამად შეშენებულია, რომ კოფეციენტი 0.4 ყველა შენადნობისათვის მართებული არ არის. სუფთა ლითონების რეკრისტალიზაციის ტემპერატურა შედარებით დაბალია, შენადნობებისა კი შედარებით მაღალი (ხანდახან 0,8 $T_{\text{გვ}}$ აღწევს).

ეს ზღვარი, რასაკვირველია, მეტად საორიენტაციოა, რადგან არ არსებობს პროცესის ერთი გარკვეული ტემპერატურა. რეკრისტალიზაციის პროცესი ტემპერატურათა მონაკვეთში მიმდინარეობს და მისი საწყისი მომენტის შემჩნევა ბევრადაა დამოკიდებული კვლევის მეთოდის სიზუსტეზე. გარდა ამისა, რეკრისტალიზაციის ტემპერატურა მუდმივი სიდიდე არ არის და დამოკიდებულია სხვადასხვა ფაქტორებზე, რომელთაგან ძირითადია წინასწარი დეფორმაციის ხარისხი. სახელდობრ, რაც უფრო ნაკლებია წინას-

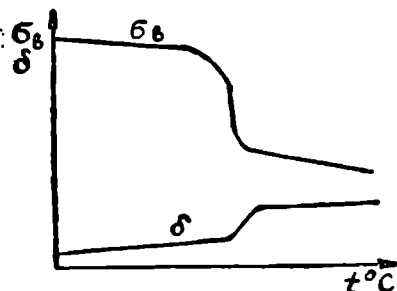


ნახ. 52. რეკრისტალიზაციის ტემპერატურის დამოკიდებულება წინასწარი დეფორმაციის ხარისხზე.

წარი დეფორმაციის ხარისხი, მით უფრო მაღალ ტემპერატურაზე იწყება რეკრისტალიზაციის პროცესი. ეს გამოწვეულია იმით, რომ მცირე დეფორმაციის დროს მცირე რაოდენობითაა დამსხვრეული კრისტალები, ნაკლებია დაძაბულობა და მცირეა შესაძლებლობა ახალი ცენტრების ჩასახვისათვის. ეს სქესტურად შედეგი მრუდით გამოისახება (ნახ. 52).

ალბინისულის გამო, პრაქტიკულად რეკრისტალიზაციის ტემპერატურას მოცემულ ზღვარზე რამდენადმე მაღალს იღებენ (დაინიშნება პრაქტიკული გამოცდილებით მიღებული მონაცემებით).

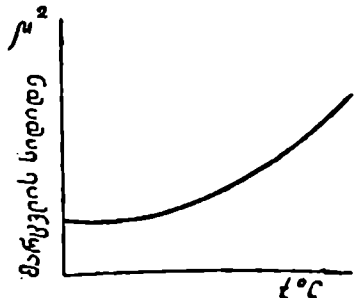
რეკრისტალიზაციის აღწერილ პროცესს ხიარად პირველად რეკრისტალიზაციას უწოდებენ. პირველადი რეკრისტალიზაციის შედეგად ცინაქედი ლითონის შეცვლილი სტრუქტურა მთლიანად აღდგება ნორმალურ მდგომარეობამდე, სისაღ დაეცემა პირვანდელ სილიდენდე და პლასტიკურობა კო შესაბამისად გაიზრდება; ცივქედვის ნოვლენა მთლიანად მოსხნილია (ნახ. 53).



ნახ 53. ცინაქედი ლითონის სიმტკიცის და პლასტიკურობის ცვლა ტემპერატურის მიხედვით.

ოდში მარცვლებიან ზრდა ახალი კრისტალიზაციის ცენტრებიდან ხდება, დამსხვრეული სარცვლები არსებითად ქრება და მათ ადგილზე წარმოიქმნება ახალი წონასწორული მარცვლები, ამ პერიოდში უკვე იწყება სარცვლების გამსხვილება უფრო წვრილი. ნაკლებად მდგრადი მარცვლების ხარჯზე, მათი შთანთქმის გზით. ცხადია, რომ, რაც უფრო მაღალია ტემპერატურა, მით უფრო ინტენსიურად მიდის ეს პროცესი და ით უფრო სხვილი მარცვლები მიიღება. მარცვლების ზოდა აქ გამოწვეულია სისტემის მიდრეკილებით დაიკავოს მინიმალური თავისუფალი ენერჯის მქონე მდგომარე-

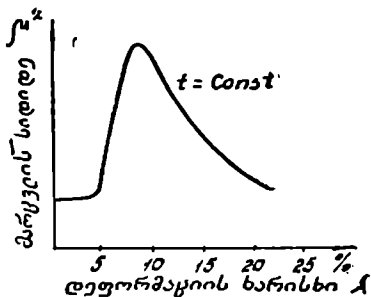
ტემპერატურის შემდგომი ზრდა უკვე იწყებს ახალი მარცვლების ზრდას და რაც უფრო მაღალია ტემპერატურა, მით უფრო ინტენსიურია ეს ზრდა. თუ რეკრისტალიზაციის პირველ პერიოდში



ნახ. 54 მარცვლების სიდიდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე რეკრისტალიზაციის დროს (დეფორმაციის ხარისხი მუდმივია).

ობა. ამ შემთხვევაში მოქმედებაშია მარცვლების ზედაპირული ენერგია, რომლის სიდიდე დამოკიდებულია საზღვრების საერთო სიდიდეზე. მარცვლების გამსხვილებასთან ერთად საზღვრებს საერთო სიდიდე კლებულობს და ძთელი სისტემის თავისუფალი ენერგია კლებულობს. რეკრისტალიზაციის ამ პერიოდს ხშირად მეორად რეკრისტალიზაციას ან შემკრებ რეკრისტალიზაციას უწოდებენ.

ამგვარად, დადგენილია, რომ მეორადი რეკრისტალიზაციის დროს მარცვლების ზრდა დამოკიდებულია რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე (ნახ. 54) და აგრეთვე წინასწარი დეფორმაციის ხარისხზე (ნახ. 55). სახელდობო, ტემპერატურის ზრდ სთან ერთად მარცვლის სიდიდე განუხრელად იზრდება, რაც შეეხება წინასწარი დეფორმაციის ხარისხს, აქ მდგომარეობა სხვანაირია.



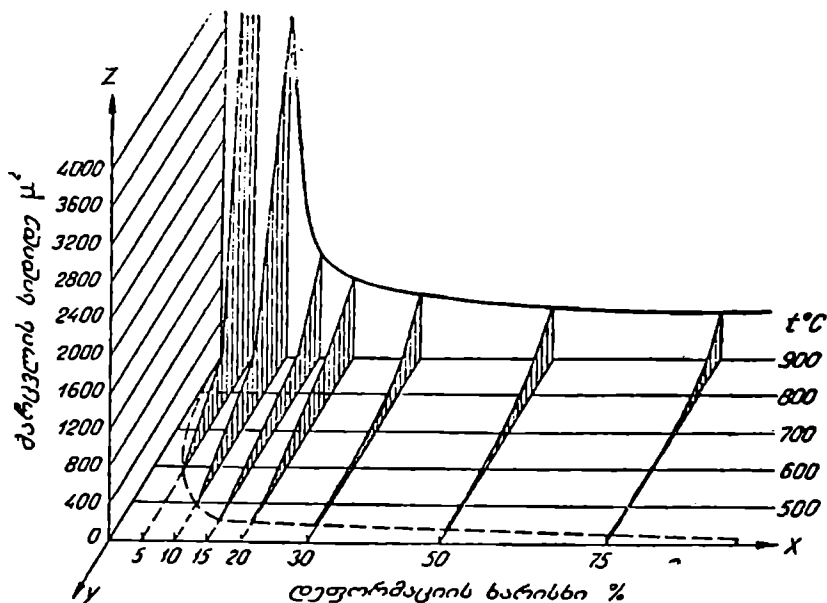
ნახ. 55. მარცვლების სიდიდის დამოკიდებულება წინასწარი დეფორმაციის ხარისხზე რეკრისტალიზაციის დროს (ტემპერატურა მუდმივია).

გახურების ერთი და იმავე ტემპერატურის დროს ძალიან მცირედ დეფორმირებულ ლითონში მარცვლების ზრდა მცირეა. 5—10%-ით დეფორმირებულ ლითონში მარცვლების ზრდა ყველაზე ინტენსიურად მიდის და დეფორმაციის ხარისხის შემდეგი ზრდისას მარცვლების ზრდა კვლავ ნელდება (ნახ. 55). ეს აიხსნება იმით, რომ შედარებით მცირე დეფორმაციის დროს მცირეა ახალი კრისტალიზაციის ცენტრების რაოდენობა და ძალიან დიდია რეკრისტალიზაციის პირველ პერიოდში წარმოქმნილ მარცვალთა სიდიდის სხვადასხვაობა. ეს იწვევს ასევე მარცვლების ინტენსიურ ზრდას წყვეტილი მარცვლების შთანთქმის ხარჯზე. დიდი დეფორმაციის დროს დეფორმირებული სტრუქტურა მეტად არის დამახინჯებული, ამიტომ ცენტრთა რიცხვი შედარებით დიდია და ლითონის მთელ მასაში შედარებით თანაბრადაა განლაგებული ამ დროს პირველადი რეკრისტალიზაცია იძლევა შედარებით თანაბარი სიდიდის მარცვლებს. ასეთი მარცვლების ზრდა ურთიერთშთანთქმის ხარჯზე მეტად გაძნელებულია.

დეფორმაციის ხარისხს, რომელიც რეკრისტალიზაციის ტემპერატურის ზემოთ ხურების დროს მარცვლების მაქსიმალურ ზრდას იწვევს. დეფორმაციის კრიტიკული ხარისხი ეწოდება.

პრაქტიკულად, ლითონების წნევით დამუშავების დროს, მათში მომხდარი დეფორმაცია ყველთვის კრიტიკულ დეფორმაციას უნდა აღემატებოდეს, რათა ადგილი არ ჰქონდეს მარცვლების ინტენსიურ ზრდას შემდეგი დამუშავების დროს.

როგორც ვხედავთ, რეკრისტალიზაციის პროცესს ძირითადად განსაზღვრავს სამი პარამეტრი: წინასწარი დეფორმაციის ხარისხი, ხურე-



ნახ. 56. რეკრისტალიზაციის სივრცითი დიაგრამა.

ბის ტემპერატურა და მარცვლის სიდიდე. ამიტომ პროცესის დასახისათებლად აიღება სივრცითი დიაგრამა (მაგალითისათვის 56-ე ნახაზზე წარმოდგენილია ერთ-ერთი ასეთი დიაგრამა).

3. ლითონთა ცივი და ცხელი წნევით დამუშავება

თუ ლითონის წნევით დამუშავება (დეფორმაცია) მიმდინარეობს ისეთ ტემპერატურაზე, რომელიც ნაკლებია რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე, დეფორმაციას აუცილებლად მოსდევს ცივქედვის მოვლენა და ასეთ დამუშავებას ცივი წნევით დამუშავება (ცივი დეფორმაცია) ეწოდება. ცივი დეფორმაციის შემდეგ ლითონს აქვს ცივნაჭედი სტრუქტურისათვის დამახასიათებელი თვისებები.

თუკი წნევით დამუშავება მიმდინარეობს რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე მაღალი ხურების პირობებში, მას ცხელი წნევით დამუშავება ეწოდება. აღსანიშნავია, რომ ცხელი წნევით დამუშავება ყოველთვის არ გულისხმობს მაღალ რიმპერატურებს. ა.ე. მაგალითად, თუ რკინისათვის ცხელი წნევით დამუშავების ტემპერატურა 700°-ს უნდა აღემატებოდეს,

ტყვიის ან კალისათვის იგი ოთახის ტემპერატურის ზღვრებში იმყოფება, რადგან მათი რეკრისტალიზაციის ზღვარი $T_{\text{ჩ33}}$ ოთახის ტემპერატურაზე დაბლა მდებარეობს და ოთახის ტემპერატურაზე მათი წნევით დამუშავება ცხელ დამუშავებას—ცხელ დეფორმაციას—მიეკუთვნება.

ცხელი დამუშავების დროს დეფორმაციით გაშოწვეული ცივქედვის მოვლენას თან ახლავს რეკრისტალიზაციის პროცესი და ლითონი ცივქედვას არ მიიღებს, ანუ რჩება დაუძაბავი ნორმალური სტრუქტურა. მაგრამ ცხელი წნევით დამუშავების დროს აუცილებლად უნდა გვახაოვდეს, რომ ტექნიკური ლითონები აბსოლუტურად სუფთა არასოდეს არ არის. მათში მყოფი არალითონური მინარევები დეფორმაციის დროს დეფორმაციის იმპარტულებით გაიწევა და ლითონს ბოქვოვან აგებულებას ანიჭებს (მიუხედავად იმისა, რომ ცივქედვა მას ბილებული არა აქვს). ბოქვოვანი აგებულება კი, როგორც უკვე ვთქვით, მკვეთრი ანთროპროპიულობით ხასიათდება. ეს აუცილებლად ბნედელობაშია მისაღები წნევით დამუშავებული ლითონისაგან ნაკეთობათა დამზადების დროს ან უშუალოდ ნაკეთობათა წნევით დამუშავების დროს. ნაკეთში ბოქვოვების განლაგება ისეთი უნდა იყოს, რომ ძალის მოკმედება ყოველთვის ბოქვოვების დაზოგბი მიმართულებით ხდებოდეს. ამასთან, ბოქვოები კი არ უნდა იჭრებოდეს, არაბედ უნდა მიყვებოდეს ნაკეთის კონფიგურაციას.

შენადნობები

§12. შენადნობთა ბუნება

სუფთა ლითონები მანქანათმშენებლობაში იშვიათად გამოიყენება, რადგან ისინი, როგორც წესი, დაბალი სიქტიციტა და სისაღით ხასიათდებიან. მანქანათა ნაწილების დასამზადებლად გამოიყენება შენადნობები (ორი ან რამდენიმე ლითონის). შენადნობებს მაღალი სისაღე და სიმტკიცე აქვთ და იშვიათად ისინი ხასიათდებიან, აგრეთვე, ჩვენთვის საჭირო სხვადასხვა ფიზიკური და ქიმიური თვისებებით. გარდა ამისა, შენადნობებში განსაკუთრებით ძვირფასია მათი მაღალი ტექნოლოგიური თვისებები, სახელობრ, შედარებით დაბალი დნობის ტემპერატურა, თხელდენადობა, მცირე ჩაჯდობა, კრით დამუშავების სიადვილე და სხვ. თვით სიტყვა „შენადნობი“ გვიჩვენებს, რომ რამდენიმე ელემენტი-საგან შემდგარი რთული სისტემის შექმნა შენადნობის გზით ხდება (თუმცა ამჟამად უკვე ცნობილია და ტექნიკის ზოგიერთ დარგში ფართოდაა გავრცელებული ფხენილების შეცხოებით დანაზადებულ შენადნობები).

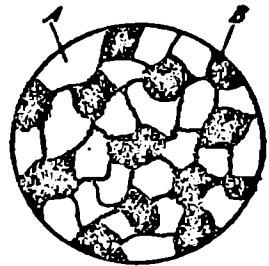
შენადნობები შეიძლება იყოს არალითონური და ლითონური. ლითონურ შენადნობებში ერთი ელემენტი მაინც ლითონი უნდა იყოს.

შენადნობების თვისებები ძირითადად დამოკიდებულია იმაზე, თუ როგორი ურთიერთობა აყარდება ელემენტებს შორის კრისტალიზაციის პროცესში.

თხევად მდგომარეობაში ორი ელემენტი თითქმის ყოველთვის განუსაზღვრელად იხსნება ერთმანეთში (გამონაკლისს წარმოადგენს მხოლოდ ზოგიერთი წყველები, როგორცაა, მაგალითად, რკინა და ტყვია, რკინა და ბისმუტი, რკინა და ვერცხლი და სხვ.). როცა თხევად მდგომარეობაში ორი ელემენტი ერთმანეთში განუსაზღვრელად იხსნება, მყარ მდგომარეობაში ერთმანეთთან შეიძლება სამგვარ ურთიერთობაში იმყოფებოდეს, ანუ შეიძლება წარმოქმნას: მექანიკური ნარევი, ქიმიური ნერთი ან მყარი ხსნარი. მაგრამ არსებობს ისეთი სახის ურთიერთობაც, როდესაც მისი მიკუთვნება რომელიმე კონკრეტულ შენადნობზე ძნელია. მაშინ ლაპარაკია რაღაც შუალედურ ურთიერთობაზე.

I. მექანიკური ნარევი

თუ ორი ელემენტი (A და B) მყარ მდგომარეობაში ერთმანეთში არ იხსნება და არც ქიმიურ ნაერთს იძლევა, მაშინ თხევადი ხსნარიდან მათი გაშვარება ხდება კრისტალიზაციის დამოუკიდებელი ცენტრების ჩასახვითა და ამ ცენტრებიდან დამოუკიდებელი A -სა და B ს ცირცვლების წარმოქმნით. ყოველი მარცვალი წაშლილია A ან B ლითონის კრისტალური გისოსების ერთობლიობას და შენადნობი მყარდება ამ A და B ლითონების მარცვლების მიკრომექანიკური ნარევის სახით. აღსანიშნავია, რომ ამ შემთხვევაში ორივე სუფთა ლითონის კრისტალური გისოსები და მათი თვისებები ურთიერთზეგავლენა არ განიცდიან. შენადნობის სტრუქტურა წარმოადგენს დამოუკიდებელი A და B ლითონის მარცვლების ნარევის (ნახ. 57). ეს კარგად შეღვენდება როგორც მიკროსკოპში, სტრუქტურის ანოკმის შემდეგ, ისე რენტგენოგრაფიაზე, სადაც ორივე ლითონის კრისტალური გისოსებია. შენადნობის თვისებები მექანიკური ნარევის შემთხვევაში დამოკიდებულია A და B მარცვლების რაოდენობაზე და მის პროპორციულად იცვლება (სიხუსტისათვის შეიძლება აღვნიშნოთ, რომ ორი ელემენტის აბსოლუტურ უხსნადობას თითქმის არ ეხვედრება უფრო ხშირად ადგილი აქვს მათ ერთმანეთში განსახურულ ხსნადობას, მაგრამ ეს ხსნადობა შეიძლება ძალზე მცირე იყოს და მხოლოდ იცვლდეს უხსნადობას).



ნახ. 57. შენადნობის მიკროსტრუქტურა მექანიკური ნარევის შემთხვევაში.

II. ქიმიური ნაერთი

ზოგიერთ შემთხვევაში ორი ელემენტი (A და B) ერთი რაღაც გარკვეული კონცენტრაციის დროს წარმოქმნის ქიმიურ ნაერთს. ამ შემთხვევაში თხევადი მდგომარეობიდან კრისტალიზაციის პროცესში წარმოიშობა უკვე არა დამოუკიდებელი A და B ლითონების კრისტალური გისოსები, არამედ რაღაც ახალი კრისტალური გისოსი, რომელიც სრულიად განსხვავებულია A და B ლითონების გისოსებისაგან და რომელიც ერთდროულად შეიცავს A და B ელემენტების ატომებს გარკვეული შეფარდებით.

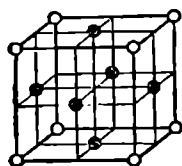
ქიმიური ნაერთისათვის დამახასიათებელია: 1) შემაღლებული ელემენტების ატომების რეზონანსი, სტეკიომეტრული თანაფარდობა, რომელიც შეიძლება გამოისახოს მარტივი ფორმულით და ზოგადად აღინიშნება A_nB_m ; 2) ახალი, შემწვნილი ელემენტებისაგან განსხვავებული კრისტალური გისოსი, სადაც გარკვეული ადგილები გარკვეულ ატომებს უკირავს

(ნახ. 58); 3) სრულიად ახალი, შემქმნელი ელემენტებისაგან შეკეთრად განსხვავებული ე. წ. სინგულარული თვისებები.

შენადნობის სტრუქტურა, ქიმიური ნაერთის შემთხვევაში, წარმოადგენს ერთი და იმავე ნაერთის მარცვლების ერთობლიობას (ნახ. 59).

ქიმიური ნაერთი თავის წხრივე შეიძლება იყოს ორგვარი: ქიმიური ნაერთი ნორმალური ვალენტობით და ქიმიური ნაერთი, რომლის ფორმულა ელემენტთა ვალენტობას არ შეესაბამება.

პირველ შემთხვევაში ქიმიურ ნაერთში ორი ელემენტის ურთიერთკავშირი იონურია. ეს იმას ნიშნავს, რომ ერთი ელემენტი (ჩვეულებრივ

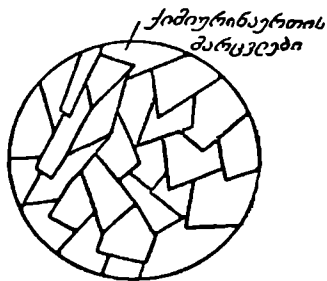


ნახ. 58. ქიმიური ნაერთის კრისტალური გისოსი.

ლითონი) თავის სავალენტო ორბიტლიდან გაცემს ელექტრონებს და ამგვარად დადებით იონად იქცევა. მეორე ელემენ ზი კი (ჩვეულებრივ არალითონი, მეტალოიდი) შეიძენს ამ ელექტრონებს და წარმოქმნის უარყოფით იონს. ამგვარად შექმნილ დადებით და უარყოფით იონებს შო-

რის წარმოიქმნება იონური კავშირი, რაც გვაძლევს იონური ტიპის ქიმიურ ნაერთს. ცხადია,

რომ ასეთი იონური ტიპის ქიმიური ნაერთის წარმოქმნის დროს ნაერთში წონაწილე ლითონისა და მეტალოიდის ატომთა მანათარლობა ზუსტად შეესაბამება მათ ვალენტობას და მუდმივ სიდიდეს წარმოადგებს. ასეთი სახის ტიპიური ნაერთია, მაგალითად, NaCl, სადაც ერთვალენტიანი ნატრიუმი კარგავს რა ერთ ელექტრონს, ქმნის ერთ დადებით იონს, ხოლო ქლორის ერთი ატომი იძენს ამ ელექტრონს, თავის სავალენტო ორბიტას შეავსებს 8 ელექტრონამდე და იქცევა უარყოფით იონად. ქიმიური ფორმულა იქნება NaCl, სადაც შედის ნატრიუმისა და ქლორის თითო ატომი. NaCl-ის კრისტალური გისოსი წარმოდგენილია შე-60 ნახაზზე. როგორც ვხედავთ, ნატრიუმისა და ქლორის ატომებს კრისტალურ გისოსში სრულიად გარკვეული ადგილები უჭირავთ.



ნახ. 59. შენაწრობის წიკრო-სტრუქტურა ქიმიური ნაერთის შემთხვევაში.

სხვა მდგომარეობაა, როდესაც ქიმიური ნაერთი წარმოიქმნება ორი ლითონისაგან (ინტერმეტალური, ლითონთშორისი ანუ ლითონური ქიმიური ნაერთი). ამ შემთხვევაში ორივე ატომს მხოლოდ დადებითი იონების წარმოქმნის უნარი აქვს და იონური კავშირისათვის პირობები არ არსებობს. აქ მოქმედებაში შედის ე. წ. ლითონური კავშირი, რომელიც წარმოიქმნება ლითონის

ატომების დადებით იონებსა და მათ შორის მყოფ უარყოფით ელექტრონულ აირს შორის. ლითონური ქიმიური ნაერთები, ამ სიტყვის სრული მნიშვნელობით, არის მხოლოდ ნაერთები ნორმალური ვალენტობით. ასეთია, მაგალითად, მაგნიუმის ნაერთები: Mg_2Si , Mg_2Ge , Mg_2Sn , Mg_2Pb , Mg_2Sb_2 , Mg_2Bi_2 და სხვ. ამ ნაერთებში ერთი ელემენტი, ჩვეულებრივ, ძლიერ ელექტროუარყოფითია. მაგრამ უპირატეს შემთხვევაში ლითონური კავშირით შექმნილი ქიმიური ნაერთები არ ექვემდებარება ვალენტობის კანონს და იათი შედგენილობაც ისეთი ზუსტი არ არის, შეიძლება იცვლებოდეს; იქნება პირობები გარდამავალი, შუალედური ფაზების წარმოქმნისათვის.

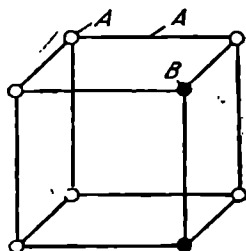
III. მყარი ხსნარი

ზოგიერთ შემთხვევაში ლითონები (ელემენტები) ერთმანეთში იხსნებიან არა მარტო თხევად მდგომარეობაში, არამედ მყარ მდგომარეობაშიც.

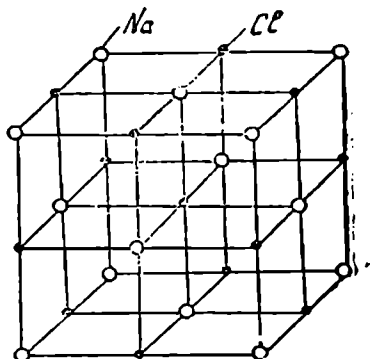
ამ შემთხვევაში გამყარების დროს წარმოიქმნება არა A და B ლითონების დამოუკიდებელი გისოსები, არამედ საერთო კრისტალური გისოსი. ეს გისოსი წარმოადგენს ან A , ან B ლითონის გისოსს, რომელიც შეიცავს მეორე სახის

ატომებსაც. ატომთა თანაფარდობა მყარ ხსნარებში დამოკიდებულია კონცენტრაციაზე და, ქიმიური ნაერთისაგან განსხვავებით, ცვალებადია. ატომების განლაგება კრისტალურ გისოსში არაკანონზომიერია.

ლითონს, რომლის კრისტალური გისოსი შენარჩუნებულია, ეწოდება განხსნელი, ხოლო ზეორე ელემენტს — განხსნილი. იმისდა მიხედვით, თუ როგორ არის განლაგებული განხსნილის ატომები გამხსნილის კრისტალურ გისოსში, მყარი ხსნარები ძირითადად ორგვარია: ჩანაცვლების მყარი ხსნარი და ჩანერგვის მყარი ხსნარი.



ნახ. 61. ჩანაცვლების მყარი ხსნარი.



ნახ. 60. NaCl-ის კრისტალური გისოსი.

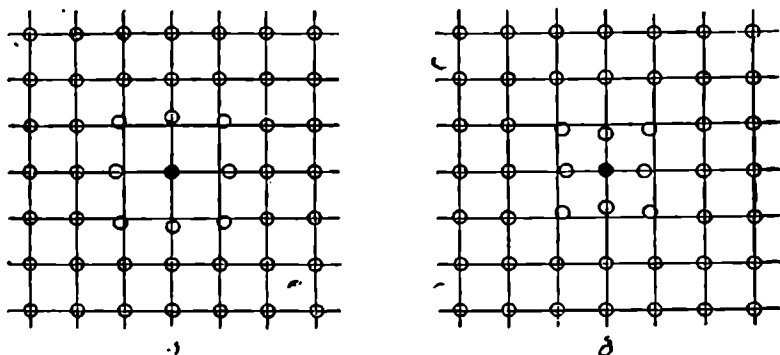
ა. ჩანაცვლების მყარი ხსნარი

ჩანაცვლების მყარი ხსნარი ეწოდება ისეთ მყარ ხსნარს, როდესაც გამხსნილის გისოსში ზოგიერთი ატომი (შენადნობის კონცენტრაციის შესაბამისად) შეცვლილია, ჩანაცვლებულია განხსნილი ელემენტის ატომით. ე. ი. განხსნილის ატომი გამხსნილის კრისტალურ გისოსში იჭერს გამხსნილის ატომის ადგილს (ნახ. 61).

გახსნილი ელემენტის ატომების ჩანაცვლებისას გამხსნელის კრისტალური გისოსი მახინჯდება როგორც მოცულობით, ზომებით (გეომეტრიული ფაქტორი), ისე ენერგეტიკულად.

მოცულობითი დეფორმაცია გამოწვეულია გახსნილი ატომების სიდიდის განსხვავებით გამხსნელ ატომებთან შედარებით. სახელდობრ, თუ გახსნილის ატომები უფრო დიდია, ვიდრე გამხსნელის ატომები, გისოსის პარამეტრი იზრდება (ნახ. 62, ა), ხოლო თუ უფრო მცირეა— მცირდება (ნახ. 62, ბ).

ზრავალი კვლევის საფუძველზე (იუმ.როზერი, კორნილოვი და სხვ.) დადგენილია, რომ თუ ორი ელემენტის ატომების რადიუსების განსხვავება არ აღემატება 15%, შეიძლება ვთქვათ, რომ მოცულობითი ფაქტორი ხელსაყრელია და მოსალოდნელია ხათ შორის მყარი ხსნარების ფართო არის წარმოქმნა. ეს არის აუცილებელი, მაგრამ არასაკმა-



ნახ. 62. პარამეტრების შეცვლა მყარ ხსნარებში; ა—პარამეტრის გადიდება, ბ—პარამეტრის შემცირება.

რისი პირობა. თუკი რადიუსების სხვაობა აღემატება 15%, გეომეტრიული ფაქტორი არახელსაყრელია და ჩანაცვლების მყარი ხსნარის წარმოქმნა გამორიცხულია.

ენერგეტიკული დეფორმაცია წარმოიქმნება მაშინ, როდესაც გახსნილი ელემენტის ვალენტობა მეტია გამხსნელის ვალენტობაზე. ამ შემთხვევაში იზრდება თავისუფალ, სვალენტო ელექტრონთა რაოდენობა მოსული შენადნობის თვითუფლ ატომზე ან კრისტალურ გისოსზე. როგორც ამბობენ, იზრდება ელექტრონული კონცენტრაცია. ეს იწვევს ენერგეტიკული მდგომარეობის ცვლილებას. კრისტალური გისოსის სხვადასხვა სახეობას ახასიათებს ე. წ. კრიტიკული ელექტრონული კონცენტრაცია, რომლის ზემოთ თვითუფლ ატომზე მოსულ ელექტრონთა რაოდენობის ვაზრდა შეუძლებელი ხდება, ანუ შეუძლებელი ხდება

გახსნილი ელემენტის კონცენტრაციის შემდგომი ზრდა; დეგრა ხსნალო-
ბის ზღვარი მაგალითად, ერთვალენტური ლითონებისათვის, რომელთაც
აქვთ წახნაგდაცენტრებული კუბის გისოსი, ერთ ატომზე შეიძლება მოდი-
ოდეს მხოლოდ 1,36 ელექტრონი. ეს იმას ნიშნავს, რომ ასეთ ლითონ-
ებში განუსაზღვრელად შეიძლება გაიხსნას მხოლოდ ისევე ერთვალენტური
ლითონი, რომელიც ელექტრონულ კონცენტრაციას შენადნობში არ
ცვლის (კონკრეტურად ორჯერ ერთის ტოლი, ე. ი. ზღვრულზე ნაკლე-
ბია). თუკი ასეთ ლითონში გავხსნით ორვალენტურ ლითონს, მაშინ
გახსნილი ლითონის რაოდენობის ზრდასთან ერთად ელექტრონული
კონცენტრაცია შენადნობში თანდათან იზრდება. როდესაც ელექტრო-
ნული კონცენტრაცია მიაღწევს ამ გისოსისათვის ზღვრულ კონცენტრა-
ციას, დადგება მეორე ელემენტის ძირითად ელემენტში სხნალობის
ზღვარი. თუკი ელემენტები მენდელეევის სისტემაში ერთმანეთისაგან
შორს მდებარეობს, მათ შორის უპირველესად წარმოიქმნება ქიმიური
ნაერთები ან შუალედური ფაზები.

ამებმად დადგენილია, რომ ჩანაცვლების მყარი ხსნარს წარმო-
ქმნისათვის ძირითადად დაცული უნდა იქნეს შემდეგი პირობები:

ა. კრისტალური გისოსების მსგავსება (ელემენტების იზომორფუ-
ლობა);

ბ. ატომთა რადიუსებს შორის მინიმალური განსხვავება;

გ. ატომთა ელექტრონული შენების მსგავსება, ანუ მენდელეევის
პერიოდულ სისტემაში ახლო მდებარეობა.

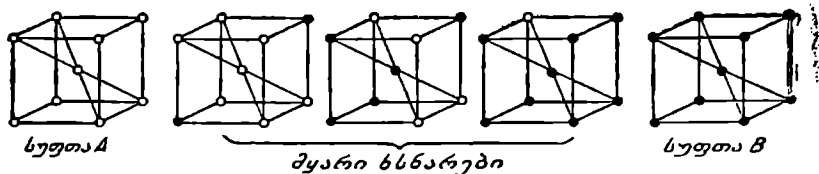
ჩანაცვლების მყარი ხსნარი წარმოიშობა მხოლოდ ლითონსა და
ლითონს შორის, რადგან არალითონი (რეტალიდი) ლითონის მიმართ
აღნიშნულ პირობებს ვერ დააკმაყოფილებს.

თვით ჩანაცვლების მყარი ხსნარი შეიძლება იყოს ორგვარი—განუ-
საზღვრელი ხსნადობით და განსაზღვრული ხსნადობით.

1. ჩანაცვლების მყარი ხსნარი განუსაზღვრელი ხსნადობით წარ-
მოიქმნება მაშინ, როდესაც ელემენტების რადიუსებს შორის განსხვა-
ვება მინიმალურია. მაგალითად, რკინის შენადნობებზე დაკვირვებამ
უჩვენა, რომ სხვა თანაბარი პირობების შემთხვევაში თუ ატომთა რადი-
უსებს შორის განსხვავება არ აღემატება 8%-ს, ელემენტი რკინაში გა-
ნუსაზღვრელად, ნებისმიერი კონცენტრაციით იხსნება. სპილენძის შენა-
დნობებში განუსაზღვრელი ხსნადობა ხორციელდება, თუ ატომების
რადიუსების სხვაობა 10—11% არ აღემატება და სხვ. განუსაზღვრელი
ხსნადობა იმას ნიშნავს, რომ *A*-ს გისოსში ჩანაცვლებული *B*-ს ატომე-
ბის რაოდენობა შეიძლება თანდათან გავზარდოთ ისე, რომ იგი *A*-ს
ატომებს გადააჭარბებს და, ბოლოს, მდოვრე გადასვლით მივიღებთ

სუფთა B ლითონს. ამ შემთხვევაში ამბობენ, რომ წარმოიქმნება მყარი ხსნარების განუწყვეტელი რიგი (ნახ. 63).

ჩანაცვლების ბყარი ხსნარი, როგორც წესი, მოუწესრიგებელია (თუმცა უკანასკნელ ხანებში შემჩნეულია, რომ გარკვეულ ახლო წყობას აქაც აქვს ადგილი). მოუწესრიგებელ მყარ ხსნარში გაბზნელების და გაბზნელების ატომები ნებისმიერ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებზეა განლაგებული, მაგრამ ზოგიერთ მყარ ხსნარს გააჩნია მოწესრიგების უნარი. ვაცივების პროცესში გარკვეულ ტემპერატურაზე ხდება ატომთა გადაჯგუფება: ერთი სახის ატომები ერთ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებში განლაგდება, მეორე სახის ატომები კი მეორეში. ასეთ სტრუქტურებს ხშირად ზესტრუქტურა ეწოდება და ისინი რენტგენოგრაფებზე ახალი ზაზების წარმოშობით მელავნდება. ამგვარად, მოწესრიგებული მყარი ხსნარები თითქოს საშუალო, გარდამავალ ადგილს იჭერენ მყარ ხსნარებსა და ქიმიურ ნაერთებს შორის და მიეკუთვნებიან შუალედურ ფაზებს, რომლებსაც, მსგავსად ტიპიური მყარი ხსნარისა, აქვთ ერთ-ერთი ელემენტის გისოსი, მაგრამ, ინგავსად ქიმიური ნაერთისა, ამ გისოსში



ნახ. 63. A—B სისტემის მყარი ხსნარების განუწყვეტელი რიგი.

ატომთა თანაფარდობა მუდმივია, ე. ი. მისი გამოსახვა შეიძლება ქიმიური ფორმულით და ატომებს გისოსში სრულიად განსაზღვრული ადგილები უჭირავს.

2. ჩანაცვლების მყარი ხსნარი განსაზღვრული ხსნადობით. თუ ატომთა რადიუსებს შორის სხვაობა 8—15%-ის ფარგლებში იმყოფება და მათი ენერგეტიკული ბუნება შედარებით მეტადაა განსხვავებული, ადგილი აქვს ორი ლითონის ურთიერთხსნადობას, მაგრამ ეს ხსნადობა აღარ შეიძლება განუსაზღვრელი იყოს. ამ შემთხვევაში გაბზნელების ატომების ჩანაცვლება გაბზნელების გიაოსში იწვევს მის შედარებით ძლიერ მოცულობით და ენერგეტიკულ დამახინჯებას და გაბზნელების გარკვეული რაოდენობის მიღწევისას ეს დამახინჯება ზღვრული ხდება; გაბზნელების ატომების შემდგომი ჩანაცვლება შეუძლებელია და დგება ხსნადობის ზღვარი. ამრიგად, ზაც უფრო მეტად არახელსაყრელია მოცულობითი და ენერგეტიკული ფაქტორები, მით უფრო მალე დგება ხსნადობის ზღვარი.

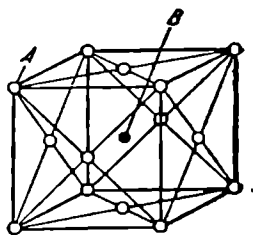
ბ. ჩანერგვის მყარი ხსნარი

ელემენტების ურთიერთგახსნა შესაძლებელია ჩანერგვითაც, როდესაც გახსნილის ატომები ჩანერგება გამხსნელის გისოსის თავისუფალ ადგილებში (ნახ. 64). ასეთ შემთხვევაში ხსნადობა, რასაკვირველია, შეიძლება მხოლოდ განსაზღვრული იყოს და ხსნადობის ზღვარი ძირითადად დამოკიდებულია გახსნილის ატომისა და გამხსნელის გისოსის თავისუფალი ადგილების სიდიდებზე.

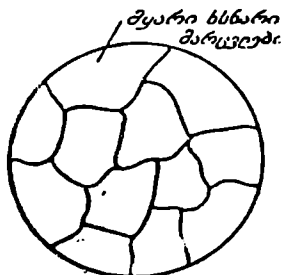
ჩანერგვის მყარი ხსნარის წარმოშობა შესაძლებელია მხოლოდ იმ შემთხვევაში, როდესაც გახსნილის ატომის სიდიდე იმდენად მცირეა, რომ შეიძლება შეიჭვავდეს თავისუფალ ადგილებში გამხსნელის ატომებში.

ასეთ პირობას ყველაზე კარგად აკმაყოფილებენ მეტალოიდები (არალითონები) ლითონების მიმართ. მაგალითად, ჩანერგვის მყარ ხსნარებს გვაძლევს I და II პერიოდის ელემენტები — წყალბადი, ნახშირბადი, აზოტი, ბორი — გარდამავალი ჯგუფის ლითონებთან — რკინასთან, ქრომთან, ნიკელთან, მანგანუმთან.

უძრავლეს შემთხვევაში გახსნილის ატომი თავისი სიდიდით აღემატება იმ ცარიელი ადგილის სიდიდეს, სადაც იგი ჩანერგება, ამიტომ გახსნილის ჩანერგილი ატომები აშახინებენ გამხსნელის კრისტალურ გისოსს, ამასთან ეს მოკულობითი დამახინჯება ყოველთვის გისოსის პარამეტრების გაზრდისკენაა მიმართული. რაც უფრო მეტია დამახინჯება, მით ნაკლებია ხსნადობის ზღვარი.



ნახ. 64. ჩანერგვის მყარი ხსნარი.



ნახ. 65. მყარი ხსნარის მიკროსტრუქტურა.

სხვადასხვა მყარი ხსნარები პირობით ალინიანება ბერძნული ასოებით α , β , γ , δ .

მყარი ხსნარების მიკროსტრუქტურა წარმოადგენს ერთგვაროვანი მარცვლების ერთობლიობას (ნახ. 65), ე. ი. სხვადასხვა ქიმიური შედგენილობის და სხვადასხვა კონცენტრაციის შენადნობები — მყარი ხსნარები მიკროსტრუქტურით ერთმანეთისაგან სრულიად არ განიორჩევა.

საბოლოოდ შეიძლება ვთქვათ, რომ მექანიკური ნარევის შემთხვევაში

შენადნობები არაერთგვაროვანია, ქიმიური ნაერთისა და მყარი ხსნარის შემთხვევაში კი ერთგვაროვანი.

IV. შუალედური ფაზები

შენადნობთა წარმოქმნის ზემოთ განხილული სამი შეთხვევა (შექანიკური ნარევი, ქიმიური ნერთი და მყარი ხსნარები) სრულად არ აღიწერავს ელემენტების ურთიერთობის ხასიათს. რიგ შემთხვევებში წარმოიქმნება ისეთი ფაზები, რომლებსაც თავისი აგებულებით გარდასვალად, შუალედური ადგილი უჭირავს მყარ ხსნარსა და ქიმიურ ნერთს შორის და მათ შუალედური ფაზები ეწოდება. ერთ-ერთი ასეთი ფაზა ჩვენ უკვე განვიხილეთ, ეს იყო მოწესრიგებული მყარი ხსნარი. ქვემოთ განვიხილავთ კიდევ ზოგიერთ შუალედურ ფაზას.

1. ელექტრონული ნაერთები. არსებითად ეს ლითონური ქიმიური ნერთებია, ახალი, საკუთარი კრისტალური გისოსით, მხოლოდ ატომთა თანაფარდობა აქ არ აკმაყოფილებს ვალენტობის კანონს და ატომთა განლაგება გისოსში კანონზომიერი არ არის.

ფაზების სტრუქტურას ამ შემთხვევაში მთლიანად განსაზღვრავს ელექტრონული კონცენტრაცია და არა ვალენტობა.

ასეთი სახის ქიმიური ნაერთები შეისწავლა იუმ-როზერიმ. მან აღმოაჩინა, რომ ყველა ამ ნაერთში შენარჩუნებულია გარკვეული კანონზომიერება საერთო სავალენტო ელექტრონებისა და ატომთა რიცხვის შეფარ-

დებაში. დადგენილიქნა სამი სახის ტიპური შეფარდება: $\frac{3}{2}$, $\frac{21}{13}$ და $\frac{7}{4}$

(ასე შეეფარდება ნაერთში მონაწილე ორივე ლითონის ყველა სავალენტო ელექტრონი ყველა ატომს). მაგალითისათვის განვიხილოთ ზოგიერთი ქიმიური ნაერთი სპილენძის ფუძეზე. ქიმიური ნაერთი $Cu_{21}Sn$, სადაც სავალენტო ელექტრონების რაოდენობა არის 3 (ერთი სპილენძის, ორი თუთიის), ხოლო ატომთა რაოდენობა — 2, ე. ი. მათი შეფარდება არის

$\frac{3}{2}$ (ასეთივე შეფარდებას გვაძლევს აგრეთვე ნაერთები Cu_6Sn , Cu_3Al , Cu_3Si). ქიმიურ ნაერთში Cu_6Zn_8 ელექტრონთა რაოდენობა არის $5 + (2 \times 8) = 21$, ხოლო ატომთა რაოდენობა $5 + 8 = 13$, ანუ მათი შეფარ-

დება არის $\frac{21}{13}$ (ასეთივე შეფარდებით ხასიათდება ქიმიური ნაერთები

$Cu_{21}Sn$, Cu_6Al_8 , $Cu_{21}Si_8$). ქიმიურ ნაერთში $CuZn_3$ ელექტრონთა რაოდენობა არის $1 + (2 \times 3) = 7$, ხოლო ატომთა რაოდენობა $1 + 3 = 4$, ანუ

მათი შეფარდება არის $\frac{7}{4}$ (ასეთივე შეფარდებაა ქიმიურ ნაერთებში

Cu_7Sn , Cu_6Al_3 , Cu_7Si). აღსანიშნავია, რომ ნებისმიერ ქიმიურ ნაერთში

აღნიშნული შეფარდების დროს წარმოიქმნება ერთი და იგივე ტიპის კრისტალური გისოსი. ასე, შეფარდება $\frac{3}{2}$ იძლევა წახნაგდაცენტრებულ კუბს,

რომელიც ამ შემთხვევაში β -თი აღინიშნება; შეფარდება $\frac{21}{13}$ იძლევა რთული აგებულების გისოსს, რომელსაც γ -თი აღნიშნავენ, ხოლო შეფარდება $\frac{7}{4}$ იძლევა ჰექსაგონალურ გისოსს, რომელიც ϵ ით აღინიშნება. ეს ლითონური ქიმიური ნაერთები ატარებენ იუმ-როზერის ფაზების სახელწოდებას და ძირითადად წარმოიქმნება შეიდეგი ორი ჯგუფის ელემენტებს შორის: Cu, Ag, Au, Fe, Co, Ni და Be, Mg, Zn, Cd, Al, Si, Ge, Sn, Sb.

2. ლ ა ვ ე ს ი ს ფ ა ზ ე ბ ი. როგორც ზემოთ ვთქვით, ტიპურ ქიმიურ ნაერთებში ნაერთის სტრუქტურას განსაზღვრავს შემადგენელი ელემენტების ვალენტობა. ელექტრონულ ნაერთებში ნაერთის სტრუქტურას განსაზღვრავს ელექტრონული კონცენტრაცია. აღწერილთა ეზთად ვხვდებით ისეთ ქიმიურ ნაერთებს, სადაც აგებულებას ძირითადად განსაზღვრავს ბოცულობითი ფაქტორი—კომპონენტთა ატომების ზომათა თანაფარდობა. ეს თანაფარდობა არის 1,2:1,0 და ნაერთის ფორმულაა AB_2 (A—დიდი ატომია, B—მცირე ატომი). ამ ფაზებს ლავესის ფაზები ეწოდება. ლავესის ფაზების ტიპური წარმომადგენლებია $MgCu_2$, $MgZn_2$, $MgNi_2$.

3. ჩ ა ნ ე რ გ ვ ი ს ფ ა ზ ე ბ ი. წარმოქმნის ელემენტები მცირე ატომური რადიუსით (წყალბადი, აზოტი, ნაიშირბადი, ბორი), გარდამავალი ჯგუფის ლითონებთან, როდესაც ატომების თანაფარდობა 0,59-ზე ნაკლებია (ატომთა თანაფარდობა ეწოდება მცირე ატომის რადიუსის r შეფარდებას დიდი ატომის რადიუსთან R ანუ $\frac{r}{R}$). ამ შემთხვევაში ძირითადი ლითონი წარმოქმნის მარტივ გისოსს, როგორცაა სივრცით დაცენტრებული კუბი, წახნაგდაცენტრებული კუბი ან ჰექსაგონალური პრიზმა. ზეტალოიდების მცირე ზომის ატომები კი განლაგდება ძირითადი კრისტალური გისოსის ცარიელ, სრულიად გარკვეულ ადგილებში.

წარმოიქმნება ძალიან ბჭიდრო კრისტალური გისოსი დიდი საკოორდინაციო რიცხვით, მაგრამ ეს გისოსი არ არის ძირითადი ლითონის გისოსი, არამედ განსხვავდება მისგან. წარმოქმნილი ფაზა აიწერება ქიმიური ფორმულით, ამ მხრივ ჩანერგვის ფაზები უახლოედება ქიმიურ ნაერთს, მაგრამ ფორმულა არ ექვემდებარება ვალენტობის კანონს.

ტიპური ჩანერგვის ფაზებს წარმოადგენს მრავალი კარბიდი (მაგალითად, WC, TaC, NbC, TiC, ZrC) და ნიტრიდი (მაგალითად, TaN, TiN, WN, ZrN), რომლებიც ხასიათდებიან ძალიან მაღალი დნობის ტემპერა-

ტურით, მაღალი სისხლით და ფართოდ გამოიყენება შენადნობთა თვისებების გასაუმჯობესებლად.

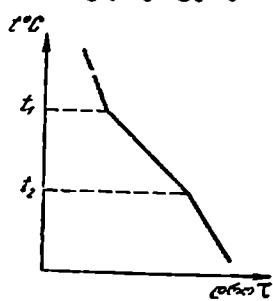
ზოგიერთ შემთხვევაში ჩანერგვის ფაზების ფუძეზე წარმოიქმნება მყარი ფაზები ცვალეზადი შედგენილობით, სადაც სიჭარბით ყოველთვის არის ძირითადი ლითონი, ხოლო დანაკლისით მეტალოიდი. სტრუქტურაში ეს მგლავნდება იმით, რომ მეტალოიდისათვის განკუთვნილი ადგილების ნაწილი დაკავებული არ არის. ასეთ ფაზებს გამოკლების მყარი ხსნარები ეწოდება.

§ 13. ცნება შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამაზე

შენადნობების, ისე როგორც სუფთა ლითონების, შესწავლის ერთ-ერთ ძირითად მეთოდს თერმული მეთოდი წარმოადგენს.

ორი A და B ლითონისაგან შეიძლება დამზადდეს მრავალი შენადნობი (ერთმანეთისაგან შედგენილობით განსხვავებული). ამ შენადნობთა შესწავლა, უპირველეს ყოვლისა, გაცივების პროცესის შესწავლით ხდება.

შენადნობები, სუფთა ლითონებისაგან განსხვავებით, მყარდება არა ერთ მუდმივ ტემპერატურაზე, არამედ ტემპერატურათა მონაკვეთში.



ნახ. 66 შენადნობის გაცივების მრუდი.

ეს გამოწვეულია იმით, რომ შენადნობთა გამყარება უმეტეს შემთხვევაში კონცენტრაციის ცვლით მიმდინარეობს, მაშინ როდესაც სუფთა ლითონის გამყარება კონცენტრაციის უცვლელად ხდება. ნებისმიერი შენადნობისათვის გაცივების მრუდის ზოგადი სახე წარმოდგენილია ნ-ე ნახაზზე, სადაც t_1 და t_2 გამყარების საწყისი და საბოლოო ტემპერატურებია.

ამგვარად, ყოველი შენადნობის ცლით შესწავლა გვაძლევს ცოდნას მხოლოდ ამ შენადნობზე, სისტემის დანარჩენი შენადნობები კი უცნობი რჩება. იმისათვის, რომ წარმოდგენა ვიქონიოთ მთელ სისტემაზე, ამ შემთხვევაში დაგვჭირდებოდა უამრავი ცდა.

დიაგრამების აგების ზოგიერთი ზოგადი კანონზომიერება საშუალებას გვაძლევს ცლით მიღებული შედეგები განვაზოგადოთ და შედარებით ნაკლები რაოდენობის ექსპერიმენტის შედეგად მივიღოთ წარმოდგენა მთელ სისტემაზე.

განვიხილოთ დიაგრამის აგების წესი.

შევისწავლოთ სუფთა ლითონები A და B და სისტემის ოთხი შენადნობი შემდეგი შედგენილობით:

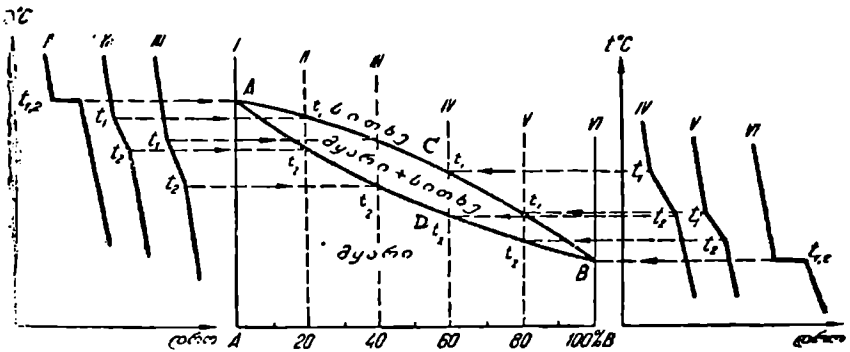
ამისათვის შენადნობები უნდა დამზადდეს ცალ-ცალკე და შემდეგ ყოველი მათგანისათვის და სუფთა A და B ლითონებისათვის ცდით ავაგოთ გაცივების მრუდები (ნახაზზე, აგების სიადვილისათვის, ეს მრუდები მოვათავსოთ ნაწილი მარცხენა მხარეს, ნაწილი მარჯვენა მხარეს).

I და VI მრუდებზე გვაქვს სუფთა A და სუფთა B ლითონის გამყარების ზუღმივი ტემპერატურები, ხოლო II—V მრუდებზე გამყარების საწყისი t_1 და ბოლო t_2 ტემპერატურები A და B

ლითონის სხვადასხვა შენადნობისათვის (ნახ. 67).

გაცივების მრუდების აგების შემდეგ მთელი სისტემის დახასიათებისათვის გვაქვს სამი პარამეტრი—ტემპერატურა, დრო და კონცენტრაცია. რადგან გვინდა სისტემის დიაგრამა სიბრტყეზე ავაგოთ, ერთ-ერთი

შენადნობა	შეგენილობა	
	A%	B%
I	100	—
II	80	20
III	60	40
IV	40	60
V	20	80
VI	—	100



ნახ. 67. შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამის აგება.

ფაქტორი უნდა გამოვრიცხოთ. ამ შემთხვევაში სამიდან ნაკლებად მნიშვნელოვანია დრო, ამიტომ მას გამოვრიცხავთ და დარჩენილი ორი პარამეტრით ($t^{\circ}\text{C}$ და კონცენტრაცია) ავაგებთ დიაგრამას.

ტემპერატურას ვტოვებთ ორდინატაზე, აბსცისას კი ვიყენებთ კონცენტრაციებისათვის. აბსცისის სათავეში პირობით ვიღებთ სუფთა A ელემენტს (100% A) და მთელ აბსცისას ეყოფთ 100 ნაწილად. შაძინ ვოველი დანაყოფი შეეფარდება B ელემენტის 1% -ს, აბსცისის ყოველი

წერტილი კი შეესაბამება $A-B$ სისტემის გარკვეულ შენადნობს (B -ს %-ს ოცემულია აბსცისაზე და $A\% = 100 - B\%$).

ყოველი შენადნობისათვის მისი შესაბამისი წერტილიდან აღმართული ნართობი ტემპერატურის ორდინატას წარმოადგენს. ყოველ ამ ორდინატაზე შეგვიძლია გადმოვიტანოთ შესაბამისი გაცივების მრუდზე მიღებული გამყარების კრიტიკული ტემპერატურები.

ამგვარად, ახალ კოორდინატა სისტემაში ტემპერატურა-კონცენტრაცია მივიღეთ ერთსახელა კრიტიკული წერტილების ორი ჯგუფი: ზედა წერტილები (t_1), რომლებიც შეესაბამება შესწავლილ შენადნობთა გაყარების საწყის ტემპერატურებს, და ქვედა წერტილები (t_2)—გამყარების საბოლოო ტემპერატურები.

ერთსახელა წერტილების ურთიერთშეერთება დიაგრამაზე გვაძლევს ორ ხაზს. ACB ხაზი არის $A-B$ სისტემის ყველა შესაძლებელი შენადნობის გამყარების საწყისი კრიტიკული წერტილების გეომეტრიული ადგილი (რაც უფრო მეტ შენადნობს შევისწავლით ცდით, მით უფრო მეტად უახლოვდება ეს ხაზი კეიმარტს, ე. ი. მით უფრო ზუსტია ჩვენი წარბოდეგნა სისტემაზე).

ACB ხაზს ზევით ყველა შენადნობი თხევად მდგომარეობაშია. ამ ხაზს ლიკვიდუსის ხაზი ეწოდება (ლათინურად *Liquidus*—თხვეადი, ამიტომ გაცივების მრუდებზე და დიაგრამებზე სითხეს ჩვეულებრივად აღნიშნავენ L ასოთი).

ADB ხაზი წარმოადგენს $A-B$ სისტემის ყველა შენადნობის გამყარების საბოლოო კრიტიკული წერტილების გეომეტრიულ ადგილს. ე. ი. მის ქვევით ყველა შენადნობი მყარ მდგომარეობაშია. ADB ხაზს ეწოდება სოლიდუსის ხაზი (ლათინურად *Solidus*—მყარი).

ლიკვიდუსისა და სოლიდუსის ხაზებს შორის მიმდინარეობს შენადნობების გამყარების პროცესი, ანუ ერთდროულად არსებობს როგორც სითხე, ისე მყარი ნაწილაკები.

მიღებულ დიაგრამას ეწოდება შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

მდგომარეობის დიაგრამა ძალიან მარტივად, გასაგებად და სხარტად აღწერს მთელ სისტემაში მიმდინარე საკვალ რთულ გარდაქმნებს და ამიტომაც ლითონების შესწავლის მძლავრ იარაღს წარმოადგენს.

მრავალი კონკრეტული სისტემის შესწავლამ უჩვენა, რომ ყოველ მათგანს აქვს თავისებური მდგომარეობის დიაგრამა, მაგრამ მათი შესწავლის გასაადვილებლად მოახდინეს ყველა დიაგრამის დაჯგუფება გარკვეული ნიშნების მიხედვით. ქვემოთ მოყვანილია მდგომარეობის დიაგრამების ძირითადი სახეები (ტიპები).

§ 14. მდგომარეობის ღიაგარამა მუქანოქური ნარევის შემთხვევაში
(I ტიპის ღიაგარამა)

თუ ორი კომპონენტი A და B თხევად მდგომარეობაში ერთმანეთში განუსაზღვრელად იხსნება, ხოლო მყარ მდგომარეობაში არ იხსნება და არც ქიმიურ ნერთს გვაძლევს, მაშინ წარმოიქმნება მექანიკური ნარევი და მდგომარეობის ღიაგარამა შემდეგი სახე აქვს (ნახ. 68).

ღიაგარამაზე AEB არის ლიკვიდუსის ხაზი და იგი ორი შტოსაგან შედგება (AE და EB), ხოლო CD არის სოლიდუსის ხაზი და იგი ისწორი ჰორიზონტალური ხაზია. როგორც ვხედავთ, მოყვანილ სისტემაში ერთი შენადნობი, სახელდობრ E წერტილის შესაბამისი კონცენტრაციის შენადნობი, მკვეთრად განსხვავდება ყველა დანარჩენი შენადნობისაგან მისი დამახასიათებელი ნიშნები შემდეგია:

1. გამყარების (დნობის) ტემპერატურა სისტემის ყველა სხვა შენადნობთან შედარებით მინიმალურია;

2. ეს შენადნობი, სხვა შენადნობებისაგან განსხვავებით (მსგავსად სუფთა ლითონებისა), მყარდება (დნება) არა ტემპერატურათა მონაკვეთში, არამედ ერთ მუდმივ ტემპერატურაზე (ლიკვიდუსი და სოლიდუსი E წერტილში თანხედენილია). ამიტომ გაცივების ბრუნზე მივიღებთ ჰორიზონტალურ ბაქანს (ნახ. 68, შენადნობი I).

3. ამ შენადნობის გამყარება A და B ლითონების კრისტალების ერთდროულ ზრდაში მდგომარეობს, რაც უზრუნველყოფს მეტად თანაბარი განლაგების წერილმარცვლოვანი ნარევის სიღებას.

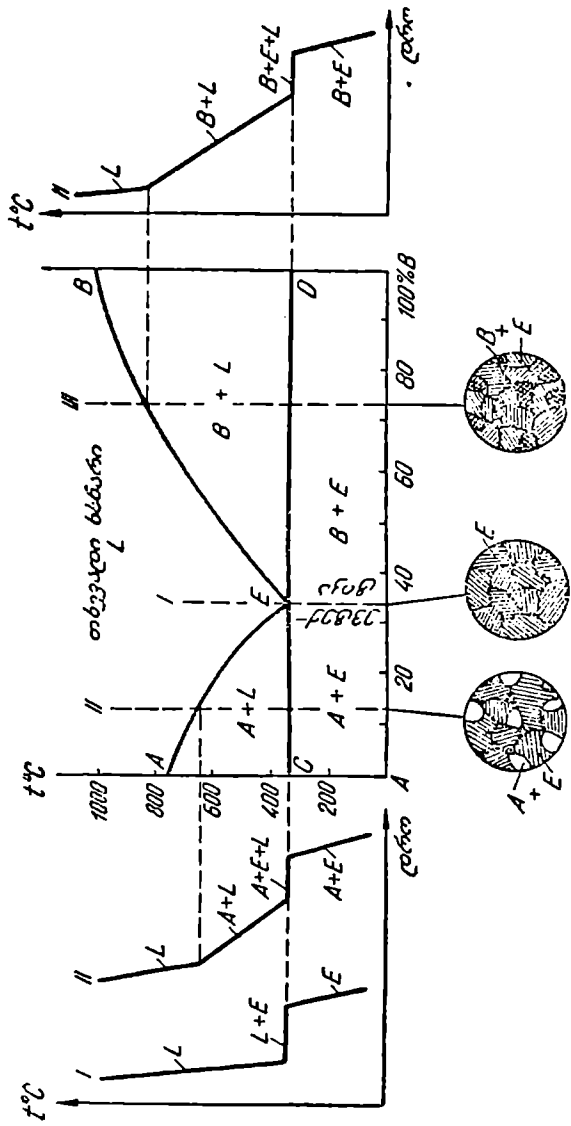
4. ყოველი აღებული სისტემისათვის E წერტილის შესაბამისი შენადნობი ერთ გარკვეულ კონცენტრაციაზე წარმოიქმნება.

აღნიშნულ შენადნობს ევტექტიკური შენადნობი ეწოდება (ბერძნულად $εὐτεκταίος$ —ადვილდნობადი). ყველაფერი, რაც ღიაგარამაზე ამ შენადნობს ეხება, ატარებს იმავე სახელწოდებას. მაგალითად, E წერტილი—ევტექტიკური წერტილია, მისი შესაბამისი ტემპერატურა—ევტექტიკური ტემპერატურა, E წერტილის კონცენტრაცია—ევტექტიკური კონცენტრაცია, CD ხაზი—ევტექტიკური ხაზი, თვით შენადნობის სრუქტურა—ევტექტიკა ან ევტექტიკური ნარევი.

ევტექტიკური წერტილის მიხედვით სისტემის ყველა შენადნობი სამ ჯგუფად იყოფა: 1. ქვეევტექტიკური (E წერტილის ბარცხნივ); 2. ევტექტიკური (E წერტილის შესაბამისი) და 3. ზეევტექტიკური (E წერტილის მარჯვნივ).

არაევტექტიკური (ქვე და ზეევტექტიკური) შენადნობების გამყარება ნქილდოდ არის დაკავშირებული ევტექტიკურ შენადნობთან და მდგომარეობის შექმნაში.

ყველა არაევტექტიკური შენადნობის კრისტალიზაცია მიმდინარეობს ტემპერატურათა მონაკვეთში და იწყება ევტექტიკურ კონცენტრაციასთან შედარებით ჰარბი კომპონენტის გამოყოფით.



ნ.ს. 68. მდგომარეობის დიაგრამა მექანიკური ნარევის შემთხვევაში.

კერძოდ, ქვევრეტიკურ შენადნობებში, ვეტექტიკურთან შედარებით ჰარბი კომპონენტი არის კომპონენტი A , ამიტომ გამყარება იწყება თხევადი ხსნარიდან A კომპონენტის გამოკრისტალებით.

გარკვეული კონცენტრაციის სითხიდან ამ შემთხვევაში გამოკრისტალდება სრულიად განსხვავებული კონცენტრაციის სუფთა მყარი A -ს მარცვლები. ცხადია, სითხის კონცენტრაცია ამ დროს იცვლება, სახელდობრ, A -ს რაოდენობა მასში მცირდება, ხოლო B -ს პროცენტული რაოდენობა იზრდება. ასეთი ცვლის პროცესში სითხის კონცენტრაცია მიისწრაფვის ვეტექტიკური კონცენტრაციისაკენ.

ამგვარად, ლიკვიდუსსა და სოლიდუსს შორის ყველა ქვევრეტიკურ შენადნობში მიმდინარეობს ტემპერატურის ვარდნა, მყარი A -ს გამოკრისტალდება და სითხის კონცენტრაციის ცვლა.

აღწერილი მოვლენები სისტემაში ისეა შეთანხმებული, რომ, როდესაც შენადნობის ტემპერატურა დაეცემა ვეტექტიკურ ტემპერატურამდე, ვეტექტიკურ კონცენტრაციასთან შედარებით ჰარბი A კომპონენტი მთლიანად გამოკრისტალებულია და დარჩენილი თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია ზუსტად ვეტექტიკურია. მაშინ შენადნობში უნდა დაიწყოს ვეტექტიკის გამყარება. მაგრამ, როგორც უკვე აღვნიშნეთ, ვეტექტიკა მყარდება მუდმივ ტემპერატურაზე, ე. ი. თუ A -ს გამოკრისტალების დროს შენადნობის ტემპერატურა ეცემოდა, ვეტექტიკის კრისტალიზაციის დროს ტემპერატურის ვარდნა ლითონში დროებით უნდა შეწყდეს. მართლაც, გაცივების მრუდზე ამ დროს ჰორიზონტალურ ბაქანს მივიღებთ (ნახ. 68. გაცივების მრუდი II შენადნობისათვის). როდესაც სითხის უქანასკნელი წვეთი ვეტექტიკის სახით გამყარდება, ტემპერატურის ვარდნა შენადნობში გრძელდება. ამგვარად, ქვევრეტიკური შენადნობების კრისტალიზაციის შედეგად უნდა ჩვილოთ ჰარბი A ლითონის მარცვლები, რომლებიც გარშემორტყმულია ვეტექტიკით $E(A+B)$.

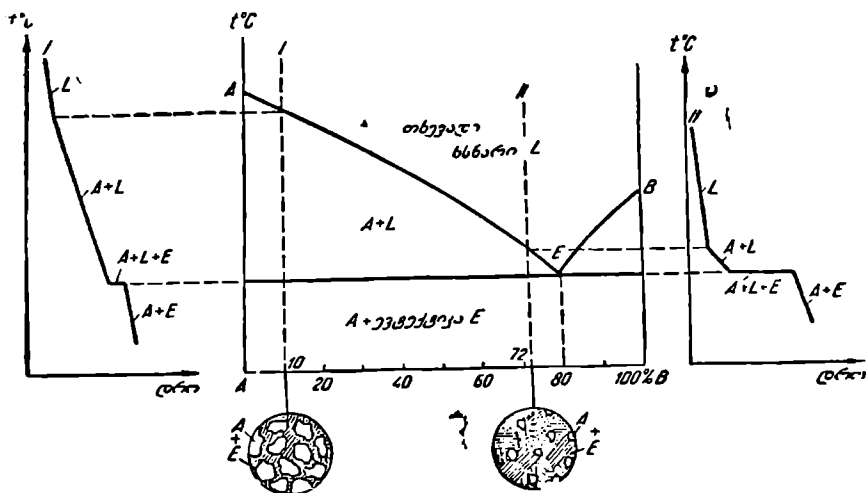
ყველა ქვევრეტიკური შენადნობი ერთმანეთისაგან განსხვავდება კონცენტრაციით და მათ სტრუქტურაში ეს განსხვავება გამომჟღავნდება ჰარბი A კომპონენტისა და ვეტექტიკის რაოდენობის სხვადასხვაობით. სახელდობრ, რაც უფრო შორს არის შენადნობი თავისი კონცენტრაციით ვეტექტიკისაგან, მით მეტი იქნება მასში ჰარბი A ლითონის მარცვლები და ნაკლები—ვეტექტიკა; ხოლო რაც უფრო ახლოა შენადნობი ვეტექტიკურ კონცენტრაციასთან, მით ნაკლებია მასში ჰარბი A ლითონის მარცვლები და მით მეტია ვეტექტიკა. შესაბამისად, პირველი შენადნობის გაცივების მრუდზე უფრო დიდია A -ს კრისტალიზაციის დახრილი ბაქანი, და უფრო მცირეა ვეტექტიკის კრისტალიზაციის ჰორიზონტალური უბანი ხოლო მეორე შენადნობში პირიქით, A -ს კრისტალიზაციის დახრილი უბანი მცირეა და ვეტექტიკის კრისტალიზაციის ჰორიზონტალური ბაქანი—დიდი.

ხემათქმული ადვილი გასაგები გახდება, თუ კრისტალიზაციის

პროცესს განვიხილავთ 100 გ ლითონისათვის. როგორც დიაგრამაზე (ნახ. 69) ვხედავთ, ევტექტიკური შენადნობის კონცენტრაცია არის 80% B და 20% A.

შევადაროთ ორი ქვეევტექტიკური შენადნობი I და II.

I შენადნობში 100 გ ლითონში გვექნება 10 გ B და 90 გ A. რადგან ამ შენადნობის სტრუქტურა არის A+ ევტექტიკა, ცხადია, რომ შენადნობში შემავალი B კომპონენტი მთლიანად ევტექტიკაში შედის, A კი ნაწილობრივ ევტექტიკაში შედის, ნაწილობრივ თავისუფალი სახით არის გამოყოფილი. თუ 10 გ B მთლიანად ევტექტიკაში შედის, ადვილად ვინაგჩაჩაებთ რამდენი A დაიხარჯება ევტექტიკის წარმოქმნაზე, რადგან ვიცით, რომ ევტექტიკის კონცენტრაცია არის 80% B და 20% A,



ნახ. 69. ქვეევტექტიკური შენადნობების კრისტალიზაცია I ტიპის სისტემაში.

ე. ი. 10 გ B უნდა შეადგენდეს შენადნობის ევტექტიკური ნაწილის 80%-ს და A-ს რაოდენობა იქნება:

$$10 \text{ გ B} - 80\%$$

$$x \text{ გ A} - 20\%$$

$$x = \frac{20 \cdot 10}{80} = 2,5 \text{ გ,}$$

ანუ ევტექტიკის შექმნაზე დაიხარჯება 10 გ B ლითონი და 2,5 გ A ლითონი. მიიღება 12,5 გ ევტექტიკა. მაგრამ აღებულ შენადნობში A-ს რაოდენობა იყო 90 გ, ე. ი. ევტექტიკისათვის საჭირო A-ს გარდა გვაქვს 87,5 ჭკობი A, სწორედ ეს 87,5 გ A გამოკრისტალდება ტემპერატურათა მონაკვეთში ლიკვიდუსიდან სოლიდუსამდე. როგორც ვხედავთ, ჭკობი A-ს რაოდენობა ამ შენადნობში დიდია, ამიტომ მისი გამოკრისტა-

ლების ტემპერატურული ინტერვალის ცილია. ვეტექტივის რაოდენობა კი ამ შენადნობში ხხოლოდ 12,5 გრამია (სულ შენადნობში გვექნება 87,5 გ $A + 12,5$ გ ვეტექტიკა = 100 გ ლითონი), ამიტომ მისი გაყარებისათვის საჭიროა მციოე დრო და გაცივების მრუდზე მივიღებთ მციოე ჰორიზონტალურ ბაქანს.

თუ გავარჩევთ II შენადნობს, დავინახავთ, რომ მასში 100 გ ლითონზე ჰოდის 72 გ B და 28 გ A . B ლითონი აქაც მთლიანად ვეტექტივის წარმომქნაზე მიდის, A კი ვეტექტივისათვის ნაწილობრივ იხარჯება, სახელდობრ:

$$72 \text{ გ } B - 80\% \quad x = \frac{20 \cdot 72}{80} = 18 \text{ გ,}$$

$$x \text{ გ } A - 20\%$$

ე. ი. ვეტექტივის შექმნისათვის დაიხარჯება 18 გ A , აღებულ შენადნობში კი A -ს რაოდენობა არის 28 გ, ანუ ვეტექტიკასთან შედარებით ჰარბი A -ს რაოდენობა არის 10 გ (I შენადნობში იყო 87,5 გ) და მისი გამოკრისტალების ტემპერატურული ინტერვალის შედარებით მციოეა. სამაგიეროდ ვეტექტივის რაოდენობა აქ დიდია (72 გ $B + 18$ გ $A = 90$ გ ვეტექტიკას, მაქინ, როდესაც მთლიანად ლითონი 100 გრამს შეადგენს), ამიტომაც გაცივების მრუდზე ჰორიზონტალური ბაქანი შედარებით დიდია.

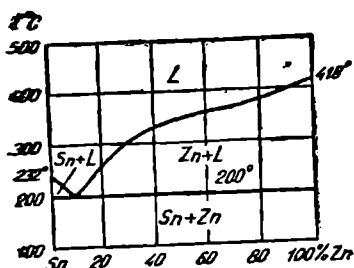
ასეთივე სურათს ვხედავთ მიკროსტრუქტურის სქემატურ გამოსახულებაზე. I შენადნობში ჰარბი A -ს მარცვლებს მთელი არის დაახლოებით 88% უჭირავს. ვეტექტიკას კი 12%. მეორე შენადნობში კი ჰარბი A -ს მარცვლები სტრუქტურია მხოლოდ 10% შეადგენენ, ვეტექტიკა კი 90%-ს.

ზევეტექტიკურ შენადნობებში გამყარება აღწეოლის ანალოგიურად მიდის, მხოლოდ იმ განსხვავებით, რომ ჰარბი კომპონენტი ამ შენადნობებში B არის, ე. ი. ლიკვიდუსის ხაზზე იწყება B -ს გამოკრისტალება, სითხის კონცენტრაცია ამ დროს იცვლება (B მასში მციოდება) და მისწრაფვის ვეტექტიკური კონცენტრაციისაკენ. ვეტექტიკურ ტემპერატურაზე B -ს კრისტალიზაცია დამთავრებულია და იწყება ვეტექტივის კრისტალიზაცია. შედეგად მიიღება ჰარბი B მარცვლები, რომლებიც გარშემორტყმულია $A + B$ ვეტექტიკით (ნახ. 68, შენადნობი III).

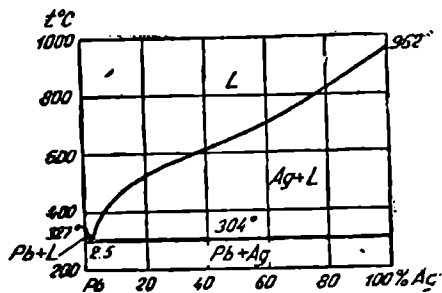
ამგვარად, განხილული სისტემის ყველა შენადნობი მყარ მდგომარეობაში წარმოადგენს A და B ლითონების მარცვლების მიკრომექანიკურ ნარევეს, მხოლოდ ამ ნარევის განლაგება ისეთია, რომ ძირითადად მიიღება ვეტექტიკა, რომეოზედაც განაწილებულია ჰარბი A ან ჰარბი B ლითონის მარცვლები ამა თუ იმ რაოდენობით. ჰარბი კომპონენტები A და B და ვეტექტიკა წარმოადგენენ აღნიშნული სისტემის შენადნობთა სტრუქტურულ შემდგენებს.

ზემოაღწეოილი პირველი ტიპის დიაგრამა რეალურ სისტემებში შედარებით იშვიათად გვხვდება. მაგალითისათვის შეიძლება მოვიყვანოთ

Pb—Ag (ნახ. 70) და Sn—Zn (ნახ. 71) სისტემები, სადაც ვხვდებით ბიქანიკურ ნარეებს სუფთა სახით.



ნახ. 70. Pb—Ag სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

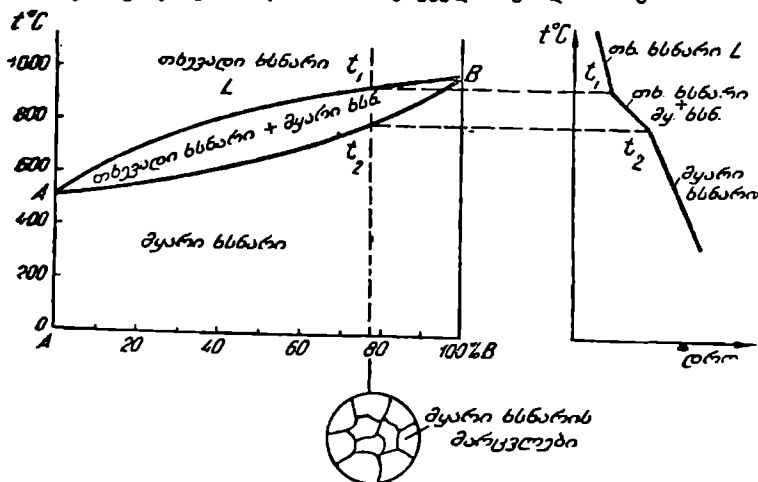


ნახ. 71. Sn—Zn სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

§ 15. მდგომარეობის დიაგრამა განუსაზღვრელი მყარი ხსნარების შემთხვევაში (II ტიპის დიაგრამა)

თუ ორი კომპონენტი *A* და *B* ერთმანეთში განუსაზღვრელად იხსნება როგორც თხევად, ისე მყარ მდგომარეობაში, დიაგრამას შეეძლება ასე აქვს (ნახ. 72).

როგორც დიაგრამიდან ჩანს, აქ ყველა შენადნობი ერთნაირია და

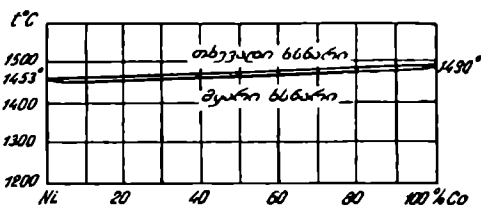


ნახ. 72. მდგომარეობის დიაგრამა განუსაზღვრელი ხსნადობის შემთხვევაში.

მყარდება ტენეპერატურათა მონაკვეთში ლიკვიდუსსა და სოლიდუსს შორის. ნებისმიერი კონცენტრაციის შენადნობის გამყარების შედეგად

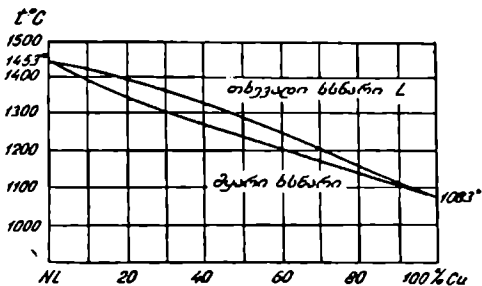
წარმოიშობა მყარი ხსნარი, ე. ი. სისტემა ხასიათდება მყარი ხსნარების განუწყვეტელი რიგით. ასეთ განუხსაზღვრელ ხსნადობას, როგორც უკვე ზემოთ იყო ნათქვამი, შეიძლება ადგილი ჰქონდეს მხოლოდ ჩანაცვლების მყარი ხსნარების შემთხვევაში, ისიც თუ კმაყოფილება გარკვეული პირობები. გამყარების შედეგად ყველა შენადნობი წარმოადგენს AB მყარი ხსნარის მარცვლების ერთობლიობას, ე. ი. ერთგვაროვანია და ერთმანეთისაგან შენადნობები მხოლოდ კონცენტრაციით განსხვავდებიან, რაც მიკროსტრუქტურის თვალსაზრისით განსხვავებას არ გვაძლევს. ამიტომ, როგორც გაცივების მრუდს, ისე მიკროსტრუქტურას სისტემის ყველა შენადნობისათვის ერთნაირი ხასიათი აქვს (ნახ. 72).

თუ მაგალითისათვის განვიხილავთ ერთ-ერთი შენადნობის გაცივების მრუდს (ე. ი. გაცივების დაკერძოდ კი კრისტალიზაციის პროცესს), დავინახავთ რომ t_1 ტემპერატურის ზემოთ ეს შენადნობი თხევად მდგომარეობაშია. t_1 ტემპერატურაზე იწყება კრისტალიზაციის პროცესი. გაცივების მრუდზე აქ მივიღებთ პირველ გარდატეხას, გაცივების სიჩქარე ამ ტემპერატურიდან მცირდება. რადგან აქ საქმე გვაქვს განუხსაზღვრელ ხსნადობასთან, გამოკრისტალბული მყარი ფაზა წარმოადგენს



ნახ. 73. Ni—Co სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

მყარი ხსნარის მარცვლებს, ე. ი. t_1 ტემპერატურის ქვემოთ ერთდროულად გვაქვს თხევადი ხსნარი და მყარი ხსნარი. ორივე მათგანის ერთდროული არსებობა გრძელდება t_2 ტემპერატურამდე. ცხადია, რომ ტემპერატურის ვარდნასთან თხევადი ხსნარის რაოდენობა თანდათან მცირდება, ხოლო მყარი ხსნარის რაოდენობა იზრდება.



ნახ. 74. Ni—Cu სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

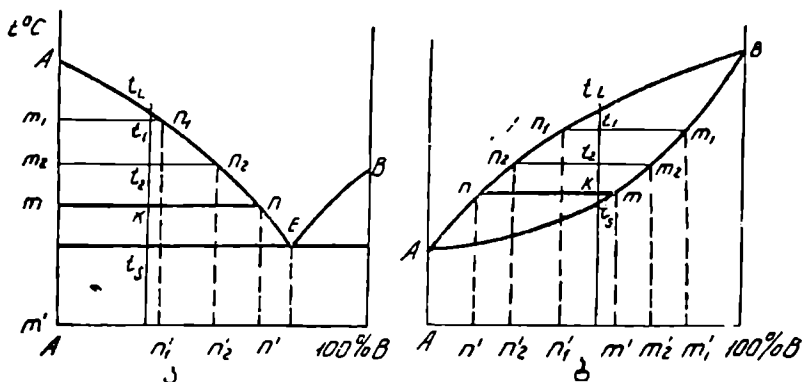
t_2 ტემპერატურაზე კრისტალიზაციის პროცესი მთავრდება და t_2 -ს ქვემოთ გვაქვს მხოლოდ მყარი ხსნარი. t_2 ტემპერატურაზე გაცივების მრუდზე მივიღებთ მეორე გარდატეხას, გაცივების სიჩქარე კვლავ იზრდება (ნახ. 72, გაცივების მრუდი).

როგორც შენადნობთა ბუნების განხილვის დროს დავინახეთ, გა-
7. ე. გიორგიძე

ნუსაზღვრელ ხსნადობას, ე. ი. II ტიპის დიაგრამას იძლევა ელემენტები, რომლებიც აკმაყოფილებენ გარკვეულ პირობებს. ასეთებია, მაგალითად, $Cu-Ni$, $Cu-Au$, $Au-Ag$, $Fe-Co$, $Fe-Ni$, $Fe-V$, $Fe-Cr$, $Ni-Co$ და სხვ. მაგალითისათვის წარმოდგენილია $Ni-Co$ (ნახ. 73) და $Ni-Cu$ (ნახ. 74) სისტემების მდგომარეობის დიაგრამები.

§ 16. მონაკვეთების წესი

ზემომოყვანილი დიაგრამების განხილვის დროს ჩვენ მივმართავდით შენადნობთა მხოლოდ თვისობრივ დახასიათებას და არსად არ გაგვისაზღვრავს არც ცალკე მყარი და თხევადი ფაზების კონცენტრაცია და არც მათი რაოდენობა. ორივე ამ ამოცანის გადაწყვეტისათვის ლითონ-მცოდნეობაში გამოყენებულია ე. წ. მონაკვეთების წესი. ამ წესით საძიებელ K წერტილზე (გარკვეული შენადნობი გარკვეულ ტემპერატურაზე)



ნახ. 75. მონაკვეთების წესის გამოყენება:

ა—I ტიპის დიაგრამაზე; ბ—II ტიპის დიაგრამაზე.

ატარებენ თარაზულ ხაზს დიაგრამის უახლოესი ხაზების გადაკვეთამდე. ეს გადაკვეთა გვადლევს m და n წერტილებს (ნახ. 75). ამის შემდეგ შესაძლებელი ხდება განვსაზღვროთ ფაზათა კონცენტრაციები და ყოველი ფაზის რაოდენობა ორფაზა არეებში.

1. ფაზათა კონცენტრაციების განსაზღვრა

პირველ კითხვაზე პასუხს გვადლევს უშუალოდ m და n წერტილები. კერძოდ, მონაკვეთების წესის თანახმად, m წერტილი გვიჩვენებს მყარი ფაზის კონცენტრაციას— m' (I ტიპის დიაგრამაზე ეს არის სუფთა A , რადგან m წერტილი A -ს ორდინატაზეა, II ტიპის დიაგრამაზე კი ეს არის მყარი ხსნარი m' კონცენტრაციით); n წერტილი კი გვიჩვენებს თხევადი ხსნარის კონცენტრაციას (n').

თუ I ტიპის დიაგრამაზე რაიმე ქვევეტექტიკური შენადნობისათვის დავაკვირდებით მყარი ფაზისა და თხევადი ფაზის კონცენტრაციათა ცვლას ტემპერატურის ვარდნის დროს ლიკვიდუსიდან სოლიდუსამდე ($t_L - t_s$ ტემპერატურულ ინტერვალში), დავინახავთ შემდეგ სურათს: რალაც t_1 ტემპერატურაზე ($t_1 < t_L$) იწყება კრისტალიზაციის პროცესი და გამოკრისტალდება m_1 კონცენტრაციის მყარი ნაწილაკები. m_1 წერტილის დაგვემილება აბსცისაზე გვიჩვენებს, რომ მყარი ფაზის კონცენტრაცია არის $100\%A$. თხევადი ფაზის კონცენტრაციას გვიჩვენებს n_1 წერტილი (მისი გვემილი აბსცისაზე n_1'). t_2 ტემპერატურაზე ($t_2 < t_1 < t_L$) კრისტალიზაციის პროცესი გრძელდება. მყარი ფაზა აქ ისევ არის სუფთა A ლითონი (m_2 წერტილი კვლავ ორდინატზე იმყოფება), თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია კი გახდა n_2' და ა. შ. t_3 ტემპერატურაზე (სოლიდუსის ტემპერატურაზე) მყარი ფაზა კვლავ არის სუფთა A , თხევადი ფაზის კონცენტრაცია კი შეესაბამება E წერტილს, ანუ ვეტექტიკურია. ამრიგად დავინახეთ, რომ ყველა ქვევეტექტიკური შენადნობის კრისტალიზაციის პროცესში $t_L - t_s$ ტემპერატურულ ინტერვალში მყარი ფაზა არის სუფთა A (ზევეტექტიკურ შენადნობში მყარი ფაზა იქნება სუფთა B), ხოლო თხევადი ფაზის კონცენტრაცია იცვლება ლიკვიდუსის ხაზით (n_1', n_2' და ა. შ.) და ვეტექტიკურ ტემპერატურაზე ვეტექტიკური ხდება (იხ. §14).

ამრიგად, ყოველ ალებულ ტემპერატურას შეესაბამება თხევადი ფაზის სრულიად გარკვეული კონცენტრაცია.

თუ კრისტალიზაციის პროცესს რაიმე შენადნობისათვის გავარჩევთ II ტიპის დიაგრამაზე $t_L - t_s$ ტემპერატურულ ინტერვალში, დავინახავთ, რომ რალაც t_1 ტემპერატურაზე გამოკრისტალებული მყარი ფაზა სუფთა A ან B ლითონი არ არის, არამედ არის მყარი ხსნარი m_1' კონცენტრაციით, თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია არის n_1' . t_2 ტემპერატურაზე გამოკრისტალებული მყარი ფაზის კონცენტრაცია m_2' გახდა, თხევადისა კი n_2' და ა. შ.

მყარი ხსნარების კრისტალიზაციის დროს მყარი ფაზის კონცენტრაცია იცვლება სოლიდუსის ხაზით (m_1', m_2' და ა. შ.), თხევადი ფაზისა კი ლიკვიდუსის ხაზით (n_1', n_2' და ა. შ.).

ამრიგად, ყოველ გარკვეულ ტემპერატურას შეესაბამება მყარი ფაზის და თხევადი ფაზის სრულიად გარკვეული კონცენტრაციები.

მყარი და თხევადი ფაზების რაოდენობის განსაზღვრა

m მონაკვეთს თუ მთლიანად შენადნობის რაოდენობის ტოლად წარმოვიდგენთ (ამ რაოდენობის მასშტაბად ავიღებთ), მაშინ kn მონაკვეთი მყარი ფაზის რაოდენობას შეესაბამება, ხოლო mk მონაკვეთი — თხევადი ფაზის რაოდენობას, ე. ი. განსაზღვრისათვის ყოველთვის ვიღებთ

იმ მონაკვეთს, რომელიც დიაგრამაზე შესაბამისი არიდან საწინააღმდეგო მხარეზე მდებარეობს. თუ შენადნობის წონას აღვნიშნავთ Q -თი, მყარი ფაზის წონას $Q_{\text{ფ}}$ და თხევადისა $Q_{\text{თ}}$, ე. ი. $Q = Q_{\text{ფ}} + Q_{\text{თ}}$, შეგვიძლია დავწეროთ:

$$\frac{Q_{\text{თ}}}{Q} = \frac{mk}{mn}; \quad \frac{Q_{\text{ფ}}}{Q} = \frac{kn}{mn}.$$

ამრიგად, თუ ცნობილია შენადნობის საერთო რაოდენობა (Q), დიაგრამიდან ვპოულობთ მონაკვეთების შესაბამის რიცხობრივ მნიშვნელობებს (აბსცისაზე) და გავიგებთ $Q_{\text{ფ}}$ და $Q_{\text{თ}}$. თუკი შენადნობის საერთო რაოდენობა უცნობია, მაშინ პირველი ტოლობის მეორეზე გაყოფით მივიღებთ:

$$\frac{Q_{\text{თ}}}{Q_{\text{ფ}}} = \frac{mk}{kn}.$$

ამრიგად, ნებისმიერი შენადნობისათვის ნებისმიერ ტემპერატურაზე გავიგებთ მყარი და თხევადი ფაზების რაოდენობრივ შეფარდებას. მდგომარეობის დიაგრამების შესწავლისას სწორედ მეორე შემთხვევასთან გვაქვს ხოლმე საქმე, რადგან ლითონის საერთო რაოდენობა მოცემული არ არის. მაშინ დიაგრამაზე ყველა არეში შეიძლება განვსაზღვროთ არსებულ ფაზათა რაოდენობრივი შეფარდება.

თუ მყარი და თხევადი ფაზების თანაუარდობას გავარჩევთ კრისტალიზაციის მთელ $t_L - t$, მონაკვეთზე, მივიღებთ შემდეგ სურათს.

I ტიპის დიაგრამაზე mk მონაკვეთი, რომელიც თხევადი ფაზის რაოდენობას შეესაბამება, მართალია, ყველა ტემპერატურაზე ტოლია, მაგრამ მთლიანად mn მონაკვეთი ლიკვიდუსის ტემპერატურიდან სოლიდუსის ტემპერატურამდე იზრდება და ამიტომ mk მონაკვეთის წილი მთელ mn მონაკვეთში მცირდება. ამრიგად $t_L - t$, ტემპერატურულ მონაკვეთში თხევადი ხსნარის რაოდენობა სულ მცირდება, მაგრამ t , ტემპერატურაზე ნულის ტოლი არ ხდება. მართლაც, სოლიდუსის ტემპერატურის მიღწევის მომენტში შენადნობში ყოველთვის გვაქვს თხევადი ხსნარის გარკვეული რაოდენობა, რომელიც მუდმივ ტემპერატურაზე დაიწყებს გამყარებას ევტექტიკის სახით. ამგვარად, mk მონაკვეთი სოლიდუსის ხაზზე გვიჩვენებს ევტექტიკის რაოდენობას აღებულ შენადნობში გამყარების შემდეგ.

სულ სხვანაირად იცვლება kn მონაკვეთი (მყარი ფაზის შესაბამისი). ზუსტად ლიკვიდუსის ტემპერატურაზე kn არსებითად ნულის ტოლია, მართლაც მყარი ფაზა არა გვაქვს; $mk = mn$ (k და n წერტილები თანხედენილია), ე. ი. მთელი შენადნობი თხევადი ხსნარის სახითაა. რაღაც t_1 ტემპერატურიდან kn მონაკვეთი ხდება გარკვეული სიდიდის და ტემპერატურის ვარდნასთან ერთად სულ იზრდება, ანუ მყარი ფაზის რაოდენობა მატულობს. სოლიდუსის ტემპერატურაზე მონაკვეთი kn გვიჩვენებს აღებულ შენადნობში A ლითონის მარცვლების რაოდენობას

მყარ მდგომარეობაში (შენადნობის საერთო სტრუქტურაა $A + \text{ვცტექტიკა}$).

II ტიპის დიაგრამაზე აღებულ შენადნობში I_L ტემპერატურაზე kn მონაკვეთი ნულის ტოლია— მყარი ფაზა არა გვაქვს, ხოლო $mk = m$, ე. ი. შენადნობი მთლიანად თხევადია. I_1 -დან იწყება kn მონაკვეთის გაღივება და mk მონაკვეთის შემცირება, ანუ მყარი ფაზის რაოდენობა იზრდება, ხოლო თხევადი ფაზის რაოდენობა მცირდება. I_5 ტემპერატურაზე, პირიქით, $mk = 0$, ხოლო $kn = m$, ე. ი. მთელი შენადნობი მყარი ფაზის სახითაა.

§ 17. ფაზათა კანონი

ნივთიერებათა ერთობლიობას, რომელსაც გამოვყოფთ გარშემო მყოფ ნივთიერებებისაგან და შევისწავლით, სისტემა ეწოდება. სისტემა შეიძლება იყოს მარტივი (მაგალითად, ერთი ელემენტისაგან შემდგარი) და რთული (რამდენიმე ელემენტისაგან შემდგარი). მარტივ სისტემაში გარდაქმნები ძირითადად აგრეგატული მდგომარეობის ცვლაში (გადსვლა მყარი მდგომარეობიდან თხევადში, თხევადიდან აირადში ან პირიქით) ან ალოტროპიულ გარდაქმნებში მდგომარეობს. რთულ სისტემებში გარდაქმნები უფრო რთულია.

სისტემის შემქმნელ მარტივ შემდგენებს კომპონენტები ეწოდება. მაგალითად, ზემოთ განხილულ $A-B$ სისტემებში A და B კომპონენტებია.

როგორც მარტივი, ისე რთული სისტემა შეიძლება იყოს ერთგვაროვანი (ჰომოგენური) და არაერთგვაროვანი (ჰეტეროგენული).

არაერთგვაროვანი სისტემის ერთგვაროვანი ნაწილს, რომელიც დანარჩენი სისტემისაგან გამყოფი ზედაპირით არის შემოსაზღვრული, ფაზა ეწოდება.

ამგვარად, ფაზა თავისი ბუნებით ერთგვაროვანია, ე. ი. ფაზა შეიძლება იყოს სუფთა ლითონი (სამიდან ერთ-ერთ აგრეგატულ მდგომარეობაში), ქიმიური ნაერთი, თხევადი ხსნარი და მყარი ხსნარი (ეცტექტიკა თავისი ბუნებით არაერთგვაროვანია, ე. ი. არის არა ფაზა, არამედ სტრუქტურული შემდგენი, რომელიც თავის მხრივ წარმოადგენს ორი ან რამდენიმე ფაზის მიკრომექანიკურ ნარევს).

ფაზათა კანონი ამყარებს რაოდენობრივ კავშირს სისტემაზე მოქმედ ფაქტორებსა და ფაზათა რიცხვს შორის. სისტემაზე მოქმედი ფაქტორები ორი სახისაა— გარეთა ფაქტორები, რომელთა ქვეშ ივლინისება ტემპერატურა და წნევა, და შიგა ფაქტორი— კონცენტრაცია. ფაზათა კანონი გვიჩვენებს, თუ რამდენი ფაზა შეიძლება არსებობდეს სისტემაში მაქსიმალურად მისი წონასწორული მდგომარეობის შემთხვევაში. ფაზათა კანონით

$$F = K + 2,$$

სადაც F არის ფაზათა რიცხვი, K — კომპონენტების რიცხვი და 2 გვიჩ-

ვენებს სისტემაზე მოქმედ გარეთა ცვალებად ფაქტორთა რიცხვს (ტემპერატურა და წნევა).

ალსანიშნავია, რომ შენადნობების შესწავლა (და ამ შესწავლის საფუძველზე მდგომარეობის დიაგრამების აგება) ძირითადად ატმოსფერულ წნევაზე ხდება, მაშინ ფორმულაში წნევის ფაქტორი, როგორც მუდმივი, შეიძლება გამორიცხულ იქნეს და გვექნება:

$$\Phi = K + 1.$$

ამგვარად, წონასწორობის პირობებში სისტემაში ერთდროულად შეიძლება არსებობდეს მაქსიმალურად $K + 1$ ფაზა. მაგალითად, ერთკომპონენტური სისტემაში (ერთი სუფთა ლითონი) მაქსიმალურ ფაზათა რიცხვი არის ორი, ორკომპონენტური სისტემაში—სამი (სამზე მეტი ფაზა ერთდროულად არ შეიძლება არსებობდეს) და სხვ. თუ რაიმე ცდის შედეგად სისტემაში აღმოჩენილი იქნება ნაჩვენებზე მეტი ფაზა, ეს იმას მოწმობს, რომ სისტემა არაწონასწორობაშია.

თუ ერთდროულად არსებული ფაზათა რიცხვი მაქსიმალურია ან მაქსიმალურზე ნაკლები, სისტემა წონასწორობაშია, ამასთან წონასწორობა შეიძლება სხვადასხვაგვარი იყოს, რაც განისაზღვრება სისტემის თავისუფლების ხარისხით.

სისტემის თავისუფლების ხარისხი გვიჩვენებს, თუ რამდენი ფაქტორი შეიძლება ვცვალოთ დამოუკიდებლად ისე, რომ სისტემის წონასწორობა, ანუ ფაზათა რიცხვი არ დაირღვეს.

სისტემის თავისუფლების ხარისხი განისაზღვრება ფორმულით:

$$C = K + 1 - \Phi.$$

ამგვარად, ფაზათა სხვადასხვა რაოდენობის დროს სისტემის თავისუფლების ხარისხი სხვადასხვაა, ანუ ადგილი აქვს სხვადასხვა სახის წონასწორობას.

ფაზათა კანონის თვალსაზრისით თუ განვიხილავთ ერთკომპონენტურ სისტემას, მაგალითად, სუფთა ლითონს, დავინახავთ შემდეგს (ნახ. 76): ერთკომპონენტური სისტემაში ერთდროულად შეიძლება არსებობდეს მაქსიმალურად ორი ფაზა ($\Phi = K + 1 = 1 + 1 = 2$), ან ერთი ფაზა. ორფაზიანი მდგომარეობა კრისტალიზაციის პროცესშია, როდესაც ერთდროულად არსებობს როგორც თხევადი, ისე მყარი ლითონი, ხოლო თხევად ან მყარ მდგომარეობაში ერთფაზიანი არეებია.

ერთფაზა არეში (თხევადი ლითონის არე— $1_{\text{კ}}$ -ის ზემოთ, ან მყარი ლითონის არე— $1_{\text{კ}}$ -ის ქვემოთ)

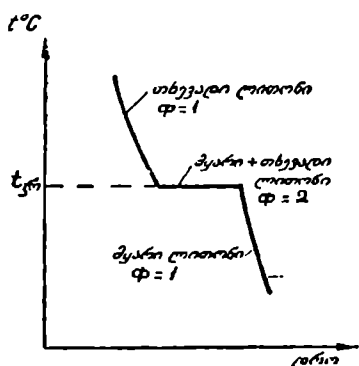
$$C = K + 1 - \Phi = 1 + 1 - 1 = 1,$$

ე. ი. სისტემას აქვს ერთი თავისუფლების ხარისხი. ეს ნიშნავს იმას, რომ წონასწორობის დაურღვევლად აქ შეიძლება ვცვალოთ ერთი ფაქტორი— ტემპერატურა (კონცენტრაციის ფაქტორი ერთკომპონენტური სისტემაში თავისთავად გამორიცხულია). ასეთ წონასწორობას ეწოდება ერთფაზიანტიანი (მონოფაზიანტული) წონასწორობა.

ორთფაზიან არეში, ე. ი. კრისტალიზაციის პროცესში, რა დროსაც ერთდროულად გვაქვს მყარი ლითონი და თხევადი ლითონი (გაცივების მრუდზე ასეთ მდგომარეობას შეესაბამება ჰორიზონტალური ბაქანი), თავისუფლების ხარისხი იქნება:

$$C = K + 1 - \Phi = 1 + 1 - 2 = 0,$$

ანუ სისტემას თავისუფლების ხარისხი არ გააჩნია. ასეთ წონასწორობას ეწოდება უვარიანტო (ნონვარიანტული) წონასწორობა. ნონვარიანტული წონასწორობის დროს სისტემის წონასწორობის დაურღვევლად (ფაზათა რიცხვის შეუცვლელად) სისტემაზე მოქმედი არც ერთი ფაქტორის ცვლა არ შეიძლება. მართლაც, მანამდე, ვიდრე არსებობს ორი ფაზა (თხევადი და მყარი ლითონი), ტემპერატურის შეცვლა შეუძლებელია. კრისტალიზაციის ტემპერატურის ქვემოთ ლითონის გაცივება შეიძლება გავრძელდეს მხოლოდ მას შემდეგ, როდესაც თხევადი ლითონი მთლიანად გამყარდება, ე. ი. მივიღებთ მყარ ლითონს—ერთფაზიან სისტემას. ასევე, კრისტალიზაციის ტემპერატურის ზემოთ ლითონის შემდგომი გახურება შეიძლება მოხდეს მხოლოდ მაშინ, როდესაც მყარი ლითონი მთლიანად გადნება და მივიღებთ თხევად ლითონს—ერთფაზიან სისტემას.



ნახ. 76. სუფთა ლითონის გაცივების მრუდი.

ნონვარიანტული წონასწორობის ძალიან კარგ თვალსაჩინო მაგალითს წარმოადგენს მდულარე წყალი, სადაც ორი ფაზა გვაქვს (წყალი და ორთქლი). როგორც ვიცით, მდულარე წყლის ტემპერატურის აწევა არაავითარ შემთხვევაში არ შეიძლება მანამდე, ვიდრე არ მოხდება მთლიანი აორთქლება, ე. ი. ვიდრე ორფაზიანი მდგომარეობიდან (წყალი + ორთქლი) არ გადავალოთ ერთფაზა მდგომარეობაში (ორთქლი).

ორკომპონენტიან სისტემაში მდგომარეობა შემდგენიარი იქნება:

1. თუ ორკომპონენტიან სისტემაში ერთდროულად მხოლოდ ერთი ფაზა არსებობს, მაგალითად, I ტიპის დიაგრამაზე—თხევადი ხსნარის არეში, II ტიპის დიაგრამაზე—თხევადი ან მყარი ხსნარების არეში (ნახ. 77), მაშინ

$$C = K + 1 - \Phi = 2 + 1 - 1 = 2,$$

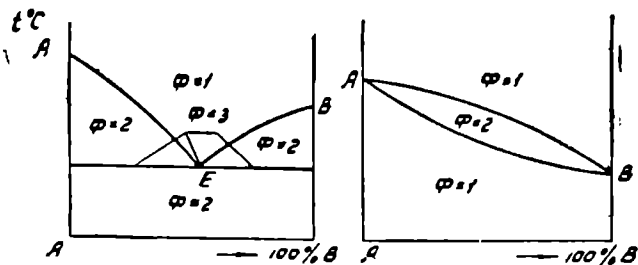
ანუ სისტემას აქვს ორი თავისუფლების ხარისხი. მასში წონასწორობის (ფაზათა რიცხვის) დარღვევის გარეშე ერთმანეთისაგან დამოუკიდებლად შეიძლება ცვალათ წონასწორობის ორივე ფაქტორი: ტემპერატურაც

და ფაზათა კონცენტრაცია. ასეთ წონასწორობას ორვარიანტიანი (ბივარიანტიული) ეწოდება. მართლაც, თუ დავუკვირდებით მდგომარეობის დიაგრამის ერთფაზიან არეებს, დავინახავთ, რომ ტემპერატურის და ფაზათა კონცენტრაციის ნებისმიერი ცვლა აქ ერთმანეთისაგან დამოუკიდებლად შეიძლება ისე, რომ ფაზათა რიცხვი, ანუ სისტემის წონასწორობა არ შეიცვლება.

2. თუ ორკომპონენტიან სისტემაში ერთდროულად ორი ფაზა არსებობს (მაგალითად I ტიპის დიაგრამაზე ლიკვიდუსის და სოლიდუსის ხაზებს შორის—მყარი სუფთა ლითონი და თხევადი ფაზა, სოლიდუსის ხაზს ქვემოთ—ორი მყარი ფაზა A და B; II ტიპის დიაგრამაზე ლიკვიდუსისა და სოლიდუსის ხაზებს შორის—თხევადი და მყარი ხსნარები), მაშინ

$$C = 2 + 1 - 2 = 1,$$

ე. ი. სისტემის წონასწორობის დაურღვევლად დამოუკიდებლად შეიძლება შეიცვალოს მხოლოდ ერთი ფაქტორთაგანი; მეორე ფაქტორი პირველისაგან დამოკიდებულებით იცვლება (კონცენტრაციის ფაქტორი ორ-



ნახ. 77. ფაზათა რაოდენობა I და II ტიპის სისტემების სხვადასხვა არეებში.

კომპონენტიან სისტემაში აღარ გამოირიცხება, იგი მოქმედი ფაქტორია). მართლაც, ჩამოთვლილ არეებში ტემპერატურის ცვლა აუცილებლად იწვევს ფაზათა კონცენტრაციების ფუნქციონალურ, ზუსტად გარკვეულ ცვლას (კარგად ჩანს მონაკვეთების წესიდან), ანუ, ამ შემთხვევაში, დამოუკიდებლად შეიძლება ვცვალოთ მხოლოდ ერთი ფაქტორი, მეორე კი პირველის ფუნქციას წარმოადგენს. ამგვარად, ერთდროულად ორი ფაზის არსებობის შემთხვევაში ორკომპონენტიანი სისტემა მონოვარიანტულ წონასწორობაში იმყოფება.

3. თუ ორკომპონენტიან სისტემაში ერთდროულად სამი ფაზა არსებობს (I ტიპის დიაგრამაზე—ევტექტიკურ ხაზზე, სადაც ერთდროულად არსებობს თხევადი ხსნარი, სუფთა მყარი A და სუფთა მყარი B), მაშინ

$$C = 2 + 1 - 3 = 0,$$

ანუ სისტემას თავისუფლების ხარისხი სულ არ გააჩნია, ე. ი. წონასწორობის (არსებულ ფაზათა რიცხვის) დაურღვეველად აქ არც ერთი ფაქტორის ცვლა არ შეიძლება. მართლაც, ევტექტიკური გარდაქმნა ნიმიდინარეობს მუდმივ ტემპერატურაზე (ტემპერატურული ფაქტორი უცვლელია) ფაზათა მუდმივი კონცენტრაციის დროს (თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია ევტექტიკურია, მყარი ფაზები—სუფთა ლითონები); ვიდრე სისტემაში ერთდროულად სამივე ფაზა არსებობს, არც ერთი ფაქტორის ცვლა არ შეიძლება და სისტემა რჩება ნონვარიანტულ წონასწორობაში.

ამრიგად, სისტემა ნონვარიანტული წონასწორობის პირობებში იმყოფება მაშინ, როდესაც ერთდროულად არსებობს ამ სისტემისათვის დასაშვები მაქსიმალური ფაზათა რაოდენობა ($\Pi = K + 1$).

ფაზათა კანონს დიდი გამოყენება აქვს მდგომარეობის დიაგრამის აგების დროს, ცდის შედეგად მიღებული მონაცემების შემოწმებისათვის და სხვ.

§ 18. ქიმიური არაერთგვარობა (ლიკვაცია) შენადნობებში

შენადნობების სხვადასხვა ადგილში ქიმიური არაერთგვარობის არსებობა პირველად შენიშნეს რუსმა ინჟინრებმა ა. ლავროვმა და ნ. კალაუტკიმ. ეს არაერთგვარობა სხვადასხვა ტიპის შენადნობებში და კრისტალიზაციის სხვადასხვა პირობებში სხვადასხვა სახისაა, სასწავლოდ:

1. **მარცვალთშორისი არაერთგვარობა** — ძირითადად ახასიათებს ისეთ შენადნობებს, რომლებიც მყარ მდგომარეობაში მექანიკური ნაწიევის სახით გვევლინება. მართლაც, ზემოგანხილულ I ტიპის დიაგრამაზე ნებისმიერი ქვეევტექტიკური შენადნობის სტრუქტურა წარმოადგენს Δ ლითონის მარცვლებს, რომლებიც გარშემორტყმულია ევტექტიკით. ამრიგად, ყოველი მიკროუბანი თავისი ქიმიური შედგენილობით მკვეთრად განსხვავდება მეზობელი მიკროუბნისაგან, მარცვლისაგან.

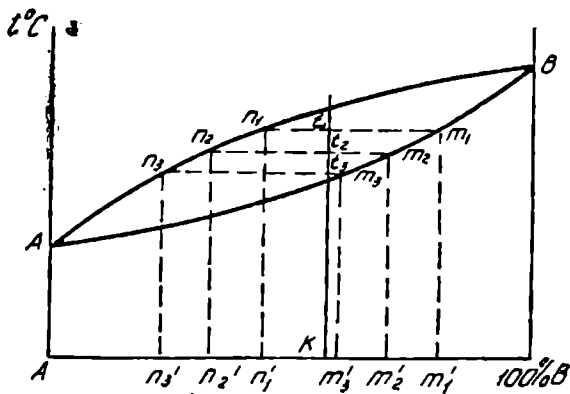
ასეთ ქიმიურ არაერთგვარობას მარცვალთშორისი არაერთგვარობა ეწოდება. იგი წარმოადგენს შენადნობების — მექანიკური ნარევების ბუნებას და ამიტომ არ შეიძლება განხილულ იქნეს როგორც ნაკლი.

2. **შრეობრივი არაერთგვარობა.** ზოგიერთ შემთხვევაში მექანიკური ნარევის წარმოშობის დროს პირველად გამოყოფილი სუფთა ლითონის მარცვლები გაცილებით მძიმეა დარჩენილ თხევად ხსნარზე, მაშინ ეს მარცვლები ევტექტიკის გამყარებამდე დაილექება (ან, თუ მსუბუქია, ამოტივტივდება). ასეთ შემთხვევაში მარცვლებს შორის არსებული ქიმიური არაერთგვარობა ლითონის მთელ შრეებზე ვრცელდება. ასეთი სახის არაერთგვარობას შრეობრივი არაერთგვარობა ეწოდება და იგი, რასაკვირველია, ლითონის ნაკეთისათვის დიდ წუწს წარმოადგენს. გამყარების დროს შენადნობის შერხევა ან მორევა აღწერილ მოვლენას საგრძნობლად შეარბილებს, მაგრამ უკვე წარმოშობილი შრეობრივი

ბრაერთვეარობის მოსპობა არაერთარი საშუალებით აღარ შეიძლება.

3. მარცვალთშიგა (დენდრიტული) ბრაერთვეარობა. თუ განვიხილავთ მყარი ხსნარების გამყარების პროცესს II ტიპის დიაგრამის მიხედვით, დავინახავთ შემდეგ სურათს (ნახ. 78).

ნებისმიერი K კონცენტრაციის შენადნობში გამოკრისტალებული პირველი მყარი მარცვალი თავისი კონცენტრაციით სრულიად განსხვავდება თხევადი ხსნარის კონცენტრაციისაგან და მონაკვეთების წესით მისი კონცენტრაცია m_1' წერტილით განისაზღვრება. ეს მარცვალი ცხადია, გაცილებით მეტი რაოდენობით შეიცავს B -ს, ვიდრე თვითონ დედახსნარი. დარჩენილი თხევადი ხსნარი ლარობდება B კომპონენტით, რადგან მყარ ფაზას თხევადი ხსნარიდან გაცილებით მეტი რაოდენობით გამოაქვს B , ვიდრე A . ტემპერატურის შემდგომი შემცირების შედეგად გამოყოფილი მყარი მარცვლები უკვე თავისი კონცენტრაციით განსხვავ-



ნახ. 78. II ტიპის მდგომარეობის დიაგრამა და დენდრიტული ლიკვაცია.

დებიან როგორც თხევადი ხსნარის, ისე წინათ გამოყოფილი მყარი ხსნარის მარცვლებისაგან (მყარი ნაწილაკების კონცენტრაცია იცვლება და თანმიმდევრობით განისაზღვრება m_1' , m_2' , m_3' ... წერტილებით). ასეთ კრისტალიზაციას შერჩევითი კრისტალიზაცია ეწოდება. შერჩევითი კრისტალიზაციის დროს გამყარების ყოველ მომენტში გამოკრისტალებული ნაწილაკები თავისი კონცენტრაციით განსხვავდებიან როგორც ადრე გამოკრისტალებული ნაწილაკებისაგან, ისე შემდგომში გამოკრისტალებული ნაწილაკებისაგან.

როგორც ზემოთ გვქონდა აღნიშნული, სითხეში მზარდი კრისტალები, მათი ანიზოტროპიულობის გამო, ხშირად დენდრიტულ წარმონაქმნებს იძლევა. ამ შემთხვევაში პირველად გამოყოფილი შედარებით ძნელდნო-

ბადი ნაწილაკები (B ელემენტით მდიდარი) დენდრიტების პირველი რიგის ლერძებს წარმოშობს. შემდეგი ნაწილაკები—მეორე რიგის ლერძებს და ა. შ. ბოლოს დენდრიტი შეივსება მარცვლამდე. საბოლოოდ მივიღებთ, რომ ყოველი დენდრიტი (მარცვალი) კვეთში ხასიათდება ქიმიური არაერთგვარობით; ასეთი დენდრიტი შენადნობში უამრავი მყარდება და ყველა ისინი ერთმანეთისაგან არაფრით განსხვავდება.

ასეთ არაერთგვარობას დენდრიტული (მარცვალთშიცა) არაერთგვარობა ანუ დენდრიტული ლიკვაცია ეწოდება. აღსანიშნავია, რომ რაც უფრო დიდია მანძილი ჰორიზონტალური მიმართულებით, ლიკვიდუსსა და სოლიდუსს შორის, მით უფრო მკვეთრადაა გამოხატული დენდრიტული ლიკვაცია.

თუ კრისტალიზაციის პროცესი ძალიან ნელა მიმდინარეობს, წარმოშობილი ქიმიური არაერთგვარობა, მისიწრაფვის რა გათანაბრებისაკენ, გათანაბრდება კიდევ ელემენტთა დიფუზიის ხარჯზე, ე. ი. კრისტალიზაციის ბოლოს ყოველი დენდრიტი შიგნით ერთგვაროვანი იქნება.

პრაქტიკულად შენადნობთა გაციეება გაცილებით უფრო დიდი სისწრაფით მიმდინარეობს, ამიტომ, როგორც წესი, ყველა შენადნობი—მყარი ხსნარი დენდრიტის შიგნით (მარცვალში) არაერთგვარობით ხასიათდება. დენდრიტული ლიკვაციის თავიდან აცილება შეიძლება ძალიან ნელი გაციეებით, ხოლო წარმოშობის შემდეგ მისი მოსპობა შეიძლება მაღალ ტემპერატურამდე ხელახალი გახურებით. და ხანგრძლივი დაყოვნებით ამ ტემპერატურაზე (ე. წ. დიფუზიური მოწვა, ანუ ჰომოგენიზაცია; იხ. ქვემოთ).

§ 19. მდგომარეობის დიაგრამა განსაზღვრული ხსნადობის შემთხვევაში (III ტიპის დიაგრამა)

ზემოთ განხილული იყო შენადნობთა წარმოშობის ორი ზღვრული შემთხვევა: პირველი, როდესაც ორი ელემენტი მყარ მდგომარეობაში ერთმანეთში სრულებით არ იხსნება და წარმოშობს მიკრომექანიკურ ნარევეს (I ტიპის დიაგრამა) და მეორე, როდესაც ორი ელემენტი მყარ მდგომარეობაში ერთმანეთში განუშაზღვრელად იხსნება და წარმოშობს მყარი ხსნარების განუწყვეტელ რიგს (II ტიპის დიაგრამა).

აღსანიშნავია, რომ პირველი შემთხვევა ასეთი სუფთა სახით ბუნებაში თითქმის სრულებით არ გვხვდება, მეორე შემთხვევა კი გვხვდება, მაგრამ შედარებით იშვიათად.

უფრო ხშირად რეალურ შენადნობებში ვხვდებით ისეთ შემთხვევას, როდესაც ორი ელემენტი ერთმანეთში იხსნება მხოლოდ ნაწილობრივ, ე. ი. ადგილი აქვს ორი ელემენტის ურთიერთგანსაზღვრულ ხსნა-

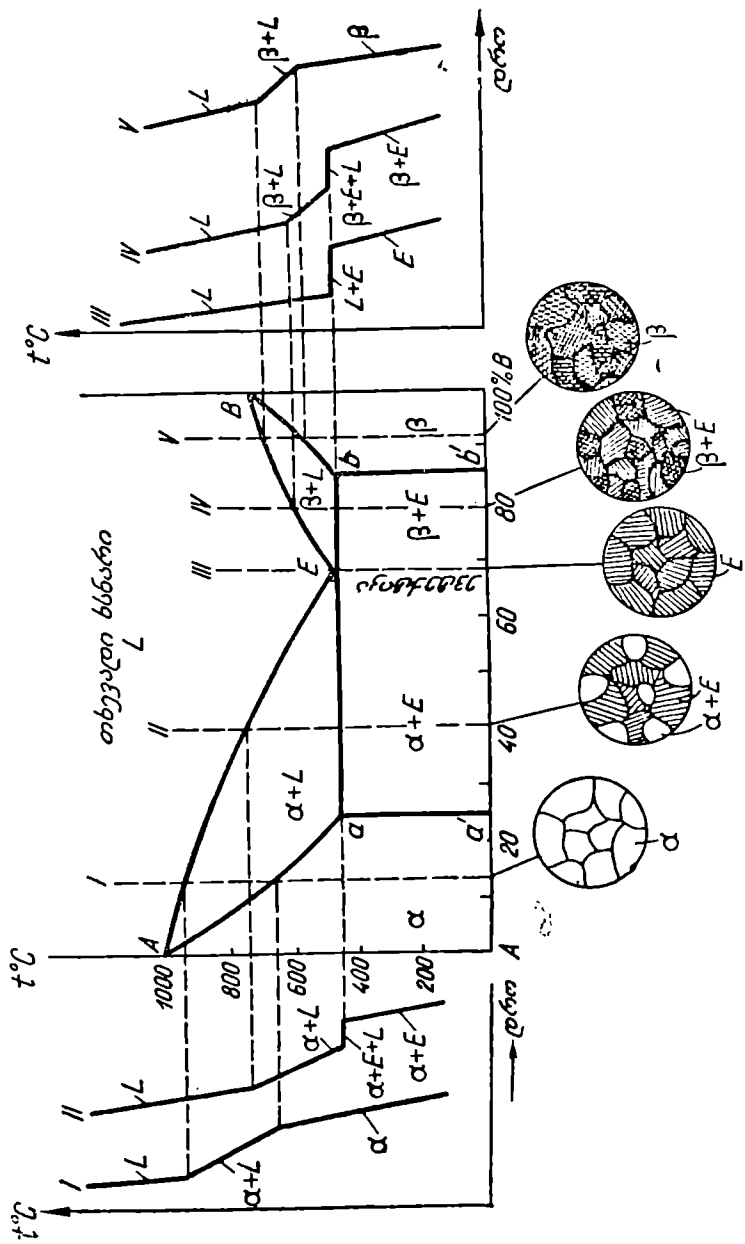
დობას (მყარი ხსნარი ამ შემთხვევაში შეიძლება იყოს როგორც ჩანაცვლებების, ისე ჩანერგვის). ხსნადობის ზღვრებს ზემოთ ამ შემთხვევაში წარმოიშობა მექანიკური ნარევი, მაგრამ არა სუფთა A და B ლითონებისა (როგორც ამას ადგილი აქვს პირველი ტიპის სისტემაში), არამედ მათი განსაზღვრული (ამასთან ზღვრული გაჯერების) მყარი ხსნარებისა. B ლითონის მყარი ხსნარი A ლითონში (ხსნადობის განსაზღვრული ზღვართ) აღინიშნება α -თი, ხოლო A ლითონის მყარი ხსნარი B ლითონში— β -თი. პირველ შემთხვევაში გამხსნელია A , ე. ი. შენარჩუნებულია A კრისტალური გისოსი, ხოლო B —გახსნილია; მეორე შემთხვევაში, პირიქით, გამხსნელია B , ხოლო გახსნილი— A .

გამყარების პროცესი ამ შემთხვევაში შეიძლება იყოს ორგვარი: ევტექტიკური და პერიტექტიკური რეაქციით. ამის მიხედვით დიაგრამებსაც სხვადასხვა სახე აქვს.

ა. მდგომარეობის დიაგრამა განსაზღვრული ხსნადობის შემთხვევაში ევტექტიკით

თუ ორი კომპონენტი A და B თხევად მდგომარეობაში ერთმანეთში განუსაზღვრელად იხსნება, მყარ მდგომარეობაში კი ხსნადობა განსაზღვრულია და ელემენტების ურთიერთხსნადობის ზღვრებს ზემოთ წარმოიშობა ევტექტიკური მიკრომექანიკური ნარევი, მდგომარეობის დიაგრამას ექნება შემდეგი სახე (ნახ. 79).

როგორც ვხედავთ, ამ სისტემაში B ლითონი გარკვეული რაოდენობით იხსნება A -ში და წარმოქმნის α მყარ ხსნარს. B ლითონის A ლითონში ხსნადობის ზღვარს, ე. ი. მყარი ხსნარის არსებობის ზღვარს გვიჩვენებს a წერტილი. aa' ხაზის ვერტიკალური მდგომარეობა მაჩვენებელია იმისა, რომ ტემპერატურის ვარდნასთან ერთად A ლითონში B ლითონის ხსნადობის ზღვარი არ იცვლება (პრაქტიკაში უფრო ხშირად ტემპერატურის ვარდნასთან ერთად ხსნადობის ზღვარი მცირდება, მაშინ aa' ხაზი დახრილი იქნება კოორდინატთა სათავისაკენ). შენადნობები a წერტილის მარცხნივ (Aa' კონცენტრაციით) იმყოფებიან B ლითონის A ლითონში ხსნადობის ზღვრებში, ამიტომ ყველა ეს შენადნობი წარმოადგენს ერთგვაროვან α მყარ ხსნარს. ცხადია, რომ შენადნობები ერთმანეთისაგან განსხვავდებიან კონცენტრაციით (A -სა და B -ს რაოდენობით), შესაბამისად სხვადასხვა კონცენტრაციის იქნება მათში წარმოქმნილი α მყარი ხსნარი, თუმცა სტრუქტურაში ეს არაფრით არ გამომჟღავნდება. როგორც გაცივების მრუდიდან ჩანს (გაცივების მრუდი I შენადნობისათვის) α მყარი ხსნარების არეში მოთავსებული შენადნობის კრისტალიზაციის პროცესი მყარი ხსნარების კრისტალიზაციის კანონით მიმდინარეობს (მსგავსად II ტიპის დიაგრამისა), ე. ი. შენადნობის კრისტალიზაცია



გ.ბ. 79. მდგომარეობის დიაგრამა "განახლებული ხსნადობის შემთხვევაში ევტექტიკით".

მიმდინარეობს ტემპერატურათა მონაკვეთში და შედეგად მიიღება α მყარი ხსნარის სრულიად ერთგვაროვანი მარცვლების ერთობლიობა.

ამ სისტემაში ადგილი აქვს აგრეთვე A ლითონის ხსნადობას B -ში, რის შედეგადაც წარმოიქმნება β მყარი ხსნარი. B ლითონში A ლითონის ხსნადობის ზღვარს გვიჩვენებს h წერტილი ან h' ვერტიკალური ხაზი, ე. ი. ხსნადობის ზღვარი ამ შემთხვევაშიც ტემპერატურის ვარდნასთან ერთად არ იცვლება. ყველა შენადნობი h' წერტილის მარჯვნივ წარმოადგენს ერთგვაროვან β მყარ ხსნარს. მათი კრისტალიზაცია აგრეთვე მიმდინარეობს მყარი ხსნარების კრისტალიზაციის კანონით და მიიღება ნახაზზე ნაჩვენები გაცივების მრუდი (V შენადნობისათვის). h' წერტილის მარჯვნივ მყოფი ყველა შენადნობი ერთმანეთისაგან განსხვავდება კონცენტრაციით, მაგრამ სტრუქტურაში ეს არ შელავნდება და სტრუქტურულად შენადნობები ერთგვაროვანი β მყარი ხსნარის მარცვლების ერთობლიობას წარმოადგენენ.

სრულიად სხვა ბუნებით ხასიათდება შენადნობები, რომლებიც იმყოფება $a'h'$ კონცენტრაციულ ზღვრებში, ე. ი. A და B ლითონის ურთიერთუხსნადობის არეში.

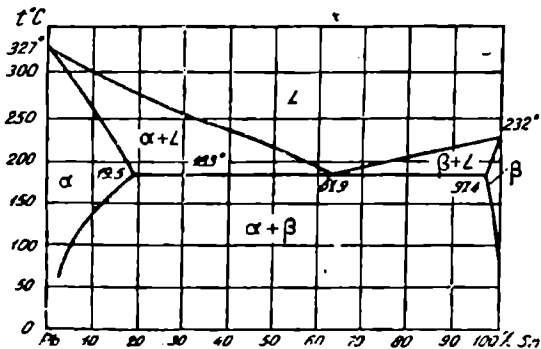
როდესაც A ლითონში შეგვაქვს B ლითონი, იგი გარკვეული რაოდენობით იხსნება და მივიღებთ α მყარ ხსნარს. ხსნადობას ადგილი აქვს მხოლოდ ხსნადობის ზღვრამდე. თუ B ლითონის რაოდენობას ვავადიდებთ ხსნადობის ზღვარს ზემოთ, მისი გახსნა შეუძლებელია და უნდა წარმოიქმნას მიკრომექანიკური ნარევი. მაგრამ ამ შემთხვევაში B ლითონში აგრეთვე იხსნება A ლითონი და წარმოიქმნება β მყარი ხსნარი. ამიტომ ხსნადობის ზღვარს ზემოთ შეტანილი ლითონი თავისუფალი კი არ რჩება, არამედ წარმოქმნის β მყარ ხსნარს და ეს β მყარი ხსნარი α მყარ ხსნართან იძლევა მიკრომექანიკურ ნარევს. როგორც I ტიპის დიაგრამიდან ვიცით, მიკრომექანიკური ნარევის კრისტალიზაცია ყოველთვის მთავრდება ევტექტიკის კრისტალიზაციით მუდმივ ტემპერატურაზე. ამიტომ სისტემის ნაწილში $a'h'$ კონცენტრაციით, სადაც ადგილი აქვს მიკრომექანიკური ნარევის წარმოქმნას, სოლიდუსის ხაზი სწორი ჰორიზონტალური ხაზია. E კონცენტრაციის შენადნობში უშუალოდ სითხიდან მიმდინარეობს ევტექტიკის კრისტალიზაცია (გაცივების მრუდი III შენადნობისათვის). ზემომოყვანილი მსჯელობიდან სავსებით გასაგებია, რომ ამ სისტემაში სუფთა A ან სუფთა B არ შეიძლება არსებობდეს (A -ში გარკვეული რაოდენობით იხსნება B და გვაძლევს α მყარ ხსნარს, B -ში კი გარკვეული რაოდენობით იხსნება A და გვაძლევს β მყარ ხსნარს), ამიტომ აქ ევტექტიკა წარმოადგენს არა A და B სუფთა ლითონების მიკრომექანიკურ ნარევს, როგორც ამას ადგილი აქვს პირველი ტიპის სისტემაში, არამედ α და β მყარი ხსნარების მიკრომექანიკურ ნარევს.

ახლა უკვე ადვილი გასაგებია, რომ ყველა შენადნობში F წერტილის მარცხნივ (αL მონაკვეთში) კრისტალიზაცია დაიწყება ლიკვიდუსის ხაზზე α მყარი ხსნარის გამოკრისტალებით. ევტექტიკური ტემპერატურის მიღწევის შემენტისათვის მთელი ჯარბი α გამოკრისტალებულია და სითხის კონცენტრაცია ევტექტიკურია. მაშინ მუდმივ ტემპერატურაზე დაიწყება ($\alpha + \beta$) ევტექტიკის კრისტალიზაცია და სოლიდუსის ხაზს ქვემოთ შენადნობი წარმოადგენს $\alpha +$ ევტექტიკას (იხ. II შენადნობის გაცივების მრუდი). მონაკვეთების წესის გამოყენებით აქაც დაერწმუნდებით, რომ ჯარბი α ფაზის კონცენტრაცია შეესაბამება α წერტილს, რაც ძალიან ადვილი გასაგებია. მართლაც, შენადნობებში α -ს მარცხნივ α კონცენტრაცია შეიძლება იყოს ცვალებადი, რადგან ამ შენადნობებში B -ს რაოდენობა ყოველთვის ხსნადობის ზღვარზე ნაკლებია, ხოლო შენადნობებში α -ს მარჯვნივ α -ს კონცენტრაცია ცვალებადი აღარ შეიძლება იყოს, რადგან B -ს რაოდენობა ამ შენადნობში ხსნადობის ზღვარს აღემატება და გახსნილი კი იქნება მხოლოდ ხსნადობის ზღვრის შესაბამისი რაოდენობა, ე. ი. ყველა ქვეევტექტიკურ შენადნობში და ევტექტიკაში α ზუსტად გარკვეული α წერტილის შესაბამისი ზღვრული კონცენტრაციისა.

ზეევტექტიკურ შენადნობებში (Lb კონცენტრაციულ ინტერვალში) კრისტალიზაცია იწყება β მყარი ხსნარის გამოკრისტალებით, მთავრდება ევტექტიკის კრისტალიზაციით მუდმივ ტემპერატურაზე (გაცივების მრუდი IV შენადნობისათვის) და კრისტალიზაციის ბოლოს შენადნობები წარმოადგენენ მიკრომექანიკურ ნარევეს $\beta +$ ევტექტიკა.

მთლიანად დიაგრამის გარჩევის შემდეგ საბოლოოდ შეიძლება ვთქვათ, რომ ამ სისტემაში არსებობს ხუთნაირი შენადნობი სხვადასხვა სტრუქტურით, სახელდობრ: ერთვაროვანი α მყარი ხსნარები, $\alpha +$ ევტექტიკა, ევტექტიკა ($\alpha + \beta$), $\beta +$ ევტექტიკა და ერთვაროვანი β მყარი ხსნარები.

აღწერილი ტიპის მდგომარეობის დიაგრამა სუფთა სახით ახასიათებს ზოგიერთ სისტემას, როგორცაა, მაგალითად, $Cu - Ag$, $Pb - Sn$, $Cd - Zn$ და სხვ. მაგალითისათვის მე-80 ნახაზზე წარმოდგენილია $Pb - Sn$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.



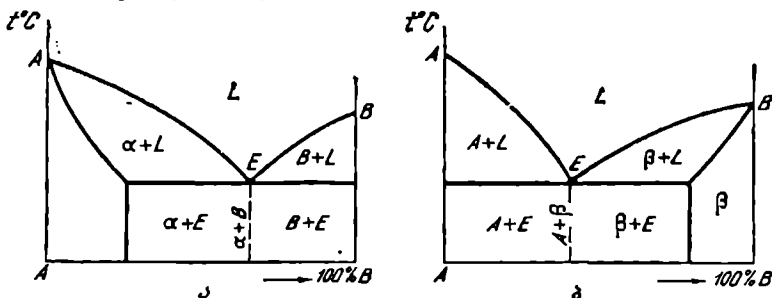
ნახ. 80. $Pb - Sn$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

ზემოთ განხილული იყო მდგომარეობის დიაგრამა ისეთი სისტემისათვის, როდესაც A და B ლითონები ერთმანეთში განსაზღვრული რა-

ოდენობით იხსნება და სისტემაში წარმოიქმნება განსაზღვრული α და β მყარი ხსნარები.

ცხადია, შესაძლებელია ისეთი შემთხვევებიც, როდესაც ერთი ლითონი მეორეში იხსნება, მეორე კი უხსნალია. ამ შემთხვევაში მდგომარეობის დიაგრამა რამდენადმე განსხვავებულ სახეს მიიღებს. 81, ა ნახაზზე ნაჩვენებია დიაგრამა იმ სისტემისათვის, რომელშიც B ლითონი იხსნება A -ში და გვაძლევს α მყარ ხსნარს, ხოლო A ლითონი B -ში უხსნალია, ე. ი. β მყარი ხსნარი არ არსებობს. როგორც მდგომარეობის დიაგრამიდან ჩანს, ევტექტიკის ხაზი ამ შემთხვევაში B -ს ორდინატასთან გადაკვეთამდე გრძელდება. I : წერტილში ევტექტიკური შენადნობი წარმოიქმნება და მონაკეთების წესის თანახმად იგი შედგება $\alpha+B$ კრისტალებისაგან. შესაბამისად სტრუქტურული არეები ამ სისტემაში იქნება ოთხნაირი: α მყარი ხსნარები (α წერტილის მარცხნივ), $\alpha+ევტექტიკა$ (αE შენადნობებში), ევტექტიკა ($\alpha+B$) და $B+ევტექტიკა$.

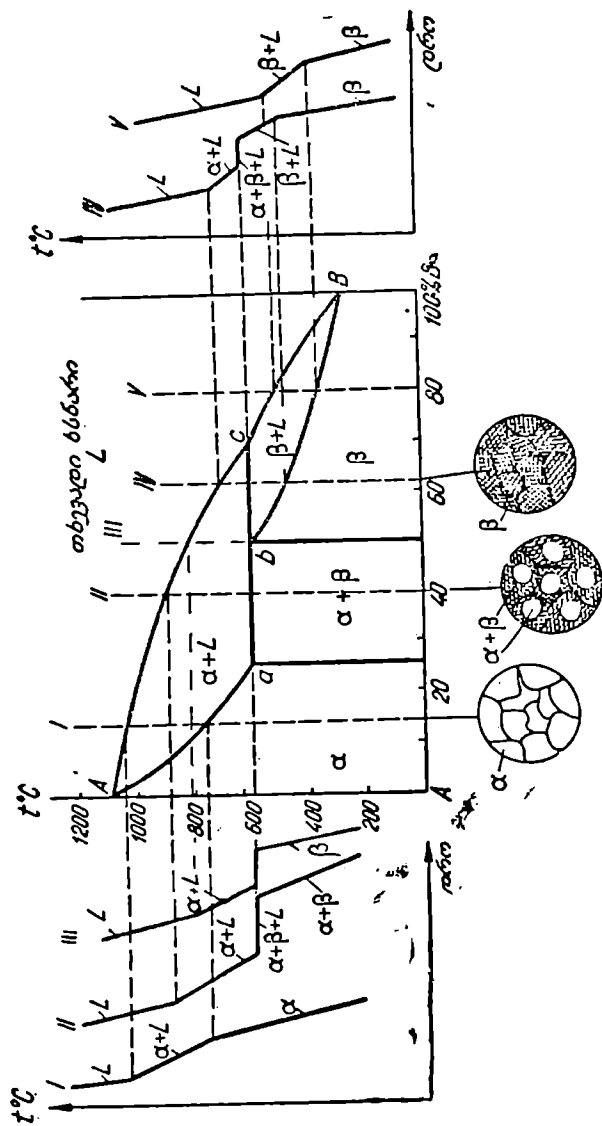
თუ ადგილი აქვს საწინააღმდეგო ხსნადობას, ე. ი. A ლითონი იხსნება B -ში და იძლევა β მყარ ხსნარს, ხოლო B ლითონი A -ში უხსნალია (α მყარი ხსნარის არე არ არსებობს), მაშინ ევტექტიკის ხაზი გაგრძელებულია A -ს ორდინატასთან გადაკვეთამდე და ევტექტიკური შენადნობი $A+\beta$ კრისტალებისაგან შედგება. შესაბამისად სტრუქტურული არეები იქნება $A+ევტექტიკა$, ევტექტიკა ($A+\beta$), $\beta+ევტექტიკა$ და β მყარი ხსნარები (ნახ. 81, ბ).



ნახ. 81. მდგომარეობის დიაგრამა განსაზღვრული ხსნადობის შემთხვევაში: ა— B იხსნება A ში, A კი უხსნალია; ბ— A იხსნება B -ში, B კი უხსნალია.

ბ. მდგომარეობის დიაგრამა განსაზღვრული ხსნადობის შემთხვევაში პერიტექტიკით

თუ ორი კომპონენტი A და B თხევად მდგომარეობაში ერთმანეთში განუსაზღვრელად იხსნება, მყარ მდგომარეობაში კი ხსნადობა განსაზღვრულია და ხსნადობის ზღვრებს ზემოთ მიმდინარეობს პერიტექტიკური გარდაქმნა, მდგომარეობის დიაგრამას აქვს შემდეგი სახე (ნახ. 82). პერიტექტიკური გარდაქმნა, მსგავსად ევტექტიკურისა, მიმდინა-



ნახ. 82. მდგომარეობის დიაგრამა განსაზღვრული ხსნადობის შემთხვევაში პერიტექტიკით.

რობს მუდმივ ტემპერატურაზე (თარაზული ხაზი abc); ევტექტიკისაგან განსხვავებით პერიტექტიკის ტემპერატურა ამ სისტემაში ცინიზალური კი არ არის, არამედ მდებარეობს სუფთა A და B კომპონენტების დნობის ტემპერატურებს შორის, ამათან პერიტექტიკური მიკრომექანიკური ნარევი თავისი აგებულებით არ არის ისეთი დაშახასიათებელი, როგორც ევტექტიკური.

abc ხაზზე მიმავალი პერიტექტიკური გარდაქმნის ძირითადი დამახასიათებელი ის არის, რომ აქ სითხიდან წარმოშობილი α მყარი ხსნარი მუდმივ ტემპერატურაზე ხელახლა რეაგირებს დარჩენილ თხევად ხსნართან, რის შედეგადაც წარმოიშობა ახალი მყარი ხსნარი β .

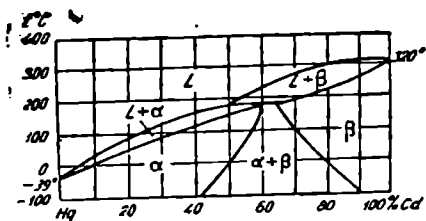
პერიტექტიკური რეაქცია შეიძლება იყოს სანაირი:

ა. შენადნობებში, რომელთა კონცენტრაცია ab ზღვრებში იმყოფება, რეაქციაში მონაწილე სითხისა და α მყარი ხსნარის თანაფარდობა ისეთია, რომ ახალი β მყარი ხსნარის წარმოქმნაზე სითხე მთლიანად იხარჯება, წინასწარ გამოყოფილი α კი ნაწილობრივ. შედეგად მივიღებთ მიკრომექანიკურ ნარკვს $\alpha+\beta$. რეაქცია შეიძლება შემდეგნაირად გამოვსახოთ: $L+\alpha \rightarrow \alpha+\beta$, სადაც L —თხევადი ხსნარია (ნახ. 82, შენადნობი II).

ბ. b წერტილის შესაბამის შენადნობში სითხეც და α ნაწილაკებიც პერიტექტიკურ რეაქციაზე მთლიანად იხარჯება და შედეგად მხოლოდ ახალ მყარ ხსნარს— β ხსნარს მივიღებთ, ანუ $L+\alpha \rightarrow \beta$ (შენადნობი III).

გ. შენადნობებში bc კონცენტრაციებით პერიტექტიკურ რეაქციაზე მთლიანად იხარჯება მყარი ნაწილაკები, სითხე კი რჩება. შედეგად ვღებულობთ β მყარ ხსნარისა და სითხის ნარევს, ანუ $L+\alpha \rightarrow L+\beta$ (შენადნობი IV).

ამრიგად, პერიტექტიკური ხაზის bc მონაკვეთი სოლიდუსის ხაზს



ნახ. 83. Hg—Cd სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

არ წარმოადგენს და შესაბამისი კონცენტრაციის შენადნობების გამყარება მთავრდება სოლიდუსის bc მონაკვეთზე. სოლიდუსის ხაზი ამ დიაგრამაზე იქნება $AabB$.

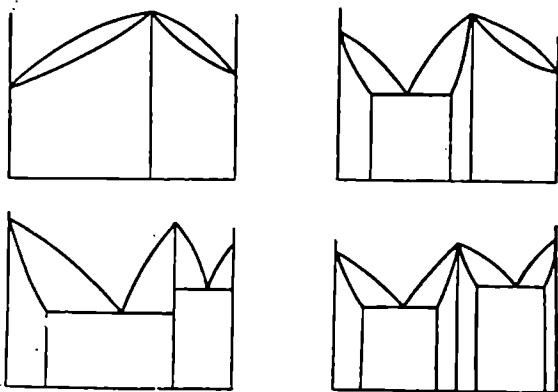
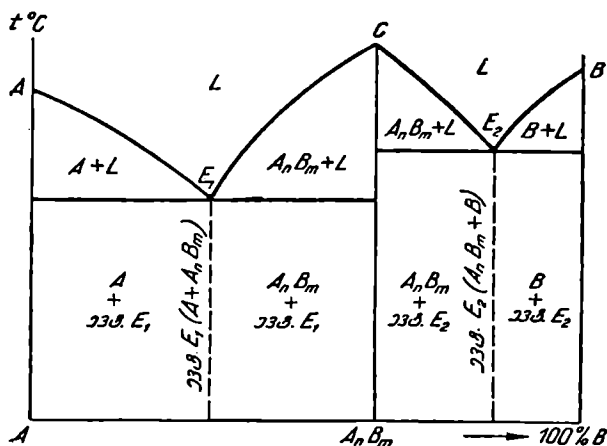
ყველა შენადნობი a წერტილის მარცხნივ ერთგვაროვან α მყარ ხსნარს წარმოადგენს (შენადნობი I); ყველა შენადნობი c წერტილის მარჯვნივ ერთგვაროვან β მყარ ხსნარს წარმოადგენს (შენადნობი V).

შესაბამისად ამ შენადნობების გაცივების მრუდები II ტიპის სისტემის ანალოგიურია. abc კონცენტრაციის შენადნობებში მიმდინ-

ნარეობს პერიტექტიკური რეაქცია მუდმივ ტემპერატურაზე. შესაბამისად ამ შენადნობების გაციკების მრუდებზე ვხედავთ ჰორიზონტალურ ბაქანს (ნახ. 82). შენადნობები ab კონცენტრაციით კრისტალიზაციის შედეგ წარმოადგენს $\alpha + \beta$ პერიტექტიკურ γ ნარევეს. შენადნობები bc კონცენტრაციით კი პერიტექტიკური გაოდაქანის შედეგად სუფთა β ფარი ხსნარის სტრუქტურას იძენენ. მაგალითისათვის მკვე ნაბაზზე წაროდგენილია $Hg-Cd$ სისტემის ძღვომარეობის დიაგრამა.

§ 20. მდგომარეობის დიაგრამა ქიმიურ ნაერთის შემთხვევაში (IV ტიპის დიაგრამა)

თუ ორი კომპონენტი A და B თხევად მდგომარეობაში ერთმანეთში განუსაზღვრელად იხსნება, ხოლო მყარ ძღვომარეობაში რაღაც



ნახ. 84. მდგომარეობის დიაგრამა მდგრადი ქიმიური ნერთის შემთხვევაში.

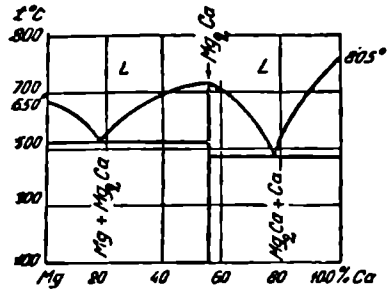
კონცენტრაციაზე წარმოშობს $AnBm$ ქიმიურ ნაერთს, ეს ქიმიური ნაერთი სისტემაში ახალ კონპონენტად შედის და გარკვეულ დანოკიდებულებას აცხადებს ცალკე A და B კონპონენტებთან (სისტემა თითქოს ორ ხაზად იყოფა: $A-AnBm$ და $AnBm-B$).

ქიმიური ნაერთი შეიძლება იყოს მდგრადი და არამდგრადი და მდგომარეობის დიაგრამას ორივე შემთხვევაში რამდენადმე განსხვავებული სახე ექნება.

ა. მდგომარეობის დიაგრამა მდგრადი ქიმიური ნაერთის შემთხვევაში

თუ ორი კომპონენტი A და B რაღაც გარკვეულ კონცენტრაციაზე წარმოქმნის მდგრად ქიმიურ ნაერთს, მდგომარეობის დიაგრამას აქვს შეხვედრა სახე (ნახ. 84).

მდგრადი ეწოდება ისეთ ქიმიურ ნაერთს, რომელიც გარკვეულ ტემპერატურაზე დნება (ან მყარდება) კონგრუენტულად, ე. ი. ქიმიური



ნახ. 85. Mg—Ca სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

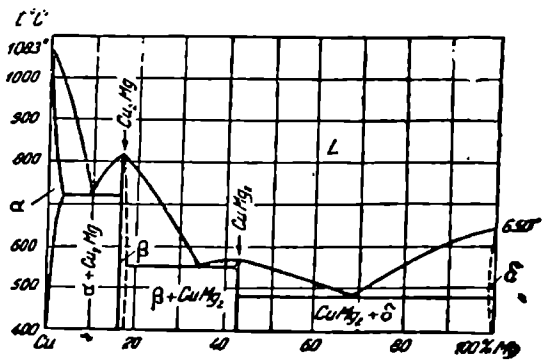
სისტემის წარმოშობას: $A-AnBm$ და $AnBm-B$. ამასთან, ამ შემთხვევაში $AnBm$ ქიმიური ნაერთი ორივე კომპონენტთან მექანიკურ ნარევებს (I ტიპის დიაგრამებს) იძლევა. E_1 ევტექტიკა $A+AnBm$ მიკრომექანიკური ნარევი, E_2 ევტექტიკა კი $AnBm+B$ ნარევი. ასეთი ურთიერთობის კარგ მაგალითს წარმოადგენს Mg—Ca სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა (ნახ. 85).

ამ სისტემაში მაგნიუმსა და კალციუმს შორის მათი გარკვეული კონცენტრაციის დროს წარმოიქმნება ქიმიური ნაერთი Mg_2Ca , რომელიც პირველი ტიპის ურთიერთობაში შედის როგორც მაგნიუმთან, ისე კალციუმთან, ე. ი. შეიძლება წარმოვიდგინოთ ორი I ტიპის სისტემის არსებობა: Mg— Mg_2Ca და Mg_2Ca-Ca . პირველ სისტემაში ევტექტიკა წარმოადგენს $Mg+Mg_2Ca$ მიკრომექანიკურ ნარევეს, მეორე სისტემაში კი Mg_2Ca+Ca — მიკრომექანიკურ ნარევეს.

ნესაძლებელია, რომ $AnBm$ ქიმიური ნაერთი A და B კომპონენტებთან იძლეოდეს სხვანაირ ურთიერთკმედებას, რომელიც ზემოაღწერილი ტიპური სისტემებიდან ხეზისმიერი შეიძლება იყოს. ამის ზოგადი

მაგალითები ნაჩვენებია 84-ე ნახაზზე. დიაგრამის ყველა არეში არსებული ფაზების ჩაწერა ძალიან ადვილია, რადგან ყველგან საქმე გვაქვს რომელიმე ტიპურ შემთხვევასთან იმ განსხვავებით, რომ ერთერთი კომპონენტი შეცვლილია AnB_m ქიმიური ნაერთით.

ზოგ შემთხვევაში ორი ელემენტი ერთმანეთთან რაბდენიშე ქიმიურ ნაერთს იძლევა, მაშინ ქიმიური ნაერთის შესაბამისი მაქსიმუმიც დიაგრამაზე რაბდენიშე იქნება.

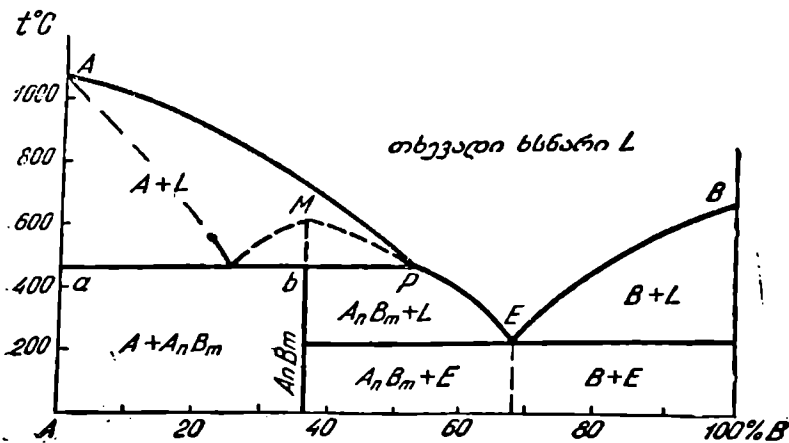


ნახ. 86. Cu—Mg სისტემის თვითმ.ოკ.ბიის დიაგრ.მა.

ასეთი ურთიერთობის კარგ მაგალითს წარმოადგენს Cu—Mg სისტემა (ნახ. 85), სადაც ვხედავთ ორი ქიმიური ნაერთის Cu_2Mg და $CuMg_2$ -ის არსებობას. ქვესისტემებში ურთიერთობა I და III ტიპისაა.

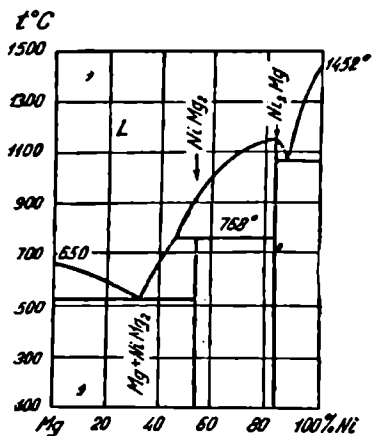
ბ. მდგომარეობის დიაგრამა არამდგრადი ქიმიური ნაერთის შემთხვევაში (დიაგრამა ფარული მაქსიმუმით)

ზოგიერთ შემთხვევაში ორი კომპონენტი A და B იძლევა არამდგრად ქიმიურ ნაერთს, რომელიც დისოციაციას (დაშლას) განიცდის მანამდე, ვიდრე თავის დნობის ტემპერატურას მიაღწევდეს, ე. ი. მისი



ნახ. 87. მდგომარეობის დიაგრამა არამდგრადი ქიმიური ნაერთის შემთხვევაში.

დნობა ინკონგრუენტულად (ქიმიური შედგენილობის ცვლით) მიმდინარეობს. ამ შემთხვევაში მდგომარეობის დიაგრამაზე მაქსიმუმი M იკარგება და დიაგრამას აქვს შემდეგი სახე (ნახ. 87) (განხილული ქიმიური



ნახ. 88. Mg—Ni სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

ნაერთი კონგრუენტულად რომ დნებოდეს, ლიკვიდუსის ხაზს ექნებოდა პუნქტორით აღნიშნული სახე).

ქიმიური ნაერთი გახურების პროცესში b წერტილში დაიშლება და დაშლის შედეგად წარმოიშობა სითხე და მყარი A , ანუ ადგილი აქვს პერიტექტიკურ გარდაქმნას მუდმივ ტემპერატურაზე (abx ხაზი). ყველა სხვა გარდაქმნა ასეთ სისტემაში ტიპური სისტემების ანალოგიურად მიმდინარეობს. ასეთი სისტემების მაგალითად შეიძლება განვიხილოთ Mg—Ni შენადნობთა მდგომარეობის დიაგრამა (ნახ. 88), სადაც ქიმიური ნაერთი $NiMg_2$ იშლება მანანდე (768°), ვიდრე შიდაწე-

ვდეს თავის დნობის ტემპერატურას. ამიტომ დიაგრამაზე ამ ნაერთის დნობისათვის დამახასიათებელი ტემპერატურული მაქსიმუმი დაკარგულია.

§ 21. თხევად მდგომარეობაში უხსნადი სისტემები

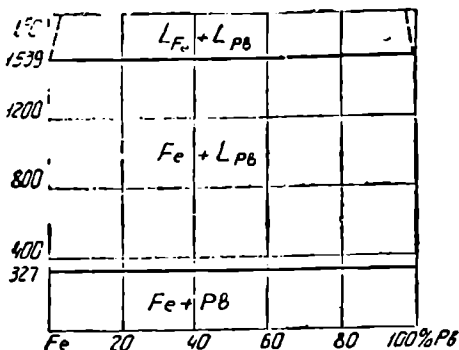
ზემოთ გარჩეული იყო სისტემები, რომლებშიც თხევად მდგომარეობაში ორი კომპონენტი A და B განუსაზღვრელად იხსნება ერთმანეთში. ასეთი შემთხვევები მეტად ტიპურია, მაგრამ ბუნებაში არსებობს ელემენტთა ისეთი წყვილებიც, რომლებიც ერთმანეთში თხევად მდგომარეობაში არ იხსნებიან. ასეთი სისტემების ტიპური წარმომადგენელია, მაგალითად, Fe—Pb სისტემა, რომლის მდგომარეობის დიაგრამა წარმოდგენილია 89-ე ნახაზზე.

როგორც ვხედავთ, თხევად მდგომარეობაში ეს ორი ელემენტი ერთმანეთში არ იხსნება და სისტემაში გვაქვს ორი ცალკე სითხე L_{Fe} და L_{Pb} ორ შრედ.

რკინის გაყარების შესაბამის ტემპერატურაზე (1539°) ხდება მისი გამყარება. გამყარება მიმდინარეობს მუდმივ, ყველა შენადნობისათვის

ერთსა და იმავე ტემპერატურაზე. ამ დროს სისტემაში არსებული თხევადი ტყვიანარავითარ გავლენას არ ახდენს რკინის კრისტალიზაციაზე. ამ ხაზს ქვემოთ გვაქვს მყარი რკინისა და თხევადი ტყვიის მექანიკური ხარვეი.

ტყვიის გამყარების შესაბამის ტემპერატურაზე (327°) მოხდება ტყვიის გამყარება, რაც დიაგრამაზე მოგვცემს მეორე პორიზონტალურ ხაზს. ამ ხაზს ქვემოთ უკვე გვაქვს მყარი რკინისა და ტყვიის მექანიკური ხარვეი ორი ფენის სახით.



ნახ. 89. Fe—Pb სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

§ 22. მეორადი გარდაქმნები შენადნობებში

გარდაქმნებს, რომლებიც მიმდინარეობს თხევადი ლითონის კრისტალიზაციის პროცესში, როგორც ვთქვით, პირველადი გარდაქმნები ეწოდება. მაგრამ მთელ რიგ შემთხვევებში როგორც სუფთა ლითონები, ისე შენადნობები გარდაქმნებს განიცდიან მყარ მდგომარეობაშიც და მათ მეორადი გარდაქმნები ეწოდება.

სუფთა ლითონებში მეორადი გარდაქმნები მათ ალოტროპიულ გარდაქმნებში მდგომარეობს (იხ. § 5).

მეორადი გარდაქმნები შენადნობებში გაცილებით უფრო რთული და შრავალღუეროვანია. კერძოდ, ეს შეიძლება იყოს როგორც ალოტროპიული გარდაქმნები, ისე სხვა სახის გარდაქმნები.

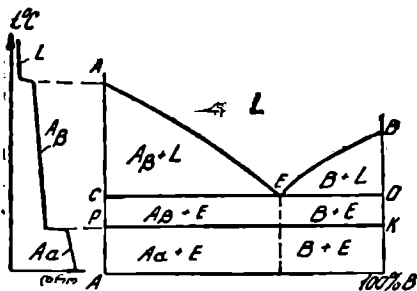
I. ალოტროპიული გარდაქმნები შენადნობებში

ალოტროპიულ გარდაქმნებს შენადნობი განიცდის, თუ მისი ერთ-ერთი ან ორივე შემადგენი ელემენტი ხასიათდება ალოტროპიზმით.

სხვადასხვა სახის შენადნობებში ალოტროპიული გარდაქმნები სხვადასხვანაირად მტლავნდება, ამიტომ ქვემოთ ცალ-ცალკე ვარჩევთ ალოტროპიულ გარდაქმნებს შენადნობებში—მექანიკურ ნარევებში და შენადნობებში—მყარ ხსნარებში.

1. ალოტროპიული გარდაქმნები შენადნობებში—მექანიკურ ნარევებში

როგორც ზემოთ დავინახეთ, შენადნობი—მექანიკური ნარევი წარმოადგენს სუფთა A და სუფთა B ლითონის მარცვლების მიკრომექანიკურ ნარევს, სადაც A და B მარცვლები ურთიერთზეგავლენას არ განიცდიან და თავის თვისებებს უცვლელად ინარჩუნებენ. აქედან გამომდინარე გასაგებია, რომ თუ შენადნობში—მექანიკურ ნარევი შემაჯავალი ერთ-ერთი ელემენტი ხასიათდება ალოტროპიზმით, შენადნობში შემაჯავალი ამ ელემენტის მარცვლებში ალოტროპიული გარდაქმნა მოხდება იმ ტემპერატურაზე, რომელიც დამახასიათებელია სუფთა ლითონისათვის (შენადნობში მეორე ელემენტის მარცვლების არსებობა ამ გარდაქმნის ტემპერატურაზე არავიფარავლენას არ ახდენს). ამგვარად, ნებისმიერი კონცენტრაციის შენადნობებში მასში შემაჯავალი ელემენტის ალოტროპიული გარდაქმნა ყოველთვის ერთსა და იმავე ტემპერატურაზე მოხდება. რადგან ალოტროპიული გარდაქმნა თბური ეფექტით მიმდინარეობს, გაცივების პროცესებზე მივიღებთ შესაფერის გარდატეხას და მდგომარეობის დიაგრამაზე ეს გამოვლენადება იმით, რომ სოლიდუსის (ეფექტიკური ხაზის) ქვემოთ კიდევ იქნება ერთი ჰორიზონტალური ხაზი, რომლის



ტემპერატურა ზუსტად შეესაბამება სუფთა ლითონის ალოტროპიული გარდაქმნის ტემპერატურას (ნახ. 90).

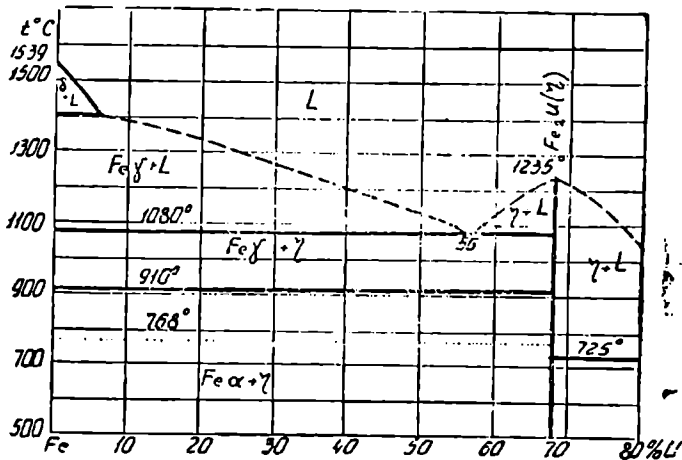
ნახაზზე წარმოდგენილ შემთხვევაში ალოტროპიზმით ხასიათდება A ლითონი, ამიტომ მდგომარეობის დიაგრამაზე გაჩნდება ჰორიზონტალური ხაზი, რომლის ტემპერატურა შეესაბამება A ლითონის ალოტროპიული გარდაქმნის ტემპერატურას. ასეთ შემთხვევას ვხვდები

ნახ. 90 ალოტროპიული გარდაქმნები 1 ტიპის სისტემაში, როცა ალოტროპიზმით ერთი ელემენტი ხასიათდება.

ბით, მაგალითად, $Fe-U$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამაზე, სადაც ჰორიზონტალური ხაზი 910° -ზე გვიჩვენებს რკინის $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ ალოტროპიულ გარდაქმნას (ნახ. 91)¹.

¹ წყვეტილი ხაზები დიაგრამაზე მაჩვენებელია იმისა, რომ სათანადო გარდაქმნები ჯერ კარგად შეაწავლილი არ არის და სარწმუნო მონაცემები არ არსებობს; ხაზები გავლებულია მიახლოებით.

თუ ალოტროპიზმით ხასიათდება სისტემის ორივე შემდგენი ელემენტი, მაშინ მდგომარეობის დიაგრამაზე შესაბამისად ორი ჰორიზონტალური ხაზი იქნება, რომელთაგან ყოველი ერთ-ერთი სუფთა ლითონის ალოტროპიული გარდაქმნის ტემპერატურას შეესაბამება (ნახ. 92).

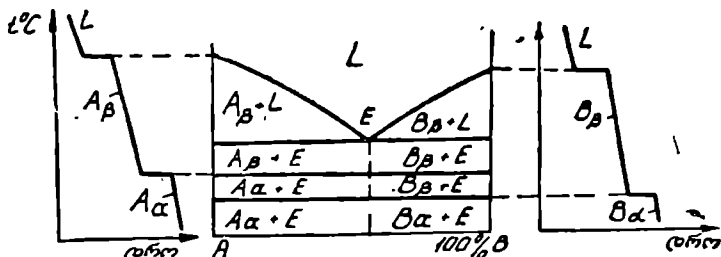


ნახ. 91. Fe—C სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

მაგალითისათვის წარმოდგენილია $Ti - Ti_2$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა. აქ ერთი ჰორიზონტალური ხაზი $Ti + L$ არეში მოხვდა ლიკვიდუსსა და სოლიდუსს შორის, მეორე კი სოლიდუსის ქვემოთაა (ნახ. 93).

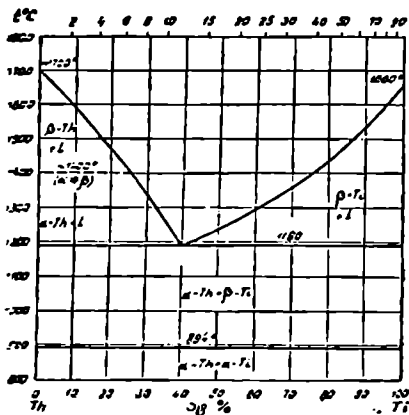
2. ალოტროპიული გარდაქმნა შენადნობებში—მყარ ხსნარებში

ამ შემთხვევაში გარდაქმნა თვით მყარი ხსნარის კრისტალური ფაზის გადარეგულირებაში მდგომარეობს და გამოწვეულია, როგორც პირველ შემთხვევაში, ერთი ან ორივე შემდგენი ელემენტის ალოტროპიზმით.



ნახ. 92. მდგომარეობის დიაგრამა შექანიკური ნარევის შემთხვევაში, როდესაც ალოტროპიზმით ორივე ელემენტი ხასიათდება.

მით, შესაგავსად მყარი ხსნარის პირველადი კრისტალიზაციისა, ამ შემთხვევაში ალოტროპიული გარდაქმნა მიმდინარეობს არა მუდმივ ტემპერატურაზე, არამედ ტემპერატურათა მონაკვეთში. მყარ ხსნარებში ალოტროპიული გარდაქმნა შეიძლება ვრცელდებოდეს სხვადასხვა კონცენტრაციულ და ტემპერატურულ ზღვრებში და მდგომარეობის დიაგრამებიც ამ შემთხვევაში სხვადასხვა იქნება.



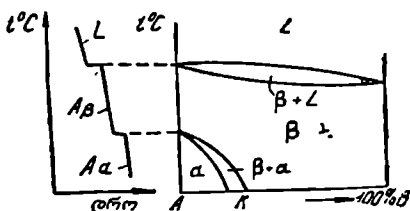
ნახ. 93. $T_h - T_i$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

ა. ალოტროპიზმს განიცდის ერთი ელემენტი.

ვთქვათ, ალოტროპიზმით ხასიათდება მხოლოდ A ლითონი (ნახ. 94.), A ლითონის გავლენით გადაკრისტალდება განიცდის აგრეთვე მის ფუძეზე წარმოქმნილი მყარი ხსნარები. მხოლოდ B ლითონის გახსნილი ატომების ზეგავლენით A -ს ალოტროპიული გარდაქმნის ტემპერატურა დაბლა იწვევს მით მეტად, რაც უფრო მეტი რაოდენობით შედის შენადნობში ელემენტი B და თვით გარდაქმნა ტემპერატურულ ბონაკვეთში მიმდინარეობს (ნაცვლად მუდმივი ტემპერატურისა სუფთა ლითონისათვის). რალაც K კონცენტრაციის შემდეგ B ლითონის გავლენა A -ს კრისტალურ გისოსზე იმდენად ძლიერი ხდება, რომ ალოტროპიული გარდაქმნა სრულდებით აღარ მიმდინარეობს. ასეთი გარდაქმნის ტიპური მაგალითი გვხვდება $Ti-V$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამაზე (ნახ. 95).

ზოგ შემთხვევაში ერთი ელემენტი რამდენიმე ალოტროპიული სახესხვაობით ხასიათდება, რაც მეორადი გარდაქმნების სხვა სურათს იძლევა (ნახ. 96).

ძირითადად აქაც შეიძლება გავარჩიოთ ორი შემთხვევა: როდესაც ალოტროპიზმს განიცდის მხოლოდ ერთ-ერთი შემდგენი ელემენტი და როცა ალოტროპიზმს განიცდის ორივე ელემენტი.



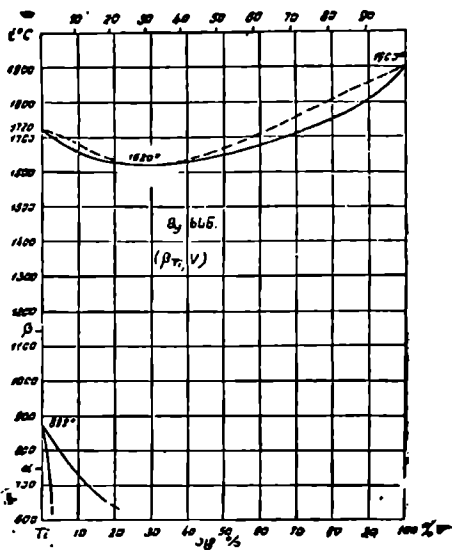
ნახ. 94. მეორადი გარდაქმნები სისტემაში, სადაც ალოტროპიზმით ერთი ელემენტი A ხასიათდება.

ამ სისტემაში შენადნობები ჯერ განიცდიან $\alpha \rightarrow \gamma$ გარდაქმნას, ხოლო შემდეგ, უფრო დაბალ ტემპერატურაზე, შექცევით $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნას. მაგრამ აქაც ეს ვრცელდება მხოლოდ რაღაც K კონცენტრაციაში. რის შემდეგაც B ელემენტის გავლენით ალოტროპიზმი ქრება. ასეთი დიაგრამები ახასიათებს, კერძოდ, მთელ რიგ რკინის შენადნობებს. მაგალითისათვის 97 ე ნახაზზე წარმოდგენილია Fe—Cr სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

ბ. ალოტროპიზმით ხასიათდება ორივე შემდგენი ელემენტი.

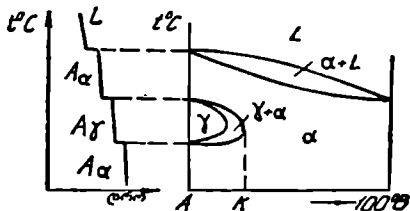
თავის მხრივ აქაც ადვილი ექნება ორ შემთხვევას.

პირველ შემთხვევაში (ნახ. 98) ალოტროპიზმით ხასიათდება ორივე ელემენტი, ამასთან, ერთ მანეთში განუსაზღვრელი ხსნადობის პირობას აკმაყოფილებს. იზომორფულია როგორც მაღალტემპერატურული (A_{β} და B_{β}), ისე დაბალტემპერატურული ფორმებიც (A_{α} და B_{α}). ზეორად გარდაქმნას (ალოტროპიულ გარდაქმნას) განიცდის სისტემის ყველა შენადნობი; გარდაქმნა მიმდინარეობს ტემპერატურულ ინტერვალში, გარდაქმნის ტემპერატურა მდოვრედ იცვლება ერთი ელემენტის ალოტროპიული გარდაქმნის ტემპერატურიდან მეორე ელემენტის ალოტროპიული გარდაქმნის ტემპერატურამდე.



ნახ. 95. Ti—V სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

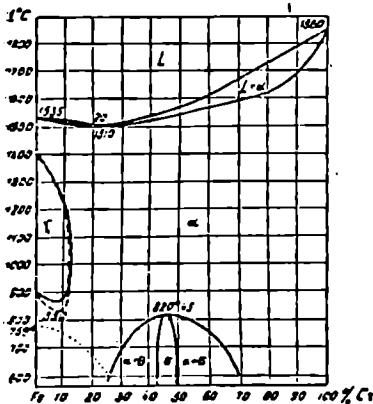
ნახ. 96. მეორადი გარდაქმნები სისტემაში, სადაც A ელემენტი ორი ალოტროპიული სხეულობა აქვს.



მდე. მაგალითისათვის შეიძლება განვიხილოთ Hf—Zr შენადნობები (ნახ. 97).

თუ სისტემის—მყარი ხსნარების ორივე შემდგენი ელემენტი ალოტროპიზმით ხასიათდება, ამასთან მაღალტემპერატურული ფორმებიც (A_{β} და B_{β}) აკმაყოფილებენ განუსაზღვრელი ხსნადობის პირობებს (სწორედ ამიტომ წარმოიქმნა II ტიპის მდგომარეობის დიაგრამა), დაბალ-

ტემპერატურული მოდიფიკაციები (A_{α} და B_{β}) კი ხსნადობის პირობებს არ აკმაყოფილებს, იზომორფული არ არის, პირველადი კრისტალიზაციის შედეგად წარმოქმნილი მყარი ხსნარები ზეორადი კრისტალიზაციის დროს



ნახ. 97. Fe—Cr სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

1. მყარი ხსნარის ნაწილობრივი დაშლა (ნახ. 102). მყარი ხსნარის ნაწილობრივ დაშლას ადგილი აქვს მაშინ, როდესაც განსაზღვრული მყარი ხსნარის ხსნადობის ზღვარი ტემპერატურის შემცირებასთან ერთად მცირდება (ხაზი aa''). ამ შემთხვევაში $a''a'$ კონცენტრაციის შენადნობებში გაკივების დროს B კომპონენტი ქარბი აღმოჩნდება და იგი მეორადი კრისტალების სახით უნდა გამოკრისტალდეს. ეს პროცესი მიმდინარეობს ტემპერატურათა მონაკვეთში aa'' ხაზის შესაბამისი ტემპერატურიდან ოთახის ტემპერატურამდე.

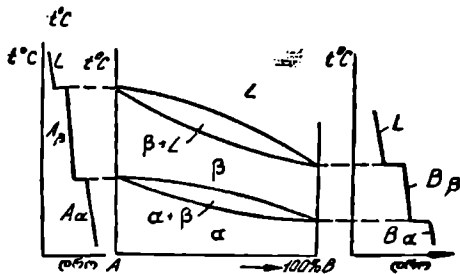
სხვადასხვა სისტემაში მეორადი კრისტალები შეიძლება იყოს სხვადასხვანაირი, მაგალითად, 102, ა ნახაზზე ნაჩვენებ სისტემაში მეორადი კრისტალები სუფთა B ლითონი იქნება, რადგან ამ სისტემაში A კომპონენტი B -ში არ იხსნება და B თავისუფალი სახით არსებობს. 102, ბ

დაიშლება და წარმოიქმნება ცალკე ლითონების მიკრომექანიკური ნარევი $A+B$ (ნახ. 100). მაგალითისათვის შეიძლება განვიხილოთ შენადნობთა სისტემა $Ti-U$, სადაც მყარი ხსნარი იშლება და წარმოიქმნება ორი მექანიკური ნარევი.

რადგან ტექნიკური შენადნობების დიდი ნაწილი შეიცავს ალოტროპიზმის მქონე ელემენტებს, მეორად გარდაქმნებს განსაკუთრებული პრაქტიკული მნიშვნელობა აქვს.

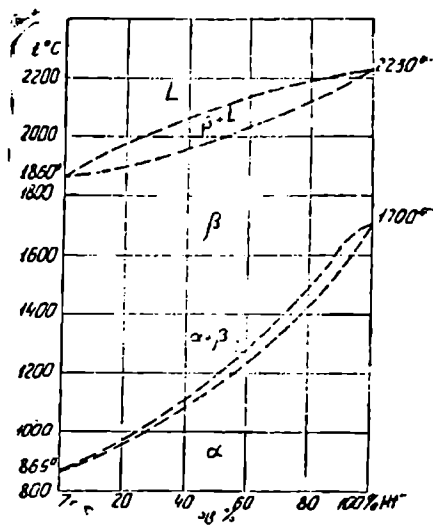
II. მყარი ხსნარის დაშლა

პირველადი გარდაქმნის შედეგად წარმოქმნილი მყარი ხსნარი მთელ რიგ შემთხვევებში ოთახის ტემპერატურამდე მდგრადობას არ ინარჩუნებს და განიცილის დაშლას—მეორად გარდაქმნას. დაშლა შეიძლება იყოს ნაწილობრივი და სრული.



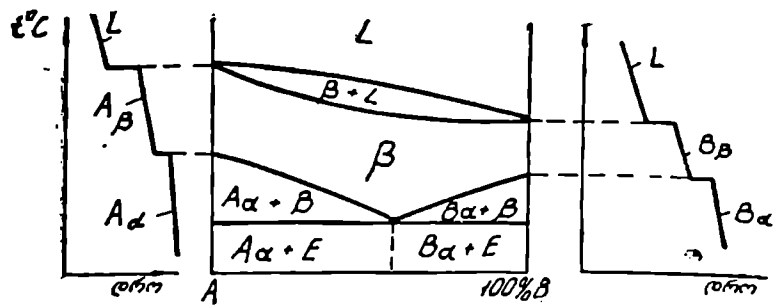
ნახ. 98. ალოტროპიზმით ხასიათდება ორივე ელემენტი, დაბალტემპერატურული მოდიფიკაციები იზომორფულია.

ნახაზზე წარმოდგენილ მდგომარეობის დიაგრამაზე B კომპონენტი ხსნადობის ზღვრის შემცირებასთან დაკავშირებით გამოკრისტალდება β მყარი ხსნარის კრისტალების სახით. ეს აიხსნება იმით, რომ ამ სისტემაში A კომპონენტი გარკვეული რაოდენობით იხსნება B -ში და წარმოიქმნება β მყარი ხსნარი, ე. ი. ამ სისტემაში სუფთა B კომპონენტი არ შეიძლება არსებობდეს. 102, 3 ნახაზზე წარმოდგენილ სისტემაში კი ქარბი B გამოკრისტალდება $A_n B_m$ ქიმიური ნაერთის სახით. ნებისმიერ შემთხვევაში მეორადი გარდაქმნის შედეგად გამოყოფილ ქარბ ფაზას მეორად ფაზას უწოდებენ, რაც აღინიშნება: B_{II} , β_{II} ან $A_n B_{m,II}$. შესაბამისი რეალური მდგომარეობის დიაგრამები წარმოდგენილია 103-ე, 104-ე და 105-ე ნახაზებზე.



ნახ. 99. $Hf-Zr$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

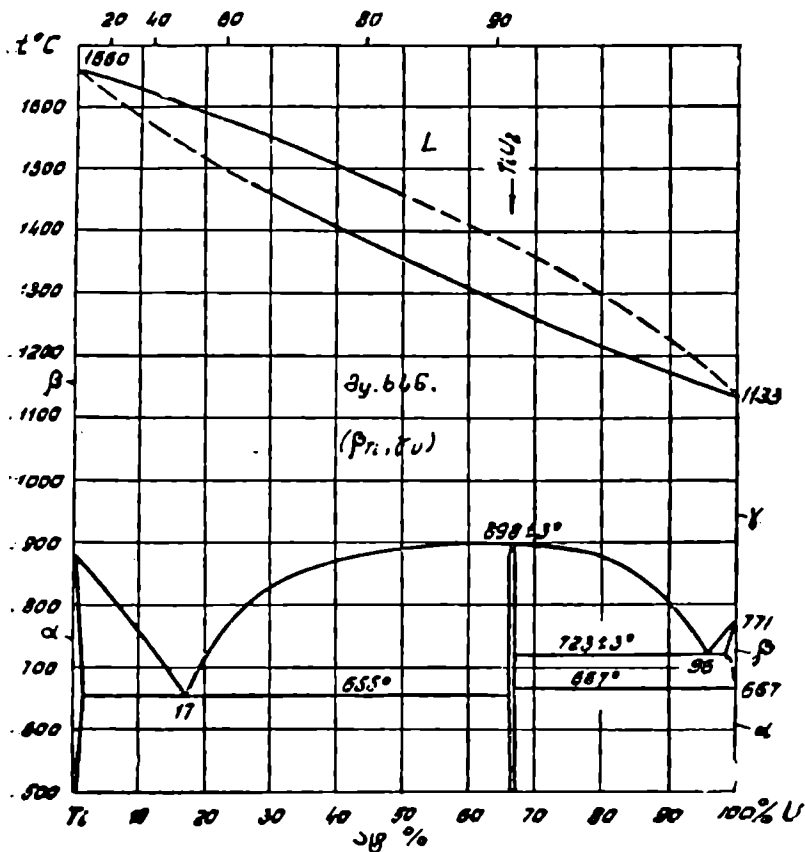
2. მყარი ხსნარის სრული დაშლა. ამ შემთხვევაში მყარი ხსნარი განიცდის მთლიან დაშლას და მის ნაცვლად წარმოიშობა ორი ახალი ფაზა, მაგალითად სუფთა A და B (ნახ. 106), ან მყარი ხსნარები α და β და სხვ. S წერტილის შენადნობში ეს დაშლა მუდმივ ტემპერატურაზე მიმდინარეობს და მოგვაგონებს სითხის ევტექტიკურ კრისტალიზაციას. ევლა დანარჩენ შენადნობში კი პროცესი



ნახ. 100. ალოტროპიზმით ხასიათდება ორივე ელემენტი, დაბალტემპერატურული მოდიფიკაციები იხმორიფული არსის.

ტემპერატურათა მონაკვეთში მიდის. აღნიშნული მეორადი გარდაქმნა მთლიანად ანალოგიურია პირველადი ევტექტიკური კრისტალიზაციისა, მაგრამ ჭყარ მდგომარეობაში მიმდინარეობს.

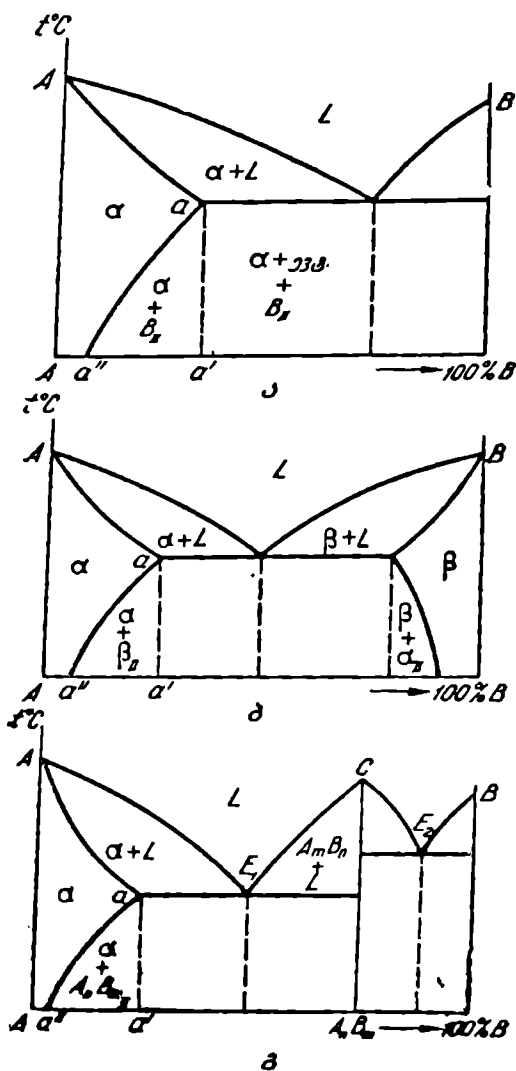
ევტექტიკური კრისტალიზაციისაგან განსხვავებით ასეთ გარდაქმნას



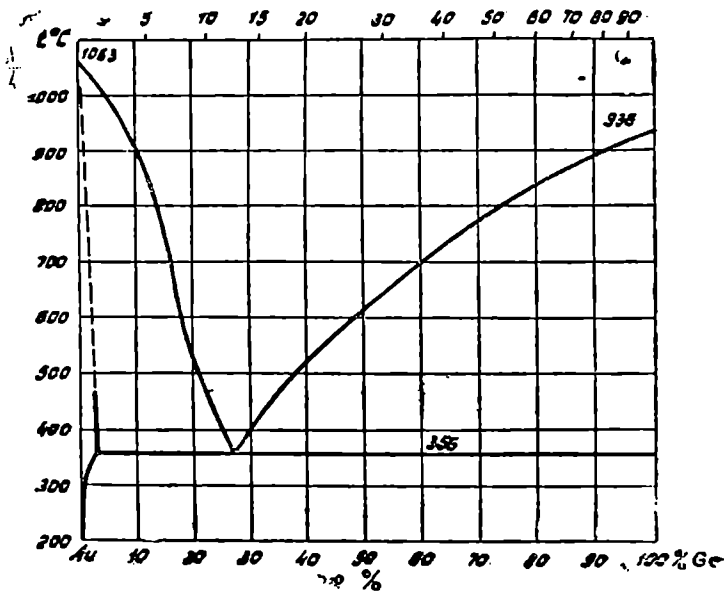
ნახ. 101. Ti-U მდგომარეობის დიაგრამა.

ევტექტოიდური გარდაქმნა ეწოდება, წარმოშობილ მიკრომექანიკურ ნარევის კი ევტექტოიდი. ევტექტოიდი ევტექტიკასთან შედარებით უფრო წვრილმარცვლოვანია, რადგან გარდაქმნა აქ მყარ ფაზაში ხდება. აღ-

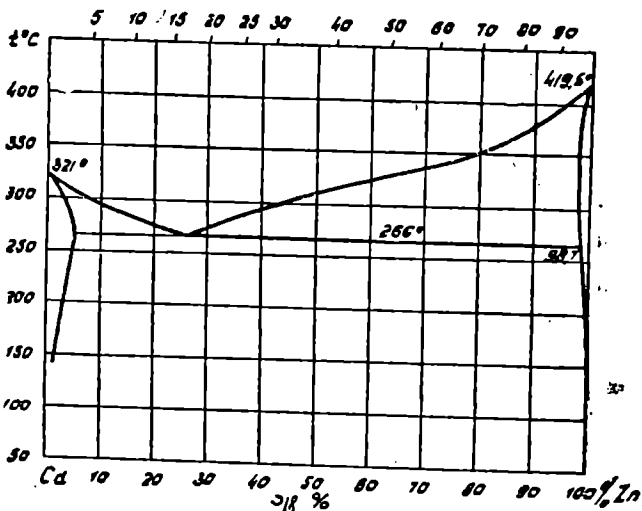
წერილი დიაგრამის ტიპურ მაგალითს წარმოადგენს რკინა-ნახშირბადის შენადნობთა მდგომარეობის დიაგრამა (იხ. ქვემოთ).



ნახ. 102. მყარი ხსნარის ნაწილობრივი დაშლა.



ნახ. 103. Au-Ge სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

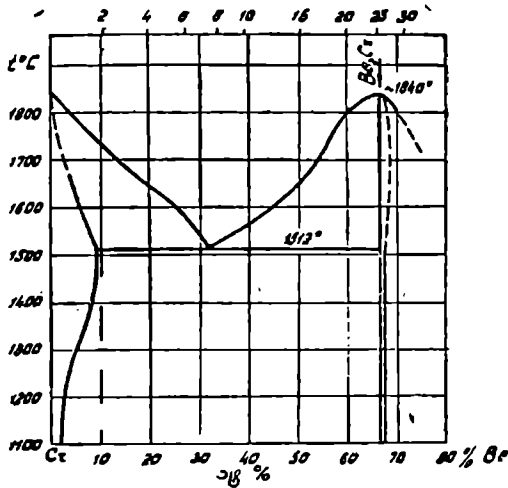


ნახ. 104. Cd-Zn სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

III. მაგნიტური გარდაქმნა

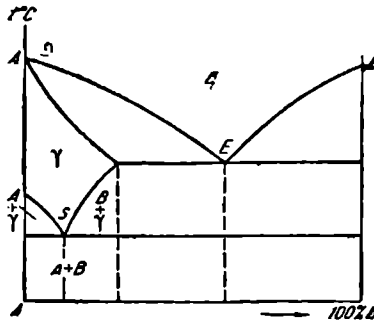
მაგნიტური გარდაქმნა, როგორც ზემოთ ვთქვეით, არ არის ფაზური გარდაქმნა, რადგან ამ დროს არ ხდება კრისტალური გისოსის გა-

დაჯგუფება. მაგრამ ეს გარდაქმნა შენადნობში გარკვეულ ცვლილებებთან არის დაკავშირებული, ამიტომ, თუკი არსებობს, იდგომარეობის დიაგ-



ნახ. 105. Cr—Be სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

რამებზე იგი ყოველთვის აღინიშნება თარაზული ან დახრილი ხაზით (ჩვეულებრივად პუნქტირით, მაგალითად, ნახ. 91, ნახ. 97).



ნახ. 106. მყარი ხსნარის სრული დაშლა.

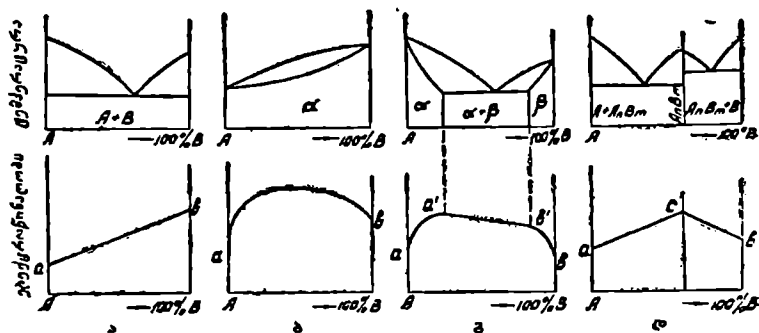
§ 23. შენადნობთა თვისებების დამოკიდებულება მდგომარეობის დიაგრამაზე. კურნაკოვის ძანონი

მდგომარეობის დიაგრამა გვიჩვენებს ნებისმიერი კონცენტრაციის შენადნობის მდგომარეობას ნებისმიერ ტემპერატურაზე, ანუ ამყარებს დამოკიდებულებას ტემპერატურასა და კონცენტრაციას შორის. შენად-

ნობთა ტექნიკური გამოყენებისათვის ღრამც თუ ნაკლები, არამედ შეიძლება ზეტი მნიშვნელობაც აქვს შენადნობთა ფიზიკურ, ქიმიურ და მექანიკურ თვისებებს და ამ თვისებების დაკავშირებას შენადნობთა კონცენტრაციასთან.

ამ მიმართულებით დიდი მუშაობაა ჩატარებული საბჭოთა მეცნიერების, კერძოდ კურნაკოვისა და მისი მოწაფეების მიერ.

ნ. ს. კურნაკოვისა და მისი სკოლის მეცნიერთა მიერ ჩატარებულმა უამრავი ცდა სისტემების ფიზიკურ-ქიმიური თვისებების შესწავლის დარგში. ამ ცდების შედეგად დადგენილია, რომ სისტემის შენადნობების თვისებათა ცვლა კონცენტრაციისაგან დამოკიდებულებით გარკვეული კანონზომიერებით ხდება და ამ კანონზომიერების ხასიათი მკიდროდა



ნახ. 107. ელექტროწინალობის ცვლა მდგომარეობის დიაგრამებისაგან დამოკიდებულებით.

დაკავშირებული მდგომარეობის დიაგრამის ტიპთან.

107-ე ნახაზზე მაგალითისათვის მოყვანილია ელექტროწინალობის ცვლის კანონზომიერება სხვადასხვა ტიპის სისტემებში (a და b წერტილები ყველგან A და B სუფთა: ლითონების ელექტროწინალობის მაჩვენებელია). როგორც ვხედავთ, შენადნობებში — მექანიკურ ნარევებში (ნახ. 107, ა) თვისებები ერთისა და მეორე კომპონენტის თვისებებს შორის სწორი ხაზის კანონით იცვლება. ეს ადვილი გასაგებიაა. შენადნობში — მექანიკურ ნარევეში ყველა მარცვალნი წარმოადგენს სუფთა A ან სუფთა B ლითონს თავისი შეუცვლელი კრისტალური გისოსით, ამიტომ რაიმე სიახლე თვისებებში მოსალოდნელი არ არის. შენადნობის თვისება უბრალოდ დამოკიდებულია A და B მარცვლების რაოდენობაზე. ამგვარად, თუ a სუფთა A ლითონის ელექტროწინალობაა, ხოლო b — სუფთა B ლითონისა, $A-B$ სისტემის ყველა შენადნობის ელექტროწინალობის მაჩვენებელი ab სწორ ხაზზე მდებარეობს. სრულიად ანალოგიურად შეიცვლება ყველა სხვა თვისება; მხოლოდ სწორი ხაზი ყოველ-

ვის გაივლის სუფთა ლითონების შესაბამისი თვისებების აღმნიშვნელ წერტილებს შორის.

შენადნობებში—მყარ ხსნარებში (ნახ. 107, ბ) ეს დამოკიდებულება უფრო რთულია და მრუდი ხაზით გამოიხატება. მეორე ელემენტის კონცენტრაციის გაზრდით ორივე შემთხვევაში ელექტროწინაღობა სუფთა ლითონის წინააღმდეგ შედარებით მატულობს, ამასთან პირველად, სუფთა ლითონთან ახლოს, ეს მატება ძალიან მკვეთრია, შემდეგ კი უფრო მდოვრე. ცხადია, რაიმე სხვა თვისება შეიძლება მცირდებოდეს და არა იზრდებოდეს, მაგრამ შ.მ.ცირების საერთო ხასიათი აღწერილის მსგავსი იქნება. როგორც ვხედავთ, აქ უკვე ადგილი აქვს თვისებათა გარკვეულ სიახლეს, რაც გამომდინარეობს იქიდან, რომ მყარი ხსნარის შემთხვევაში გახსნის კრისტალურ გისოსში ჩანაცვლებულია გახსნის ატომები და თავის ზეგავლენას ახდენენ კრისტალურ გისოსზე და მის თვისებებზე.

განსაზღვრული მყარი ხსნარების შემთხვევაში (ნახ. 107, გ) სისტემის ყოველ მონაკვეთზე დამოკიდებულება ზემოაღნიშნულის ანალოგიურია. სახელდობრ, α და β მყარი ხსნარების არეში ელექტროწინაღობა იცვლება მრუდი ხაზის კანონით, $\alpha + \beta$ მექანიკური ნარევის არეში კი სწორი ხაზის კანონით. ამასთან, ეს სწორი ხაზი გაივლის a' და b' წერტილებს შორის, სადაც a' არის ზღვრული α მყარი ხსნარის ელექტროწინაღობა, b' კი ზღვრული β მყარი ხსნარის ელექტროწინაღობა.

თუ სისტემაში ქიმიური ნაერთი წარმოიქმნება, ეს უკანასკნელი განსაკუთრებული თვისებებით ხასიათდება და თვისებათა მრუდზე ქიმიური ნაერთის თვისების წერტილი ყოველთვის ჰკვეთადაა გამოხატული. აღსანიშნავია, რომ ქიმიური ნაერთის სისალე და ელექტროწინაღობა ზმირად მნიშვნელოვნად (რამდენჯერმე) აღემატება სუფთა ლითონების იგივე თვისებებს (მაგალითად, კარბიდების, ნიტრიდების სისალე და სხვ.), ასევე მკვეთრად ეცემა სიბლანტე. დანარჩენ შემთხვევებში თვისებათა ცვლა ზემოაღწერილის ანალოგიურად ხდება, ე. ი. დამოკიდებულია იმაზე, თუ როგორ სისტემებს ქმნის ქიმიური ნაერთი A და B ელემენტებთან.

აღსანიშნავია, რომ თვისების მრუდების მკვეთრი გარდატეხა ერთ გარკვეულ კონცენტრაციაზე (ნახ. 107, დ) კარგად ადასტურებს ქიმიური ნაერთის არსებობას, თუ ეს არსებობა სხვა გზით დადგენილი არ არის. თუ სისტემაში აღებულ კონცენტრაციაზე ქიმიური ნაერთი არ წარმოიქმნება, თვისებათა ცვლის მრუდი აუცილებლად მდოვრე იქნება. თვისებათა ცვლის მრუდზე ქიმიური ნაერთისათვის დამახასიათებელი მკვეთრი გარდატეხის წერტილს სინგულარული წერტილი ეწოდება.

შემოთ განვიხილოთ ელექტროწინაღობის ცვლა. დანარჩენი თვისე-

ბების ცვლა კონცენტრაციისაგან დამოკიდებულებით ანალოგიურად ხდება, მხოლოდ ზოგი თვისება იცვლება იგივე მიმართულებით (სისალე, სიმტკიცე), ზოგი კი საწინააღმდეგო მიმართულებით (პლასტიკურობა, სიბლანტე). თვისებათა რაოდენობრივი ცვლილება, რასაკვირველია, ერთმანეთისაგან განსხვავებულია.

უნდა აღინიშნოს, რომ ზემოთ ჩვენ მიერ განხილული იყო კონცენტრაციისაგან დამოკიდებულებით თვისებათა ცვლის ზოგადი კანონზომიერებანი. პრაქტიკაში ადგილი აქვს მთელ რიგ გადახრებს. ასე, მაგალითად, შენადნობებში—მექანიკურ ნარევებში თვისებათა ცვლის სწორი ხაზის კანონი ყველაზე მართებული იქნება, თუ კონცენტრაცია მოცულობებშია გამოსახული. მნიშვნელობა აქვს აგრეთვე მარცვლოვანობას. ძალიან წვრილმარცვლოვანი ევტექტიკის შემთხვევაში თვისებათა მრუდზე ხანდახან ვლუბულობთ გარდატეხას (პიკს). სწორი ხაზის კანონი ირღვევა, აგრეთვე, თუ თვისებათა გამოცდებს ვაწარმოებთ მაღალ ტემპერატურაზე, რა დროსაც ადგილი აქვს გარკვეულ გარდაქმნებს თვით შენადნობებში. ზოგ შემთხვევაში სწორი ხაზის კანონი მექანიკური გამოცდების დროს ირღვევა, თუ ერთ-ერთი ფაზა ძალიან მყიდვეა, ანდა გამოყოფილია არაბელსაყრელი ფორმით და სხვ.

საერთოდ კი შეიძლება ვთქვათ, რომ კურნაკოვის კანონი საშუალებას გვაძლევს გარკვეული დანიშნულებით წინასწარ შევარჩიოთ შენადნობთა ტიპი და შემდეგ უფრო ვიწრო სფეროში ვეძიოთ საჭირო თვისებების მქონე შენადნობები. ასე, მაგალითად, ელექტროგამტარებად უნდა ავიღოთ მაქსიმალურად სუფთა ლითონები, ამასთან, გასუფთავების დროს განსაკუთრებული ყურადღება უნდა მივაქციოთ ისეთ მინარევეებს, რომლებიც ძირითად ლითონთან მყარ ხსნარს წარმოქმნის; მაღალი ელექტროწინააღობის მქონე კი შენადნობები—მყარი ხსნარები ან ქიმიური ნაერთები იქნება. შედარებით მეტი პლასტიკურობა მყარ ხსნარებს აქვს, განსაკუთრებით მაღალი სისალე—ქიმიური ნაერთებს (კარბიდებს, ნიტრიდებს). შენადნობები—მექანიკური ნარევეები ნაკლებ პერსპექტიულია, თუ არ განიცდის თერმულ დამუშავებას. თერმული დამუშავების შედეგად წარმოიქმნება ახალი სტრუქტურები თვისებათა ხელსაყრელი შეხამებით და სხვ.

§ 24. საპროპონენტიანი სისტემები

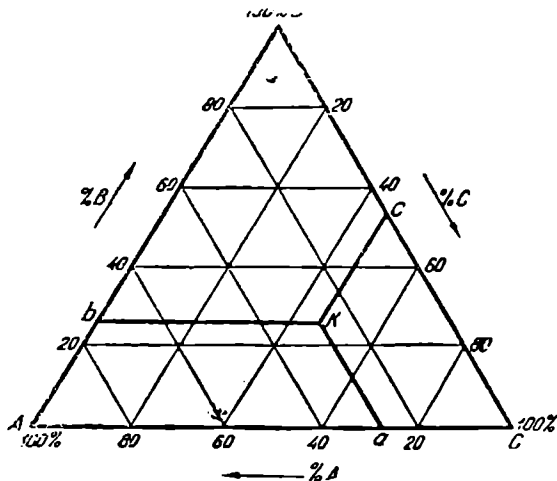
ზემოთ განხილული იყო ორკომპონენტიანი სისტემები და მათი მდგომარეობის დიაგრამები. ტექნიკაში ორკომპონენტიანი შენადნობებზე უფრო ხშირად სამი და მეტი კომპონენტისაგან შენდგარი შენადნობები გამოიყენება.

ასეთი შენადნობებისათვის მდგომარეობის დიაგრამის აგება სიბრ-

ტყუზე ველარ ხერხდება, რადგან სიბრტყე კონცენტრაციების გამოსახვისათვის გამოიყენება. თუკი ტემპერატურის ფაქტორსაც გავეთვალისწინებთ, მივიღებთ სივრცით დიაგრამას.

კონცენტრაციათა გამოსახვისათვის გამოყენებულია ტოლგვერდა სამკუთხედი, რომელსაც საკონცენტრაციო სამკუთხედი ეწოდება. ამ სამკუთხედზე ყოველ წვეროში პირობით აღებულია ერთი სუფთა კომპონენტი (A, B, C). მაშინ სამკუთხედის ყოველი გვერდი შეესაბამება ორკომპონენტიან სისტემას ($A-B, B-C, C-A$). ამგვარად, ყოველ გვერდზე ისრით ნაჩვენები მიმართულებით გადაზომილია შესაბამისი ელემენტის % ისე, რომ სამკუთხედის გვერდზე მდებარე ნებისმიერი წერტილი შეესაბამება გარკვეულ ორკომპონენტიან შენაღნობს. ყოველი წერტილი სამკუთხედის შიგნით კი შეესაბამება სამკომპონენტიან შენაღნობს.

სამკომპონენტიანი შენაღნობის კონცენტრაციის გამოსახვისათვის



ნახ. 108. საკონცენტრაციო სამკუთხედი.

გამოყენებულია ტოლგვერდა სამკუთხედის შემდეგი თვისება: სამკუთხედის შიგნით მდებარე ნებისმიერ წერტილზე გავლებული სამივე გვერდის პარალელური ხაზები სათანადო გვერდებზე მოკვეთს მონაკვეთებს, რომელთა ჯამი მუდმივია და გვერდის ტოლია. მაგალითად, K წერტილისათვის გვექნება $Ca + Ab + Bc = CA = AB = BC = 100\%$, სადაც Ca შეესაბამება A კომპონენტის %-ს, $Ab - B$ -ს %-ს, ხოლო $Bc - C$ კომპონენტის %-ს. როგორც ვხედავთ, A წვეროში $100\%A$ კომპონენტი გვაქვს, A -დან BC გვერდისაკენ A -ს, რაოდენობა კლებულობს და BC გვერდზე მისი

ჩაოდენობა ნულის ტოლია, ხოლო BC გვერდის ყველა პარალელურ ზახზე A -ს ჩაოდენობა წუდმივია.

სამკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამის აგება ექსპერიმენტული მონაცემებით ისევე ხდება, როგორც ორკომპონენტიანი სისტემისა. სახელდობრ, ყველა შესწავლილ შენადნობს ვიპოვით საკონცენტრაციო საძკუთხედზე და შესაბამისი წერტილებიდან ავმართავთ მართობებს—ტემპერატურულ ორდინატებს. ყოველ ორდინატზე აღვნიშნავთ გაცივების მრუდებზე მიღებულ კრიტიკულ ტემპერატურებს. ამგვარად, სიერცეში მივიღებთ ერთსახელა წერტილების რამდენიმე ჯგუფს, რომელთა ურთიერთმეერთების უფლება გვაქვს. მაგრამ, თუ ორკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამაზე ერთსახელა წერტილებს (მაგალითად, ლიკვიდუსის წერტილებს) ხაზებით ვაერთებდით, სამკომპონენტიანი სისტემის შემთხვევაში მათი შეერთება მხოლოდ ზედაპირებით შეიძლება. ამგვარი აგების შედეგად მივიღებთ სამკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამას ლიკვიდუსისა და სოლიდუსის ზედაპირებით.

სამკომპონენტიან სისტემებში, ისევე როგორც ორკომპონენტიანში, ელემენტა ურთიერთობა შეიძლება იყოს სხვადასხვანაირი. განსხვავებული იქნება, რასაკვირველია, მდგომარეობის დიაგრამებიც.

1. სამკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა მექანიკური ნარევის შემთხვევაში (I ტიპის დიაგრამა)

თუ სამი კომპონენტი A , B და C თხევად მდგომარეობაში ერთმანეთში განუსაზღვრელად იხსნება, ხოლო ნყარ მდგომარეობაში არც იხსნება, არც ქიმიურ ნერთს წარმოქმნის და იძლევა უბრალო მიკრომექანიკურ ნარევის, მდგომარეობის დიაგრამას აქვს შემდეგი სახე (ნახ. 109).

დიაგრამა წარმოადგენს საწახნაგა პრიზმას, რომლის წიბოებზე გვაქვს სუფთა კომპონენტების გამყარების ტემპერატურები (წერტილები A , B და C); წახნაგებზე გვაქვს ორკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამები (რაც კარგად შეიძლება დავინახოთ ამ პრიზმის ჯანშლაზე (ნახ. 110) და თვით პრიზმაზე კი სამკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

I ტიპის სამკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამაზე ვხედავთ ლიკვიდუსის სამ შტოს, რომელთაგან თითოეული წარმოადგენს შრულ ზედაპირს, ასეთებია e_3Ae_1E , e_1Be_2E და e_2Ce_3E (ნახ. 111). აღვნიშნავთ, რომ ყოველი მათგანი წარმოადგენს ერთ-ერთი (წვეროს შესაბამისი) კარბი კომპონენტის გამოკრისტალების საწყის ტემპერატურათა ზედაპირს. კერძოდ, e_3Ae_1E ზედაპირზე იწყება A კომპონენ-

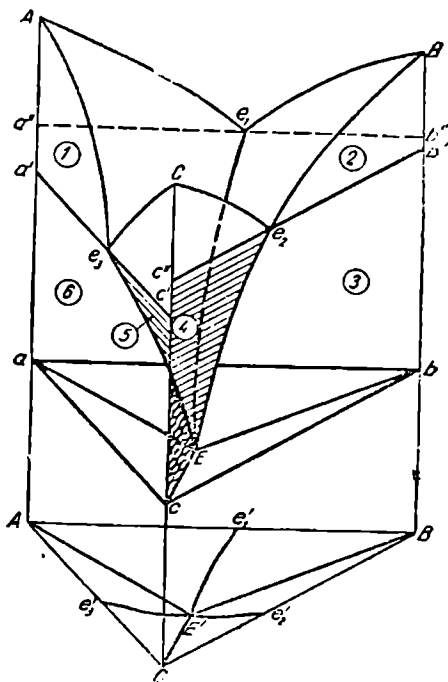
ტის გამოკრისტალდება, e_1Be_1E ზედაპირზე— B კომპონენტისა, ხოლო e_2Ce_2E ზედაპირზე კი C კომპონენტისა.

ლიკვიდუსის სამივე შტო თავს იყრის E წერტილში, სადაც ისინი თანხედებიან სოლიდუსის სიბრტყეს abc -ს. E წერტილი სამმაგი ევტექტიკის წერტილია, სადაც ერთდროულად მიდის სამივე კომპონენტის (A , B და C) კრისტალიზაცია. ესაბმისად abc აბრტყე სამმაგი ევტექტიკის სიბრტყეა (მთელი სისტემისათვის სოლიდუსის სიბრტყე). თუ სამკომპონენტიანი სისტემის სამმაგი ევტექტიკის კრისტალიზაციის პროცესს ფაზათა კანონით შევამოწმებთ, მივიღებთ, რომ სისტემის თავისუფლების ხარისხი

$$C = K + 1 - \Phi = 3 + 1 - 4 = 0,$$

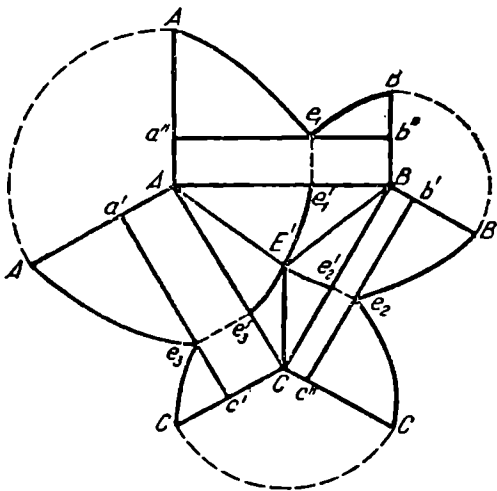
რადგან კომპონენტთა რიცხვი $K=3$, ხოლო ფაზათა რიცხვი ევტექტიკური კრისტალიზაციის პროცესში არის 4—ერთგვაროვანი თხევადი ფაზა, მყარი A , მყარი B და მყარი C . როგორც ვხედავთ, თავისუფლების ხარისხი ნულის ტოლია, რაც იმას ნიშნავს, რომ სამკომპონენტიანი სისტემაში სამმაგი ევტექტიკა მუდმივ ტემპერატურაზე ნონვარიანტული წონასწორობით მყარდება (მდგომარეობის დიაგრამაზე პორიზონტალური სიბრტყე).

ამგვარად, მექანიკური ნარევის შემთხვევაში სამკომპონენტიანი სისტემაში შენადნობთა უმრავლესობისათვის კრისტალიზაციის პროცესი იწყება ერთ-ერთი, ევტექტიკასთან შედარებით ქარბი კომპონენტის გამოკრისტალებით (იმიხედვით, თუ შენადნობი თავის კონცენტრაციით ლიკვიდუსის ზედაპირის რომელი შტოს ფარგლებში იმყოფება) და მთავრდება სამმაგი ევტექტიკის გამოკრისტალებით. გამონაკლისს ამ თვალსაზრისით წარმოადგენს: 1. შენადნობები, რომლებიც თავისი კონცენტრაციით განლაგდებიან e_1E , e_2E და e_3E ხაზებზე (ლიკვიდუსის



ნახ. 109. I ტიპის სამკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

ზედაპირების ურთიერთგადაკვეთის ხაზები) და რომლებშიც კარბი *A*, *B* ან *C* კომპონენტის გამოკრისტალდება არ ხდება, რადგან მათი შესაბამისი წერტილებიდან ამოთული ვერტიკალები ცალკე ლიკვიდუსის ზედაპირებს არ კვეთს, არამედ კვეთს მათ წყვილ-წყვილად ურთიერთგადაკვეთის ხაზებს; 2. შენადნობი, რომელიც თავისი კონცენტრაციით შესაბამისება *E* წერტილს, ანუ ევტექტიკური შენადნობი.



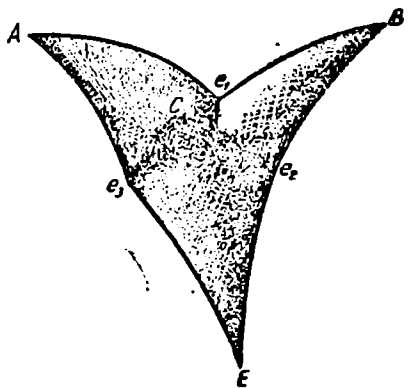
ნახ. 110. I ტიპის სამკომპონენტიანი სისტემის დიაგრამის განშლა.

აღსანიშნავია, რომ სამკომპონენტიანი სისტემაში არსებობს ორკომპონენტიანი ევტექტიკებიც, რომელთა გამყარება შესაბამის ზედაპირებზე იწყება და მიმდინარეობს ტემპერატურათა მონაკვეთში. მართლაც, სამკომპონენტიანი სისტემაში ორმაგი ევტექტიკის კრისტალიზაციის პროცესისათვის თავისუფლების ხარისხი

$$C = K + 1 - \Phi = 3 + 1 - 3 = 1,$$

რადგან კომპონენტთა რიცხვი $K=3$, ფაზათა რიცხვი კი ორმაგი ევტექტიკის კრისტალიზაციის დროს 3-ის ტოლია—ერთგვაროვანი თხევადი ხსნარი, მყარი *A* და მყარი *B* (*B* და *C* ან *C* და *A*). ამგვარად, წონასწორობა ერთგვარიანიანი და კრისტალიზაცია მიმდინარეობს არა მუდმივ ტემპერატურაზე (როგორც სამმაგი ევტექტიკა სამკომპონენტიანი სისტემაში ან ორმაგი ევტექტიკა ორკომპონენტიანი სისტემაში), არამედ ტემპერატურათა მონაკვეთში.

ორმაგი ევტექტიკის კრისტალიზაციის ზედაპირი სამკომპონენტიანი სისტემაში ექვსია. ეს

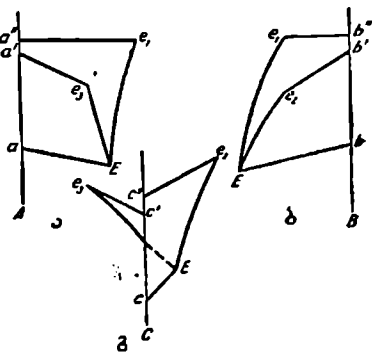


ნახ 111. I ტიპის სამკომპონენტიანი სისტემის დიაგრამის ლიკვიდუსის ზედაპირები.

ზედაპირები წყვილ-წყვილად ეყრდნობა პრიზმის წიბოებს. ორმაგი ევტექტიკების ზედაპირებია: C წიბოსთან — $e_1c'eE$ და $e_2c'eE$ (ნახ. 112, გ); A წიბოსთან — $e_1a'aE$ და $e_2a'aE$ (ნახ. 112, ა); B წიბოსთან — $e_1b'bE$ და $e_2b'bE$ (ნახ. 112, ბ). ყოველი წიბოდან გამომავალი ორი ზედაპირი იკვეთება

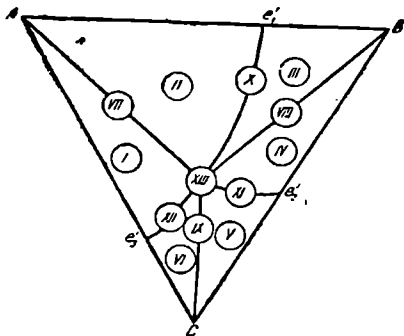
სამმაგი ევტექტიკის ზედაპირზე (შესაბამისი გადაკვეთის ხაზებია e_1E , aE და bE). შენადნობები, რომლებიც თავისი კონცენტრაციებით ამ ხაზებზე მდებარეობენ, ორმაგი ევტექტიკის კრისტალიზაციას არ განიცდიან და მათში ქარბი კომპონენტის კრისტალიზაციის შემდეგ უშუალოდ მიმდინარეობს სამმაგი ევტექტიკის კრისტალიზაცია.

მიღებულ ექვსი ორმაგი ევტექტიკის ზედაპირზე იწყებს გამყარებას სამი ორმაგი ევტექტიკა, შესაბამისად ის, რომლის ორმაგი სისტემის ევტექტიკის ხაზს ეყრდნობა ეს ზედაპირები. სახელდობრ, 1 და 2 ზედაპირზე გამყარდება $A+B$ ორმაგი ევტექტიკა, 3 და 4 ზედა-



ნახ. 112. I ტიპის სამკომპონენტური დიაგრამის ორმაგი ევტექტიკების ზედაპირები.

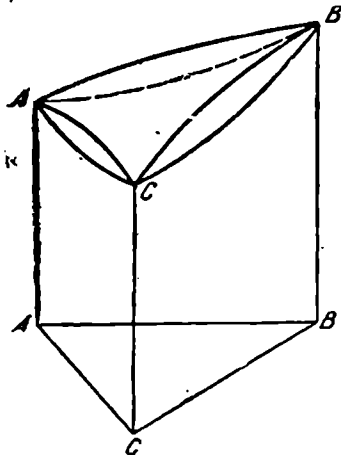
პირზე — $B+C$ ევტექტიკა, ხოლო 5 და 6 ზედაპირზე — $C+A$ ევტექტიკა. არ უნდა დაგვავიწყდეს, რომ ყველა ამ შენადნობში ორმაგი ევტექტიკის გამყარებამდე მიმდინარეობს ქარბი კომპონენტის გამყარება, შემდეგ კი მოხდება სამმაგი ევტექტიკის გამყარება. ამგვარად, ორმაგი ევტექტიკის გამყარება აქ შუალედი პროცესია. e_1E , e_2E და e_3E ხაზებზე ეს წყვილ-წყვილი ორმაგი ევტექტიკის ზედაპირები იკვეთება ერთმანეთთან და ლიკვიდუსის შტოვებთან. სწორედ ამ ხაზებზე განლაგებულ შენადნობებში ქარბი



ნახ. 113. I ტიპის სამკომპონენტური სისტემის დიაგრამის კონცენტრაციული სამკუთხედი ტიპური სტრუქტურული არეებით.

კომპონენტის გამოკრისტალდება არ ხდება და კრისტალიზაციის პროცესი იწყება უშუალოდ შესაბამისი ორმაგი ევტექტიკის გამოკრისტალებით (მთავრდება სამმაგი ევტექტიკის კრისტალიზაციით). სხვათაშორის e_1E ,

$\epsilon_2 E$ და $\epsilon_3 E$ ხაზები გვიჩვენებს მესამე კომპონენტის გავლენას ორმაგ ევტექტიკის კრისტალიზაციის ტემპერატურაზე. როგორც ვხედავთ, ყოველი ორმაგი ევტექტიკისათვის მესამე კომპონენტი კრისტალიზაციის ტემპერატურას დაბლა სწევს.



ნახ. 114. II ტიპის სამკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

113 ე ნახაზზე გამოხატულია საკონცენტრაციო სამკუთხედი და ნაჩვენებია სხვადასხვა სტრუქტურებით დახასიათებული კონცენტრაციული არეები. პირობით $(A+B)$, $(B+C)$ და $(C+A)$ -თი აღვნიშნოთ ორმაგი ევტექტიკები, ხოლო $(A+B+C)$ -თი — სამმაგი ევტექტიკა:

VII. $A+(A+B+C)$

VIII. $B+(A+B+C)$

IX. $C+(A+B+C)$

I. $A+(A+C)+(A+B+C)$

II. $A+(A+B)+(A+B+C)$

III. $B+(A+B)+(A+B+C)$

IV. $B+(B+C)+(A+B+C)$

V. $C+(B+C)+(A+B+C)$

VI. $C+(C+A)+(A+B+C)$

X. $(A+B)+(A+B+C)$

XI. $(B+C)+(A+B+C)$

XII. $(C+A)+(A+B+C)$

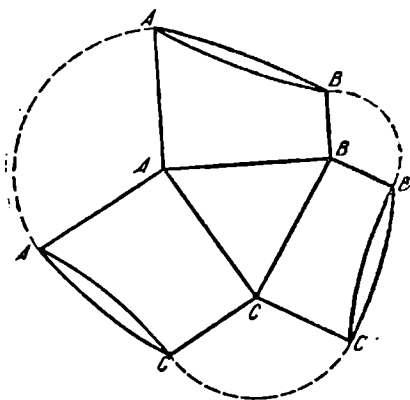
XIII. $(A+B+C)$

ამგვარად, ზემოაღწერილ სისტემაში სულ შეიძლება გვექონდეს ცამეტნაირი შენადნობი, რომლებიც ერთმანეთისაგან კრისტალიზაციის პროცესით და საბოლოოდ კი სტრუქტურული შექცევებით განსხვავდებიან (I ტიპის ორკომპონენტიან სისტემაში შენადნობთა ასეთი ჯგუფი მხოლოდ სამია: ქვეევტექტიკური, ევტექტიკური და ზევტექტიკური).

2. სამკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა განუსაზღვრელი ხსნადობის შემთხვევაში (II ტიპის დიაგრამა)

თუ სამი კომპონენტი A , B და C ურთიერთგანუსაზღვრელად იხსნება როგორც თხევად, ისე მყარ მდგომარეობაში, მდგომარეობის დიაგრამას აქვს შემდეგი სახე (ნახ. 114).

როგორც ნახაზიდან ჩანს, ასეთი დიაგრამა გაცილებით უფრო მარტივია, ვიდრე მექანიკური ნარევის შემთხვევაში. ყველა შენადნობი მყარდება ტემპერატურათა მონაკვეთში ლიკვიდუსსა და სოლიდუსს შორის. ამგვარად, დიაგრამაზე გვაქვს მხოლოდ ორი ზედაპირი: ლიკვიდუსის ზედაპირი, რომელიც ჩვეულებრივად ამოზნექილია, და სოლიდუსის ზედაპირი, რომელიც ჩაზნექილია. სამწახნაგა პრიზმის წახნაგებზე ამ ზედაპირების კვლები გვაძლევს სამ ორკომპონენტიანი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამას (ლიკვიდუსის და სოლიდუსის ხაზებს), რაც კარგად ჩანს პრიზმის განშლაზე (ნახ. 115).



ნახ. 115. II ტიპის სამკომპონენტიანი სისტემის დიაგრამის განშლა.

A, B და *C* წერტილებში ეს ორი ზედაპირი (ლიკვიდუსის და სოლიდუსის ზედაპირი) ერთმანეთს ხვდება, სადაც გვაქვს სუფთა კომპონენტების დნობის ტემპერატურები.

მოცემულ დიაგრამაზე (იხე, როგორც მექანიკური ნარევის შემთხვევაში) ნებისმიერი სამკომპონენტიანი შენადნობისათვის შეგვიძლია ვიპოვოთ ლიკვიდუსისა და სოლიდუსის ტემპერატურები. ამისათვის, უბირველეს ყოვლისა, საკონცენტრაციო სამკუთხედზე ვიპოვით მოცემული შენადნობის შესაბამის წერტილს და შემდეგ ამ წერტილიდან ავმართავთ მართობს. მართობის გადაკვეთა სოლიდუსის და ლიკვიდუსის ზედაპირებთან მოგვცენს საძიებელ ტემპერატურებს.

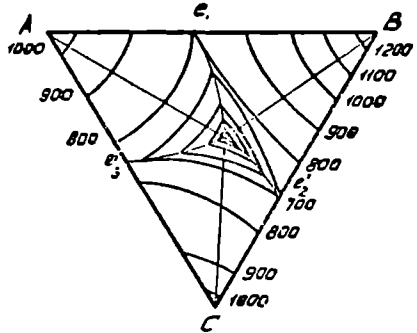
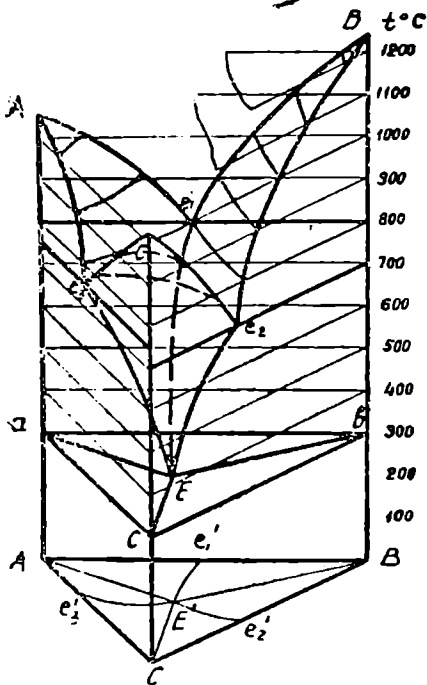
აღსანიშნავია, რომ სივრცითი დიაგრამებით სარგებლობა ძალიან ძნელია, ამიტომ ჩვეულებრივად მიმართავენ მათ ჰორიზონტალურ (იზოთერმულ) და ვერტიკალურ კრილებს.

3. სამკომპონენტიანი სისტემის დიაგრამების ჰორიზონტალური და ვერტიკალური კრილები
 ა. კრილები სამკომპონენტიანი სისტემის დიაგრამაზე მექანიკური ნარევის წარმოქმნის შემთხვევაში

ჰორიზონტალური კრილების აგება მდგომარეობს იმაში, რომ მდგომარეობის დიაგრამას ვკვეთთ ჰორიზონტალური სიბრტყეებით, რომ

მელთაგან ყოველი გარკვეულ ტემპერატურას შეესაბამება (იზოთერმები). იზოთერმები კვეთს დიაგრამის ყველა ზედაპირს. გადაკვეთის კვალის დაგვიგმილება საკონცენტრაციო სამკუთხედზე გვაძლევს იზოთერმებს,

რომელთა მიხედვით ყოველი შენადობისათვის შეგვიძლია ვახვსაზღვროთ ძესაბაიისი გარდაქმნის ტემპერატურა. ჩვეულებრივად ლიკვიდუსისა და სოლიდუსის იზოთერმებს ცალკე სამკუთხედზე აგვგმილებენ. კერძოდ, I ტიპის (მეტანოური ნარევი) დიაგრამის შემთხვევაში სოლიდუსის ტემპერატურა მუდმივია (ვერტიკალური ტემპერატურა), ამიტომ იზოთერ-



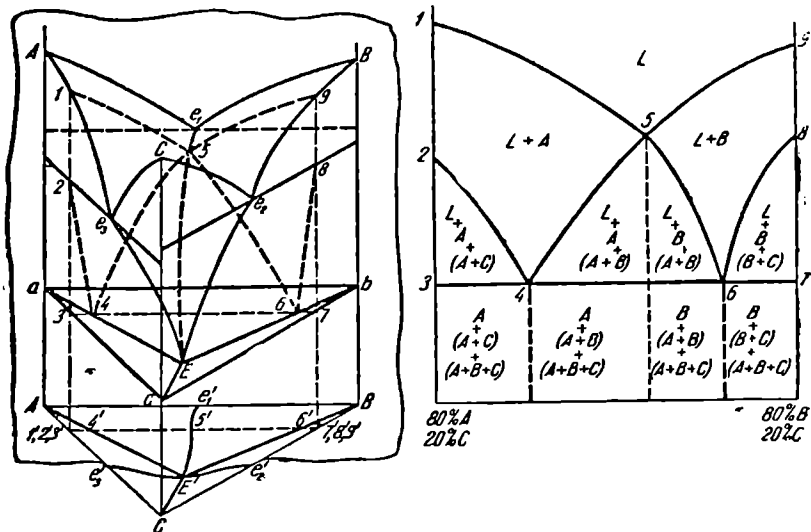
ნახ. 116. იზოთერმული კრილები I ტიპის სამკომპონენტის დიაგრამაზე.

მების აგება და მათი დაგვიგმილება საკონცენტრაციო სამკუთხედზე პარტო ლიკვიდუსისათვის ხდება (ნახ. 116).

ვერტიკალური კრილების აგებისათვის დიაგრამას კვეთენ ვერტიკალური სიბრტყით, რომელიც ჩვეულებრივად შეესაბამება ერთ-ერთი კომპონენტის რაიმე მუდმივ მნიშვნელობას. მაშინ შევთავი სიბრტყე საკონცენტრაციო სამკუთხედის ერთ-ერთი გვერდის პარალელურად გაფლის და გვერდის მოპირდაპირე წვეროზე მოთავსებული სუფთა ელემენტის გარკვეულ მნიშვნელობას შეესაბამება.

შილებული ვერტიკალური კრილი, მაგალითად, C კომპონენტის მუდმივი (20 %) მნიშვნელობისათვის, ნაჩვენებია 117-ე ნახაზზე.

კრილის ფუძეზე აბსცისის სათავეში გვექნება 20% C და 80% A . ხოლო აბსცისის ბოლოში კი შესაბამისად 20% C და 80% B . აბსცისაზე, ამგვარად, გვაქვს A და B კომპონენტის ცვლა ჯამში 80% -ის



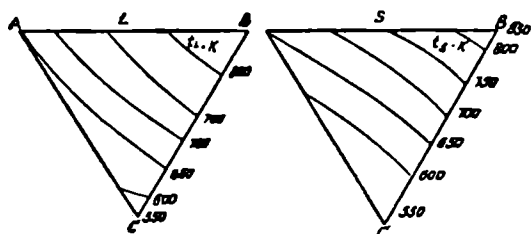
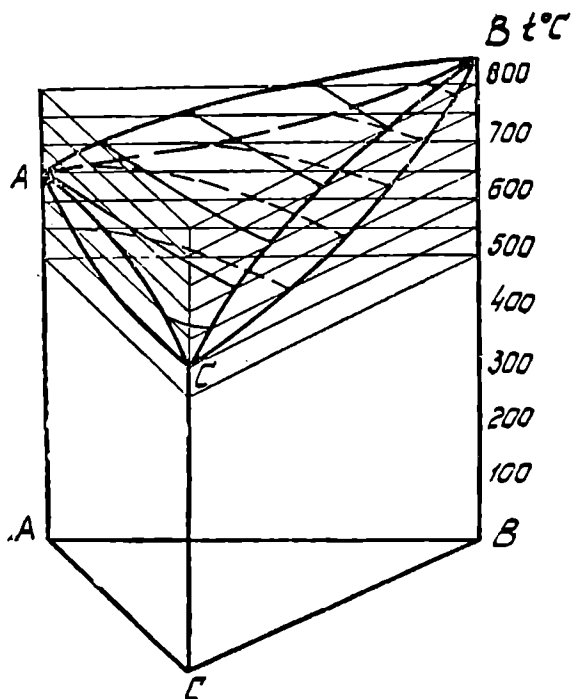
ნახ. 117. 1 ტიპის სამკომპონენტიანი დიაგრამის ვერტიკალური კრილი.

ზღვრებში ($C=20\%$ ყოველთვის მუდმივი რჩება).

ბ. კრილები სამკომპონენტიანი სისტემის დიაგრამაზე განუსაზღვრელი ხსნადობის შემთხვევაში.

ჰორიზონტალური (იზოთერმული) კრილების ვეგმილები ამ შემთხვევაში ორნაირი აიგება: ცალკე ლიკვიდუსისა და ცალკე სოლიდუსისათვის, ორ საკონცენტრაციო სამკუთხედზე (ნახ. 118). ამგვარად, ერთი გარკვეული შენადნობისათვის ერთ სამკუთხედზე ლიკვიდუსის ტემპერატურას ვპოულობთ, მეორეზე კი სოლიდუსისას. მაგალითად, შენადნობისათვის 20% A , 60% B და 20% C (K წერტილი) ლიკვიდუსის ტემ-

პერატურას გვიჩვენებს t_1 წერტილი (დაახლოებით 850°), ხოლო სოლიდუსის ტემპერატურას t_2 წერტილი (დაახლოებით 820°) (გასაგებია, რომ

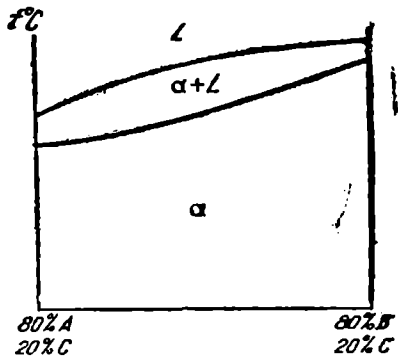


ნახ. 118. იზოთერმული კრილები II ტიპის სამკომპონენტის დიაგრამაზე.

ერთმანეთთან რაც უფრო ახლოა აღებული იზოთერმები, მით უფრო მეტად ზუსტი იქნება ჩვენი წარმოდგენა აღებული შენადნობის ლიკვიდ-
1,2

დუსისა და სოლიდუსის ტემპერატურებზე, რადგან სიზუსტე აზო-თერმებს შორის მანძილით განისაზღვრება).

ვერტიკალური კრილი იგივე მუდმივი 20% C კომპონენტისათვის ნაჩვენებია 119-ე ნახაზზე. აბსცისაზე აქაც გვაქვს A და B-ს ცვლა ჯანში 80%-ის ზღვრებში მუდმივი 20% C-ს პირობებში. ამიტომ კიდურ ორდინატებზე ლიკვიდუსისა და სოლიდუსის ხაზები ერთნაწილად არ თანხვედება (სულთა კომპონენტი არა გვაქვს).



ნახ. 119. α ტიპის სამკომპონენტიანი დი-აგრამის ვერტიკალური კრილი.

თ ა ვ ი V

რკინა-ნახშირბადის შენადნობების მდგომარეობის ღიაგრაფა

ტექნიკაში ყველაზე ღიდი გამოყენება ჰპოვა რკინის შენადნობებმა ნახშირბადთან—ფოლადმა და თუჯმა. სინამდვილეში ეს შენადნობები გარდა რკინისა და ნახშირბადისა შეიცავენ მთელ რიგ სხვა მინარევებს. რომელთაგან აუცილებელია Si, Mn, S, P და ყველა ეს მინარევი, რასაკვირველია, გარკვეულ გავლენას ახდენს ფოლადსა და თუჯზე. მიუხედავად ამისა, თეორიულად ფოლადი და თუჯი მიჩნეულია როგორც ორკომპონენტური რკინა-ნახშირბადის შენადნობები და მათზე დამატებითი ელემენტების გავლენა ცალკე განიხილება.

აღნიშნულის გამო, რკინა-ნახშირბადის შენადნობთა შესწავლა რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის ღიაგრაფით ხდება. მაგრამ მანამდე, ვიდრე ამ ღიაგრამის განხილვაზე გადავიდოდეთ, შევჩერდეთ თვით რკინასა და ნახშირბადზე და მათ ურთიერთქმედებაზე.

§ 25 რ კ ი ნ ა

რკინა მიეკუთვნება შავ ლითონებს. მისი ღნობის ტემპერატურაა 1539°. იგი ხასიათდება დაბალი სისალითა და სიმტკიცით (HB 80; σ_{25} —30 კგ/მმ²) და მაღალი პლასტიკურობითა და სიბლანტით (δ —50%; ψ —85%; a_{κ} —30 კგმ/სმ²). ფიზიკური თვისებებიდან რკინისათვის დამახასიათებელია საკმაოდ მაღალი ელექტრო და თბოგამტარობა და ფერომაგნიტიზმი.

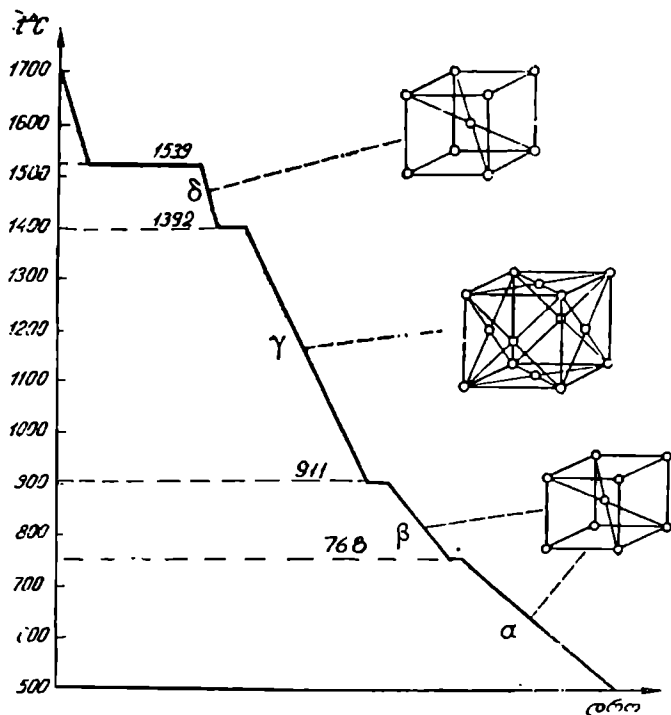
აღსანიშნავია, რომ აბსოლუტურად სუფთა რკინა (ისევე როგორც სხვა ლითონები) არ არსებობს. პრაქტიკულად ხდება „სუფთა“ რკინის ძილება სისუფთავით 99,98%, რომელშიც მაინც რჩება მინარევების გარკვეული რაოდენობა—0,01—0,02%. აღნიშნული სისუფთავის რკინის ღნობის ტემპერატურა 1539°-ია. აუცილებელი მინარევების რაოდენობა ტექნიკის განვითარებასთან ერთად სულ კლებულობს, ამიტომ მოსალოდნელია ღნობის ტემპერატურის ცვლილებაც. სწორედ ამით აიხსნება სხვადასხვა ლიტერატურულ წყაროებში მოცემული ღნობის ტემპერატურის სხვადასხვაობა—შესწავლილია სხვადასხვა სისუფთავის რკინა.

რკინისათვის განსაკუთრებით დამახასიათებელია მისი ალოტროპიზმი. რკინის გაცივების მრუდი ნაჩვენებია 120-ე ნახაზზე.

როგორც ვხედავთ, გამდნარი რკინა გაცივების პროცესში 1539°-ზე გამყარებას განიცდის.

თხევადი რკინის მყარ მდგომარეობაში გადასვლა სითბოს დიდი რაოდენობის გამოყოფით ხდება, ამიტომ გაცივების მრულზე მიიღება საკმაოდ შესამჩნევი ჰორიზონტალური ბაქანი.

მყარ რკინაში გაცივების პროცესში ადგილი აქვს სამ გარდაქმნას, აქედან გამომდინარე, წინათ ფიქრობდნენ, რომ რკინას ახასიათებს ოთხი ალოტროპიული სახესხვაობა (რომელთაც აღნიშნავენ α , β , γ და δ ასო-



ნახ. 120. რკინის გაცივების მრული და ალოტროპიულ სახესხვაობათა კრისტალური გისოსები.

ებით) და გაცივების მრულზე მიღებული კრიტიკული წერტილები ამ სახესხვაობათა ურთიერთგარდაქმნის ტემპერატურებია.

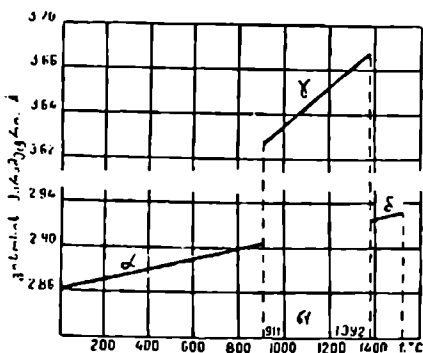
შემდგომში რენტგენოსტრუქტურულმა კვლევამ გვიჩვენა, რომ რკინის ალოტროპიულ სახესხვაობათა რაოდენობა ნაკლებია.

სახელდობრ, 1539°-ზე რკინის გამყარების დროს წარმოქმნილი კრისტალური გისოსი სივრცით დაცენტრებულ კუბს წარმოადგენს და იგი δ ასოთი აღინიშნება. ასეთი სტრუქტურა გაცივების პროცესში მდგრადია

მხოლოდ 1392-მდე. ამ ტემპერატურაზე ხდება კრისტალური გისოსის გადაჯგუფება: სივრცით დაცენტრებული კუბი იქცევა წახნაგდაცენტრებულ კუბად. უქანასკნელი პირველთან შედარებით ატომების გაცილებით უფრო მკიდრო წყობით ხასიათდება, ამიტომ პროცესი მოცულობის მკვეთრი შემცირებით მიმდინარეობს. მკვეთრად იცვლება აგრეთვე ამ დროს კრისტალური გისოსის პარამეტრი. ეს სტრუქტურა γ ასოთი აღინიშნება და იგი მდგრადია მხოლოდ 911°-მდე. 911°-ზე რკინის კრისტალურ გისოსში კვლავ მიმდინარეობს ატომთა გადაჯგუფება და წარმოიქმნება ისევ სივრცით დაცენტრებული კუბი—ძველი აღნიშვნით β გისოსი.

რენტგენოსტრუქტურული კვლევებით ამეამად დადგენილია, რომ β და α რკინას ერთნაირი კრისტალური სტრუქტურა ახასიათებს და კრიტიკული წერტილი 768°-ზე შეესაბამება არა კრისტალური გისოსის გარდაქმნას, არამედ მხოლოდ მაგნიტურ გარდაქმნას, რომელიც ატომის შიგნით ელექტრონთა გადაჯგუფების შედეგია. 768°-ზე გაცივების პროცესში α რკინა იძენს ფერომაგნიტურ თვისებებს, რომლებიც მას მაღალ ტემპერატურაზე (768°-ზე ზევით) დაკარგული ჰქონდა (ე. წ. კიურის წერტილი).

ამგვარად, საბოლოოდ მიღებულია, რომ რკინას ახასიათებს ორი ალოტროპიული სახესხვაობა α (ბ) და γ რკინა. რკინის α და β სახესხვაობათა იდენტურობას კარგად ამტკიცებს დიაგრამა, რომელზედაც გამოსახულია რკინის კრისტალური გისოსების პარამეტრების დამოკიდებულება ტემპერატურაზე (ნახ. 121). როგორც დიაგრამაზე ვხედავთ, ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით β რკინის პარამეტრის ცვლის ხაზი α რკინის პარამეტრის



ნახ. 121. რკინის კრისტალური გისოსების პარამეტრის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.

ხაზი α რკინის პარამეტრის ცვლის ხაზის უშუალო გაგრძელებაა, β რკინის პარამეტრის ცვლის ხაზი კი მათ გაგრძელებას წარმოადგენს. რაც შეეხება γ რკინის კრისტალურ გისოსს, იგი მთლიანად ამოვარდნილია ამ სწორიდან და სიდიდით მკვეთრად განსხვავებული. ამავე დროს დიაგრამაზე ვხედავთ, რომ ორივე კრისტალურ გისოსს (α და γ) ახასიათებს ბუნებრივი თვისება—პარამეტრის მდოვრე ზრდა ტემპერატურის გადიდებასთან.

§ 26. ნახშირბადი და მისი უკთივეტობა ჩკინასთან

ნახშირბადი მეტალოიდი, რომელიც არსებობს ორი ალოტროპიული სახით: გრაფიტისა და ალმასის სახით (რთული კრისტალური გისოსებით).

ნახშირბადის ატომი ხასიათდება მცირე დიამეტრით— $1,54 \text{ \AA}$ (ნახშირბადის იონის სიდიდე კიდევ უფრო მცირეა). ამავე დროს რკინის წახნაგადცენტრებული კუბის ცენტრში არსებობს თავისუფალი ადგილი, რომლის ზომა $1,02 \text{ \AA}$ -ის ტოლია. ამიტომ ნახშირბადი ადვილად იძლევა ჩანერგვის მყარ ხსნარს რკინის γ მოდიფიკაციაში. ნახშირბადის ჩანერგვის გამო რკინის გისოსი, რასარკვირველია, მახინჯდება, მისი პარამეტრი იზრდება. ნახშირბადის მყარ ხსნარს რკინის γ მოდიფიკაციაში აუსტენიტი ეწოდება და იგი γ ასოთი აღინიშნება. აუსტენიტის კრისტალური გისოსი შეიძლება წარმოვიდგინოთ ისე, როგორც ეს ნაჩვენებია 122-ე ნახაზზე.

რკინის α მოდიფიკაციის სივრცით დაცენტრებულ კუბში ნახშირბადისათვის ადგილი არ არის, ამიტომ იხსნება ნახშირბადის ძალიან მცირე რაოდენობა. ფიქრობენ, რომ ეს გახსნა მხოლოდ კრისტალური გისოსის დეფექტების ხარჯზე ხდება და თვით α რკინის ელემენტური გისოსისათვის დამახასიათებელი არ არის.

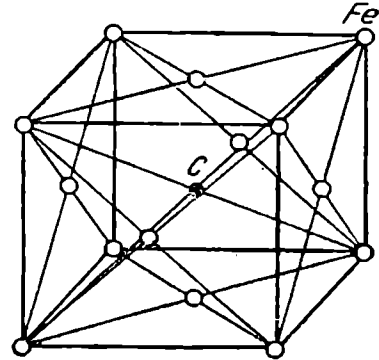
ნახშირბადის მყარ ხსნარს α რკინაში ფერიტი ეწოდება და იგი α ასოთი აღინიშნება.

გარკვეულ კონცენტრაციაზე ნახშირბადი რკინასთან წარმოქმნის ქიმიურ ნაერთს Fe_3C , რომელსაც ცემენტიტი ეწოდება და რომელიც შეიცავს ნახშირბადის 6,67 წონით პროცენტს.

აღსანიშნავია, რომ ცემენტიტში როგორც რკინის, ისე ნახშირბადის ატომები იონიზებულია (ელექტრონები გაცემული აქვთ). ამგვარად, აქ ადგილი აქვს გარკვეულ ლითონურ კავშირებს. ალბათ, სწორედ ამიტომ, თვით ცემენტიტიც ლითონური თვისებების მატარებელია: მას ახასიათებს ელექტროგამტარობა, ლითონური ბზინვა. გარდა ამისა, ცემენტიტს ახასიათებს მცირეოდენი ფერომაგნიტიზმი, რომელსაც იგი ხურების დროს 210° -ზე კარგავს.

ბოლოს უნდა აღინიშნოს, რომ რკინა-ნახშირბადის შენადნობებში ნახშირბადი შეიძლება სუფთა გრაფიტის სახითაც არსებობდეს.

ამგვარად, რკინა-ნახშირბადის შენადნობებში ნახშირბადი შეიძლე-



ნახ. 122. აუსტენიტის კრისტალური გისოსი.

ბა იყოს γ ან α რკინაში გახსნილი, ცემენტის სახით ან სუფთა გრაფიტის სახით.

§ 27. რკინა-ნახშირბადის შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა

რკინა-ნახშირბადის შენადნობთა თეორიულ შესწავლას და შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამას ჯერ კიდევ 1868 წელს საფუძველი ჩაუყარა რუსმა ინჟინერმა დ. კ. ჩერნოვმა. მან აღმოაჩინა, რომ ფოლადი გახურებისას განიცდის რალაც ცვლილებებს, რომლებსაც მკვეთრი გავლენა აქვთ ფოლადის თვისებებზე და მის დამუშავებადობაზე (ტექნოლოგიურობაზე).

პირველი გარდაქმნის შესაბამისი ტემპერატურა ჩერნოვმა a ასოთი აღნიშნა და დაადგინა, რომ a ტემპერატურაზე ქვემოთ გახურებული ფოლადი შემდეგ წრთობას აღარ განიცდის (თანამედროვე გაგებით ეს წერტილი 727° შესაბამება).

მეორე გარდაქმნის შესაბამისი ტემპერატურა ჩერნოვმა b ასოთი აღნიშნა და თვლიდა, რომ ამ წერტილის ზემოთ ფოლადი ამორფულია, ამიტომ კარგად იქედება. b წერტილზე დაბალ ტემპერატურაზე ფოლადის ქედვა ბზარებს იძლეოდა. ამჟამად ცნობილია, რომ ფოლადი ამ ტემპერატურის ზევით, ისე როგორც მის ქვევით, კრისტალური აგებულებისაა, მაგრამ ხასიათდება მაღალი პლასტიკურობით და ამიტომ კარგად იქედება (კარგად მუშავდება წნევით).

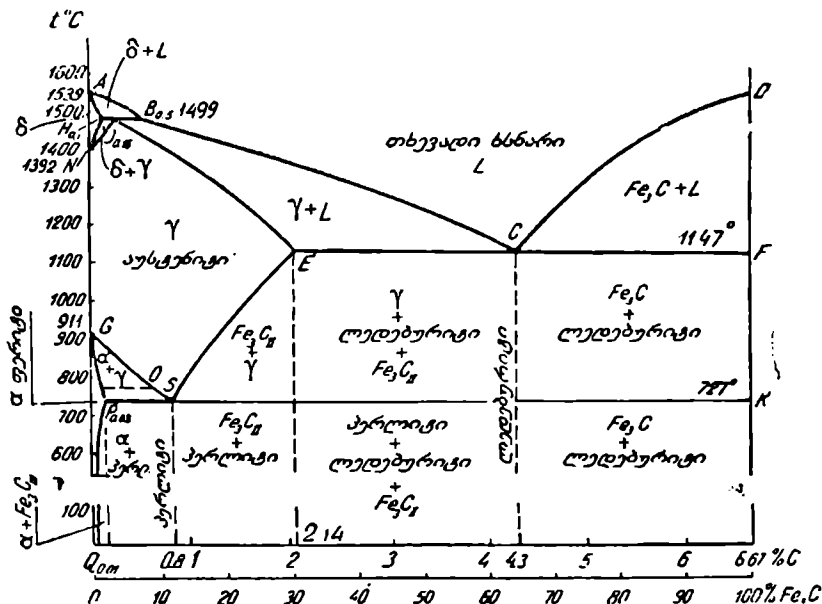
ამგვარად, ჩერნოვმა პირველმა აღმოაჩინა კრიტიკული წერტილების, გარდაქმნების არსებობა ფოლადსა და რკინაში და საფუძველი ჩაუყარა რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამას. აღსანიშნავია, რომ იმ დროს, როდესაც ჩერნოვმა გამოაქვეყნა თავისი პირველი შრომა, მაღალი ტემპერატურების გაზომვა ჯერ ათვისებული არ იყო, ამიტომ ჩერნოვმა ვერ განსაზღვრა a და b წერტილების ტემპერატურები. მაგრამ მით უფრო განსაცვიფრებელია ის ფაქტი, რომ ამ კრიტიკული წერტილების არსებობა მის მიერ დადგენილ იქნა ტემპერატურის გაზომვის გარეშე, თვალთ დაკვირვებით.

ამის შემდეგ რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამის შესწავლისათვის მრავალ მკვლევარს უმუშავია და ამ უდიდესი კოლექტიური შრომის შედეგად დიაგრამამ მიიღო ის სახე, რომლითაც ჩვენ მას დღეს წარმოვადგენთ. უნდა ვიფიქროთ, რომ ამიერიდან ამ დიაგრამაში შეიძლება შეტანილ იქნეს კიდევ ზოგიერთი ცვლილებები, მაგრამ მისი საერთო სახე, ალბათ, უკვე უცვლელი დარჩება.

რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამის თანამედროვე სახე ნაჩვენებია 123-ე ნახაზზე.

რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამას ახასიათებს ორი ძირითადი თავისებურება: პირველი მდგომარეობს იმაში, რომ ეს არის არა მთელი Fe—C სისტემის დიაგრამა, არამედ მისი მხოლოდ ნაწილი (მარ-

ცენა ნაწილი), 'მეწყვეტილი იქ, სადაც რკინა ნახშირბადთან იძლევა ქიმიურ ნაერთს—ცემენტიტს₂(Fe₃C), ამიტომ აბსციისის ბოლოს ჩვენ გვაქვს არა 100% ნახშირბადისა, არამედ მხოლოდ 6,67%; ამავე წერტილს შეესაბამება ცემენტიტის 100%. დიაგრამის მარჯვენა ნაწილი, 'შენაღნობები 6,67%-ზე მეტი ნახშირბადის შემცველობით, დღემდე 'შესწავლილი არ არის. ეს ძირითადად გამოწვეულია იმით, რომ ტექნიკურ შავ შენაღნობებში ნახშირბადის რაოდენობა 5%-ს არ აღემატება. გარდა ამისა, მა-



ნახ. 123. რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამა.

ღალნახშირბადიანი 'შენაღნობები ტექნიკურად ძნელი დასამზადებელია და მათი შესწავლაც ამიტომ რთულია.

მეორე თავისებურება მდგომარეობს იმაში, რომ რკინა-ნახშირბადის 'შენაღნობებში ნახშირბადი შეიძლება იყოს ორი სახით: ცემენტიტის ან თავისუფალი გრაფიტის სახით. ყოველ ცალკე შემთხვევაში კრიტიკული წერტილები 'შენაღნობებისათვის სხვადასხვაა, ამიტომ მდგომარეობის დიაგრამაზე ხანდახან ვაავლებენ ორნაირ ხაზებს: მთლიან ხაზებს, რომლებიც შეესაბამება ცემენტიტურ დიაგრამას, და წყვეტილ ხაზებს, რომლებიც შეესაბამება გრაფიტულ დიაგრამას. უფრო ხშირად კი გრაფიტული დიაგრამის კრიტიკულ წერტილებს მიმართავენ რუხი თუჯების შესწავლის დროს (იხ. ქვემოთ).

როგორც ვხედავთ, რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამა

რთული დიაგრამა და სხვადასხვა ნაწილებში გარდაქმნები სხვადასხვა ტიპური დიაგრამების ანალოგიურად მიმდინარეობს. ქვემოთ მოკლედ ვჩერდებით ამ გარდაქმნებზე.

დიაგრამაზე $ABCD$ —ლიკვიდუსის ხაზია, რომელზედაც იწყება შენადნობების გამყარება, ხოლო $AHIECF$ —სოლიდუსის ხაზი, რომელზედაც მთავრდება შენადნობთა გამყარება, ანუ პირველადი გარდაქმნები.

დიაგრამის ლიკვიდუსის ხაზი შედგება სამი შტო-საგან: AB , BC და CD . სამივე შტოზე კრისტალიზაციის პროცესი სხვადასხვაგვარად მიმდინარეობს.

ლიკვიდუსის AB შტოზე თხევადი ხსნარიდან გამოკრისტალდება მყარი ხსნარი (რაშიც დავრწმუნდებით, თუ მონაკვეთების წესს გამოვიყენებთ და დავინახავთ, რომ AB ლიკვიდუსს ქვევით გავლებული ჰორიზონტალური ხაზი სუფთა რკინის შესაბამის ორდინატს არ კვეთს, არამედ კვეთს AH ხაზს). ეს არის ნახშირბადის მყარი ხსნარი რკინის δ მოდიფიკაციაში, ანუ δ მყარი ხსნარი. ხსნადობის მაქსიმალურ ზღვარს გვიჩვენებს H წერტილი, რომელიც შეესაბამება ნახშირბადის $0,1\%$ -ს.

ლიკვიდუსის BC შტოზე თხევადი ხსნარიდან აგრეთვე მყარი ხსნარი გამოკრისტალდება, მაგრამ ამ შემთხვევაში ნახშირბადი გახსნილია რკინის არა δ , არამედ γ მოდიფიკაციაში, ე. ი. თხევადი ხსნარიდან გამოკრისტალდება ნახშირბადის ჩანერგვის მყარი ხსნარი რკინის γ მოდიფიკაციაში—აუსტენიტი. ნახშირბადის ხსნადობის მაქსიმალურ ზღვარს γ რკინაში გვიჩვენებს E წერტილი, რომელიც ნახშირბადის $2,14\%$ -ს შეესაბამება.

ლიკვიდუსის CD შტოზე თხევადი ხსნარიდან გამოკრისტალდება ცემენტიტი (Fe_3C). ამის დამტკიცება ისევ მონაკვეთების წესით შეიძლება. CD ხაზს ქვევით ნებისმიერ ტემპერატურაზე გავლებული ჰორიზონტალური ხაზი ცემენტიტის შესაბამის ორდინატს გადაკვეთს. ასე იწყება კრისტალიზაცია ნახშირბადის სხვადასხვა რაოდენობის შემცველ შენადნობებში.

სოლიდუსის AH შტოზე δ მყარი ხსნარის გამოკრისტალდება მთავრდება და $0,1\%$ ნახშირბადის ზღვრებში შენადნობები გამყარების შემდეგ ერთგვაროვან δ მყარ ხსნარს წარმოადგენს. HIB ხაზზე (1499°) $0,1-0,5\%$ ნახშირბადის შემცველ შენადნობებში მიმდინარეობს პერიტექტიკური გარდაქმნა, რომელიც იმაში მდგომარეობს, რომ AB ლიკვიდუსის ხაზზე გამოყოფილი δ მყარი ხსნარის ნაწილაკები კვლავ შედიან ურთიერთობაში (რეაქციაში) თხევად ხსნართან და იძლევიან ახალ γ მყარ ხსნარს. ამასთან, ეს რეაქცია შეიძლება წარიმართოს სამნაირად, სახელდობრ, HI ხაზზე სითხესა და δ მყარ ხსნარს შორის რეაქციაზე სითხე მთლიანად იხარჯება, δ კი ნაწილობრივ და შედეგად მიიღება $\delta+\gamma$ მყა-

რი ხსნარი ($HI--NI$ ტემპერატურათა ინტერვალში შემდეგ მიმდინარეობს \rightarrow გარდაქმნა); I წერტილში, რომელიც შეესაბამება ნახშირბადის $0,16\%$, სითხე და \bar{z} მყარი ხსნარი რეაქციაზე მთლიანად იხარჯება და წარმოიქმნება ახალი ფაზა— γ მყარი ხსნარი; IB ხაზზე კი რეაქციაზე \bar{z} მთლიანად იხარჯება, ხოლო სითხე—ნაწილობრივ; ამიტომ რეაქციის შედეგად წარმოიქმნება თხევადი ხსნარი და γ აუსტენიტი. ამგვარად, პერიტექტიკური ხაზის IB მონაკვეთი სოლიდუსის ხაზს არ წარმოადგენს. სითხიდან γ მყარი ხსნარის წარმოქმნა ამ კონცენტრაციის შენაღობებში პერიტექტიკური ტემპერატურის ქვემოთაც მიმდინარეობს და მთავრდება სოლიდუსის IE შტოებზე, γ მყარი ხსნარის წარმოქმნით.

ამგვარად, NIE შტოებზე კრისტალიზაციის პროცესი მთავრდება ერთგვაროვანი γ მყარი ხსნარის—აუსტენიტის წარმოქმნით.

ყველა შენაღობს E წერტილის მარცხნივ, რომელთა პირველადი კრისტალიზაციის პროცესი ერთგვაროვანი აუსტენიტის წარმოქმნით მთავრდება, ფოლადი ეწოდება.

E წერტილის მარჯვნივ მყოფ შენაღობებში კრისტალიზაციის პროცესი რამდენადმე განსხვავებულად მიმდინარეობს და ევტექტიკოს გამყარებით მთავრდება. ყველა შენაღობს, რომელთა პირველადი კრისტალიზაციის პროცესი ევტექტიკოს გამყარებით მთავრდება, თუჯი ეწოდება.

C წერტილში მუდმივ ტემპერატურაზე წარმოიქმნება აუსტენიტისა და ცემენტიტის ევტექტიკური მიკრომექანიკური ნარევი, რომელსაც ლედებურიტი ეწოდება.

ამრიგად, C წერტილის შესაბამისი შენაღობი ევტექტიკური შენაღობია, ხოლო E წერტილის მარჯვნივ მყოფი ყველა დანარჩენი შენაღობი—არაევტექტიკური შენაღობები და მათი კრისტალიზაცია მჭიდროდ არის დაკავშირებული ევტექტიკური შენაღობის კრისტალიზაციასთან. კერძოდ, ქვეევტექტიკური შენაღობები (EC კონცენტრაციის) ევტექტიკური შენაღობისაგან განსხვავდებიან რკინის სიჭარბით. ამიტომ, როგორც უკვე ზემოთაც აღვნიშნეთ, ამ შენაღობებში ლიკვიდუსის BC შტოზე კრისტალიზაციას იწყებს აუსტენიტი (ნახშირბადის მყარი ხსნარი γ რკინაში). აუსტენიტში ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარი $2,14\%$ -ია, ხოლო EC კონცენტრაციის შესაბამის შენაღობებში ნახშირბადის რაოდენობა იცვლება $2,14$ -დან $4,3$ -მდე პროცენტის ზღვრებში. ამგვარად, დედახსნარიდან აუსტენიტის კრისტალიზაციის დროს მყარ ფაზას (აუსტენიტს) რკინა გამოაქვს მეტი, ხოლო ნახშირბადი ნაკლები, ვიდრე დედახსნარშია. ამიტომ აუსტენიტის გამოკრისტალეების პროცესში თხევად ხსნარში ნახშირბადის პროცენტული რაოდენობა მატულობს, რკინისა მცირდება და ხსნარის კონცენტრაცია მისწრაფვის C წერტილის კონცენტრაციისაკენ. ამაში დავრწმუნდებით, თუ მივმართავთ მო-

ნაკვეთების წესს. მონაკვეთების წესის თანახმად კრისტალიზაციის პროცესში ყოველ გარკვეულ ტემპერატურაზე თხევადი ხსნარის კონცენტრაციას გვიჩვენებს ლიკვიდუსის ხაზზე მდებარე შესაფერისი წერტილი და ტემპერატურის შემცირებასთან ეს წერტილი გადაადგილდება ლიკვიდუსის BC შტოზე. ამგვარად, თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია იცვლება და მიისწრაფვის C წერტილის კონცენტრაციისაკენ. მანამდე, ვიდრე კრისტალიზაციის პროცესში მყოფი შენადნობის ტემპერატურა დაეცემა ლიკვიდუსიდან სოლიდუსამდე, ევტექტიკურ კონცენტრაციასთან (C წერტილი) შედარებით ჰარბი რკინა მთლიანად გამოკრისტალდება აუსტენიტის სახით და დედახსნარი მიიღებს ევტექტიკურ კონცენტრაციას. ევტექტიკური კონცენტრაციის თხევადი ხსნარი კი, როგორც ზემოთ დავინახეთ, კრისტალდება მუდმივ ტემპერატურაზე; შედეგად წარმოიქმნება აუსტენიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკური ევტექტიკური ნარევი—ლედებურიტი. გაცივების მრუდზე ეს აღინიშნება ჰორიზონტალური ბაქნის წარმოქმნით. ყელა შენადნობისათვის ევტექტიკური კრისტალიზაციის ტემპერატურა ერთი და იგივეა, ამიტომ მდგომარეობის დიაგრამაზე ეს გვაძლევს EC ჰორიზონტალურ ხაზს.

ასეთია კრისტალიზაცია ყველა ქვეევტექტიკურ შენადნობში, მაგრამ ეს შენადნობები ერთმანეთისაგან განსხვავდება კონცენტრაციით ან, სხვა-ნაირად რომ ვთქვათ, ევტექტიკურ კონცენტრაციასთან შედარებით ჰარბი რკინის რაოდენობით. კერძოდ, რაც უფრო შორს არის შენადნობი ევტექტიკური C წერტილისაგან მარცხნივ, მით უფრო მგტია მასში ჰარბი რკინა. ამიტომ მით უფრო დიდია ჰარბი რკინის (აუსტენიტის სახით) გამოკრისტალების ტემპერატურული ინტერვალი. სამაგიეროდ ამ შენადნობში შედარებით მცირე იქნება ევტექტიკის რაოდენობა, ამიტომ გაცივების მრუდზე მცირე სიდიდე ექნება ჰორიზონტალურ ბაქანს (იხ. ნახ. 69, I ტიპის დიაგრამა). პირიქით, რაც უფრო ახლოა აღებულნი ქვე-ევტექტიკური შენადნობი C წერტილთან, მით უფრო ნაკლებია მასში C კონცენტრაციასთან შედარებით ჰარბი რკინა, ამიტომ მით უფრო მცირეა აუსტენიტის გამოკრისტალების ტემპერატურული ინტერვალი. სამაგიეროდ ასეთ შენადნობებში შედარებით დიდი რაოდენობით არის ევტექტიკა, ამიტომ დიდია ჰორიზონტალური ბაქანი გაცივების მრუდზე (მაქსიმალური სიდიდის ჰორიზონტალური ბაქანი ექნება ევტექტიკურ შენადნობს, რომელშიც ჰარბი ფაზის გამოკრისტალება არ ხდება და მთელი შენადნობი კრისტალდება მუდმივ ტემპერატურაზე ანუ ჰორიზონტალურ ბაქანზე ლედებურიტის წარმოქმნით).

ამგვარად, EC კონცენტრაციის შენადნობებში კრისტალიზაცია იწყება ჰარბი აუსტენიტის გამოკრისტალებით და მთავრდება ლედებურიტის გაშყარებით, კრისტალიზაციის შემდეგ ყველა შენადნობი C წერტილის მარცხნივ (E წერტილამდე) წარმოადგენენ აუსტენიტისა და ლედებურიტის ნარევს.

შენადნობებში C წერტილის მარჯვნივ კრისტალიზაცია აღწერილი ანალოგიურად მიმდინარეობს, მხოლოდ იმ განსხვავებით, რომ ევტექტიკურ კონცენტრაციასთან (C წერტილი) შედარებით ჰარბი კომპონენტი ამ შემთხვევაში ნახშირბადია, რომელიც ლიკვიდუსსა და სოლიდუსს შორის გამოკრისტალდება ცემენტიტის სახით.

გამოსავალი თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია ამ შენადნობებში იცვლება $4,3$ --- $6,67\%$ C ზღვრებში, ხოლო გამოკრისტალებული ცემენტიტის კონცენტრაცია კი ყოველთვის არის $6,67\%$ C . ამრიგად, დედახსნარიდან ცემენტიტის გამოკრისტალების პროცესში დედახსნარის კონცენტრაცია იცვლება, იგი ღარიბდება ნახშირბადით და მიისწრაფვის C წერტილის კონცენტრაციისაკენ (ამასვე გვიჩვენებს მონაკვეთების წესი, რომლის თანახმად თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია ამ შემთხვევაში იცვლება DC ლიკვიდუსის ხაზით).

სოლიდუსის ტემპერატურაზე მთელი ჰარბი ცემენტიტი გამოკრისტალებულია და დარჩენილი თხევადი ხსნარი ევტექტიკური კონცენტრაციისა, ამიტომ შენადნობში იწყება ევტექტიკის გამყარება მუდმივ ტემპერატურაზე (გაცივების მრუდზე აქაც პორიზონტალური ბაქანი მიიღება).

ამგვარად, ყველა შენადნობი C წერტილის მარჯვნივ (CF კონცენტრაციის) კრისტალიზაციის ბოლოს წარმოადგენს ცემენტიტისა და ლედებურიტის მიკრომეჭანიკურ ნარევეს.

საბოლოოდ შეიძლება ითქვას, რომ C წერტილის შესაბამისი კონცენტრაციის შენადნობი ($4,3\%$ C) პირველადი კრისტალიზაციის შემდეგ წარმოადგენს სუფთა ლედებურიტს, ხოლო ყველა დანარჩენი შენადნობი E წერტილის მარჯვნივ (EF კონცენტრაციის) წარმოადგენს ლედებურიტს, რომელზედაც ამა თუ იმ რაოდენობით განლაგებულია ჰარბი აუსტენიტი ან ცემენტიტი (მით მეტი, რაც უფრო შორს არის შენადნობი თავისი კონცენტრაციით C წერტილის კონცენტრაციისაგან).

E წერტილის მარცხნივ მყოფ შენადნობებში კრისტალიზაციის პროცესის დამთავრებისა და ერთგვაროვანი მყარი ხსნარის წარმოქმნის შემდეგ გაცივების პროცესში კიდევ მიმდინარეობს გარდაქმნები, რადგან აუსტენიტი ოთახის ტემპერატურამდე მდგრადობას არ იჩენს და განიცდის დაშლას.

911° -ზე სუფთა რკინა გაცივების დროს განიცდის $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნას, ანუ წახნაგდაცენტრებული კუბი გადადის სივრცით დაცენტრებულ კუბად.

აუსტენიტში $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა მიმდინარეობს ისევე, როგორც სუფთა რკინაში, მხოლოდ ნახშირბადის არსებობა აგვიანებს ამ გარდაქმნას და რაც უფრო მეტია აუსტენიტში ნახშირბადის რაოდენობა, მით უფრო დაბალია $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის ტემპერატურა (დიაგრამაზე GS ხაზი).

რომელ ტემპერატურაზედაც არ უნდა მოხდეს, თუკი $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდა-

ქმნა მოხდა, აუსტენიტი, როგორც მყარი ხსნარი, უნდა დაიშალოს, რადგან α რკინაში ნახშირბადი ძალიან უმნიშვნელოდ იხსნება. ამგვარად, აუსტენიტიდან GS ხაზზე იწყება სუფთა ფერიტის გამოკრისტალება, აუსტენიტი ამ დროს მდიდრდება ნახშირბადით და თავისი კონცენტრაციით მიისწრაფვის S წერტილის კონცენტრაციისაკენ, რომელიც ევტექტოიდურ წერტილს წარმოადგენს. ეს პროცესი, როგორც დიაგრამაზე ვხედავთ, მიმდინარეობს ტემპერატურათა მონაკვეთში $GS-PS$ ხაზებს შორის.

SF ხაზზე აგრეთვე მიმდინარეობს აუსტენიტის დაშლა, რომელიც მდგომარეობს იმაში, რომ ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარის შემცირებასთან დაკავშირებით ($2,14\%$ -დან $0,8\%$ -მდე), ჰარბად ქცეული ნახშირბადი ტემპერატურის დაწვეასთან ერთად აუსტენიტიდან უნდა გამოკრისტალდეს. რადგან ამ სისტემაში ნახშირბადი თავისუფალი სახით არ არსებობს, S წერტილის მარჯვნივ შენადნობებში ჰარბი ნახშირბადის გამოკრისტალება მეორადი ცემენტიტის სახით ხდება. ნახშირბადის გამოკრისტალების გამო აუსტენიტის კონცენტრაცია იცვლება და მიისწრაფვის S წერტილის კონცენტრაციისაკენ. ეს პროცესიც ტემპერატურათა მონაკვეთში ხდება SE და SK ხაზებს შორის. ორივე შემთხვევაში მეორადი კრისტალიზაციის პროცესი მთავრდება იმით, რომ ჰარბი ფაზის (ფერიტის ან მეორადი ცემენტიტის) გამოკრისტალების შემდეგ აუსტენიტი მიიღებს S წერტილის, ევტექტოიდურ კონცენტრაციას, რასაც თან სდევს ევტექტოიდის წარმოქმნა. ევტექტოიდის წარმოქმნა მუდმივ ტემპერატურაზე მიმდინარეობს უფარიანტო წონასწორობით, ამიტომ გაცივების მრუდებზე ჰორიზონტალური ბაქნები წარმოიქმნება.

S წერტილში შენადნობის კონცენტრაცია უშუალოდ ევტექტოიდურია, ამიტომ აქ წინასწარ ჰარბი ფაზის გამოყოფა არ ხდება და აუსტენიტი ერთ მუდმივ ტემპერატურაზე (727°) დაიშლება ორი ახალი ფაზის—ფერიტისა და მეორადი ცემენტიტის მიკრომექანიკური ნარევის წარმოქმნით, რომელსაც პერლიტი ეწოდება.

ამგვარად, S წერტილის შესაბამისი შენადნობი ($0,8\% C$) მეორადი კრისტალიზაციის შემდეგ სუფთა პერლიტს წარმოადგენს, ხოლო E კონცენტრაციის მარცხნივ ყველა სხვა შენადნობი—პერლიტს, რომელზედაც ამა თუ იმ რაოდენობით განლაგებულია ჰარბი ფერიტი ან ცემენტიტი (მით მეტი, რაც უფრო შორსაა შენადნობი თავისი კონცენტრაციით ევტექტოიდური S წერტილიდან).

ბოლოს უნდა აღინიშნოს, რომ E წერტილის მარჯვნივ განლაგებული შენადნობების სტრუქტურაში პირველადი კრისტალიზაციის შემდეგ ყოველთვის შედის აუსტენიტი (თავისუფალი სახით ან ლედებურტიში). ეს აუსტენიტი 727° -ზე აუცილებლად განიცდის მისთვის დამახასიათებელ პერლიტურ გარდაქმნას და ამიტომ ოთახის ტემპერატურაზე ლედე-

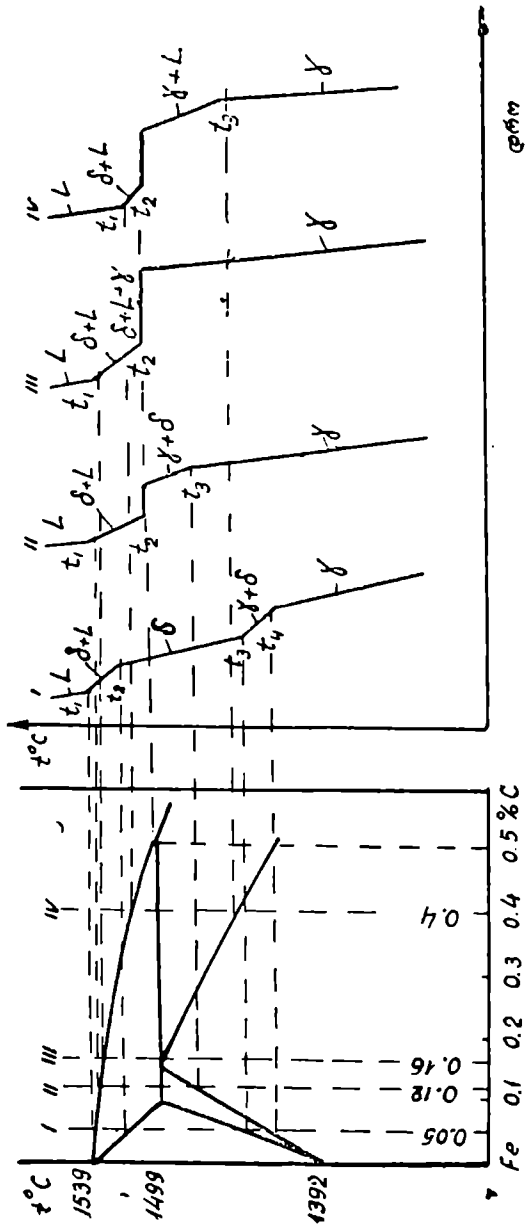
ბურიტი წარმოადგენს არა აუსტენიტისა და ცემენტიტის, არამედ პერლიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკურ ნარევს. ჭარბი აუსტენიტის მარცვლებშიც ამ შემთხვევაში მომხდარია გარდაქმნა და ისინი პერლიტის მარცვლებს წარმოადგენენ.

განსახილველი დაგვრჩა დიაგრამის კიდევ ერთი პატარა უბანი, სახელდობრ GPQ უბანი, სადაც არსებობს სუფთა ფერიტი. P წერტილი გვიჩვენებს ფერიტში ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარს 727° -ზე და შესაბამება $0,02\%$ -ს, ხოლო PQ ხაზი გვიჩვენებს, რომ ეს ზღვარი ტემპერატურის შემცირებასთან მცირდება და ოთახის ტემპერატურაზე $0,008\%$ -ს არ აღემატება. ამიტომ PQ ხაზზე იწყება და ოთახის ტემპერატურაზე მთავრდება ფერიტში ჭარბი ცემენტიტის გამოკრისტალება, რომელსაც შესაძლებელი ცემენტიტი ეწოდება და რომელიც თავისი მეტად უმნიშვნელო რაოდენობის მიუხედავად საკმაოდ მნიშვნელოვან როლს თამაშობს ტექნიკური რკინის (რბილი ფოლადის) თვისებების ჩამოყალიბებაში.

დიაგრამის უკეთესი გაგებისათვის განვიხილოთ რამდენიმე შენადნობის გაცივების პროცესი გაცივების მრუდის მიხედვით. ასეთი შენადნობი ავიღოთ ათი. პირველ ოთხში განვიხილოთ მარტო გარდაქმნა მაღალ ტემპერატურებზე (მეორადი გარდაქმნა ოთხივე ამ შენადნობში ანალოგიური იქნება V შენადნობის მეორადი გარდაქმნისა), დანარჩენ ექვს შენადნობში განვიხილოთ გაცივების მთლიანი პროცესი. შერჩეული შენადნობები იყოს: I— $0,05\%$ C; II— $0,12\%$ C; III— $0,16\%$ C; IV— $0,4\%$ C; V— $0,6\%$ C; VI— $0,8\%$ C; VII— $1,2\%$ C; VIII— 3% C; IX— $4,3\%$ C და X— 5% C. პირველი ოთხი შენადნობისათვის იხილეთ 124-ე ნახაზი, ხოლო V—X შენადნობებისათვის—125-ე ნახაზი.

როგორც ვხედავთ, I შენადნობი (ნახ. 124) შესაბამება ნახშირბადის $0,05\%$. t_1 ტემპერატურაზე (რომელიც ცოტათი დაბალია 1539° -ზე) შენადნობში იწყება კრისტალიზაცია, რომელიც მდგომარეობს δ მყარი ხსნარის გამოკრისტალებაში. t_2 ტემპერატურაზე δ მყარი ხსნარის კრისტალიზაცია მთავრდება და t_2-t_3 ტემპერატურულ ინტერვალში წონასწორობაშია ერთგვაროვანი δ მყარი ხსნარი. t_3 ტემპერატურაზე იწყება $\delta \rightarrow \gamma$ გარდაქმნა, რომელიც მთავრდება t_4 ტემპერატურაზე. ამიტომ t_3-t_4 ტემპერატურულ ინტერვალში ერთდროულად არის δ და γ მყარი ხსნარები. t_4 ტემპერატურაზე გარდაქმნა დამთავრებულია და მის ქვემოთ გვაქვს ერთგვაროვანი γ მყარი ხსნარი—აუსტენიტი, რომელიც მდგრადია მხოლოდ მეორადი გარდაქმნის ტემპერატურამდე. გარჩეულ შენადნობში მეორადი გარდაქმნა მიმდინარეობს მსგავსად V შენადნობისა.

II შენადნობი შეესაბამება ნახშირბადის $0,12\%$ (I წერტილის მარცხნივ). ამ შენადნობში მიმდინარეობს პერიტექტიკური გარდაქმნა. t_1 ტემპერატურაზე (ლიკვიდუსის AB ხაზზე) იწყება შენადნობის კრისტალიზაცია. თხევადი ფაზიდან გამოკრისტალდება მყარი ფაზა, რომელიც წარ-



ნახ. 124. გათიების წრეები I-IV. რ.წ. დნობისათვის (აუსტენიტის წარმოქმნამდე).

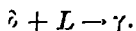
დრო

მოადგენს δ მყარ ხსნარს (ანალოგიურად I შენადნობისა). δ მყარი ხსნარის გამოკრისტალდება გრძელდება ტემპერატურულ ინტერვალში ლიკვიდუსის წერტილიდან (t_1) პერიტექტიკის ტემპერატურამდე (t_2). პერიტექტიკის ტემპერატურაზე (HIB ხაზი) მიმდინარეობს პერიტექტიკური გარდაქმნა, რომელიც ამ შემთხვევაში მდგომარეობს იმაში, რომ მუდმივ ტემპერატურაზე რეაქციაში მონაწილეობენ წინასწარ გამოკრისტალებული δ მყარი ხსნარი და თხევადი ხსნარი (L). რეაქციაში მონაწილე δ და L ფაზების ურთიერთშეფარდება ისეთია, რომ თხევადი ფაზა რეაქციაზე მთლიანად იხარჯება, ხოლო δ მყარი ხსნარი კი ნაწილობრივ და შედეგად მიიღება ახალი მყარი ფაზა—აუსტენიტი (γ). ამრიგად გვექნება



$t_2 - t_3$ ტემპერატურულ ინტერვალში მიმდინარეობს $\delta \rightarrow \gamma$ გარდაქმნა, ისე რომ t_3 ტემპერატურაზე გარდაქმნა დამთავრებულია და t_3 ტემპერატურის ქვემოთ გვაქვს ერთგვაროვანი γ მყარი ხსნარი—აუსტენიტი. ამ შენადნობის აუსტენიტი მეორად გარდაქმნას განიცდის მსგავსად V შენადნობისა.

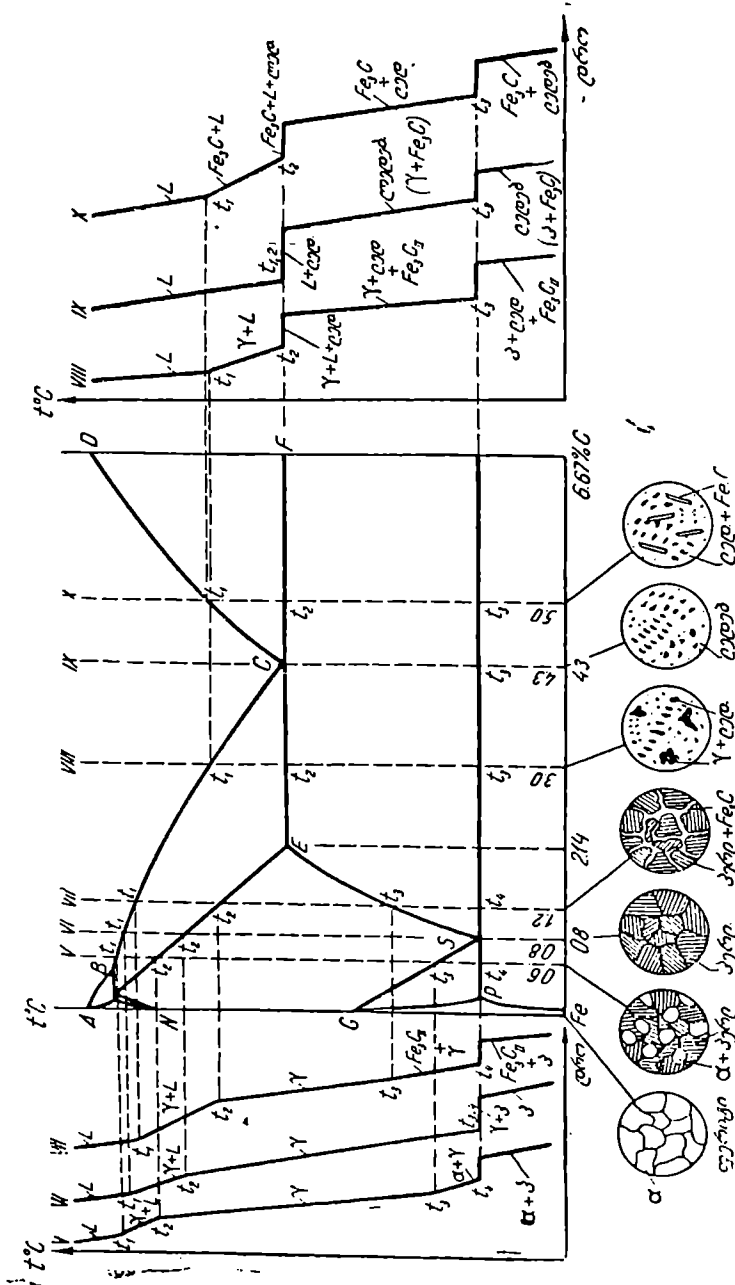
III შენადნობში ნახშირბადი 0,16%-ის რაოდენობითაა, რაც შესაბამება პერიტექტიკის I წერტილს. t_1 ტემპერატურაზე ამ შენადნობშიც იწყება δ მყარი ხსნარის გამოკრისტალდება, რაც გრძელდება t_2 (პერიტექტიკის) ტემპერატურამდე. I წერტილში მუდმივ ტემპერატურაზე მიმდინარეობს პერიტექტიკური რეაქცია, მაგრამ ამ შემთხვევაში რეაქციაში მონაწილე თხევადი L და მყარი δ ფაზების რაოდენობრივი შეფარდება ისეთია, რომ რეაქციაზე ორივე მთლიანად იხარჯება და შედეგად მიიღება მხოლოდ აუსტენიტი (γ), ე. ი.



IV შენადნობი (0,4% C) მდებარეობს I წერტილის მარჯვნივ. $t_1 - t_2$ ტემპერატურულ ინტერვალში ამ შენადნობში ხდება δ მყარი ხსნარის გამოკრისტალდება. t_2 ტემპერატურაზე მიმდინარეობს პერიტექტიკური რეაქცია, მხოლოდ რეაქციაში მონაწილე ფაზების შეფარდება ისეთია, რომ რეაქციაზე მყარი ხსნარი δ მთლიანად იხარჯება, თხევადი ხსნარი L კი ნაწილობრივ:



ამგვარად, ამ შენადნობში პერიტექტიკური რეაქციის დროს კრისტალიზაციის პროცესი არ მთავრდება; პერიტექტიკური ხაზის IB მონაკვეთი სოლიდუსის ხაზს არ წარმოადგენს და მის ქვემოთ ($t_2 - t_3$ ტემპერატურულ ინტერვალში) გრძელდება კრისტალიზაციის პროცესი $L \rightarrow \gamma$. პროცესი მთავრდება t_3 ტემპერატურაზე და მის ქვემოთ, მსგავსად გარჩეული სამი შენადნობისა, გვაქვს ერთგვაროვანი აუსტენიტი.



ნახ. 125. გოციების მრუდები V-X შენადნობებისათვის.

V შენადნობი (ნახ. 125) მდებარეობს პერიტექტიკური უბნის გარეთ ($0,6^{\circ}/C$), ამიტომ მასში პირველადი გარდაქმნა შედარებით მარტივია. t_1 ტემპერატურაზე იწყება და t_2 ტემპერატურაზე მთავრდება სითხიდან აუსტენიტის გამოკრისტალება. t_2 ტემპერატურის ქვემოთ გვაქვს აუსტენიტი, რომელიც t_3 ტემპერატურიდან იწყებს მეორად გარდაქმნას — აუსტენიტიდან გამოკრისტალდება ფერიტი α . ამიტომ t_3 — t_4 ტემპერატურათა ინტერვალში გვაქვს α და γ მყარი ხსნარების ნარევი. t_3 ტემპერატურის მიღწევის მომენტში ევტექტოიდურ კონცენტრაციასთან შედარებით ჭარბი ფერიტი მთლიანად გამოკრისტალებულია და დარჩენილ აუსტენიტს აქვს $0,8^{\circ}/C$ -ს შესაბამისი კონცენტრაცია. ამიტომ მუდმივ ტემპერატურაზე იწყება ევტექტოიდური გარდაქმნა — აუსტენიტი — პერლიტი (გაცივების მრულზე t_4 ტემპერატურას შეესაბამება ჰორიზონტალური ბაქანი). გარკვეული დროის შემდეგ ეს გარდაქმნა დამთავრებულია; V შენადნობის სტრუქტურა ოთახის ტემპერატურაზე არის ფერიტი + პერლიტი (იხ. ნახ. 125, სტრუქტურის სქემა).

როგორც ვხედავთ, V შენადნობი ქვეევტექტოიდური შენადნობია (S წერტილის მარცხნივ მდებარეობს) და ყველაფერი ზემოთქმული ერთნაირად ვრცელდება ყველა ქვეევტექტოიდურ შენადნობზე.

VI შენადნობი ზუსტად ევტექტოიდურია. პირველადი გარდაქმნა ამ შენადნობში V შენადნობის ანალოგიურად მიმდინარეობს, მეორადი გარდაქმნა კი განსხვავებულია. რადგან ამ შენადნობში ევტექტოიდურ კონცენტრაციასთან შედარებით ჭარბი არც რკინა და არც ნახშირბადი არ გვაქვს, მეორადი გარდაქმნა აქ უშუალოდ პერლიტური გარდაქმნაა (წინასწარი ჭარბი ფაზის გამოკრისტალების გარეშე). ამგვარად, $t_{3,4}$ წერტილში მუდმივ ტემპერატურაზე მიმდინარეობს აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა. გაცივების მრულზე მიიღება ჰორიზონტალური ბაქანი (რადგან ყველა სხვა შენადნობთან შედარებით ამ შენადნობში ევტექტოიდის რაოდენობა მაქსიმალურია — $100^{\circ}/\%$ პერლიტია, ამიტომ ჰორიზონტალური ბაქნის სიგრძე ამ გაცივების მრულზე ყველა სხვა მრულთან შედარებით მაქსიმალურია). $t_{3,4}$ ევტექტოიდური ტემპერატურის ქვემოთ ამ შენადნობის სტრუქტურა წარმოადგენს სუფთა პერლიტს (ნახ. 125, მიკროსტრუქტურის სქემა VI შენადნობისათვის).

VII შენადნობის ($1,2^{\circ}/C$) პირველადი გარდაქმნა V და VI შენადნობების ანალოგიურია. მეორადი გარდაქმნა კი განსხვავებულია; რადგან ეს შენადნობი ეკუთვნის ზევტექტოიდურს; მასში ევტექტოიდურ კონცენტრაციასთან ($0,8^{\circ}/C$) შედარებით ჭარბია ნახშირბადი. t_3 ტემპერატურაზე იწყება ამ ჭარბი ნახშირბადის გამოკრისტალება მეორადი ცემენტიტის სახით. ეს პროცესი მიმდინარეობს t_3 — t_4 ტემპერატურულ ინტერვალში. t_4 მუდმივ ტემპერატურაზე დარჩენილი აუსტენიტი განიცდის პერლიტურ გარდაქმნას (გაცივების მრულზე ჰორიზონტალური ბაქანი). t_4 ტემპერატურის ქვემოთ VI შენადნობის სტრუქტურა წარ-

მოადგენს ქარბი ცემენტიტისა და პერლიტის ნარევს (იხ. სქემა, ნახ. 125).

VIII შენადნობი ($3,0^{\circ} \text{C}$) ეკუთვნის ქვევეტექტიკურ შენადნობებს (C წერტილის მარცხნივ). ამ შენადნობში t_1 ტემპერატურაზე თხევადი ხსნარიდან კრისტალდება აუსტენიტი. აუსტენიტის გამოკრისტალდება მთავრდება t_2 ტემპერატურაზე (გაცივების მრულზე გვაქვს $t_1 - t_2$ დახრილი უბანი). ამ მომენტისათვის დარჩენილი თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია ევტექტიკურია, ამიტომ t_2 წერტილში მუდმივ ტემპერატურაზე სითხე გადადის მყარ ლედებურიტად. გაცივების მრულზე ეს ჰორიზონტალური ბაქანი ალინიშნება. სოლიდუსის ტემპერატურის ქვემოთ შენადნობის სტრუქტურა არის აუსტენიტი + ლედებურიტი (იხ. სქემა, ნახ. 125). მაგრამ ამ შენადნობში, ისევე როგორც რკინა-ნახშირბადის ყველა სხვა შენადნობში, მიმდინარეობს მეორადი გარდაქმნა. ამ შენადნობში მეორადი გარდაქმნა იწყება სოლიდუსის ხაზიდანვე და, უპირველეს ყოვლისა, მდგომარეობს იმაში, რომ ზღვრული კონცენტრაციის ($2,14\% \text{C}$) აუსტენტიდან იწყება ქარბი მეორადი ცემენტიტის გამოკრისტალდება (რადგან აუსტენიტში ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარი მცირდება $2,14\%$ -დან $0,8\%$ -მდე). ქარბი მეორადი ცემენტიტის გამოკრისტალების გამო აუსტენიტში ნახშირბადის კონცენტრაცია თანდათან მცირდება ისე, რომ 727° ტემპერატურის მიღწევისას (t_3 წერტილი) აუსტენიტს აქვს ევტექტოიდური ($0,8\% \text{C}$) კონცენტრაცია. ამიტომ მუდმივ ტემპერატურაზე იწყება აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა (გაცივების მრულზე ჰორიზონტალური ბაქანი t_3 ტემპერატურაზე). ამგვარად, t_3 ტემპერატურის ქვემოთ სტრუქტურაში საქმე გვაქვს არა ჩვეულებრივ, არამედ გარდაქმნილ აუსტენიტთან, რომლის პირველადი ჩანართების გარეთა ფორმა შეცვლილი არ არის; ცვლილება მომხდარია მხოლოდ თვით აუსტენიტის მარცვლების შიგნით და გვაქვს პერლიტი.

IX შენადნობი ($4,3\% \text{C}$) ევტექტიკურია, ამიტომ მასში პირველადი გარდაქმნა უშუალოდ ლედებურიტის კრისტალიზაციით მიმდინარეობს მუდმივ ტემპერატურაზე (გაცივების მრულზე ჰორიზონტალური ბაქანი). მეორადი გარდაქმნები ამ შენადნობში VIII შენადნობის ანალოგიურია. ამრიგად, თუ სოლიდუსის ტემპერატურის ქვემოთ ლედებურიტი წარმოადგენს აუსტენიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკურ ნარევს, მეორადი გარდაქმნის ტემპერატურის ქვემოთ (გაცივების მრულზე მეორე ჰორიზონტალური ბაქნის ქვემოთ) იგი წარმოადგენს პერლიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკურ ნარევს.

X შენადნობი ($5\% \text{C}$) ზევეტექტიკურია. t_1 ტემპერატურაზე მასში იწყება პირველადი გარდაქმნა, რომელიც მდგომარეობს იმაში, რომ თხევადი ხსნარიდან გამოკრისტალდება პირველადი ცემენტიტი. ეს პროცესი მიმდინარეობს $t_1 - t_2$ ტემპერატურულ ინტერვალში. გამოკრისტალებული პირველადი ცემენტიტის რაოდენობა აქ შეესაბამება $5 - 4,3 = 0,7\%$

ნახშირბადს. ამგვარად, t_2 ტემპერატურაზე ცემენტის გამოკრისტალება დამთავრებულია და თხევადი ხსნარის კონცენტრაცია ვეტექტიკურია (4,3% C). ვეტექტიკური კონცენტრაციის სიხვედრით იწყება ლედებურიტის კრისტალიზაცია, რაც მუდმივ ტემპერატურაზე მიმდინარეობს (გაცივების მრუდზე—ჰორიზონტალური ბაქანი t_2 ტემპერატურაზე). X შენადნობი განიცდის კიდევ მეორედ გარდაქმნას, აგრეთვე მუდმივ t_3 ტემპერატურაზე. t_3 წერტილში ლედებურიტში შემავალ აუსტენიტში მიმდინარეობს პერლიტური გარდაქმნა, მაგრამ სტრუქტურაში ეს შესამჩნევ ცვლილებებს არ იძლევა.

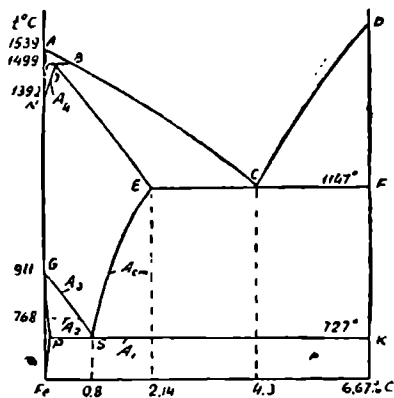
§ 28. კრიტიკული წერტილები რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამაზე

რკინა-ნახშირბადის დიაგრამაზე კრიტიკული წერტილებისათვის (გარდაქმნის ტემპერატურები) შემოღებულია შემდეგი აღნიშვნები. ნებისმიერი კრიტიკული წერტილი აღინიშნება A ასოთი. A ასოს ეწერება გარდაქმნის მაჩვენებელი ინდექსი. მაგალითად, გარდაქმნა 727° -ზე აღინიშნება A_1 -ით (ნახ. 126), მაგნიტური გარდაქმნა 768° -ზე A_2 -თი, აუსტენიტური გარდაქმნა (GS ხაზი) A_3 -თი, ცემენტურ გარდაქმნა (SE ხაზი) A_{cm} -ით, ხოლო γ -ში გარდაქმნა (NI ხაზი)— A_4 -თი (ზოგიერთი ავტორი A_{cm} ის მაგიერ ცემენტურ გარდაქმნასაც A_3 -თი აღნიშნავს).

იგივე აღნიშვნები გამოიყენება სუფთა რკინის შემთხვევაშიც, კერძოდ რკინის მაგნიტური გარდაქმნის წერტილი 768° (კიურის წერტილი) აღინიშნება A_2 -თი, α - γ გარდაქმნის წერტილი (911°)— A_3 -თი, ხოლო γ -ში გარდაქმნის წერტილი (1392°)— A_4 -თი.

აღსანიშნავია, რომ რკინა-ნახშირბადის

შენადნობებში ყველა ზემოაღწერილი გარდაქმნა შექცევადია და ამიტომ ისინი, როგორც ყველა შექცევადი გარდაქმნა, ხასიათდება გარკვეული ტემპერატურული ჰისტერეზისით (გაცივების პროცესში ჩამორჩენით). გახურებისა და გაცივების პროცესში მიღებული კრიტიკული ტემპერატურების ურთიერთგანსახევედლად დამატებით კიდევ შემოტანილია ინდექსები: გაცივებისათვის ასო „რ“ (ფრანგული სიტყვიდან refroidir—გაცივება) და გახურებისათვის—ასო „ს“ (ფრანგული სიტყვიდან chauffer—გახურება). საბოლოოდ გვექნება:



ნახ. 126. კრიტიკული ტემპერატურები რკინა-ნახშირბადის დიაგრამაზე.

გარდაქმნის ტემპერატურა t°C	ა ღ ნ ი შ ე ნ ა	
	გაცივებისას	გახურებისას
727	Ar ₁	Ac ₁
768	Ar ₂	Ac ₂
911—727 (GS ხაზი)	Ar ₃	Ac ₃
727—1147 (S ₂ ხაზი)	Ar _{cm}	Ac _{cm}
1392—1499 (NI ხაზი)	Ar ₄	Ac ₄

§ 29. ფაზები და სტრუქტურული შენადნოებები რკინა-ნახშირბადის შენადნოებებში

როგორც რკინა ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამის განხილვიდან დავინახეთ, რკინა-ნახშირბადის შენადნოებები რთული შენადნოებებია და მათში შეიძლება კომპონენტები სხვადასხვა ფაზებისა და სტრუქტურული შემდგენების სახით გვხვდება. ძირითადი ფაზები და შემდგენები შემდეგია.

1. თხევადი ხსნარი—ერთგვაროვანი თხევადი ხსნარი, სადაც შენადნობის შემცველი ყველა ელემენტი გახსნილია. თანამედროვე გაგებით თხევადი ხსნარი აბსოლუტურად ერთგვაროვანი არ შიძლება იყოს. იგი ყოველთვის ხასიათდება კონცენტრაციის ფლუქტუაციებით (კონცენტრაციის ცვალებადი სხვადასხვაობა ხსნარის სხვადასხვა ადგილებში). შრუხედავად ამისა, ლიკვიდუსის ხაზს ზევით შენადნოებები განიხილება, როგორც ერთგვაროვანი თხევადი ხსნარი—ერთი ფაზა

2. ფერიტი—ნახშირბადის მყარი ხსნარი α რკინაში. ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარი 727° ზე 0,02⁰/₁₀₀-ია, ხოლო ოთახის ტემპერატურაზე 0,008% (ანრგვალებენ 0,01%-მდე). ფერიტი ხასიათდება დაბალი სიმტკიცითა და მაღალი პლასტიკურობით (თვისებები სუფთა რკინის თვისებებს უახლოვდება, სახელდობრ სისალე 80—90 HB-ა, σ_{-30-35} კგ/სმ², σ_{-12} კგ/სმ², δ 40—50%, α_{-20} —30კგ/სმ²). ფერიტის თვისებები ნიშნულადაა დამოკიდებული ფოლადის ქიმიურ შემადგენილობაზე. ელემენტები, როლებიც ფერიტში იხსნება, ადიდებს მის სისალესა და სიმტკიცეს და აცირებს პლასტიკურობასა და სიბლანტეს.

ნიშუნის სიმკვებით დაშუშაების დროს ფერიტი ადვილად ამოიქმება. სტრუქტურაში ვხვდებით მრავალწახანავა მარცვლების—პოლიედრების სახით, ან ბადის სახით პერლიტის მარცვლების ირგვლივ. ოთახის ტემპერატურაზე ფერომაგნიტურია; გახურების დროს ფერომაგნიტიზმი უმნიშვნელოდ კლებულობს და 768°-ზე მკვეთრად იკარგება; რკინა არამაგნიტური ხდება.

3. აუსტენიტი—ნახშირბადის მყარი ხსნარი γ რკინაში. ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარია 1147°-ზე 2,14%, ხოლო 727°-ზე 0,8%; არამაგნიტური, მაღალპლასტიკური ფაზა; სისალე 200 HB. აუსტენიტო

კრისტალდება დენდრიტების ან პოლიედრების სახით. უკანასკნელ შემთხვევაში პოლიედრების შიგნი ზოგან ჩანს ორეულებისათვის (ტუპებისათვის) დაახასიათებელი პარალელური ხაზები.

აუსტენიტი მდგრადია მხოლოდ 727°-ზე მაღალ ტემპერატურაზე. 727°-ზე იგი განიცდის სრულ დაშლას ახალი ფაზების წარმოქმნით. ამგვარად, ოთახის ტემპერატურაზე აუსტენიტი ჩვეულებრივად არ გვჯდება. მიუხედავად ამისა, შესაძლებელი შეიქნა აუსტენიტის სტრუქტურის შესწავლა, რასაც პირველად აკადემიკოსმა ა. ბაიკოვმა შეადგინა. მაღალ ტემპერატურაზე ფოლადის ამოქვით შენარჩუნებულ იქნა აუსტენიტის აგებულების სახე ოთახის ტემპერატურამდე. ზოგიერთი მალეგირებელი ელემენტით ლეგირების შედეგად აუსტენიტი ადვილად შეიძლება ძველნარჩუნოთ ოთახის ტემპერატურაზე (სიტყვა აუსტენიტი წარმოიშვა ინგლისელი მექანიკის ლითონმკოდნის გვარიდან—აუსტენი, რომლის საპატივსმელოდაც იქნა შემოღებული ეს დასახელება).

4. ცემენტის რაოდენობა— F_{Fe_3C} —ნახშირბადისა და რკინის ქიმიური ნაერთია; ნახშირბადის რაოდენობაა 6.67%_{რკ}; ყველაზე სალი და მკვიფრ ფაზაა. სისალე ბრწყინვალე H_{II} -700. სტრუქტურაში გუბდება ფირფიტების ან მარცვლების სახით, ანდა ბადის სახით პერლიტის მარცვლების ირგვლივ. სიფეხვით ძნელად ამოიჭრება, ამიტომ მიკროსკოპში ყოველთვის კრიალ ჩანს (სპეციალური მოწმავლელებით, მაგალითად, ნატრიუმის პიკრატიან შესაძლებელია ცენენტის ამოქმად. სხვა სტრუქტურულ შემდგენებზე ნატრიუმის პიკრატი არ მოქმედებს. ამრიგად, მთელ ბიკრონებზე ზუქი იქნება მხოლოდ ცენენტის ჩანარები). ოთახის ტემპერატურაზე ემენტის ხასიათდება მცირე ფერომაგნიტიზმით, რომელსაც ვახურობის დროს 210°-ზე კარგავს.

5. პერლიტი—ფერიტისა და ცემენტის მიკრომექანიკური ევტექტიკური ნარევი, შეიცავს 0.8% ნახშირბადს და 12% ცემენტის პერლიტის სისალე არის 180—200 H_{II} ; სიმტკიცის ზღვარი 6, 70—80 კგ/მმ², ხოლო ფარდობითი წვარვლება 6—10%_{რკ}-ია. მიკროსკოპში პერლიტი კრელი ჩანს (აქედან მისი დასახელება, რომელიც წარმოქმნილია სიტყვიდან პერლამუტი—სადაფრ).

6. ლედებურიტი—აუსტენიტისა (პერლიტის) და ცემენტის მიკრომექანიკური ნარევი. ნახშირბადს შეიცავს 4.3%, ხოლო ცემენტის რაოდენობა 65% ია. ლედებურიტი პერლიტთან შედარებით უფრო უხეში, მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურით ხასიათდება, რადგან პირველადი კრისტალიზაციის პროდუქტია. ცემენტის შედარებით უფრო დიდი შემცველობის გამო, ლედებურიტი აქვს ძალიან მაღალი სისალე—450 მდე H_{II} და ამასთან დიდი სიმკვლევე, სიტყვა ლედებურიტი წარმოიშვა გერმანელი მეტალურგის გვარიდან—ლედებური).

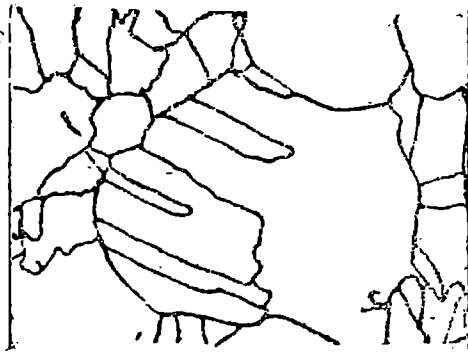
როგორც ვხედავთ, პერლიტი და ლედებურიტი ფაზები არ არის, არამედ ორი ფაზისაგან შემდგარი რთული სტრუქტურული შემდგენებია.

ფოლადი

§ 30. ფოლადის სტრუქტურა და თვისებები

ფოლადის სტრუქტურა. რკინა-ნახშირბადის შენადნობებს, რომლებიც ნახშირბადს 0,01.-2,14%-ის ზღვრებში შეიცავს, ფოლადი ეწოდება.

როგორც ზემოთ დავინახეთ, პირველადი კრისტალიზაციის შემდეგ ფოლადი წარმოადგენს აუსტენიტს. რაც უფრო ნელა მიმდინარეობს შენადნობების გაცივება, მით უფრო გათანაბრებულია ქიმიური შედგენილობა მარცვლების შიგნით და მიიღება ერთგვაროვანი აუსტენიტი მრავალწახნაგა მარცვლების სახით (დენდრიტული ლიკვაციის გარეშე). 127-ე ნაახზზე ნაჩვენებია აუსტენიტის სტრუქტურა გადაღებული მაღალ



ნახ. 127. აუსტენიტის მიკროსტრუქტურა.

ტემპერატურაზე.

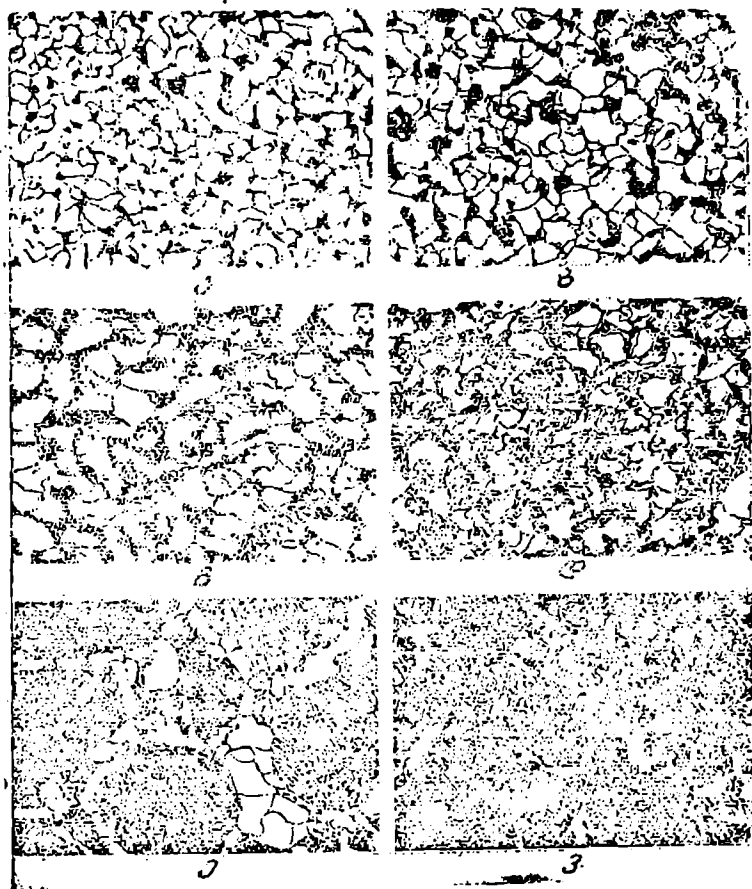
თუ შენადნობის გაცივება ასევე ნელა გრძელდება, აუსტენიტში მოხდება მისთვის დამახასიათებელი მეორადი გარდაქმნები, რომელთა შედეგად აუსტენიტი სრულ დაშლას განიცდის. დაშლის შედეგად მიიღება ორი ახალი ფაზის — ფერიტისა და მეორადი ცე-

მენტიტის მიკრომექანიკური ნარევი. მაგრამ ამ ნარევის აგებულება ნახშირბადის სხვადასხვა რაოდენობის შემცველ შენადნობებში სხვადასხვაა.

სტრუქტურის მიხედვით ფოლადი იყოფა სამ ჯგუფად: ქვევებქტილოიდური (S წერტილის მარცხნივ), ვებქტილოიდური (S წერტილზე) და ზევევებქტილოიდური (S წერტილის მარჯვნივ).

1. ქვევებქტილოიდური ფოლადი. ნახშირბადის რაოდენობა

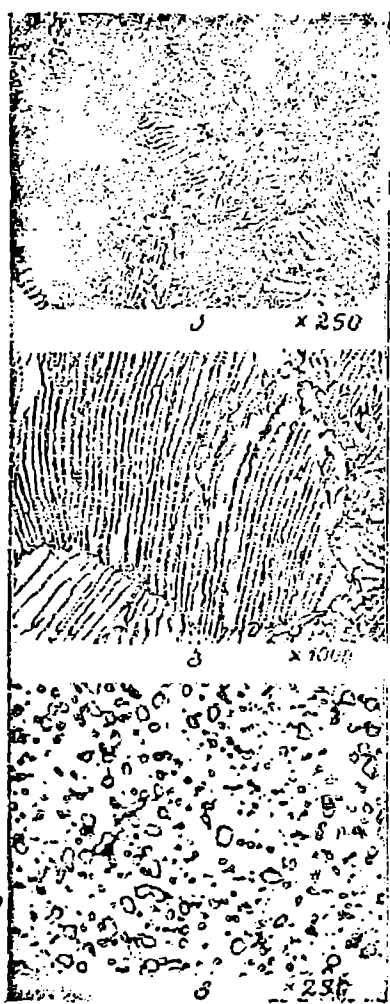
0,01—0,8% ზღვრებში; სტრუქტურა—ფერიტი+პერლიტი. რაც უფრო მეტია ნახშირბადი, მით ნაკლებია ფერიტი და მეტია პერლიტი. ცერკოდ, ფოლადში, როდესაც ნახშირბადის რაოდენობა 0,01%-ია, პერლიტის რაოდენობა ნულია და ფერიტისა კი 100%; შემდეგ, ნახშირბადის მომატებასთან ერთად, პერლიტის რაოდენობა (მიკროსურათზე მუქი კრე-



ნახ. 128. ქვერეტექტოიდური ფოლადის მიკროსტრუქტურა:
 ა—0,2% C, ბ—0,3% C, გ—0,4% C, დ—0,5% C, ე—0,6% C, ვ—0,7% C, X200.

ლი მარცვლები) იზრდება და უახლოვდება 100%-ს (100% პერლიტი სუფთა ევტექტოიდურ ფოლადშია). ფერიტის რაოდენობა ამ დროს, პირიქით, მცირდება 100-დან 0% მდე (0% ფერიტი აგრეთვე ევტექტოიდურ ფოლადშია). მაგალითად, ფოლადში, როდესაც შეიცავს 0,4%

ნახშირბადს, პერლიტი და ფერიტი თანაბარი რაოდენობითაა (თვითმულ 50%)-ს. სტრუქტურაში პირველად პერლიტის კუნძულები ფერიტის მრავალ-წახნაგა მარცვებს შორისაა განლაგებული. მათი ტოლი რაოდენობის დროს ჩვეულებრივად ორივე მრავალწახნაგა მარცვლების სახითაა, ხო-



ნახ. 129. პერლიტის მიკროსტრუქტურა: ა—ფერიტიანი პერლიტი; ბ—მარცვლოვანი პერლიტი.

ლო რ. დ. ც. ე. ნახშირბადის რაოდენობა 0,6—0,7%-ს აღწევს, ფერიტი ბადის სახით განლაგდება პერლიტის მარცვლების ირგვლივ და რაც უფრო მეტია ნახშირბადი (ნაკლებია ფერიტი), მით უფრო წვრილი და მკაფიოა ეს ბადე.

128-ე ნახაზზე ნაჩვენებია ქვევრექტოიდური ფოლადის მიკროსტრუქტურა.

2. ვეკტექტოიდური ფოლადი. ნახშირბადის რაოდენობა 0,8%; სტრუქტურა—სუფთა პერლიტი.

როგორც ვიცით, პერლიტი წარმოადგენს ფერიტისა და ცემენტის წვრილმარცვლოვან მიკროექანიკურ ნარევეს ფაზების თანაბარი განლაგებით. პერლიტში ცემენტი წეიძლება იყოს ფირფიტების ან მარცვლების სახით. ანის მიხედვით თვით პერლიტსაც არჩევენ ფირფიტოვანს და მარცვლოვანს. 129-ე ნახაზზე ნაჩვენებია ფირფიტოვანი (ა, ბ) და მარცვლოვანი (გ) პერლიტის მიკროსტრუქტურა. პირველ შემთხვევაში სურათზე კარგად ჩანს ფირფიტები, რომლებიც ჯგუფ ჯგუფად ერთმანეთის პარალელურადაა განლაგებული. აუსტენიტის ყოველ პირველად მარცვალში ასეთი ჯგუფი შეიძლება იყოს რამდენიმე და ყოველი მათგანი სხვა მიმართულებითაა ორიენტირებული. აუსტენიტის პირველადი მარცვლის ფორმები

მა ინც შენარჩუნებულია იმ მარცვალთშორისი ნივთიერების შემწვობით, რომელმაც თავი ძოიყარა აუსტენიტის მარცვლებს შორის მათი პირველადი კრისტალიზაციის დროს.

აღსანიშნავია, რომ ფირფიტები შეიძლება მსხვილი იყოს და მაშინ მცირე გადიდების დროს კარგად გამოჩნდება. ასეთ პერლიტს მსხვილფირფიტოვანი ეწოდება. თუკი ფირფიტები ძალიან წვრილია და გამოჩნდება მხოლოდ დიდი გადიდების დროს, პერლიტს წვრილფირფიტოვანი ეწოდება.

შეორე შემთხვევაში ფერიტის არეში ვხედავთ საკმაოდ მკვეთრად შემოხაზულ წვრილ მარცვლებს, რომლებიც ცენტრების მარცვლებია. ეს მარცვლები მოუწამლავია, თეთრია, მაგრამ ამობურცულია და თავის ირგვლივ ფენებ ჩრდილს, რომელიც მათ ასეთ მკაფიო გამოხატულებას აძლევს. მარცვლები, ისე როგორც ფირფიტები, შეიძლება იყოს წვრილი ან შედარებით უფრო მსხვილი.

ყოველ შემთხვევაში, როგორც არ უნდა იყოს პერლიტი თავისი აგებულებით, მისი სიკრულე მიკროსკოპში ყოველთვის უნდა დავინახოთ (ამა თუ იმ გადიდების დროს). თუ მიკროსტრუქტურაში ცემენტითი მკაფიოდ გამოხატული არ არის, საქმე გვაქვს რაღაც სხვა სტრუქტურულ შემდგენთან და არა პერლიტთან.

ვერტიკალიდურ ფოლადს, მისი აგებულებიდან გამომდინარე, ხშირად პერლიტურ ფოლადს უწოდებენ.

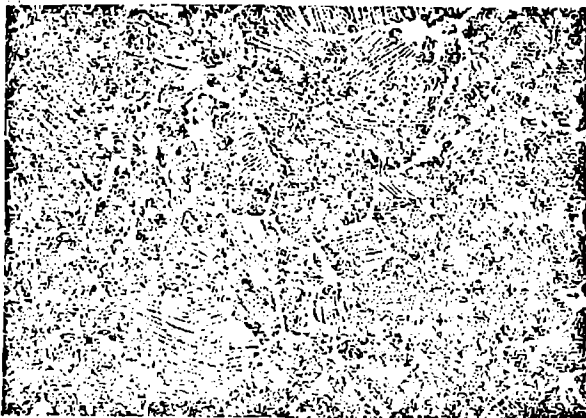
3. ზევეტექტოიდური ფოლადი. ნახშირბადის რაოდენობა 0.8—2,14%-ის ზღვრებშია. სტრუქტურა—პერლიტი+ცემენტიტი (შეორადი). პერლიტის რაოდენობა აქ საგრძნობლად სჭარბობს და ცემენტიტი ძირითადად განლაგებულია პერლიტის მარცვლების ირგვლივ საკმაოდ მკაფიო ბადის სახით. ნახშირბადის შედარებით მეტი რაოდენობის შემთხვევაში ცემენტიტი ნემსების სახით შეიძლება ნაწილობრივ იყოს ჩართული თვით პერლიტის მარცვლებში. 130-ე ნახაზზე ნაჩვენებია ზევეტექტოიდური ფოლადის სტრუქტურა.

აღსანიშნავია, რომ ზევეტექტოიდური ფოლადი თავისი აგებულებით (პერლიტი+ცემენტიტის ბადე) ძალიან წააგავს ქვევეტექტოიდურ ფოლადს (პერლიტი+ფერიტის ბადე). მათ გასარჩევად, თუკი შენადნობის ქიმიური შედგენილობა ცნობილი არ არის, ხშირად მიმართავენ სპეციალურ მომწამლელს—ნატრიუმის პიკრატს. ეს რეაქტივი მთელი სტრუქტურიდან მოქმედებს მხოლოდ ცემენტიტზე და აშავებს მას. ამრიგად მიიღება შავი ბადე. თუკი ბადე ფერიტისაა, იგი უცვლელი დარჩება. ზევეტექტოიდურ ფოლადში ცემენტიტის რაოდენობა შედარებით მცირეა. კერძოდ, ნახშირბადის ზღვრული რაოდენობის დროს (2,14%) ცემენტიტის რაოდენობა 32%-ია და პრაქტიკაში გამოყენებულ ზევეტექტ-

ტოიდურ ფოლადში კი, რომელშიც ნახშირბადის რაოდენობა ჩვეულებრივად 1,3%-ს არ აღემატება, ცემენტიტის რაოდენობა კიდევ უფრო ნაკლებია (20%-მდე). ამიტომ ცემენტიტის ბაღე ზევეტექტოიდურ ფოლადში ჩვეულებრივად ძალიან წმინდაა.

ფოლადის თვისებები. ფოლადის თვისებები ძირითადად განისაზღვრება მასში ნახშირბადის რაოდენობით, რაც სტრუქტურათა სხვადასხვაობას იძლევა. ამიტომ განყენებულად ფოლადის თვისებების განსაზღვრა შეუძლებელია. ყოველ ცალკეულ შემთხვევაში ფოლადის დახასიათება ხდება მისი სტრუქტურის მიხედვით.

როგორც ვიცით, ფოლადის სტრუქტურა ყოველთვის წარმოადგენს ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკურ ნარევის და სხვადასხვა ფო-



ნახ. 13) ზევეტექტოიდური ფოლადის მიკროსტრუქტურა, X220.

ლადის სტრუქტურა ერთმანეთისაგან ამ ნარევის შემდგენ ფაზათა ურთიერთშეფარდებითა და მათი განლაგებით განსხვავდება. ამიტომ ზოგადად ფოლადის თვისებებზე ჩვენ შეგვიძლია ვიმსჯელოთ კურნაკოვის კანონიდან გამომდინარე. ვიცით რა სუფთა ფერიტისა და ცემენტიტის თვისებები, შეგვიძლია ვთქვათ, რომ, რაც მეტია ფოლადში ნახშირბადი, მით უფრო ვშორდებით ფერიტის თვისებებს და ვუახლოვდებით ცემენტიტის თვისებებს ანუ, უბრალოდ რომ ვთქვათ, რაც ნაკლებია ფოლადში ნახშირბადი, მით მეტი პლასტიკურობითა და სიბლანტით და ნაკლები სისალითა და სიმტკიცით ხასიათდება იგი და პირიქით. ნახშირბადის ნორმებით პლასტიკური თვისებები და სიბლანტე ეცემა, ხოლო სისალე და სიმტკიცე კი იზრდება. ზემოთ (§ 29) მოცემულია ფერიტის, ცემენტიტისა და მათი მიკრომექანიკური ნარევის— პერიტის თვისებები. უნდა აღინიშნოს, რომ ფოლადის თვისებები, გარდა ფერიტისა და ცემენტიტის აბსოლუტური რაოდენობისა, დამოკიდებულია კიდევ მთელ

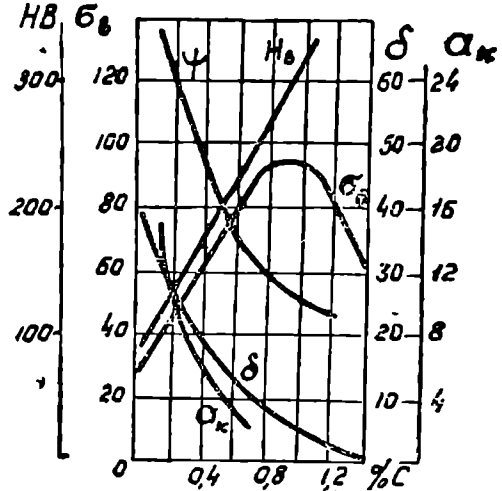
რიგ ფაქტორებზე, სახელდობრ, მარცვლების სიდიდეზე, პერლიტის სხეობაზე (ფირფიტოვანი თუ მარცვლოვანი პერლიტია), სხვა მინარეების რაოდენობაზე; ამიტომ, პრაქტიკული საკითხების გადასაჭრელად ფოლადის თვისებებს ყოველ ცალკეულ შემთხვევაში აუცილებლად გამოცდით სწავლობენ, თუცა ზოგადად დაინკ ცნობილია სხვადასხვა ქიმიური შედგენალობის ფოლადის თვისებები და ნახშირბადის გავლენა ამ თვისებებზე. 131-ე ნახაზზე ნაჩვენებია სხვადასხვა შექანიკური თვისებების ცვლა ფოლადში ნახშირბადის რაოდენობის (ე. ი. სტრუქტურის) მიხედვით.

როგორც ღიაგრამაზე ჩანს, ნახშირბადის რაოდენობის მატებასთან ერთად სისალე HB და სიმტკიცის ზღვარი σ_b იზრდება, ხოლო ფარდობითი წაგრძელება δ , ყელის ფარდობითი შევიწროება ψ და დარტყმითი სიბლანტე α_k — მცირდება.

როგორც ვაქვით, ფოლადის სტრუქტურა არსებითად წარმადგენს ფერიტისა და ცემენტის ბიკრომექანიკურ ნარეუს, სადაც ნახშირბადის ზრდასთან ერთად ცემენტის რაოდენობა იზრდება. ღიაგრამა გვიჩვენებს, რომ თვისებათა ცვლის კანონზომიერება ეთანადება კურნაკოვის კანონს: თვისებები იცვლება თითქმის სწორი ხაზის კანონით ფერიტისა და ცემენტის თვისებებს შორის, სტრუქტურაში მათი თანაფარდობის შესაბამისად (ღიაგრამის მარჯვენა კიდურა წერტილში, ცხადია, ცემენტის რაოდენობა 100% არ გვაქვს).

გადახრები სწორი ხაზის კანონისაგან, უპირველეს ყოვლისა, აიხსნება იმით, რომ ნახშირბადის და ე. ი. ცემენტის რაოდენობა მოცემული გვაქვს წონით პროცენტებში, სწორ ხაზს კი მოკულობითი პროცენტების დროს მივიღებთ.

გარდა ამისა, ნახშირბადის 1,1%-ის შემდეგ ფოლადი იძენს საკმაოდ დიდ სიმყიფეს, რაც გამოწვეულია ცემენტის რაოდენობის გადმოდებით და ნიმუშების გამოცდის დროს მათი რღვევა ნაადრევად ხდება. სწორედ ამიტომ სიმტკიცის მრუდი მალა სვლის მაგიერ იხრება საწინააღმდეგო მიმართულებით, დაღმავალ ხასიათს მიიღებს.



ნახ. 131. ფოლადის ზოგიერთი თვისების ცვლა ნახშირბადის რაოდენობის მიხედვით.

რკინა-ნახშირბადიან შენადნობებში, როგორც აღვნიშნეთ, რკინისა და ნახშირბადის გარდა აუცილებლად არის კიდევ სხვა მინარევეები, როგორცაა სილიციუმი, მანგანუმი, გოგირდი, ფოსფორი, ჯანგბადი. ამ მინარევეებს ხელუღბრივად ნორმალურ ან გარდუშვალ მინარევეებს უწოდებენ, რადგან მათ გარეე რკინა-ნახშირბადის შენადნობთა მიღება შეუძლებელია. საქრო ზენტხვევაში ჩვენ ამ მინარევეების რაოდენობას შეძლებისდაგვარად ვამცირებთ, ჩაგრამ მათი მოსპობა სრულიად, ან თუნდაც გარკვეულ მინ. მუნზე დაბლა დაყვანა ჯერ-ჯერობით არ შეგვიძლია. საშუალოდ ფოლადში მიღებულია ჩამოთვლილი ელემენტების შემდეგი რაოდენობა: Si—0,3%, Mn—0,25—1,0%; S, P და O—თვითეული 0,05%.

აღნიშნული მინარევეები შედის ფოლადის სხვადასხვა ფაზებსა და სტრუქტურულ შემდგენეაში, ან ქინის დაშოუკიდებელ სტრუქტურულ შემდგენებს და მათი ზეგავლენა ფოლადზე სხვადასხვანაირია. ამიტომ. საქროა ვიცოდეთ ამ მინარევეების პოენა ფოლადის სტრუქტურაში და ვიცნობდეთ მათ ზეგავლენას ფოლადის თვისებებზე.

განვიილოთ ცალკეული ელემენტების გავლენა.

სილიციუმი ითვლება ფოლადის სასარგებლო მინარევად. სილიციუმის რაოდენობა ფოლადში დამოკიდებულია მისი წარმოების პროცესზე. მდულარე ფოლადში, რომელიც არ არის სილიციუმით განუანჯული, უქანასკნელის რაოდენობა ძალიან უმნიშვნელოა (0,03%).

ჩვეე ფოლადში, რომელიც დნობის ბოლოს სილიციუმითაა განუანჯული, სილიციუმის რაოდენობა შესამჩნევი ხდება და 0,15—0,35%-ის ზღვრებში იცვლება.

სილიციუმი იხსნება ფერიტში და საგრძობლად ადიდებს მის სიმტკიცეს, ამავე დროს შცირდება პლასტიკურობა.

აღნიშნულის განო, მდულარე ფოლადი განსაკუთრებით მაღალი პლასტიკურობით ხასიათდება და ფართოდ გამოიყენება ცივად ტვიფრვისათვის.

რადგან სილიციუმი ფერიტში იხსნება (მყარ ხსნარში იხსნება), ცხადია, იგი მიკრო სტრუქტურის ცვლილებას არ იძლევა და ე. ი. თვალით შენჩნული არ შეიძლება იყოს. ამიტომ სილიციუმის აღმოჩენა ფოლადში და მისი რაოდენობის განსაზღვრა ნხოლოდ ქიმიური ანალიზით შეიძლება.

მანგანუმი აგრეთვე ფოლადის სასარგებლო მინარევეა. ნახშირბადიან ფოლადში მანგანუმის რაოდენობა 1%-ს აღწევს. იგი ფოლადში სხვადასხვა სახით შეიძლება იყოს. უპირველეს ყოვლისა, მანგანუმი, ისე როგორც სილიციუმი, იხსნება ფერიტში და ისეთსავე ზეგავლენას ახდენს—ამტკიცებს მას და ზრდის სისალეს.

გარდა ამისა, მანგანუმი კარბიდწარმოქმნელი ელემენტია, ნახშირ ბაღთან იგი წარმოქმნის კარბიდს. ეს კარბიდი თავისი თვისებებით ცემენტის ანალოგიურია, ე. ი. იწვევს ფოლადის სისალისა და სიმტკიცის გადიდებას.

ამგვარად, შეიძლება ვთქვათ, რომ მანგანუმი აღნიშნულ ზღვრებში აღიღებს ფოლადის სისალეს და სიმტკიცეს.

მანგანუმის განსაკუთრებული დადებითი გავლენა ფოლადზე გამოიხატება იმით, რომ იგი ასუტებს გოგირდის მავნე გავლენას. როგორც ქვემოთ დაინახავთ, გოგირდი ძეტად მავნე ელემენტია და მისი გავლენა განსაკუთრებით მკვეთრად გამოიხატება მ. შ. ნ, როდესაც გოგირდი ფოლადში FeS-ის სახის არის.

თუ ფოლადში გოგირდთან ერთად საკმაო რაოდენობით არის მანგანუმი, იგი ხელს უწყობს გოგირდის გადასვლას FeS დან MnS-ში შემდეგი რეაქციით: $FeS + Mn \rightarrow MnS + Fe$. MnS გახდნარ ფოლადში არ იხსნება და დიდი რაოდენობით ამოტოვდება, რითაც გოგირდის საერთო რაოდენობა ფოლადში მცირდება. გარდა ამისა, ის გოგირდი, რომელიც MnS-ის სახით მაინც დარჩება ფოლადში, მავნე გავლენას აღარ ახდენს მასზე. ეს განოწვეულია იმით, რომ MnS ძნელდნობადია (დნობის $t = 1620^\circ$); ფოლადის კრისტალიზაციის პროცესში იგი მოექცევა ფოლადის შხარდი მარცვლების ცენტრში, კრისტალიზაციის ცენტრების სახით და ამ მდგომარეობაში მავნე გავლენას ფოლადზე აღარ ახდენს.

დასასრულ, უნდა აღინიშნოს კიდევ მანგანუმის განმწინგველი გავლენა. ფოლადში არსებობისას იგი განეწინგავს ფოლადს, აცილებს მას ეწინგადს, რომელიც საერთოდ ძალიან მავნე გავლენას ახდენს ფოლადის თვისებებზე.

გოგირდი მავნე ელემენტია. ფოლადში გოგირდი რკინის სულფიდის FeS-ის სახით არის. FeS დნობის დაბალი ტემპერატურით ხასიათდება (1193°); გარდა ამისა, FeS რკინისთან იძლევა ევტექტიკას, რომლის დნობის ტემპერატურა კიდევ უფრო დაბალია (985°). ფოლადის კრისტალიზაციის პროცესში ცენტრებად იზრდება ლითონური მარცვლები, სითხეში მყოფი ადვილდნობადი FeS და ევტექტიკა $Fe + FeS$ ამ მარცვლებიდან განიღვენება. კრისტალიზაციის პროცესის ბოლოს FeS და ევტექტიკა თავს იყრის მარცვლებს შორის და სულ ბოლოს მყარდება ნარეული ნივთიერების სახით.

თუ ასეთ ფოლადს შემდეგ გავახურებთ წითელ ვარვარებამდე წნეხით ღამუშაებისათვის, მის მარცვლებს შორის მოთავსებული ადვილდნობადი ევტექტიკა შემოდნობას დაიწყებს; მარცვლებს შორის კავშირი სუსტდება და ფოლადი მყიფე ხდება. ამ მოვლენას ცხელტეხადობა (წითელტეხადობა) ეწოდება. ამგვარად, გოგირდი ფოლადს ანიჭებს ცხელ-

ტეხალბას და ამიტომ მისი რაოდენობა ფოლადში 0,05%-ს არ უნდა აღემატებოდეს, მაღალხარისხოვან ფოლადში კი 0,03%-ს (როგორც უკვე ზემოთ ვთქვით, გოგირდის მავნე გავლენას ფოლადში მკვეთრად ამცირებს მანგანუმი).

სულფიდები FeS და MnS ფოლადის ფაზებში არ იხსნება და დამოუკიდებელი ახალითონური ჩანართების სახით არსებობს, ამიტომ მიკროსტრუქტურაში მათი დანახვა შესაძლებელია. სულფიდების დანახვა განსაკუთრებით ადვილია ამოუქმელ ხეხზე, რადგან ისინი არ პრი-ალდება და ნიმუშის გაპრიალებულ ზედაპირზე მუქი ჩანართების სახით ჩანს. ამოქმულ ხეხზე ჩანართები უცვლელი რჩება, მაგრამ იზრდილება სხვა სტრუქტურული შემდგენებით, თუმცა შეჩვეული თვალი მათ მაინც ყოველთვის ამჩნევს რუხი ფერითა და განსაკუთრებული ფორმით.

ფოსფორი აგრეთვე მავნე ელემენტია. ფოსფორი იხსნება ფერიტ-ში, ამ გახსნის დროს მეტად ამახინჯებს რკინის კრისტალურ გისოსს. ამგვარად, ფოსფორის გავლენით იზრდება ფოლადის სისალე, მაგრამ ამავე დროს მკვეთრად მცირდება მისი დარტყვითი სიბლანტე (იზრდება სიმყიფე). ფოსფორის გავლენით წარმოქმნილ სიწყიფეს ცივტეხადობა ეწოდება, რადგან იგი მცლადნდება ოთახის ტემპერატურაზე. აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ ფოსფორი განსაკუთრებით ხასიათდება ლიკვაციით—არათანაბარი განაწილებით ფოლადში, რაც ფოსფორის მავნე გავლენას კიდევ უფრო ამწვავებს. აღნიშნულის გამო ფოსფორის რაოდენობა ფოლადში 0,05%-ს არ უნდა აღემატებოდეს, მაღალხარისხოვან ფოლადში კი 0,03%-ს.

დასასრულ, ფოსფორისა და გოგირდის შესახებ უნდა ითქვას, რომ ისინი საგრძნობლად აადვილებენ ფოლადის ჭრით დამუშავებას, რადგან უზრუნველყოფენ მყიფე ბურბუშელის წარმოქმნას. ასეთ ფოლადს გოგირდისა და ფოსფორის გადიდებული რაოდენობით (0,1—0,2%) საავტომატო ფოლადი ეწოდება (მისი ჭრით დამუშავება ჩვეულებრივად ხდება სახარატო ჩაჩებზე—ავტომატებზე). მხოლოდ ამ ფოლადში გოგირდის დიდი რაოდენობის შემთხვევაში გადიდებული რაოდენობით უნდა იყოს მანგანუმი (1,2%-მდე), რათა მთელი S თავმოყრილი იყოს MnS-ში და ფოლადში განაწილდეს მარცვლებს შიგნით მომრგვალებული ჩანართების სახით და არა მარცვალთ შორის; ფოსფორის გადიდებული რაოდენობის შემთხვევაში კი საავტომატო ფოლადში ნაკლები რაოდენობით უნდა იყოს ნახშირბადი, რომელიც განსაკუთრებით ხელს უწყობს ფოსფორის ლიკვაციას და ამით აძლიერებს მის მავნე გავლენას.

ქანგბადი ფოლადზე მოქმედებს გოგირდის მსგავსად. ფოლადში ქანგბადი ჩვეულებრივად FeO სახითაა, რომელიც თავს იყრის მარცვლებს შორის და ამცირებს მათ ურთიერთკავშირს როგორც ჩვეულებრივ ტემპერატურაზე, ისე, განსაკუთრებით, მაღალ ტემპერატურაზე. ქანგბადის

მინიმუმამდე დასაყვანად ყოველი ფოლადი დნობის პროცესის ბოლოს განიკლდის განქანგვას, მაგრამ, მიუხედავად ამისა, ქანგბადი ფოლადში მცირე რაოდენობით (0,05%-მდე) ბაინც რჩება.

როგორც ვხედავთ, სულფიდები და ქანგეულები (და მათთან ერთად წილის ჩანართები) ფოლადში გვევლინებიან, როგორც არალითონური ჩანართები. ისინი, რასაკვირველია, ასუსტებენ ფოლადის კვეთს და გარდა ამისა ქმნიან ძაბვათა ადგილობრივ კონცენტრაციებს, ამიტომ განსაკუთრებით მკვეთრად გავლენას ახდენენ ფოლადის მექანიკურ თვისებებზე. ამ გავლენის ხასიათი დიდადაა დამოკიდებული აღნიშნული ჩანართების რაოდენობაზე, ფორმაზე, განლაგებაზე; ამიტომ ტექნიკაში განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა არალითონური ჩანართების დახასიათებას და მათ დაჯგუფებას.

§ 32. ფოლადის კლასიფიკაცია და ნიშანდება

ფოლადის კლასიფიკაცია სხვადასხვა თვალსაზრისით ხდება: ქიმიური შედგენილობის, სტრუქტურისა (იხ. § 30) და დანიშნულების მიხედვით.

ქიმიური შედგენილობის მიხედვით ფოლადები იყოფა ორ ჯგუფად: ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადი და ლეგიონებული ფოლადი.

ზემოთ განხილული ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადი, როგორც ვნახეთ, ძირითადად შეიცავს რკინას, ნახშირბადს და მცირე რაოდენობით გარდუვალ მინარეებს. ტექნიკაში ამჟამად სულ უფრო ფართო გამოყენებას პოულობს ისეთი ფოლადი, რომელშიც სპეციალურად შეტანილია სხვადასხვა ელემენტი. ასეთ ფოლადს სპეციალური ან ლეგიონებული ფოლადი ეწოდება და მის დაწერილებით განხილვაზე ქვემოთ შევჩერდებით.

მიუხედავად იმისა, რომ სპეციალური ფოლადი მაღალი თვისებების მატარებელია, სიძვირის გამო იგი ჯერჯერობით ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადს მთლიანად ვერ სცვლის და ამ უკანასკნელს სახალხო მეურნეობაში უდიდესი ადგილი უჭირავს.

ნახშირბადიანი ფოლადი გამოიყენება როგორც მანქანათმშენებლობის ყველა დარგში, ისე მშენებლობაში სხვადასხვა კონსტრუქციების, ხიდების დასამზადებლად, რკინიგზების მშენებლობაში, სოფლის მეურნეობაში და სხვ.

გამოყენების მიხედვით ნახშირბადიანი ფოლადი სამ ჯგუფად იყოფა: საკონსტრუქციო (სამანქანო), საიარაღო და განსაკუთრებული თვისებების მქონე ფოლადი.

1. საკონსტრუქციო (სამანქანო) ფოლადი

საკონსტრუქციო (სამანქანო) ფოლადს მიეკუთვნება ფოლადი ნახშირბადის შემცველობით 0,05—0,85%-ის ზღვრებში. ეს ფოლადი თავისი თვისებებით და გამოყენების სფეროთი ძალზე მრავალფეროვანია, ამიტომ იგი თავის მხრივ კიდევ შეიძლება დაიყოს რამდენიმე ჯგუფად:

ა. რბილი ფოლადი (ტექნიკური რკინა). იგი ნახშირბადს შეიცავს 0,05—0,20% ის ზღვრებში. მისგან მზადდება ცივად დატვიფრული დეტალები, ლურსმანი, ქანჩები, ქანკიკები, საყელურები, მოქლონები, საქვებე ფურცელი, სახურავი ფურცელი და სხვ. ეს ფოლადი ადვილად შედუღდება და ადვილად მუშავდება ცივი ტვიფრით.

ბ. საშუალო სისალის ფოლადი. მასში ნახშირბადის რაოდენობა 0,25—0,45%-ია. იგი მანქანათმშენებლობაში ყველაზე ფართოდ არის გავრცელებული. მისგან მზადდება მანქანათა ნაწილების დიდი უმრავლესობა. მაგალითად, კბილანები, ლილვები, ლერძები, დატვირთული ქანკიკები, ქანჩები, მუხლა ლილვები, გაიანაწილებელი ლილვები, მლიცებიანი ლილვები, სოგმანები.

გ მაღალი სისალის ფოლადი. ამ ფოლადში ნახშირბადის რაოდენობა 0,5—0,6%-ია. მისგან მზადდება განსაკუთრებულად დატვირთული დეტალები, მაგალითად, შპინდელები, საგლინავი გლინები, მძიმედ დატვირთული კბილანები, რელსები და სხვ.

დ. განსაკუთრებით ძალაღი სისალის ფოლადი. მასში ნახშირბადის რაოდენობა 0,65—0,85% ია, ხასიათდება დიდი დრეკადობით, ამიტომ ძირითადად გამოიყენება ზამბარების დასაბზადებლად.

ხარისხის მიხედვით საკონსტრუქციო ფოლადს არჩევენ ჩვეულებრივს (საერთო დანიშნულების) და ხარისხიანს.

ჩვეულებრივი ხარისხის ფოლადი გამოიყენება ნაკლებად საპასუხისმგებლო შენთხვევებში და ძირითადად მიწოდებულ მდგომარეობაში, ე. ი. მანქანათმშენებელ ქარხანაში, როგორც წესი, თერმულ დამუშავებას არ განიცდის. მეტალურგიული ქარხნიდან ასეთი ფოლადი ჩვეულებრივად გაჰოდის სხვადასხვა ნაგლინის სახით, როგორცაა წნელები, ლენტები, სხვადასხვა პროფილის ნაგლინი (კუთხედი, მველერი, ტესებრი, ორტესებრი), ფურცელი, შილები და სხვ. რადგან ქარხანაში მათ თერმულ დამუშავებას არ აწარმოებენ, თვისებები არ იცვლება, ამიტომ თავიდანვე მათ დახარისხება თვისებების მიხედვით ხდება და არა ქიმიური შედგენილობის მიხედვით. ჩვეულებრივი ხარისხის ეს ფოლადი აჯგუფს მიეკუთვნება, მას საერთო დანიშნულების ფოლადი ეწოდება და მისი თვისებები მარკების მიხედვით ГОСТ 380—60-ით განისაზღვრება (იხ. ცხრილი 11).

Ст.0 მარკის ფოლადი თვისებათა შედარებით დიდი დაშვებით ხასიათდება, მას დაბალი პლასტიკურობა აქვს და იგი გამოიყენება ხოლოდ ისეთ შენთხვევებში, სადაც მექანიკურ თვისებებს გადაიწყვეტი მნიშვნელობა არა აქვს.

დანარჩენი მარკის ფოლადში, როგორც ვხედავთ, ხდება თვისებათა კანონზომიერი ცვლა Ст.1 მარკიდან, Ст.7 მარკამდე. ეს კანონზომიერება გამოიხატება იმაში, რომ სიბტიციის მაჩვენებლები σ_s და σ_t იზრდება,

ზოლო პლასტიკურობა მ მცირდება (ცხრილში მოცემულია η , მოკლე ნიმუშისათვის, რომლის სიგრძე $l_0 = 100$ მმ, $d_0 = 2$ მმ, ე. ი. ნიმუში ხუთჯერადია).

ცხრილი 11

ჩვეულებრივი ხარისხის ფოლადი, A ჯგუფი
ცხლად გლინული
(ГОСТ 380—60-ის მიხედვით)

ფოლადის მარკა	სიმტკიცის ხღვ. რიგის, კგ/მმ ²	დენადობის ხღვ. რიგის, კგ/მმ ²	ფარდობითი წგრძობა, %	გადაღუნაზე გამოსაცდელი ლეროს სიმაკე d მმ	გამოყენების მაგალითები
Ст0	>32	—	22	2a	შედულებული სამშენებლო კონსტრუქციები (ოტუ-ლი და ფეოკლოვანი ნაგ-ლინის საათო. ფურცლები და ტვირთის. თვის. სა-ფეოვანი თენეტი, საქვაბე ფეუელი; საკმენტ ციო დ. ტ. ლები; კბილაიები, ლი-ლეუკები, ფეუშის თითები; მოქლოები, მცირე და-უვირთული კანქეები, კან-ჩები
Ст. 1 Ст. 1кп	32—40	—	33	0	
Ст. 2 Ст. 2кп	34—42	20	31	0	
Ст 3 Ст. 3кп	38—40 41—43 44—47	22	27 26 25	0.5a	
Ст. 4 Ст. 4кп	42—44 45—48 49—52	25	25 24 23	2a	
Ст. 5	50—53 54—57 58—62	27	21 20 19	3a	
Ст. 6	60—63 64—67 68—72	30	16 15 14	—	
Ст. 7	70—74 >75	—	11 10	—	მაღალი სიმტკიცის დეტა-ლები: ლილეები, მვალა-ლილეები, კბილაიები, ლე-რები, შანდელები

აღსანიშნავია, რომ ასეთი ფოლადის ხარისხის განსაზღვრაში განსაკუთრებული ადგილი უჭირავს ცდას; ადაღუნვაზე. ფოლადი გადაიღუნება 180° -ით ან მხარეების ურთიერთშეხებად, ან სპეციალური ღეროს ირგვლივ, როგორც ეს 132 ე ნახაზზეა მოციეული.

როგორც ცხრილიდან ჩანს, Ст.1 და Ст.2 მარკის ფოლადი გადაღუნვაზე გამოიცდება ღეროს გარეშე ($d=0$). გამოცდის მედეგად ფოლადში ლუნვის ადგილას არავითარი ცვლილებები არ უნდა მოხდეს. შემდეგი მარკის ფოლადებისათვის ცხრილში ნაჩვენებია ღეროს სისქე d გამოსაცდელი ფოლადის სისქისაგან დამოკიდებულებით (a). ფოლადი

СТ.6 და СТ.7 გადაღწევაზე აღარ გამოიყენება, რადგან მას ამისათვის საკმარის პლასტიკურობა არ გააჩნია.

ჩვეულებრივი ხარისხის ფოლადი, ზოგიერთ შემთხვევაში, ქიმიური შედგენილობის მიხედვითაც დაჯგუფდება, მაშინ მას E ჯგუფს მიაკუთვნებენ. ნიშანდება ქიმიური შედგენილობის მიხედვით იგივე ГОСТ 380—60-ით წარმოებს (იხ. ცხრილი 12).

როგორც ვხედავთ, ამ შეთესევაში მარკის წინ დგას ასო, რომელიც ფოლადის წარმოების ხერხის მიხედვით, სახელდობრ M ნიშნავს, რომ ფოლადი გამოდნობილია მარტენის პროცესით, შეიძლება მარკის წინ ეწეროს ასო E—ბესემერის პროცესი (მაგალითად ECт.1 და სხვ.). ამ ფოლადში მცირედ გადიდებულია ფოსფორის და ვოგირდის რაოდენობა (P—0,065% და S—0,085%). წარმოების ხერხის ჩვენებას ის მნიშვნელობა აქვს, რომ სხვადასხვა ხერხით გამოდნობილი ფოლადი სხვადასხვა სპეციალური თვისებებით ხასიათდება.

ამგამად ფოლადის უდიდესი ნაწილი გამოდნება მარტენის პროცესით და იგი ბესემერის და თომასის ფოლადთან შედარებით ნაღალი თვისებებითაა ხასიათდება (ელექტროფოლადი კიდევ უფრო მაღალი თვისებებით ხასიათდება, მაგრამ ჩვეუ-

ცხრილი 12.

ჩვეულებრივი ხარისხის ფოლადი, E ჯგუფი (ГОСТ 380—60-ის მიხედვით)

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %				
	C	Si	Mn	P არა უმეტეს	S არა უმეტეს
MCт. 0	<0,23	—	—	0,070	0,060
MCт. 1 კმ	0,06—0,12	<0,05	0,25—0,50	0,045	0,055
MCт. 2 კმ	0,09—0,15	<0,07	0,25—0,50	0,045	0,055
MCт. 3 კმ	0,14—0,22	<0,07	0,30—0,60	0,045	0,055
MCт. 3	0,14—0,22	0,12—0,30	0,40—0,65	0,045	0,055
MCт. 4 კმ	0,18—0,27	<0,07	0,40—0,70	0,045	0,055
MCт. 4	0,18—0,27	0,12—0,30	0,40—0,70	0,045	0,055
MCт. 5	0,28—0,37	0,15—0,35	0,50—0,80	0,045	0,055
MCт. 6	0,38—0,49	0,15—0,35	0,50—0,80	0,045	0,055
MCт. 7	0,50—0,62	0,15—0,35	0,50—0,80	0,045	0,055

- შენიშვნა: 1. ტირე იმის მაჩვენებელია, რომ ელემენტის რაოდენობა გარანტირებული არ არის და არ უჩვენებს ელემენტის სრულ არაოსეზობას.
2. ცხრილში მაგალითობისათვის წარმოდგენილია მხოლოდ მარტენის ფოლადის ნიშანდება. ასეთივე წესით ГОСТ 380—60-ით ხდება თომასის და ბესემერის ფოლადის ნიშანდება.

ლებრივი ხარისხის ფოლადის წარმოება ელექტროდნობით, მისი სიძვირის გამო, არ ხდება).

ხარისხოვანი ფოლადის დაჯგუფება მხოლოდ ქიმიური შედგენილობის მიხედვით ხდება. თვით მარკაში ნაჩვენებია ნახშირბადის საშუალო რაოდენობა პროცენტის მესამედით. მაგალითად, ფოლადი 10

ცხრილი 13

ხარისხოვანი ნახშირბადიანი ფოლადი ცხლად გლინული

(ГОСТ 1050—60-ის მიხედვით)

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %		
	C	Si	Mn

I ჯგუფი—მანგანუმის ნორმალური რაოდენობით

05 კპ	<0,06	<0,03	<0,4
08 კპ	0,05—0,11	<0,03	0,25—0,50
08	0,05—0,12	0,17—0,37	0,35—0,65
10 კპ	0,07—0,14	<0,07	0,25—0,50
10	0,07—0,14	0,17—0,37	0,35—0,65
15 კპ	0,12—0,19	<0,07	0,25—0,50
15	0,12—0,19	0,17—0,37	0,35—0,65
20 კპ	0,17—0,24	<0,07	0,25—0,50
20	0,17—0,24	0,17—0,37	0,35—0,65
25	0,22—0,30	0,17—0,37	0,50—0,80
30	0,27—0,35	0,17—0,37	0,50—0,80
35	0,32—0,40	0,17—0,37	0,50—0,80
40	0,37—0,45	0,17—0,37	0,50—0,80
45	0,42—0,50	0,17—0,37	0,50—0,80
50	0,47—0,55	0,17—0,37	0,50—0,80
55	0,52—0,60	0,17—0,37	0,50—0,80
60	0,57—0,65	0,17—0,37	0,50—0,80
65	0,62—0,70	0,17—0,37	0,50—0,80
70	0,67—0,75	0,17—0,37	0,50—0,80
75	0,72—0,80	0,17—0,37	0,50—0,80
80	0,77—0,85	0,17—0,37	0,50—0,80
85	0,82—0,90	0,17—0,37	0,50—0,80

II ჯგუფი—მანგანუმის გადიდებული რაოდენობით

15 Г	0,12—0,19	0,17—0,37	0,70—1,00
20 Г	0,17—0,24	0,17—0,37	0,70—1,00
25 Г	0,22—0,30	0,17—0,37	0,70—1,00
30 Г	0,27—0,35	0,17—0,37	0,70—1,00
35 Г	0,32—0,40	0,17—0,37	0,70—1,00
40 Г	0,37—0,45	0,17—0,37	0,70—1,00
45 Г	0,42—0,50	0,17—0,37	0,70—1,00
50 Г	0,48—0,56	0,17—0,37	0,70—1,00
60 Г	0,57—0,65	0,17—0,37	0,70—1,00
65 Г	0,62—0,70	0,17—0,37	0,90—1,20
70 Г	0,67—0,75	0,17—0,37	0,90—1,20

შენიშვნა: ყველა ფოლადში არის გოგირდი <0,04%-ა და ფოსფორი <0,04%.

ნახშირბადს შეიცავს 0,07—0,14%-ის ზღვრებში (ე. ი. შედგენილობა 0,07%-ის ზღვრებში იზღუდება).

ხარისხოვანი ფოლადის ნიშანდება ГОСТ 1050—60-ით ხდება. აქაც

ცხრილი 14

ხარისხოვანი ნახშირბადიანი ფოლადის შექანიკური თვისებები

ფოლადის მარკა	სიმტკიცის ზღვარი $\sigma_{\text{კვ/მმ}^2}$	ღენადობის ზღვარი $\sigma_{\text{კვ/მმ}^2}$	ფარდობითი წაგრძელება $\sigma_{\text{კვ/მმ}^2}$ %	ფარდობითი შეკიწობა $\sigma_{\text{კვ/მმ}^2}$ %	სისალე HB ან უმეტეს	გამოყენების მაგალითები
---------------	--	--	--	--	---------------------	------------------------

I ჯგუფი—მანკანუმის ნორმალური რაოდენობით

05 კპ	—	—	—	—	—	სახურავი ფურცელი, საქვაბე ფურცელი, ა. ცემენტაციო დეტალები რბილი ჯულით; მოკლონები, მცირედ დატვირთული ქანჭიკები, ქანჩები; საყელუოები, ხრანები, შედუღებული და ცივად დატვიფრული დეტალები
08 კპ	30	18	35	60	131	
08	33	20	33	60	131	
10 კპ	32	19	33	55	137	
10	34	21	31	55	137	
15 კპ	36	21	29	55	143	
15	38	23	27	55	143	
20 კპ	39	23	27	55	156	
20	42	25	25	55	156	
25	46	28	23	50	170	
30	50	30	21	50	179	
35	54	32	20	45	187	
40	58	34	19	45	217	
45	61	36	16	40	241	
50	64	38	14	40	241	
55	66	39	13	35	255	
60	69	41	12	35	255	
65	71	42	10	30	255	
70	73	43	9	30	269	
75	110	90	7	30	285	
80	110	95	6	30	285	
85	115	100	6	30	302	

II ჯგუფი—მანკანუმის გადიღებული რაოდენობით

15 რ	42	25	26	55	163	გამოყენება დაახლოებით იგივე, რაც I ჯგუფის ფოლადისა
20 რ	46	28	24	50	197	
25 რ	50	30	22	50	207	
30 რ	55	32	20	45	217	
35 რ	57	34	18	45	229	
40 რ	60	36	17	45	29	
45 რ	63	38	15	40	241	
50 რ	66	40	13	40	255	
60 რ	71	42	11	35	269	
65 რ	75	44	9	30	285	
70 რ	80	46	8	30	285	

არჩევნ ფოლადების ორ ჯგუფს. პირველ ჯგუფში შედის ფოლადი მანგანუმის ნორმალური რაოდენობით (0,25—0,80%), ხოლო მეორე ჯგუფში—მანგანუმის გადიდებული რაოდენობით (0,7—1,2%).

ხარისხოვანი ფოლადის ნიშანდება მოცემულია მე 13 ცხრილში, ხოლო მისი მექანიკური თვისებები და გამოყენების მიახლოებითი სფერო—მე-14 ცხრილში.

ს ხ მ უ ლ ი ფ ო ლ ა დ ი მიეკუთვნება აგრეთვე სამანქანო ფოლადებს და ფართოდ გამოიყენება მანქანათმშენებლობაში ფოლადის სხმულ ნაკეთობათა დასამზადებლად. სხმულ ფოლადს ცხლად გლინული ფოლადისაგან რამდენადმე განსხვავებული თვისებები აქვს. სხმული ფოლადის განსასხვავებლად მარკას უმატებენ Π ასოს (пш).

მე 15 ცხრილში მოცემულია ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი სხმული ფოლადის ნიშანდება, თვისებები და გამოყენების მაგალითები.

ცხრილი 15

სხმული ნახშირბადიანი ფოლადი (ГОСТ 977—58-ის მიხედვით)

ფოლადის მარკა	მექანიკური თვისებები				გამოყენების მაგალითები
	მ. კგ/მმ ²	მ. კგ/მმ ²	მ. %	ψ, %	
15 Π	40	20	24	35	დეტალები, რომლებიც განიცდიან დარტყმით დატვირთვებს და თბურ დარტყმებს—ღუმელები, არმატურა, როფები, აგურზე მალტის ტუბერატურაზე მომუშავე დეტალები—ოთქლიის ტურბინების დეტალები და სხვ.
20 Π	42	22	22	35	
25 Π	45	24	19	30	
30 Π	48	26	17	30	ნათობის საბურღი დანაშ-გარები, დეტალები, სატრანსპორტო და საჯაო მანქანების ნაწილები და სხვ.
35 Π	50	28	15	25	
40 Π	53	30	14	25	
45 Π	55	32	12	20	სხმული კბოანები, მძიმედ დატვირთული დეტალები, ცქეთაზე იოქმეზე დეტალები და სხვ.
50 Π	58	34	11	20	
55 Π	60	35	10	18	

შენიშვნა: რიცხვი მარკის წინ, ისევე როგორც ხარისხოვანი ფოლადში, გვიჩვენებს ნახშირბადის საშუალო რაოდენობას პროცენტის მეასედებით.

2. საიარალო ფოლადი

საიარალო ფოლადს მიეკუთვნება მაღალნახშირბადიანი ფოლადი ნახშირბადის შემცველობით 0,7—1,3%-ის ზღვრებში.

საიარალო ფოლადის მარკა, მასში ნახშირბადის დიდი რაოდენობით შემცველობის გამო აღინიშნება $У$ ასოთი (Углеродистая).

მარკაში რიცხვი გვიჩვენებს ნახშირბადის რაოდენობას პროცენტის შეათელებით. მაგალითად, Y7 ფოლადი შეიცავს ნახშირბადს 0,7%.

საიარაღო ფოლადის ნიშანდება მოცემულია მე-16 ცხრილში.

ცხრილი 16

საიარაღო ფოლადი

მარკა	ქიმიური შედგენილობა %				
	C	Mn	Si	S	P
				არა უმეტეს	არა უმეტეს

ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი

Y7	0,65—0,74	0,40	0,35	0,03	0,04
Y8	0,75—0,84	0,40	0,35	0,03	0,04
Y9	0,85—0,94	0,35	0,35	0,03	0,04
Y10	0,95—1,04	0,30	0,35	0,03	0,04
Y11	1,05—1,14	0,30	0,35	0,03	0,04
Y12	1,15—1,24	0,30	0,35	0,03	0,04
Y13	1,25—1,35	0,40	0,35	0,03	0,04

მაღალხარისხოვანი

Y7A	0,65—0,74	0,35	0,3	0,02	0,03
Y8A	0,75—0,84	0,35	0,3	0,02	0,03
Y9A	0,85—0,94	0,30	0,3	0,02	0,03
Y10A	0,95—1,04	0,25	0,3	0,02	0,03
Y11A	1,05—1,14	0,25	0,3	0,02	0,03
Y12A	1,15—1,24	0,25	0,3	0,02	0,03
Y13A	1,25—1,35	0,35	0,3	0,02	0,03

თუ მარკაში რიცხვის შემდეგ დგას ასო A, ეს მაღალხარისხოვნობის მაჩვენებელია, რაც გულისხმობს გოგირდისა და ფოსფორის განსაკუთრებით მცირე რაოდენობით შემცველობას.

საიარაღო ფოლადი, როგორც მისი დასახელება გვიჩვენებს, გამოიყენება იარაღის დასამზადებლად. იარაღი თავის მხრივ სამკვარია: საჭრელი, დარტყმით-სატეფრავი და საზომი. სხვადასხვა დანიშნულების საიარაღო ფოლადის შერჩევისას მხედველობაში უნდა მივიღოთ მისი თვისებები. საიარაღო ფოლადის თვისებები Y7-დან Y13-მდე შემდეგნაირად იცვლება: რაც უფრო მეტია ფოლადში ნახშირბადი, მით უფრო მაღალია მისი სისაღე, მაგრამ მით მეტია სიმყიფეც, რაც აუცილებლად უნდა იქნეს გათვალისწინებული.

საიარაღო ფოლადები გამოიყენება შემდეგი დანიშნულებით: Y7— გამოიყენება ისეთი იარაღისათვის, რომელსაც მოეთხოვება მაღალი სისაღე, მაგრამ ამასთან მნიშვნელოვანია მისი სიბლანტეც, რადგან იარაღი

ლი დარტყმითი დატვირთვების პირობებში მუშაობს. ასეთია, მაგალითად, ღოჯები, სამკედლო ტვიფრები, მოსაქიმები, სამკედლო და საზინკლო ჩაქუჩები და სხვა. Y8, Y9—დაახლოებით იგივე დანიშნულებით გამოიყენება, მხოლოდ მეტი სისალის მოთხოვნის შემთხვევაში. მაგალითად, სამკედლო სახერტელები, ხერხები, საჭრისები და სხვ. Y10, Y11 გამოიყენება ისეთი საჭრელი იარაღისათვის, რომელიც მკვეთრ დარტყმებს არ განიცდის, მაგალითად საკრისები, ბურღები, გარესახრახნები და შიგსახრახნები, ფრეზები და სხვ. Y12 და Y13 გამოიყენება იგივე საჭრელი იარაღისათვის, მხოლოდ ისეთ პირობებში მუშაობისათვის, სადაც დარტყმებს ადგილი სრულებით არ აქვს და ამავე დროს მოთხოვნილია განსაკუთრებით მაღალი სისალე.

საიარაღო ფოლადის დახასიათების დროს მხედველობაში უნდა იქნეს მიღებული ის ფაქტი, რომ თერმული დამუშავების (წითობის) გარეშე ასეთი ფოლადი სრულიად არ გამოიყენება. ამიტომაც მიწოდების მდგომარეობაში მას მექანიკური თვისებებით არ ახასიათებენ.

3. განსაკუთრებული თვისებების მქონე ნახშირბადიანი ფოლადები

გარდა ზემოთ ჩამოთვლილი ნორმალური სტანდარტული ფოლადებისა, ტექნიკაში კიდევ გამოიყენება სხვა ფოლადები, რომლებსაც განსაკუთრებული დანიშნულება აქვთ და ამიტომ განსაკუთრებული ადგილიც უჭირავთ. ასეთი ფოლადებიდან ძირითადად შეიძლება განვიხილოთ შემდეგი.

ცივნაკედი ფოლადი. წარმოების ზოგიერთ დარგში ფოლადს გამოიყენებენ მავთულის, ლენტის ან ფურცლის სახით. თუ გვინდა შედარებით მაღალი სიმტკიცის ნამზადების მიღება, მათი დამზადებისას უკანასკნელ ოპერაციად აუცილებლად ატარებენ გლინვას ან აღიდვას ცივ მდგომარეობაში. ცივ მდგომარეობაში პლასტიკური დეფორმაცია იწვევს ფოლადის ცივკედვას, რაც თავის მხრივ უზრუნველყოფს სიმტკიცისა და სისალის ძლიერ ზრდას. ამასთან აღსანიშნავია, რომ რაც უფრო დიდია დეფორმაციის ხარისხი, მით უფრო ძლიერია სიმტკიცის ზრდა და ასეთი დამოკიდებულება ფოლადში ნახშირბადის რაოდენობის ზრდასთან ერთად უფრო ინტენსიურად მტკავნდება. მიღებულ მასალას ცივნაკედი ეწოდება.

ფოლადი ცივად ტვიფრვისათვის. წარმოების მთელ რიგ დარგებში ხშირად ხდება მანქანათა ნაწილების ცივად ტვიფვრა ფოლა-

დის ფურცლისაგან (მაგალითად, ავტომანქანის ძარა და ფრთები და სხვ.).
 ცხადია, რომ ასეთი დამუშავებისათვის განკუთვნილი ფოლადი უნდა ხასიათდებოდეს მაქსიმალური პლასტიკურობით. ეს, უპირველეს ყოვლისა, მოითხოვს ნახშირბადის მინიმალურ რაოდენობას. მაგრამ, გარდა ნახშირბადისა, ასეთი ფოლადი მეტად მცირე რაოდენობით უნდა შეიცავდეს სილიციუმს. სილიციუმი იხსნება ფერიტში და იწვევს რა ზისოსის მკვეთრ დამახინჯებას, საკმაოდ აღიდებს მის სიმკუცესს, მაგრამ ამცირებს პლასტიკურობას. ჩვეულებრივი საკონსტრუქციო ფოლადი უოველთვის შეიცავს სილიციუმს $0,17-0,37\%$ -ის ზღვრებში, რაც მას უვარგის ხდის ღრმა გამოჭიმვისათვის. აღნიშნულის გამო, ცივად ტვიფრვისათვის იყენებენ მდულარე ფოლადს. როგორც ვიცით, ეს ფოლადი სილიციუმით განეჩანგული არ არის და ამიტომ სილიციუმის რაოდენობა მასში მინიმუმამდეა დაყვანილი (არა უმეტეს $0,03\%$). უმრავლეს შემთხვევაში მდულარე მარკებად უშვებენ დაბალნახშირბადიან ფოლადებს. ასეთი ფოლადებია 05 კპ—არა უმეტეს $0,06\%$ ნახშირბადისა და 08 კპ— $0,05-0,12\%$ C, სადაც კპ მაჩვენებელია იმისა, რომ ფოლადი მდულარეა (кипящая). ასეთი ფოლადი გამოიყენება ცივად ტვიფრვისათვის, განსაკუთრებით ღრმად გამოჭიმვისათვის (უკანასკნელ ხანებში უშვებენ მდულარე მარკის უფრო მაღალნახშირბადიან ფოლადსაც, მაგალითად, 15კპ, 20კპ).

საავტომატო ფოლადი. მანქანათა ნაწილების დიდი უმრავლესობა დანადგების ბოლოს განიცდის ჭრით დამუშავებას, რა დროსაც გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს ლითონის ჭრით დამუშავების სიადვილეს-შეიძლება ვიფიქროთ რომ, რაც უფრო მაღალია ლითონის სიმტკიცე და სისალე, მით უფრო ძნელია მისი ჭრით დამუშავება. ასე, რაც უფრო მაღალნახშირბადიანია ფოლადი და რაც უფრო ნეტია მისი სიმტკიცე და სისალე, მით უფრო ძნელად მუშავდება იგი ჭრით; თუმცა სინამდვილეში ჭრით დამუშავების სიადვილესა და მექანიკურ თვისებებს შორის უნდა არს ბოზდეს გაცილებით უფრო რთული დამოკიდებულება, რომელიც დღემდე საბოლოოდ დადგენილი არ არის. მაგალითად, აუსტენიტური სტრუქტურის ბკონე ფოლადი სალი არ არის, მაგრამ მისი ჭრით დამუშავება ძალიან ძნელია; ასევეა ძალიან რბილი ფერიტული ფოლადი და სხვ. ყოველ ცალკეულ შემთხვევაში ჭრით დამუშავების სიძნელის მიზეზი სხვადასხვაა.

ზოგადად ჯერჯერობით დადგენილია, რომ მცირენახშირბადიანი ფოლადის ჭრით დამუშავებას მეტად აადვილებს გოგირდი და ფოსფორი. ფოლადებს, რომელთა შედგენილობაში გოგირდის და ფოსფორის რაოდენობა ნორმალურთან შედარებით გაზრდილია, საავტომატო ფოლადი ეწოდება, რადკან მისგან დეტალების დამზადება უპირატესად ზდება ჩარხებზე—ავტომატებზე. მაგალითად, საავტომატო ფოლადი A12,

A20, A30, A40 Г (ასო A გვიჩვენებს, რომ ეს ფოლადი საავტომატო—Автоматная, რიცხვი კი შეესაბამება ნახშირბადის საშუალო რაოდენობას %-ის შეასელებით). გოგირდის რაოდენობა ამ ფოლადში 0,08—0,3%-ის ზღვრებში იწყობება, ფოსფორისა კი 0,06—0,15%-ის ზღვრებში (ცხრილი 17).

ცხრილი 17

საავტომატო ფოლადის ქიმიური შედგენილობა და სისალე
(ГОСТ 1414—51-ით)

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა %					სისალე HB
	C	Si	Mn	S	P	
A 12	0.08—0.16	0.15—0.35	0.6—0.9	0.08—0.20	0.08—0.15	167—217
A 20	0.15—0.25	0.15—0.35	0.6—0.9	0.08—0.15	<0.06	167—217
A 30	0.25—0.35	0.15—0.35	0.7—1.0	0.08—0.15	<0.06	174—233
A 40 Г	0.35—0.45	0.15—0.35	1.2—1.55	0.18—0.30	<0.05	179—229

გოგირდი და ფოსფორი კრით დამუშავების გაადვილებასთან ერთად, როგორც ვიცით, აუარესებს მექანიკურ თვისებებს. ამიტომ საავტომატო ფოლადი გამოიყენება მხოლოდ ნაკლებად საპასუხისმგებლო ნაკეთობათა დასამზადებლად.

ს ა ზ ა მ ბ ა რ ე ფ ო ლ ა დ ი. ამ ჯგუფში დანიშნულების თვალსაზრისით შეიძლება გამოვეყოთ მალანახშირბადიანი საკონსტრუქციო ფოლადი ნახშირბადის შემცველობით 0,65—0,85% ის ზღვრებში, მარკები 65, 70, 75, 80 და 85. ამ ფოლადებს ახასიათებს მაღალი დრეკადობა. განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს თანაფარდობას დრეკადობის ზღვარსა და სიმტკიცის ზღვარს შორის, რომელიც რაც შეიძლება დიდი უნდა იყოს. ასეთი ფოლადები საუკეთესო მასალას წარმოადგენენ ზამბარების, რესორებისა და სხვა ამგვარ ნაკეთობათა დასამზადებლად (დაწვრილებით იხ. ქვემოთ, § 61).

თ უ ჯ ო

§ 33. თეთრი და რუხი თუჯი

რკინა-ნახშირბადის შენადნობებს ნახშირბადის 2,14—6,67%-ის შემცველობით თუჯი ეწოდება.

ტექნიკაში თუჯი ყველაზე მეტად გავრცელებული შენადნობია, თუმცა მას, როგორც წესი, უფრო დაბალი მექანიკური თვისებები ახასიათებს, ვიდრე ფოლადს. სამაგიეროდ, თუჯი, როგორც პირველადი შენადნობი, უფრო იაფია, ვიდრე ფოლადი, რომელიც თუჯის მეორადი გადამუშავებით მიიღება და, გარდა ამისა, ხასიათდება მთელი რიგი ტექნოლოგიური უპირატესობებით.

ნახშირბადი თუჯში შეიძლება იყოს ორი სახით: დაკავებული ქიმიურ ნაერთში—ცემენტიტში (Fe_3C), ან თავისუფალი სახით, გრაფიტის სახით. პირველ შემთხვევაში თუჯს ეწოდება თეთრი თუჯი, მეორე შემთხვევაში—რუხი თუჯი.

თეთრი თუჯი. თეთრი თუჯი სტრუქტურის მიხედვით იყოფა სამ ჯგუფად (იხილე რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამა):

1. ქვევტემპტიკური თეთრი თუჯი. ნახშირბადის რაოდენობა 2,14—4,30%; სტრუქტურა—პერლიტი+ლედებურიტი.

2. ვეტემპტიკური თეთრი თუჯი. ნახშირბადის რაოდენობა 4,30%; სტრუქტურა—სუფთა ლედებურიტი.

3. ზევტემპტიკური თეთრი თუჯი. ნახშირბადის რაოდენობა 4,3—6.670%; სტრუქტურა—ლედებურიტი+ცემენტიტი.

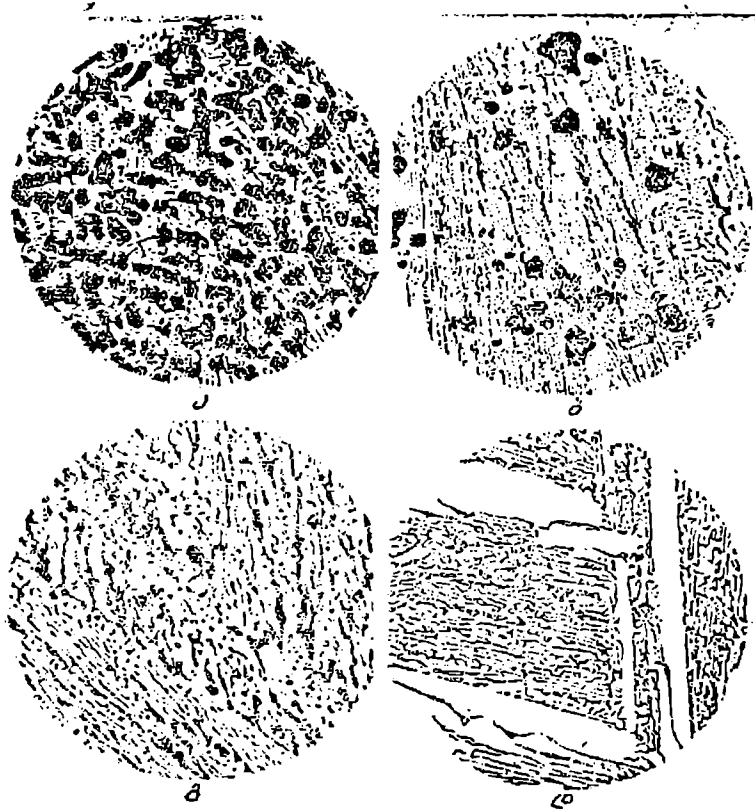
133-ე ნახაზზე ნაჩვენებია თეთრი თუჯის მიკროსტრუქტურა.

ამგვარად, თეთრი თუჯისათვის დაიხასიათებელია ლედებურიტული სტრუქტურა; მასში დიდი რაოდენობით არის ცემენტიტი. ამიტომ თეთრი თუჯი ხასიათდება მაღალი სისაღით—500 HB-მდე, ნახშირბადის შემცველობისაგან დამოკიდებულებით (ლედებურიტის სისაღეა 450 HB); კრით ძალიან ძნელად მუშავდება.

მანქანათმშენებლობაში თეთრი თუჯი ძალიან იშვიათად გამოიყენება, მხოლოდ იქ, სადაც საჭიროა განსაკუთრებით მაღალი სისაღე და

ცვეთამედლეგობა. მაგალითად, თეთრი თუჯისაგან მზადდება საგლინაე დგანების გლინები, სხმული სავაგონო ბორბლები და სხვ.

რუხი თუჯი. რუხი თუჯი ხასიათდება მასში გრაფიტის არსებობით. გრაფიტი რუხ თუჯს ანიჭებს განსაკუთრებულ თვისებებს. ასე-



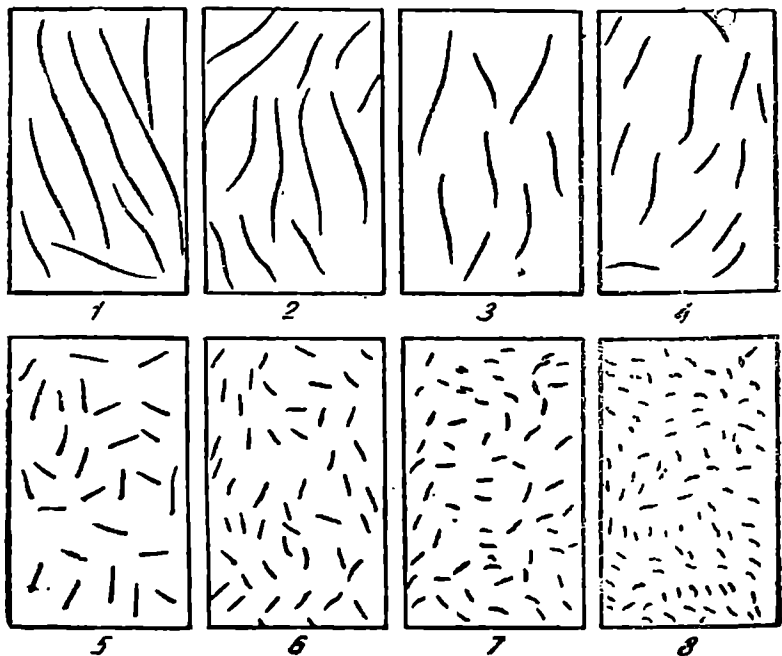
ნახ. 133. თეთრი თუჯის მიკროსტრუქტურა:

- ა—ქვევებეტიკური, 3% C; ბ—ქვევებეტიკური, 4% C; გ—ვებეტიკური;
- დ—ხევეტიკური.

თია, მაგალითად, გამდნარ მდგომარეობაში მაღალი თხევადდენადობა; გამყარებისა და გაცივების პროცესში მცირე ჩაჯდომა; კრისტალიზაციის შომენტში გაფართოება; კრით დამუშაების სიადვილე; ვიბრაციების ჩაქრობის უნარი და სხვ. ამავე დროს რუხი თუჯი ყველაზე იაფი ლითონია. აღნიშნულის გამო რუხი თუჯი უაღრესად ფართოდ გავრცელდა მანქა-

ნათმშენებლობაში. მაგრამ ამავე დროს აღსანიშნავია, რომ გრაფიტის ჩანართების არსებობა უარყოფით გავლენასაც ახდენს თუჯზე, კერძოდ, გრაფიტი, როგორც არალითონური ჩანართები, სერავს რუხი თუჯის ლითონურ არეს და ანიჭებს მას დიდ სიმყიფეს.

რუხი თუჯის სტრუქტურა ჩვეულებრივად განიხილება როგორც ლითონური არე, რომელზედაც განლაგებულია გრაფიტის ჩანართები. გრაფიტის ჩანართები ნიმუშის გაპრიალების დროს არ პრიალდება, ამიტომ მათი შესწავლა სიმკვავით ამოუკმეღ ნიმუშზე ხდება. მიკროსკოპში გაპრიალებულ, კანკაშა არეში ვხედავთ ბუკი ფერის გრაფიტის ჩანართებს



ნახ. 124. გრაფიტის ჩანართების ზომის სტანდარტული სკალა, X 100.

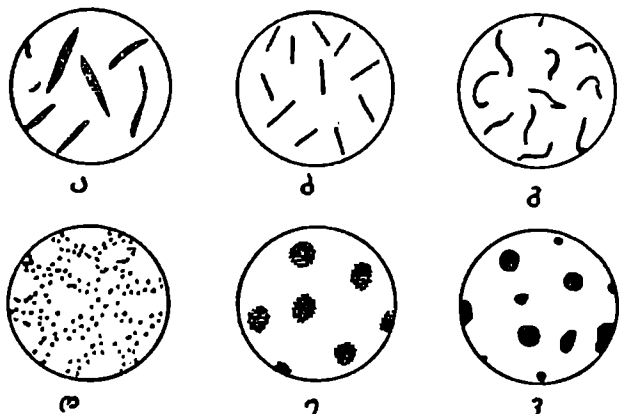
ცხადია, რომ რუხი თუჯის თვისებები დამოკიდებულია როგორც ლითონურ არეზე, ისე გრაფიტის ჩანართებზე.

გრაფიტის ჩანართების თვალსაზრისით რუხი თუჯის თვისებები, უპირველეს ყოვლისა, დამოკიდებულია გრაფიტის ჩანართების ზომაზე და ფორმაზე. გრაფიტის ჩანართები ზომის მიხედვით კლასიფიცირებულია შემდეგნაირად: კლასიფიკაციას საფუძვლად უდევს ფორმულა $l = 2^{\#} \cdot N$, სადა l სარის გრაფიტის ჩანართის სიგრძე მმ. 100-ჯერ გაზიდებისას, N კი ასეთი ზომის გრაფიტის ჩანართების ნომერი სტანდარტით. სკალაში

სულ რვა ნომერია. № 1—ახსიათებს ყველაზე დიდი ზომის გრაფიტის; ჩანართებს ($l=2^{8-1}=128$ მმ, ანუ ნატურალური ზომა იქნება 1,28 მმ), № 8 კი ახსიათებს ყველაზე მცირე ზომის ჩანართს ($l=2^{8-8}=1$ მმ, ნამდვილი სიგრძე კი იქნება 0,01 მმ).

გრაფიტის ჩანართების ზომების სტანდარტული სკალა მოყვანილია 134-ე ნახაზზე.

გრაფიტის ჩანართების ფორმა შეიძლება იყოს მრავალნაირი. მათგან ძირითადად არჩევენ შემდეგი სახის ჩანართებს: მსხვილი ფირფიტები (ნახ. 135, ა), წვრილი ფირფიტები (ნახ. 135, ბ), დაკლკანილი ჩანარ-



ნახ. 135 (I): გრაფიტის ჩანართების ფორმა (სქემა):

ა—მსხვილფირფიტოვანი; ბ—წვრილფირფიტოვანი; გ—დაკლკანილი; დ—წერტილოვანი, დენდრიტშორისი განლაგებით; ე—ბუდობრივი; ვ—მომრგვალებული.

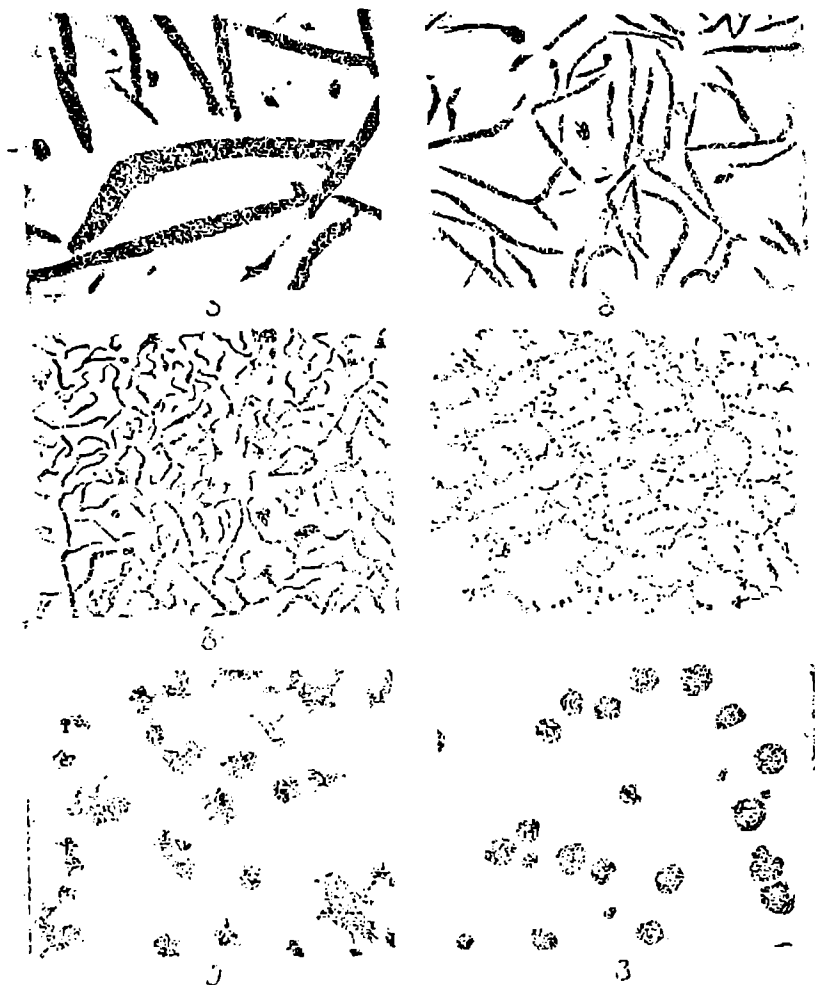
თები (ნახ. 135, გ), წერტილოვანი ჩანართები დენდრიტშორისი განლაგებით (ნახ. 135, დ), ბუდობრივი ჩანართები (ნახ. 135, ე), მომრგვალებული ჩანართები (ნახ. 135, ვ).

ჩვეულებრივი ხარისხის რუხ თუჯში ნახშირბადი ფირფიტოვანი ჩანართების სახით მოგვევლინება, თუმცა ჩანართების ეს ფორმა ყველაზე ნაკლებად ხელსაყრელია, რადგან იგი იწვევს თუჯის მაქსიმალურ სიმკვრივეს. დაკლკანილი, უფრო წვრილი ჩანართები თუჯის უფრო მაღალი ხარისხის მომასწავებელია, რადგან ლითონური არის ცოცხალ კვეთში ამ შემთხვევაში ბზარების წარმოქმნის შესაძლებლობა ნაკლებია.

დენდრიტშორისი განლაგებული გრაფიტის წერტილოვანი ჩანართები თუჯს შედარებით დაბალ თვისებებს ანიჭებს, ამიტომ მას ჩვეულებრივად გაურბიან. ჩანართების ასეთი ფორმა ძირითადად გამოწვეულია დიდი გადაცივებით, როდესაც მრავალი კრისტალიზაციის ცენტრის იარ-

გვლივ ბევრი გრაფიტის მარცვალი ჩაისახება და ამიტომ ისინი წვრი-
ლი რჩება.

სიძვიფის თვალსაზრისით ყველაზე ხელსაყრელია გრაფიტის ჩანარ-
აების ბუდობრივი და მომრგვალებული ფორმა, საგრამ შისი მიღება გან-

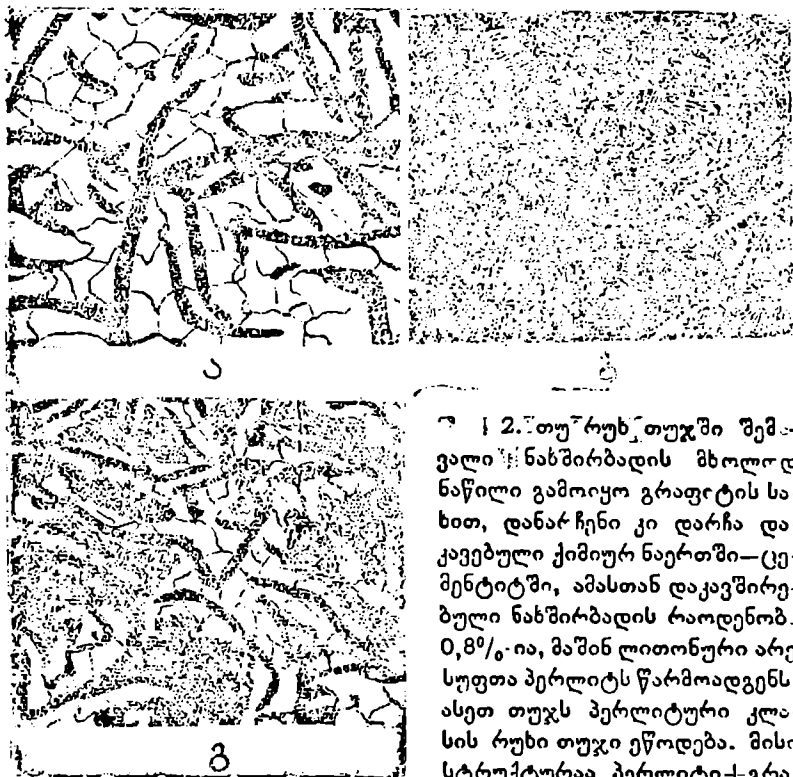


ნახ. 135 (II). გრაფიტის ჩანართების ფორმა (მიკროფოტოსურათები).

საკუთრებულ ღონისძიებებს შოითხოვს, რაზეც ქვემოთ იქნება ლაპარაკი.
რუხი თუჯის ლითონური არე აგრეთვე სხვადასხვანაირი შეიძლე-
ბა იყოს. ეს გამოწვეულია იაით, რომ რუხ თუჯში შემავალი ნახშირბა-

დი შეიძლება მთლიანად გრაფიტის სახით გამოიყოს და შეიძლება მისი ნაწილი დარჩეს ცემენტიტის სახით. ამის მიხედვით რუხი თუჯის ლითონური არის ფაზური კმედგენილობა სხვადასხვაა და თვით სტრუქტურაც სხვადასხვანაირი იქნება.

1. თუ რუხ თუჯში შემავალი ნახშირბადი მთლიანად გრაფიტის სახით არის გამოყოფილი, მაშინ ლითონური არე სუფთა ფერიტს წარმოადგენს. ასეთ თუჯს ფერიტული კლასის თუჯი ეწოდება; მისი სტრუქტურაა ფერიტი+გრაფიტი (ნახ. 136, ა), სადაც ფერიტის მრავალწახნაგა მარცვლებზე განლაგებულია გრაფიტის ფირფიტები.



ნახ. 136. რუხი თუჯის სტრუქტურა: ა—ფერიტული, ბ—პერლიტური, გ—ფერიტ-პერლიტური.

2. თუ რუხ თუჯში შემავალი ნახშირბადის მხოლოდ ნაწილი გამოიყო გრაფიტის სახით, დანარჩენი კი დარჩა დაკავებული ქიმიურ ნაერთში—ცემენტიტში, ამასთან დაკავშირებული ნახშირბადის რაოდენობა 0,8%-ია, მაშინ ლითონური არე სუფთა პერლიტს წარმოადგენს ასეთ თუჯს პერლიტური კლასის რუხი თუჯი ეწოდება. მისი სტრუქტურაა პერლიტი+გრაფიტი (ნახ. 136, ბ).

3. თუ რუხ თუჯში შემავალი ნახშირბადი გრაფიტის

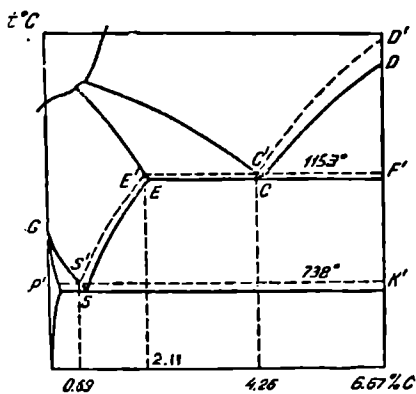
სახით გამოიყო იმდენი, რომ დაკავებული ნახშირბადის რაოდენობა იცვლება 0,01—0,8%-ის ზღვრებში, ლითონური არის სტრუქტურა ფერ.იტ-

პერლიტური იქნება. ფერიტისა და პერლიტის რაოდენობა დამოკიდებულია ცემენტიტის სახით დაკავებული ნახშირბადის რაოდენობაზე. რაც უფრო ნაკლებია დაკავებული ნახშირბადის რაოდენობა, სტრუქტურაში შით მეტი იქნება ფერიტი და ნაკლები პერლიტი და პირიქით. ასეთ რუხ თუჯს ფერიტ-პერლიტური კლასის რუხი თუჯი ეწოდება; სტრუქტურა იქნება ფერიტი+პერლიტი+გრაფიტი (ნახ. 136, გ).

ზოგიერთ შემთხვევაში ცემენტიტის სახით დაკავებული ნახშირბადის რაოდენობა აღემატება $0,8\%$ -ს, მაშინ ლითონურ არეში პერლიტთან ერთად არსებობს თავისუფალი ცემენტიტიც. ასეთ თუჯს გარდამავალი (სანახევრო) თუჯი ეწოდება და მისი სტრუქტურაა პერლიტი+ცემენტიტი+გრაფიტი.

§34. მრავლიფაზიის პროცესი რუხ თუჯში

როგორც უკვე ზემოთ ვთქვით, ნახშირბადი თუჯში შეიძლება იყოს ორი სახით: ცემენტიტის სახით და გრაფიტის სახით. უკანასკნელი მდგომარეობა სისტემისათვის საბოლოოა და ამიტომ ითვლება მდგომარეობად, განსხვავებით ცემენტიტური არამდგრადი სისტემისა. თუ შენადნობებში ნახშირბადი გრაფიტის სახით არის, ეს გარკვეულ გავლენას ახდენს სისტემაში მიმდინარე გარდაქმნებზე: კერძოდ, გრაფიტის ხსნადობა ფერიტში და აუსტენიტში ნაკლებია. ნახშირბადი ნაკლებია ევექტიოდსა და ევტექტიკამიც. ამგვარად, წარმოიქმნება P' , S' , E' და C'



წერტილები, რომლებიც დიაგრამაზე მსგავსი P , S , E და C წერტილების მარცხნივ მდებარეობს (ნახ. 137). განსხვავებულია, აგრეთვე, ამ შემთხვევაში ზოგიერთი გარდაქმნების ტემპერატურები, როგორცაა ლიკვიდუსის ხაზი ზევტექტიკური ძუჯის ათვის ($C'D'$ ხაზი ნაცვლად CD ხაზისა), ევტექტიკური გარდაქმნის ხაზი ($E'F'$ ხაზი ნაცვლად EF ხაზისა), $S'E'$ ხაზი ნაცვლად SE ხაზისა და $P'K'$ ხაზი ნაცვლად PK ხაზისა. ეს ტემპერატურები გრაფიტულ სისტემაში არამდგრად ცემენტიტურ სისტემასთან შედარებით უფრო მაღალია. დიაგრამაზე გრაფიტული სისტემის ხაზები ჩვეულებრივად აღინიშნება ცემენტიტური სისტემის

ნ. ხ. 137. Fe—C შენადნობთა მდგომარეობის დიაგრამა არამდგრადი (ცემენტიტური) და მდგრადი (გრაფიტული) სისტემის შემთხვევაში.

ზაზებთან ერთად და, მათგან გამოსარჩევად, პუნქტირით გაივლება (ნახ. 137).

რკინა-ნახშირბადის შენადნობში ნახშირბადის გამოყოფას გრაფიტის სახით გრაფიტიზაციის პროცესი ეწოდება. გრაფიტიზაციის პროცესი უაღრესად რთული პროცესია და დღემდე მისი ბუნება საბოლოოდ შესწავლილი არ არის.

გრაფიტიზაციის პროცესში დავას იწვევს საკითხი იმის შესახებ, გრაფიტი გამოკრისტალდება უშუალოდ თხევადი ხსნარიდან, თუ წარმოადგენს პირველად გამოკრისტალებული ცემენტიტის დაშლის პროდუქტს. ამ საკითხს უაღრესად დიდი მნიშვნელობა აქვს ტექნიკისათვის. რადგან მან ახსნა უნდა მისცეს მთელ რიგ მოვლენებს, რომლებსაც ვხვდებით თუჯის შესწავლისა და მისი პრაქტიკული გამოყენების დროს.

უნდა ითქვას, რომ უკანასკნელ ხანებში საბჭოთა მეცნიერთა უმრავლესობა იზიარებს იმ აზრს, რომ გრაფიტიზაციის პროცესი შეიძლება ხდებოდეს ორივე გზით: ან გრაფიტი გამოიყოფა უშუალოდ თხევადი ხსნარიდან, ან თხევადი ხსნარიდან გამოკრისტალდება ჯერ ცემენტიტის შემდეგ კი იგი დაიშლება გრაფიტის წარმოქმნით. თუკა ზოგიერთი მეცნიერი გრაფიტის სითხიდან უშუალო გამოყოფის შესაძლებლობას უარყოფს და სთვლის, რომ შეაძლებელია ცხოლოდ გრაფიტის ბეორადო გამოყოფა სითხიდან დაკრისტალებული ცემენტიტის დაშლის გზით. ამითვე ეს მეცნიერები უარყოფენ მდგრადი გრაფიტული დიაგრამის არსებობას.

გრაფიტიზაციის პროცესზე, რა გზითაც არ უნდა მიდიოდეს იგი, ძირითადად მოქმედებს ორი ფაქტორი: თუჯის ქიმიური შედგენილობა და მისი გაცივების სიჩქარე.

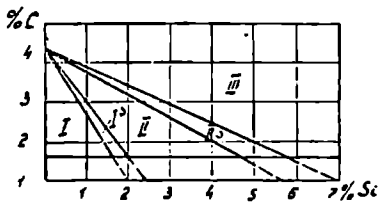
1. ქიმიური შედგენილობის გავლენა გრაფიტიზაციის პროცესზე

გრაფიტიზაციის პროცესზე გავლენის მიხედვით ყველა ქიმიური ელემენტი არსებითად შეიძლება გავყოთ ორ ჯგუფად: ელემენტები, რომლებიც ხელს უწყობენ გრაფიტიზაციას, და ელემენტები, რომლებიც აფერხებენ მას.

გრაფიტიზაციის პროცესზე სხვადასხვა ელემენტის გავლენის მექანიზმი დღემდე საბოლოოდ შესწავლილი არ არის და გარკვეული მიახლოებით ზოგიერთი გამოხატულების არსებობით (დადგენილია, რომ ელემენტები, რომლებიც ნახშირბადთან წარმოქმნიან კარბიდს და აგრეთვე იხსნებიან ცეაენტიტში, აღიუებენ რა ცემენტიტის მდგრადობას, აფერხებენ გრაფიტიზაციის პროცესს. ასეთი ელემენტებია Mn, Cr, W, V, Mo და სხვ. მაგრამ მათგან ჩვენ არსებითად გვინტერესებს Mn, რადგან იგი ყოველთვის არის თუჯში.

ელემენტები, რომლებიც აღებულ პირობებში კარბიდს არ წარმოქმნიან და ამავე დროს იხსნებიან რკინაში, პირიქით, ხელს უწყობენ გრაფიტოზაციის პროცესს. ასეთ ელემენტებს გრაფიტშემქმნელი ელემენტები ეწოდება. გრაფიტშემქმნელი ელემენტებია Si, Al, Ni, Co, Cu. მათგან, რასაკვირველია, მთავარია სილიციუმი, რადგან იგი ყოველთვის არსებობს თუჯში.

ამგვარად, რუხი თუჯისათვის ერთ-ერთ მთავარ ელემენტს წარმოადგენს სილიციუმი, რომელიც ხელს უწყობს ნახშირბადის გამოყოფას გრაფიტის სახით. სილიციუმის გავლენას გრაფიტოზაციის პროცესზე კარგად გვიჩვენებს ცნობილი სტრუქტურული დიაგრამა (ნახ. 138).



ნ.ხ. 138. სილიციუმის გავლენა გრაფიტოზაციის პროცესზე (სქემა).

მით არის გრაფიტოზ. როგორც ზემოთ ვთქვით, ასეთ თუჯს გარდამავალი (სანახევრო) ეწოდება. II არეში თუჯის სტრუქტურაშია პერლიტი და გრაფიტი (თავისუფალი ცემენტიტი სტრუქტურაში აღარ არის და ცემენტიტის სახით დაკავებული ნახშირბადის რაოდენობა 0,8%-ია). ანუ გვაქვს პერლიტური კლასის რუხი თუჯი. II^ა არეში პერლიტთან ერთად ლითონურ არეში ფერიტიც არის, ეს იმას ნიშნავს, რომ ცემენტიტის სახით დაკავებული ნახშირბადის რაოდენობა 0—0,8% ზღვრებში იმყოფება, ე. ი. გვაქვს ფერიტ-პერლიტური კლასის რუხი თუჯი და, ბოლოს, III არეში თუჯის სტრუქტურა არის ფერიტი+გრაფიტი. ეს იმას ნიშნავს, რომ თუჯში შემავალი მთელი ნახშირბადი გამოყოფილია გრაფიტის სახით, ანუ გვაქვს ფერიტული კლასის რუხი თუჯი.

დიაგრამაზე ჩანს, რომ არედან არეში გადასვლა, ანუ სტრუქტურის შეცვლა აქ სილიციუმის გავლენით ხდება. სილიციუმის მცირე რაოდენობის დროს უპირატესად თეთრი ან გარდამავალი თუჯი გვაქვს. თუჯში რაც უფრო მეტია სილიციუმის რაოდენობა, მით უფრო ნაკლებია ცემენტიტი და მეტია გრაფიტი, ხოლო სილიციუმის მაქსიმალური რაოდენობა უზრუნველყოფს ფერიტული კლასის რუხი თუჯის მიღებას.

დიაგრამიდანვე ჩანს, რომ გრაფიტოზაციის პროცესზე, კერძოდ კი სილიციუმის გავლენაზე, მნიშვნელოვნად მოქმედებს თვით ნახშირბადის რაოდენობა. თუჯში რაც უფრო მეტია ნახშირბადი, მით უფრო საგრძნობია სილიციუმის გავლენა და პირიქით. თქმულის ნათელსაყოფად შე-

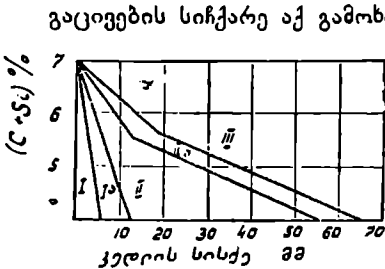
დიაგრამაზე სქემატურად შემოხაზულია სამი ძირითადი სტრუქტურული არე—I, II, III და ორი გარდამავალი არე—I^ა და II^ა.

I არეში თუჯის სტრუქტურაა პერლიტი+ცემენტიტი, ანუ საქმე გვაქვს თეთრ თუჯთან. I^ა არეში, გარდა პერლიტისა და ცემენტიტისა, გარკვეული რაოდენო-

ვადართ თუჯები ნახშირბადის 2 და 4%-ის შემცველობით. დაეინახავთ, რომ ფერიტული რუხი თუჯის მისაღებად (სრული გრაფიტოზაციისათვის) 2% ნახშირბადის შემცველ თუჯში გაცილებით მეტი სილიციუმი საჭირო, ვიდრე 4% ნახშირბადის შემცველ თუჯში, ანუ სილიციუმი და ნახშირბადი გრაფიტოზაციის პროცესზე ერთი მიმართულებით მოქმედებენ. აღნიშნულის გამო თუჯის დახასიათებისათვის ხშირად მიმართავენ სილიციუმისა და ნახშირბადის ჯამურ რაოდენობას (C+Si).

2. გაცივების სიჩქარის გავლენა გრაფიტოზაციის პროცესზე

გაცივების სიჩქარე აგრეთვე არსებით გავლენას ახდენს გრაფიტოზაციის პროცესზე. ამ გავლენას გვიჩვენებს ზემომოყვანილის მსგავსი სტრუქტურული დიაგრამა (ნახ. 139), სადაც გაცივების სიჩქარე დაკავშირებულია ნახშირბადისა და სილიციუმის ჯამურ რაოდენობასთან. სტრუქტურული არეები ამ დიაგრამაზე იგივეა, რაც 138-ე ნახაზზე ნაჩვენებ დიაგრამაზე.



ნახ. 139. გაცივების სიჩქარის გავლენა გრაფიტოზაციის პროცესზე (სქემა).

გაცივების სიჩქარე აქ გამოხატულია კედლის სისქის საშუალებით, რადგან პრაქტიკულად ეს ფაქტორი გაცილებით უფრო ადვილი მისაღებია მხედველობაში ვიდრე უშუალოდ გაცივების სიჩქარე. დიაგრამიდან ჩანს, რომ, რაც უფრო მეტია კედლის სისქე, ანუ ნაკლებია გაცივების სიჩქარე, მით მეტია თუჯის სტრუქტურაში გრაფიტის რაოდენობა, ე. ი. მით უფრო ინტენსიურადაა წარმართული

გრაფიტოზაციის პროცესი. გარდა ამისა, გაცივების სიჩქარის ასეთი გავლენა მით უფრო ძლიერია, რაც უფრო მეტია თუჯში ნახშირბადისა და სილიციუმის ჯამური რაოდენობა. აღნიშნულის გამო, თხელკედლიან სხმულში მეტი შესაძლებლობაა თეთრი თუჯის წარმოქმნისა და რუხი თუჯის სტრუქტურის მისაღებად აქ საჭიროა მეტი რაოდენობით ნახშირბადი და სილიციუმი. სქელკედლიან სხმულში, პირიქით, საუკეთესო პირობები იქმნება გრაფიტოზაციის პროცესისათვის.

§35. რუხი თუჯის თვისებაები ქიმიური შედგენილობისა და სტრუქტურისაგან დამოკიდებულებით, ნიშანდობა

როგორც ვიცით, რუხი თუჯი, ისევე როგორც ფოლადი, რკინისა და ნახშირბადის გარდა აუცილებლად შეიცავს სილიციუმს, მანგანუმს, ფოსფორსა და გოგირდს. ეს ელემენტები გარკვეულ გავლენას ახდენენ თუჯის სტრუქტურასა და თვისებებზე.

სილიციუმი რუხ თუჯში ერთ-ერთი მთავარი ელემენტი. როგორც უკვე ვთქვით, სილიციუმი ხელს უწყობს გრაფიტიზაციის პროცესს, ე. ი. ადიდებს ყველა იმ თვისებას, რომლებიც გრაფიტის არსებობითაა გაპირობებული. სილიციუმის რაოდენობა თუჯში იცვლება ფართო ზღვრებში— $0,5\%$ -დან $4,5\%$ -მდე. ცხადია, რომ თუჯში გრაფიტის რაოდენობის გადიდებასთან ერთად იზრდება ფერიტის რაოდენობა ლითონურ არეში. თუჯში სილიციუმი გახსნილია ფერიტში. სწორედ ამით არის გამოწვეული რუხი თუჯის ფერიტის შედარებით მაღალი სისალე— 140 HB -მდე.

მანგანუმი, როგორც ზემოთ ვთქვით, იხსნება ცემენტითში და ადიდებს მის მდგრადობას, ნახშირბადთან თვითონაც წარმოქმნის კარბიდს Mn_3C , ამიტომ იგი აფერხებს გრაფიტიზაციის პროცესს და ადიდებს ცემენტის რაოდენობას თუჯის ლითონურ არეში. მანგანუმის რაოდენობა რუხ თუჯში შეზღუდული უნდა იყოს და ჩვეულებრივად 1% არ აღემატება, მაგრამ მხედველობაში მისაღებია ისიც, რომ მანგანუმი თუჯში არსებობის დროს გოგირდს ართმევს რკინას და ნაცვლად FeS -ისა წარმოიქმნება MnS . MnS მსუბუქია და თხევად ლითონში დიდი რაოდენობით ამოტივტივდება. მაგრამ ისიც, რომელიც რჩება, FeS -ის მსგავს მავნე გავლენას თუჯზე არ ახდენს. ამით გოგირდის მავნე გავლენა ძლიერ სუსტდება.

ფოსფორი გრაფიტიზაციის პროცესზე არსებით გავლენას არ ახდენს. მაგრამ ფოსფორის გავლენა თუჯში ძლიერია სხვა მიზეზებით. ფოსფორი რკინასთან იძლევა ფოსფიდს Fe_2P და წარმოქმნის რკინის α მყარი ხსნარის, Fe_2P -სა და Fe_3C სამმაგ ევტექტიკას—ფოსფიდური ევტექტიკას. ფოსფიდური ევტექტიკა ხასიათდება შედარებით დაბალი დნობის ტემპერატურით— 950 — 980° , ამიტომ მაღალფოსფორიანი თუჯი შედარებით ადვილად დნება, გამდნარ მდგომარეობაში ხასიათდება მაღალი თხევადდენადობით და ძალიან კარგად ავსებს ყაღბს. აღნიშნულის გამო ფოსფორიანი თუჯები გამოიყენება მხატვრული სხმულის წარმოებაში, მაგრამ ფოსფიდური ევტექტიკა თუჯს სხვა თვისებებსაც ანიჭებს. თვითონ ევტექტიკის ჩანართები ძალიან მაღალი სისალით ხასიათდება. ისინი, როგორც ადვილდნობადი, მარცვლების ირგვლივ განლაგდებიან და თუ მთლიან ბადეს არ ქმნიან, გარკვეულ ზღვრამდე ადიდებენ თუჯის მექანიკურ თვისებებს: სისალეს, ცვეთამდეგობას. მაგრამ გარკვეულ ზღვარს ზემოთ ფოსფიდური ევტექტიკის არსებობა უკვე მავნე მოვლენად იქცევა. აღნიშნულის გამო ფოსფორის რაოდენობა სამანქანო თუჯში $0,6$ — $0,8\%$ არ აღემატება.

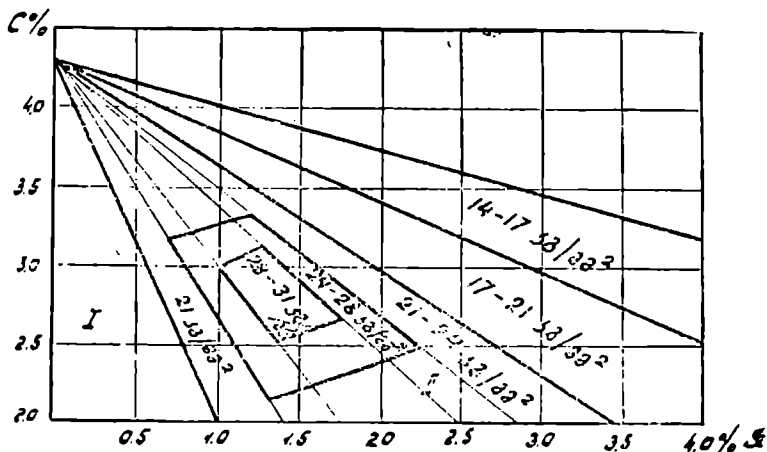
გოგირდი რუხ თუჯში მავნე ელემენტი. უპირველეს ყოვლისა, აღსანიშნავია, რომ იგი რუხი თუჯის გათეთრებას იწვევს (აფერხებს გრაფიტიზაციას). გარდა ამისა, გოგირდი აუარესებს თუჯის სამსხმელო

თვისებებს, ადაბლებს თხელდენადობას. აღნიშნულის გამო გოგირდის რაოდენობა თუჯში 0,08—0,12%-ის ზღვრებში უნდა იყოს. გოგირდის მაწენ გავლენა გარკვეულად სუსტდება მანგანუმის თანხლებით.

თუ შევაჯამებთ ყველაფერ ზემოთქმულს, დავინახავთ, რომ რუხი თუჯის მექანიკური თვისებები დამოკიდებულია მის ქიმიურ შედგენილობაზე, გრაფიტის ჩანართების რაოდენობაზე, ფორმაზე, სიდიდეზე და ლითონური არის სტრუქტურაზე.

სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე თუჯის სიმტკიცე კარგად აქვს ნაჩვენები ნ. გ. გირშოვიჩს სილიციუმის გავლენის სტრუქტურულ დიაგრამაზე (ნახ. 140).

როგორც დიაგრამაზე ვხედავთ, მაქსიმალური სიმტკიცე ახასიათებს



ნახ. 140. თუჯის სიმტკიცე მისი სტრუქტურის მიხედვით.

პერლიტური კლასის რუხ თუჯს. ეს გასაგებობაა, რადგან, თუ გრაფიტის გავლენას მუდმივად ვიგულისხმებთ, ლითონური არის სიმტკიცე მაქსიმალური იქნება პერლიტის შემთხვევაში.

რუხი თუჯის ნიშანდება ხდება მისი მექანიკური თვისებების მიხედვით. რუხი თუჯის მარკა აღინიშნება ასოებით СЧ (серый чугун). მარკაში შედის აგრეთვე ორი რიცხვი, რომელთაგან პირველი გვიჩვენებს თუჯის სიმტკიცის ზღვარს გაქიმვისას, ხოლო მეორე — ლუნვისას. მაგალითად, СЧ—12—28 ნიშნავს: რუხი თუჯი; სიმტკიცის ზღვარი გაქიმვისას 12 კგ/მმ², ხოლო ლუნვისას 28 კგ/მმ². სტანდარტში გარდა ამ ორი სიდიდისა კიდევ მოცემულია ჩალუნვის ისარი, სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას და სისალე (იხ. ცხრილი 18).

რუხი თუჯის შექანიკური თვისებები (ГОСТ В-1412-42-ის მიხედვით)

თუჯის მარკა	სიმტკიცის	სიმტკიცის	ჩალუნვის ისარი		სიმტკიცის	სისალე HB
	ზღვარი გა- კიშვისას	ზღვარი ღუნ- ვისას	f მმ საყრდენებს შორის	შორის	ზღვარი კუმშვისას	
	მე, კგ/მმ ²	მე, კგ/მმ ²	600 მმ	300 მმ	კგ/მმ ²	
С400	ა რ	გ ა მ თ ი	ც დ ე ბ ა			
С412-28	12	28	6	2	50	143-229
С415-32	15	32	7	2	60	163-229
С418-36	18	36	8	2	67	170-229
С421-40	21	40	8	2	75	170-241
С424-44	24	44	9	3	83	170-241
С428-48	28	48	9	3	90	170-241
С432-52	32	52	9	3	100	170-241

§36 მაღალხარისხოვანი რუხი თუჯი

რუხი თუჯის თვისებების გაუმჯობესება მიმდინარეობს ძირითადად ორი გზით: ლითონური არის სტრუქტურის გაუმჯობესებით და გრაფიტის ჩანართების ხელსაყრელი მოყვანილობის მიღებით. მეორე გზა შედარებით უფრო კარგ შედეგს იძლევა, ამიტომ უფრო ფართოდაც გამოიყენება.

მოდულიცირებული რუხი თუჯი. როგორც ზემოთ ვთქვით, რუხი თუჯის თვისებებზე გარდა გრაფიტის რაოდენობისა (რაც დამოკიდებულია თუჯის ქიმიურ შედგენილობასა და გაცივების სიჩქარეზე), მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს გრაფიტის ჩანართების ფორმა. კერძოდ, წვრილი, დაკლანჩილი ჩანართები გაცილებით ნაკლებ სიმყიფეს იძლევა, ვიდრე მსხვილი და სწორი ფირფიტები. ჩანართების სიდიდე (გრაფიტის ერთი და იმავე რაოდენობის დროს) დამოკიდებულია გრაფიტისა ცენტრთა რიცხვზე და, ცხადია, რაც მეტი ცენტრიდან მიდის გრაფიტისა ცენტრის პროცესი და რაც ნაკლებია ცენტრთა ზრდის შესაძლებლობა, მით უფრო წვრილი იქნება გრაფიტის ჩანართები.

გრაფიტის ჩანართების დაწვრილმანებისათვის მიმართავენ ე. წ. მოდიფიცირებას, რომელიც მდგომარეობს გამდნარი თუჯის სპეციალური მინარევეებით—მოდულიკატორებით დამუშავებაში. მოდიფიკატორებად გამოიყენება ფეროსილიციუმი, ალუმინი და სხვ. ისინი მკვეთრად სცვლიან გრაფიტის ჩანართების სიდიდეს და ფორმას და უზრუნველყოფენ უკანასკნელთა მეტად ხელსაყრელ შეხამებას.

უნდა ითქვას, რომ მოდიფიცირების პროცესის თეორია ჯერჯერობით ღრმად დამუშავებული არ არის. კერძოდ, მოდიფიკატორების დადებითი როლის ბუნება შესწავლილი არ არის. მიუხედავად ამისა, მოდიფიცირების პრაქტიკა ძალიან წინ წავიდა და ჩვეულებრივ თუჯებთან

შედარებით გაცილებით უფრო მაღალი მექანიკური მაჩვენებლების მქონე მოდიფიცირებული თუჯები სულ უფრო ფართოდ ინერგება სამამულო წარმოებაში. მე-19 ცხრილში ნაჩვენებია მოდიფიცირებული თუჯების ნიშანდება (МСУ—модифицированный серым чугуном—მოდიფიცირებული რუხი თუჯი).

ც ხ რ ი ლ ი 19

მოდიფიცირებული რუხი თუჯის მექანიკური თვისებები

თუჯის მარკა	სიმტკიცის	სიმტკიცის	ჩალუნვის ისარი		სიმტკიცის	სისალე HB
	ზღვარი გა- კიშვისას	ზღვარი ღუნ- ვისას	საყრდენებს შორის მანძილი	საყრდენებს შორის მანძილი	ზღვარი კუმშვისას	
	ა, კგ/მმ ²	ა, კგ/მმ ²	600 მმ	300 მმ	კგ/მმ ²	
МСУ 28—48	28	48	9	3	90	170—241
МСУ 32—52	32	52			100	170—241
МСУ 35—56	35	56			110	197—248
МСУ 38—60	38	60			120	197—262

როგორც ცხრილიდან ჩანს, მოდიფიცირებული რუხი თუჯის თვისებები უკეთესია, ვიდრე ჩვეულებრივი რუხი თუჯისა.

ც ხ რ ი ლ ი 20

მაღალი სიმტკიცის თუჯის თვისებები (ГОСТ 7293—54-ით)

თუჯის მარკა	სიმტკიცის ზღვა- რი გაკიშვისას	ფარდობითი წაგრძელება	სიმტკიცის ზღვა- რი ღუნვისას	სისალე HB
	ა, კგ/მმ ²	მ, %	ა, კგ/მმ ²	
В445—0	45	—	36	157—255
В450—1,5	50	1,5	38	147—255
В460—2	60	2,0	42	197—289
В445—5	45	5,0	33	170—207
В440—10	40	10,0	30	156—97

მაღალი სიმტკიცის რუხი თუჯი წარმოადგენს მოდიფიცირებული თუჯის შემდგომ, უფრო მაღალ საფეხურს.

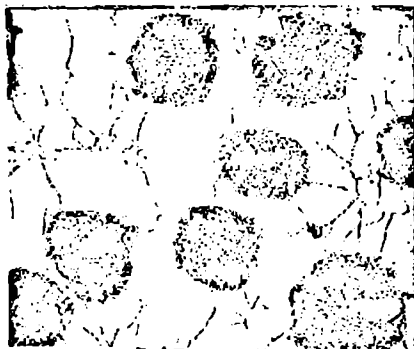
სხვადასხვა მოდიფიკატორთა შესწავლის პროცესში აღმოჩნდა, რომ აქ განსაკუთრებულად იქცევა მაგნიუმი.

თხევად თუჯში მაგნიუმის შეტანა (პროცენტის მეასედების რაოდენობით) უზრუნველყოფს მომრგვალებული გრაფიტის ჩანართების წარმოქმნას, ნაცვლად ჩვეულებრივი ფირფიტოვანი გრაფიტისა. ეს საგრძნობლად ზრდის თუჯის სიმტკიცეს და მკვეთრად აძვირებს მის სიმყიდეს, ისე რომ თუჯში ფარდობითი წაგრძელებაც კი განისაზღვრება.

141-ე ნახაზზე წარმოდგენილია მომრგვალებული გრაფიტის მქონე მაღალი სიმტკიცის რუხი თუჯის მიკროსტრუქტურა. ასეთი თუჯის ლითონური არე, ისევე, როგორც ჩვეულებრივ რუხ თუჯში, შეიძლება იყოს ფერიტული, პერლიტური ან ფერიტ-პერლიტური.

მე-20 ცხრილში მოცემულია მაღალი სიმტკიცის თუჯის მარკები და ძირითადი თვისებები სტანდარტის მიხედვით (ВЧ ნიშნავს ВЧСКО-ИПРОХВНМ ყუყუჩ—მაღალი სიმტკიცის თუჯი).

როგორც ვხედავთ, მაღალი სიმტკიცის თუჯის სიმტკიცე σ_b 60 კგ/მმ²-ს აღწევს, ფარდობითი წაგრძელება δ კი 5—10 %-ია. ასეთი თუჯი მრავალ შემთხვევაში წარმატებით სცვლის ფოლადს.



ნახ. 14i. მაგნიუმით მოდიფიცირებული თუჯი. მომრგვალებული გრაფიტით: ა—ფერიტული, ბ—ფერიტ-პერლიტური („ხარისთვალა“).

ასეთმა თუჯმა ქედადი თუჯის სახელწოდება მიიღო. თუმცა უნდა გვახსოვდეს, რომ ასეთი თუჯი სინამდვილეში არ იქედება და მისი სახელწოდება მხოლოდ გარკვეული პლასტიკურობის მაჩვენებელია. ქედადი თუჯი იმდენად პლასტიკურია, რომ მისი დახასიათება ხდება სიმტკიცის ზღვართა და ფარდობითი წაგრძელებით (იხ. ცხრილი 21).

ქედადი თუჯის ნაკეთობათა მიღებისათვის ისინი ჩამოისხმებიან

§ 37. ჰედადი თუჯი

როგორც ვთქვით, რუხ თუჯში შემავალ ფირფიტოვან გრაფიტთან შედარებით დიდი უპირატესობით ხასიათდება ბუდობრივი ჩანართები. გრაფიტის ბუდობრივი ჩანართები შეიძლება მივიღოთ თეთრი თუჯის თერმული დამუშავებით—მოწვით.

თეთრი თუჯის გარკვეული თერმული რეჟიმით მოწვის შედეგად აღწევენ მასში შემავალი ცემენტიტის დაშლას გრაფიტის გამოყოფით. მყარ თუჯში გრაფიტის ნაკის პროცესის შედეგად გამოყოფილი გრაფიტი ყოველთვის ბუდობრივი (ფიფქისებრი) ჩანართების სახით არის. ამ გრაფიტს ხშირად მოწვის ნახშირბადს უწოდებენ. რადგან გრაფიტის ბუდობრივი ჩანართები უზრუნველყოფს სიმყიდის საგრძნობ შემცირებას და პლასტიკურობის გადიდებას,

თეთრი თუჯისაგან და შემდეგ განიცდიან მოწვას გარკვეული რეჟიმით. ჰედადი თუჯისათვის განკუთვნილი თეთრი თუჯის ქიმიური შედგენილობა ზუსტად გარკვეული უნდა იყოს, სახელდობრ, სილიციუმის რაოდენობა გარკვეულ ზღვარს არ უნდა აღემატებოდეს (საშუალოდ 0,5—1%),

რათა სხმულში პირველადი კრისტალიზაციის დროსვე არ გამოიყოს გრაფიტის ფირფიტები (ასეთი ფირფიტების ფორმის შეცვლა შემდგომი დამუშავებით უკვე შეუძლებელია); მანგანუმის რაოდენობა აგრეთვე გარკვეულ ზღვარს არ უნდა აღემატებოდეს (საშუალოდ 0,3—0,5%), რათა მოწვის დროს მან არ შეაფერხოს გრაფიტიზაციის პროცესი. ნახშირბადის რაოდენობა საშუალოდ 2,6 — 3,3%, $S < 0,1\%$ და $P < 0,2\%$. ნახშირბადის შემცველობა გვიჩვენებს, რომ მოწვისათვის ვიღებთ ქვევებტიკურ თეთრ თუჯს.

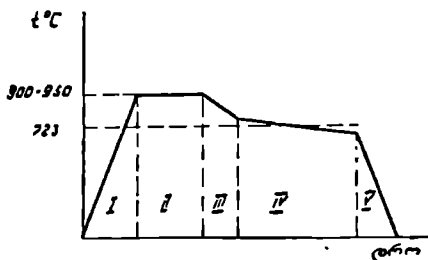
ჰედადი თუჯი, ლითონური არის სტრუქტურის მიხედვით, ძირითადად ორგვარია: ფერიტული, სტრუქტურით—ფერიტი + გრაფიტი (მოწვის ნახშირბადი) (ნახ. 142, ა) და პერლიტური, სტრუქტურით—პერლიტი + გრაფიტი (ნახ. 142, ბ).

ჰედადი თუჯის მიკროსტრუქტურის სხვადასხვაობა დამოკიდებულია მოწვის რეჟიმზე. ზოგადად თეთრი თუჯის ჰედად თუჯად მოწვის რეჟიმი შეიძლება გამოვსახოთ მრუდით (ნახ. 143). მოწვისათვის განკუთვნილი ქვევებტიკური თეთრი თუჯის სტრუქტურა არის პერლიტი + ლედებურიტი (რომელიც შეიცავს პირველად ცემენტის) + მეორადი ცემენტიტი.



ნახ. 142. ჰედადი თუჯის მიკროსტრუქტურა: ა—ფერიტული ჰედადი თუჯი; ბ—პერლიტური.

მოწვის რეჟიმი ხუთი პერიოდისაგან შედგება. I პერიოდი არის გახურების პერიოდი. გახურების ტემპერატურაა 900—950°. ამ ტემპერატურაზე თუჯის სტრუქტურა წარმოადგენს აუსტენიტისა და ლედებურიტის ნარევის. ხურების მაქსიმალურ ტემპერატურაზე დაყოვნების დროს (მოწვის II პერიოდი) მიმდინარეობს ლედებურიტში შემავალი პირველადი ცემენტიტის დაშლა მოწვის ნახშირბადის (გრაფიტის) გამოყოფით. მოწვის ამ პერიოდს გრაფიტიზაციის პირველი სტადია ეწოდება. ამ პერიოდის დამთავრებისას თუჯის სტრუქტურა არის აუსტენიტი + გრაფიტი. შემდეგ იწყება შედარებით სწრაფი გაცივება. გაცივების პროცესში აუსტენტიდან გამოიყოფა მეორადი ცემენტიტი, რომელიც აქვე (მოწვის III პერიოდში) იშლება გრაფიტის წარმოქმნით.



ნახ. 143. ჰელადი თუჯის მოწვის რეჟიმი. ცემენტიტი, რომელიც აქვე (მოწვის III პერიოდში) იშლება გრაფიტის წარმოქმნით.

მოწვის IV პერიოდი ორნაირად ხორციელდება, ან მიმდინარეობს ძალიან ნელი გაცივება 727°-ის მახლობელ ტემპერატურულ ინტერვალში, ან III პერიოდი გრძელდება 720°—700°-მდე და შემდეგ ამ ტემპერატურაზე სრულდება ძალიან ხანგრძლივი დაყოვნება.

პირველ შემთხვევაში, ე. ი. ძალიან ნელი გაცივების დროს, A_1 ტემპერატურის ინტერვალში მოსალოდნელია, რომ გარდაქმნა მიმდინარეობს გრაფიტული სისტემით, მაშინ აუსტენიტის მეორადი გარდაქმნა მიმდინარეობს ფერიტისა და გრაფიტის წარმოქმნით.

მეორე შემთხვევაში, როცა A_1 ტემპერატურას შედარებით სწრაფად გავივლით და 720—700°-ზე კი ვაწარმოებთ ხანგრძლივ დაყოვნებას, აუსტენიტის გარდაქმნა პერლიტის წარმოქმნით მოხდება, მაგრამ დაყოვნების დროს პერლიტში შემავალი ცემენტიტი დაიშლება გრაფიტის გამოყოფით.

ამრიგად, როგორც არ უნდა წარიმართოს მოწვის IV პერიოდი, მის შედეგად ხდება ფერიტისა და გრაფიტის ნარევის წარმოქმნა (ნაცვლად პერლიტისა). მოწვის ამ პერიოდს ეწოდება გრაფიტიზაციის მეორე სტადია. მოწვის IV პერიოდით თეთრი თუჯის ჰელად თუჯად მოწვის პროცესი დამთავრებულია და V პერიოდი—გაცივების პერიოდია.

უნდა აღინიშნოს, რომ ჰელად თუჯად მოწვის პროცესი ძალიან ხანგრძლივია და სხვადასხვა შემთხვევაში იცვლება 100—150 საათის ფარგლებში.

უკანასკნელ ხანებში შემუშავებულია ჰელად თუჯად აჩქარებული მოწვის მრავალი ხერხი. ასეთია, მაგალითად, თეთრი თუჯის კოკილში

ჩამოსხმა, მოწვის წინ წრთობა. ორივე შემთხვევაში მოწვის დამაჩქარებელ ფაქტორად მიიჩნევენ შიგა ძაბვებს, რომლებიც ამ შემთხვევაში ახასიათებს სტრუქტურას. ხდება აგრეთვე ზოგიერთი ელემენტის შეტანა თუჯში და სხვ.

იმისდა მიხედვით, თუ როგორ ხასიათს მივცემთ მოწვის რეჟიმს და როგორ არეში მოვახდენთ ამ მოწვას, ქედადი თუჯის სტრუქტურა მიიღება სხვადასხვა სახის. ძირითადად არჩევენ ფერიტულ და პერლიტურ ქედად თუჯს.

ფერიტული ქედადი თუჯი. ფერიტული ქედადი თუჯის მისაღებად თეთრი თუჯის ნაკეთი მოწვას განიცდის ქვიშის არეში. ამისათვის ჩაფლულია ქვიშით საესე ყუთებში, რომლებიც შემდეგ პერმეტულად იხურება და თავსდება ლუმელში. მოწვის რეჟიმის თავისებურება ამ შემთხვევაში მდგომარეობს იმაში, რომ განსაკუთრებული გულმოდგინებით და ხანგრძლივად უნდა იყოს გატარებული მოწვის IV პერიოდი (გრაფიტიზაციის მეორე სტადია), რათა პერლიტის ცემენტიტმა მთლიანი დაშლა განიცადოს. მაშინ მიიღება სტრუქტურა: ფერიტი+გრაფიტი (მოწვის ნახშირბადი).

ფერიტულ ქედად თუჯს ტეხში რუხი ფერი აქვს (გრაფიტის ჩანართების დიდი რაოდენობა), ამიტომ მას შავგულა ქედად თუჯს უწოდებენ.

პერლიტური ქედადი თუჯი. პერლიტური ქედადი თუჯის მისაღებად თეთრი თუჯის ნაკეთებს მოწვისათვის ათავსებენ დამეანგველ არეში, რისთვისაც ჩაფლავენ რკინის ხენჯში ან რკინის მადანში. რადგან აქ ხდება ნახშირბადის გარკვეული რაოდენობის ამოწვა, გამოსავალ თეთრ თუჯში ნახშირბადის რაოდენობა რამდენადმე მეტი აიღება (3,3%-მდე). ამის გამო პირველადი ცემენტიტი (ლედებურიტი) გამოსავალ

ც ხ რ ი ლ ი 21

ქედადი თუჯის მარკები და თვისებები

ქედადი თუჯი	მარკა	სიმტკიცის ზღვარი გაკომვისას σ _b , კგ/მმ ²	ფარდობითი წაგრძელება δ, %	სისალე HB
ფერიტული (შავგულა)	K 417—12	37	12	149
	K 435—10	35	10	149
	K 433—8	33	8	149
	K 430—6	30	6	149
პერლიტური (თეთრგულა)	K 440—3	40	3	201
	K 445—4	35	4	201
	K 430—3	30	3	201

თეთრ თუჯში მეტია და ეს მოითხოვს მოწვის II პერიოდის (გრაფიტიზაციის პირველი სტადიის) განსაკუთრებულ ხანგრძლიობას. სამაგიეროდ გრაფიტიზაციის მეორე სტადია აქ ძალიან ხანმოკლე უნდა იყოს, რათა პერლიტის ცემენტიტმა არ განიცადოს დაშლა. მაშინ მიიღება პერლი-

ტუჩი ქედადი თუჯი სტრუქტურით—პერლიტი+მოწვის ნახშირბადი. ასეთი თუჯის ტეხი ღია ფერისაა და მას თეთრგულა ეწოდება.

პერლიტური და ფერიტული—ქედადი თუჯის მარკები და თვისებები მოცემულია 21-ე ცხრილში (КФ—ковкий чугун—ქედადი თუჯი).

როგორც ცხრილიდან ჩანს, პერლიტური ქედადი თუჯი უმნიშვნელოდ მეტი სიმტკიცით ხასიათდება და საგრძნობლად მეტი სისალით. ამიტომ ზოგიერთ შემთხვევაში ეს მას გარკვეულ უპირატესობას აძლევს (მაგალითად ცვეთაზე მუშაობის დროს). სამაგიეროდ ეს თუჯი ხასიათდება შედარებით მცირე პლასტიკურობით და რადგან ქედადი თუჯის ძირითადი მახასიათებელი სწორედ მისი პლასტიკურობაა, პრაქტიკაში ფართო გამოყენება მიიღო ფერიტულმა ქედადმა თუჯმა.

§38. რუხი თუჯის გამოყენება

სხვადასხვა სახის თუჯის თვისებების შესადარებლად წარმოდგენილია 22-ე ცხრილი, სადაც მოცემულია საშუალო თვისებები ყველა მარ-

ც ხ რ ი ლ ი 22

სხვადასხვა სახის თუჯის საშუალო თვისებები მარკების მიხედვით

თუჯის ჯგუფი	სიმტკიცის ზღვარი		ჩალუნეის ისარი (საყრდენებს შორის 300 მმ) f, მმ	ფარდობითი წაგრძელება ბ, %	სისალიე HB
	გაქიზებაზე გამოცდისას σ _ბ , კგ/მმ ²	ლუნვაზე გამოცდისას σ _ლ , კგ/მმ ²			
ჩვეულებრივი რუხი თუჯი მარკები СЧ 12—28-დან СЧ 32—52-მდე	12—32	28—52	2—3	0,2	143—241
მოდულიტირებული რუხი თუჯი მარკები МСЧ 28—48-დან МСЧ 38—60-მდე	28—38	48—60	3	0,5	170—262
მაღალი სიმტკიცის თუჯი (მომრგვალებული გრაფიტით) მარკები ВЧ 40—10-დან ВЧ 60—2-მდე	40—60	—	—	10—2	150—269
ქედადი თუჯი (ფერიტული) მარკები КЧ 37—12-დან КЧ 30—6-მდე	37—30	—	—	12—6	149
ფოლადი 10-დან 70-მდე	32—70	—	—	33—10	131—269

კისათვის. ბოლოში, აგრეთვე, შედარებისათვის, მოცემულია ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი საკონსტრუქციო ფოლადის საშუალო თვისებები.

სხვადასხვა სახის რუხი თუჯი მრავალი დანიშნულებით გამოიყენე-

ბა. ყველაზე გავრცელებული დღემდე არის ჩვეულებრივი რუხი თუჯი (CII მარკის). რუხი თუჯის სხმულების წონა იცვლება რამდენიმე გრამიდან 250 ტონამდე. სხმულის კედლის სისქე იცვლება 2-დან 500 მმ-მდე. რუხი თუჯისაგან ჩამოსხმება მრავალი სახის დეტალი, მაგალითად, დიზელში რუხი თუჯისაგან ჩამოსხამენ დგარებს, ცილინდრებს და მათ სახურავებს, ბორბლებსა და მქნევაარებს და სხვა რთული მოყვანილობის დეტალებს; ავტომობილში რუხი თუჯისაგანაა ჩამოსხმული ცილინდრების ბლოკი, ზოგიერთი დგუში, დგუშის რგოლები, სიჩქარეთა ყუთი, საკისრების კორპუსები, სამუხრუჭო მოწყობილობის დეტალები და სხვ.; ჩარხებში რუხი თუჯის სხმულია სადგარი, წინა და უკანა ვეგი, სიჩქარეთა ყუთი და სხვ. გარდა ამისა, რუხი თუჯი ფართოდ გამოიყენება მეტალურგიულ წარმოებაში, სადაც მისგან მზადდება ბოყეები ფოლადის ჩასასხმელად, ქვესადგამები ბოყეებისათვის, მულდები თუჯსამსხმელო მანქანებისათვის, საწიდე ციცხები და სხვ. რუხი თუჯი ფართოდ გამოიყენება აგრეთვე სანტექნიკაში, მისგან მზადდება საკანალიზაციო მილები, ქუროები ამ მილებისათვის, გისოსები წყალსარინი ქებისათვის და სხვ. ცხადია, რომ ძნელია ჩამოთვლა ყველა იმ დარგისა, სადაც გამოიყენება რუხი თუჯი.

ჩვეულებრივ რუხ თუჯთან ერთად ქედადი და მაღალი სიმტკიცის თუჯის შექმნამ და გამოყენებამ კიდევ უფრო გააფართოვა მისი გამოყენების სფერო. ქედადი თუჯისაგან მზადდება წვრილი თხელკედლიანი სხმული, მაგალითად, სანტექმოწყობილობის დეტალები, ავტომანქანების და საფეიქრო მანქანების დეტალები და სხვ.

ამჟამად სულ უფრო ფართოდ იწერება მაგნიუმით მოდიფიცირებული მაღალი სიმტკიცის მომრგვალებული გრაფიტის თუჯი, რომლისგანაც მზადდება მუხლა ლილვები, გამანაწილებელი ლილვები, სადაც ჩვეულებრივად ფოლადის ნაჭედი ან ნატეფრი გამოიყენება. ეს იძლევა, როგორც ვთქვით, ტექნოლოგიურ უპირატესობას, რადგან ჩამოსხმა გაცილებით უფრო ხელსაყრელია, ვიდრე ქედვა—ტეფრვა, და ეკონომიურ უპირატესობასაც, რადგან ეს თუჯი ფოლადზე იაფია. ამ თუჯისაგან მზადდება აგრეთვე დგუშები, დგუშის რგოლები, მასრები, საბიძგელები, უკანა ხიდის კარტერი, სატელიტების კოლოფი, ფრიქციული დისკოები, გუთნის დეტალები, ტრაქტორების მუხლუხები და სხვ. ღირებულების

ც ხ რ ი ლ ი 23
თუჯისა და ფოლადის ნაკეთობათა შედარებითი ღირებულობა

ნაკეთობათა ლითონი	შედარებითი ღირებულება, %
რუხი თუჯის სხმული	100
მოდფიცირებული რუხი თუჯის სხმული	110
მაგნიუმისა და მაღალი სიმტკიცის თუჯის სხმული	130
ფოლადის ნაჭედი	185
ქედადი თუჯი	226
ფოლადის სხმული	252

თვალსაზრისით თუჯების და ფოლადების შედარება გვაძლევს შემდეგ მიახლოებით სურათს (ცხრილი 23).

ბოლო ხანებში ჩამოთვლილი სახის თუჯებთან ერთად სულ უფრო ფართო გამოყენებას პოულობს ლეგირებული თუჯი, რომელიც თვისებების მაღალი მაჩვენებლებით ხასიათდება. თუჯის ლეგირებისათვის გამოიყენება იგივე მალეგირებელი ელემენტები, რაც ფოლადისათვის, მათგან უფრო ხშირად ქრომი, ნიკელი, მოლიბდენი, ტიტანი და სხვ.

ფოლადის თერმული დამუშავება

ფოლადი მშენებლობისა და მანქანათმშენებლობის ძირითადი მასალაა, მაგრამ სხმულ ან ნაგლინ (ნატვიფრ) მდგომარეობაში მისი თვისებები ვერ აკმაყოფილებს სახალხო მეურნეობის სხვადასხვა დარგის ყველა მოთხოვნას. თვისებათა გაუმჯობესების ერთ-ერთი ძირითადი ხერხი არის თერმული დამუშავება. თერმული დამუშავება ზოგადად მდგომარეობს გარკვეულ ტემპერატურამდე ფოლადის გახურებაში, დაყოვნებასა და შემდეგ გარკვეული სიჩქარით გაციებაში. ფოლადის თერმული დამუშავების შედეგად იცვლება მისი სტრუქტურა და, აქედან გამომდინარე, თვისებებიც. სტრუქტურის ცვლა დაკავშირებულია იმ გარდაქმნებთან, რომლებიც მიმდინარეობს ფოლადში მისი გახურება-გაცივების პროცესში, ამიტომ, უპირველეს ყოვლისა, გავეცნოთ ამ გარდაქმნებს.

§39. ოთხი ძირითადი გარდაქმნა ფოლადში

თერმული დამუშავება, როგორც ვთქვით, ძირითადად დამოკიდებულია ფაზურ გარდაქმნებზე. ფოლადში, მისი გახურება-გაცივების პროცესში, შეიძლება წარმოიქმნას სამი სტრუქტურული შემდგენი: აუსტენიტი, პერლიტი და მარტენსიტი.

აუსტენიტი, როგორც ვიცით, არის ნახშირბადის მყარი ხსნარი რკინის γ მოდიფიკაციაში. აუსტენიტი წარმოიქმნება ფოლადის გახურებისას და მდგრადია მაღალი ტემპერატურების პირობებში (727°-ის ზემოთ)

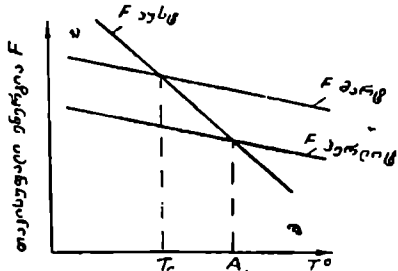
პერლიტი არის ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკური ნარევი, წარმოადგენს აუსტენიტის დაშლის პროდუქტს, წარმოიქმნება აუსტენიტის გაცივებისას და მდგრადია მხოლოდ 727°-ის ქვემოთ.

მარტენსიტი არის¹ნახშირბადის გადაჯერებული მყარი ხსნარი რკინის α მოდიფიკაციაში; მდგრადია მხოლოდ დაბალ ტემპერატურაზე; წარმოიქმნება აუსტენიტიდან, მისი გაცივების დროს, განსაკუთრებულ პირობებში.

თუ ავაგებთ ამ სამი სტრუქტურული შემდგენის თავისუფალი ენერ-

გიების ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით ცვლის მრუდებს, მივიღებთ შემდეგ სურათს (ნახ. 144).

როგორც ვხედავთ, ჩამოთვლილი სტრუქტურული შემდგენების წონასწორობის ტემპერატურებია A_1 და T_0 . ფოლადის გახურება-გაცივების პროცესში შეიძლება ადგილი ქონდეს ოთხ გარდაქმნას, რომელთაც ა. პ. გულიაევი უწოდებს ძირითად გარდაქმნებს.



ნახ. 144. აუსტენიტის, პერლიტისა და მარტენსიტის თავისუფალი ენერჯიების დამოკიდებულება ტემპერატურაზე.

პირველი ძირითადი გარდაქმნა—პერლიტის გარდაქმნა აუსტენიტად—მიმდინარეობს ფოლადის გახურების პროცესში. A_1 ტემპერატურა (727°) ამ ორი სტრუქტურული შემდგენის წონასწორობის ტემპერატურაა. A_1 -ზე დაბალ ტემპერატურაზე მინიმალური თავისუფალი ენერჯია გააჩნია პერლიტს, ამიტომ იგი მდგრადია, მაგრამ საკმარისია ტემპერატურა გახურების დროს გასცდეს A_1 (727°), აუსტენიტის თავისუფალი ენერჯია ნაკლები ხდება, რაც წარმოადგენს ენერგეტიკულ სტიმულს პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნისათვის.

მეორე ძირითადი გარდაქმნა—აუსტენიტის გარდაქმნა პერლიტად—მიმდინარეობს გაცივების პროცესში. A_1 -ზე მაღალ ტემპერატურაზე მინიმალური თავისუფალი ენერჯია აუსტენიტს გააჩნია და ამიტომ იგი მდგრადია, მაგრამ საკმარისია გაცივების დროს ტემპერატურა ჩამოცდეს A_1 , რომ პერლიტის თავისუფალი ენერჯია ნაკლები ხდება, ამიტომ აუცილებლად დაიწყება აუსტენიტ-პერლიტური გარდაქმნა.

მესამე ძირითადი გარდაქმნა—აუსტენიტის გარდაქმნა მარტენსიტად—მიმდინარეობს გაცივების პროცესში, თუ რაიმე მიზეზით აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა არ განხორციელდა. აუსტენიტი ამ შემთხვევაში შენარჩუნებულია გადაცივებულ მდგომარეობაში და განაგრძობს გაცივებას, მაგრამ თუ ტემპერატურა ნაკლები გახდა T_0 -ზე, მაშინ აუსტენიტზე ნაკლები თავისუფალი ენერჯია გააჩნია მარტენსიტს და დაიწყება აუსტენიტ-მარტენსიტული გარდაქმნა.

როგორც სქემაზე ჩანს, ამავე ტემპერატურულ პირობებში მარტენსიტის თავისუფალი ენერჯია მინიმალური არ არის, მასზე ნაკლები ენერჯია ახასიათებს პერლიტს, მაგრამ ამ ტემპერატურულ პირობებში სხვადასხვა მოსაზრებით პერლიტის წარმოქმნა შეუძლებელია, რაც მოგვცემდა სისტემის მინიმალურ თავისუფალ ენერჯიას და წარმოიქმნება მარტენსიტი, რაც გვაძლევს თავისუფალი ენერჯიის შედარებით მინიმუმს. ამ-

რიგად, წარმოქმნილ მარტენსიტს გააჩნია. ნაკლები თავისუფალი ენერგია, ვიდრე აუსტენიტს, მაგრამ სისტემისათვის ამ ენერგიის სიდიდე აბსოლუტურ მინიმუმს არ წარმოადგენს. ამიტომაც მარტენსიტული სტრუქტურა თავისთავად მდგრადი არ არის და თვით T_0 ტემპრატურაზე არსებული წონასწორობაც შეტასტაბილურია.

მეოთხე ძირითადი გარდაქმნა—მარტენსიტის გარდაქმნა პერლიტად მიმდინარეობს მარტენსიტის გახურების დროს. როდესაც ტემპერატურა აღემატება T_0 , მარტენსიტი თითქოს უნდა გადადიოდეს აუსტენიტში, მაგრამ ფოლადში ამას ადგილი არა აქვს და მარტენსიტი გადადის პერლიტში, ალბათ იმიტომ, რომ უკანასკნელს გააჩნია მინიმალური თავისუფალი ენერგია.

სწორედ ეს ოთხი ძირითადი გარდაქმნა ფოლადში განაპირობებს თერმული დამუშავების შესაძლებლობას და მის სახეებს.

განვიხილოთ ოთხივე ძირითადი გარდაქმნა ცალ-ცალკე.

§ 40. პერლიტის გარდაქმნა აუსტენიტად

1. პერლიტის აუსტენიტად გარდაქმნის მექანიზმი

Fe—C შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამის შესაბამისად პერლიტ-აუსტენიტური წონასწორობის ტემპერატურა 727° -ია. ეს იმას ნიშნავს, რომ აღნიშნულ ტემპერატურაზე პერლიტისა და აუსტენიტის თავისუფალი ენერგიები ტოლია და გარდაქმნა არ მიმდინარეობს.

თუ ტემპერატურას გავაძლიებთ ისე, რომ t გახდება მეტი 727° -ზე, წონასწორობა დაირღვევა, რადგან აუსტენიტის თავისუფალი ენერგია ნაკლები გახდება. სწორედ ეს არის გარდაქმნის გამოძრავებელი ძალა და დაიწყება პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნა, ე. ი. მიმდინარეობს პროცესი $\alpha + Fe_3C \rightarrow \gamma + \delta$ ცხადია, რომ გარდაქმნაში მონაწილე ფაზები განსხვავდებიან ნახშირბადის შემცველობით. ფერიტი შეიცავს 0,02%, ცემენტიტი 6,67%, ხოლო აუსტენიტი 0,8% (რაც შეესაბამება ევტექტოიდურ ტემპერატურას). ეს იმის მაჩვენებელია, რომ გარდაქმნის დროს უნდა მოხდეს ნახშირბადის გადანაწილება ფაზებს შორის, ანუ პროცესი აშკარად დიფუზიურია.

უშუალო მეტალოგრაფიული დაკვირვება გვიჩვენებს, რომ აუსტენიტი ყოველთვის ჩაისახება ფერიტ-ცემენტიტის საზღვრებში. რადგან პერლიტი წარმოადგენს ფერიტისა და ცემენტიტის ევტექტოიდურ მიკრომექანიკურ ნარევეს, მასში ასეთი საზღვრები საკმაოდ განვითარებულია. ამიტომ ახალი ფაზის—აუსტენიტის ჩასახვა მნიშვნელოვნად გაადვილებულია. ამასთან, რაც უფრო წვრილმარცვლოვანია გამოსავალი პერლიტი, მით უფრო მეტადაა გაადვილებული აუსტენიტის ჩასახვა, ე. ი. თვით გარდაქმნა.

აღსანიშნავია, რომ რადგან გამოსავალი ფაზები თავისი კონცენ-

ტრაციებით განსხვავდებიან ახალი ფაზისაგან, უკანასკნელის ჩასახვა, გარდა თერმოდინამიკური სტიმულისა, მოითხოვს კიდევ კონცენტრაციული ფლუქტუაციების არსებობას. ორივე ეს ქმნის პირობას გარდაქმნისათვის.

ფერიტისა და ცემენტიტის საზღვრებზე ჩასახული აუსტენიტის მარცვლები თანდათან იზრდება და როდესაც გამოსავალი ფაზები მთლიანად გაქრება, შეიძლება ვთქვათ, რომ გარდაქმნის პროცესი დამთავრებულია—მიღებულია აუსტენიტიური სტრუქტურა (ნახ. 145). როგორც ვხედავთ, პირველად ჩასახული აუსტენიტის მარცვლები თანდათან იზრდებიან.



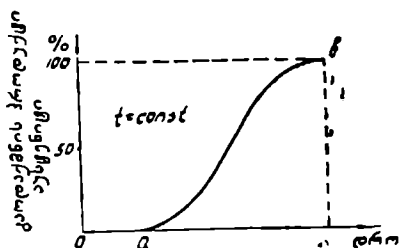
ნახ 145. პერლიტიდან აუსტენიტის წარმოქმნის სქემა.

ბა, ამევე დროს ჩაისახება ახალი მარცვლები. პერლიტის ერთ მარცვალში შეიძლება ჩაისახოს და გაიზარდოს აუსტენიტის მრავალი მარცვალი, ამიტომ გარდაქმნის პროცესის დამთავრების მომენტში ყოველთვის გვაქვს საკმაოდ წვრილმარცვლოვანი აუსტენიტიური სტრუქტურა.

2. პერლიტის აუსტენიტად გარდაქმნის კინეტიკა

აუსტენიტიური გარდაქმნის კინეტიკა შეისწავლება ორი მეთოდით: მუდმივ ტემპერატურაზე—იზოთერმულად ან განუწყვეტელი გახურების პირობებში.

იზოთერმული შესწავლა მდგომარეობს იმაში, რომ ფოლადს სწრაფად



ნახ. 146. აუსტენიტის წარმოქმნის კინეტიკური მრუდი.

გაახურებენ რაიმე ტემპერატურამდე, რომელიც მეტია 727° -ზე, შემდეგ აყოვნებენ ამ ტემპერატურაზე და აკვირდებიან მუდმივ ტემპერატურაზე იზოთერმულად მიმავალ გარდაქმნებს.

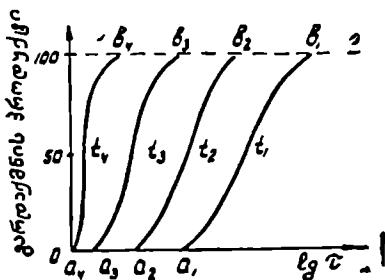
აუსტენიტიური გარდაქმნის შესწავლა რაიმე მუდმივ $t > A_1$ ტემპერატურაზე გვაძლევს შემდეგ სურათს (ნახ. 146).

როგორც ვხედავთ, გახურების ტემპერატურის მიღწევის შემდეგ გარკვეული $0a$ დროის განმავლობაში პერლიტში არავითარი ცვლილებები არ ხდება. დროის $0a$ მონაკვეთს ეწოდება საინკუბაციო პერიოდი. a მომენტში იწყება გარდაქმნა, ე. ი. პერლიტის არეში ჩაისახება აუსტენიტის მარცვლები. ცხადია, რაც მეტი

დრო გადის, მით მეტია აუსტენიტის მარცვლები რაოდენობა. რაღაც b მომენტისათვის გარდაქმნა მთავრდება. დროის ab მონაკვეთს ეწოდება გარდაქმნის პერიოდი, ab მრუდს კი აუსტენიტის წარმოქმნის კინეტიკური მრუდი. როგორც ვხედავთ, გარდაქმნის ს. წყის მომენტში სიჩქარე შედარებით მცირეა, შემდეგ იგი იზრდება. როდესაც გარდაქმნის პროდუქტის რაოდენობა 50% აღწევს, გარდაქმნა მაქსიმალური სიჩქარით მიდის, შენდევ კი სიჩქარე თანდათან კლებულობს და b წერტილში გარდაქმნა მთავრდება.

ასეთია პერლიტის აუსტენიტად გარდაქმნის კინეტიკური მრუდი რაღაც ნებისმიერ $t > 727^\circ$ მუდმივ ტემპერატურაზე. თუ კინეტიკურ მრუდებს ავაგებთ რამდენიმე ტემპერატურისათვის, სადაც $727^\circ < t_1 < t_2 < t_3 < t_4$ მივიღებთ შემდეგ სურათს (ნახ. 147).

როგორც ვხედავთ, რაც უფრო მაღალია გარდაქმნის ტემპერატურა 727° -თან შედარებით, მით უფრო ნაკლებია საინკუბაციო პერიოდო ($0a_1 > 0a_2 > 0a_3 > 0a_4$) და მით უფრო ნაკლებია გარდაქმნის პერიოდი ($a_1b_1 > a_2b_2 > a_3b_3 > a_4b_4$), ანუ, სხვანაირად რომ ვთქვათ, მით უფრო ინტენსიურად მიმდინარეობს გარდაქმნის პროცესი. რაღაც t_4 ტემპერატურაზე გარდაქმნა თითქმის საინკუბაციო პერიოდის გარეშე და უნინშენგლოდ მცირე დროში (ძალიან დიდი სიჩქარით) ხდება. პრაქტიკულად t_4 დაახლოებით $830-850^\circ$ ია.



ნახ. 147. აუსტენიტის წარმოქმნის კინეტიკური მრუდები სხვადასხვა ტემპერატურისათვის.¹

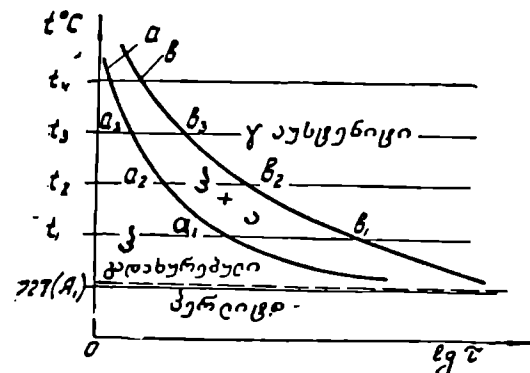
პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნის ასეთი კინეტიკა აიხსნება შემდეგი მისაზრებით. როგორც ზეწოთ ცუო თქვლი, 727° -ზე პერლიტი და აუსტენიტი წინასწორულ წგომარეობაში იმყოფება, გარდაქმნა არ მიმდინარეობს. როდესაც $t > 727^\circ$ ზე, აუსტენიტის თავისუფალი ენერგია ნაკლები ხდება, რაც წარმოადგენს გარდაქმნის თერმოდინამიკურ სტიმულს. რაც უფრო მაღალია გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა 727° -თან შედარებით, მით მეტია გამოსავალი პერლიტისა და აუსტენიტის თავისუფალი ენერგიების სხვაობა, ე. ი. ნით მეტია, პერლიტთან შედარებით, აუსტენიტის არსებობის ხელსაყრელობა, ძლიერია გარდაქმნის თერმოდინამიკური ფაქტორი და მით უფრო ინტენსიურია გარდაქმნის პროცესი.

ამავე დროს ვიცით, რომ პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნა დიფუ-

1. რადგან სხვადასხვა ტემპერატურისათვის გარდაქმნის დროებში ძალიან დიდი განსხვავებაა, აბსცისის დასაზოკლებლად მიმართავენ დროის ლოგარითმულ სკალას.

ზიურია. ამასთან, რაც უფრო მაღალია ტემპერატურა, მით უფრო ადვილად მიიღინარეობს დიფუზია. ესეც ხელს უწყობს იმას, რომ გარდაქმნის პროცესი ტემპერატურის ზოდანთან ერთად სულ უფრო ინტენსიური ხდება. ამრიგად, პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნის დროს გარდაქმნის ორივე ფაქტორი—თერმოდინამიკური და დიფუზიური ერთი მიმართულებით მოქმედებენ და განაპირობებენ გარდაქმნის განუხრელ ინტენსივობას (როგორც ქვემოთ დავინახაო, ყოველთვის ამა აქვს ადგილი გარდაქმნის თერმოდინამიკური და დიფუზიური ფაქტორების მოქმედების მიმართულების ასეთ თანხედენას. გაცივების პროცესში ისინი ერთმანეთის საწინააღმდეგოდ მოქმედებენ, რაც თავის განსაკუთრებულ დალს ასვამს გარდაქმნის ბუნებას).

ბილგული კინეტიკური მრუდების საფუძველზე შეიძლება ავაგოთ აუსტენიტის წარმოქმნის იზოთერიული დიაგრამა კოორდინატებში ტემპერატურა—დრო. ანისათვის კოორდინატთა სისტემაში გავავლოთ ზემოთ შესწავლილი იზოთერმები $727^{\circ} < t_1 < t_2 < t_3 < t_4$, რომლებიც, ამ



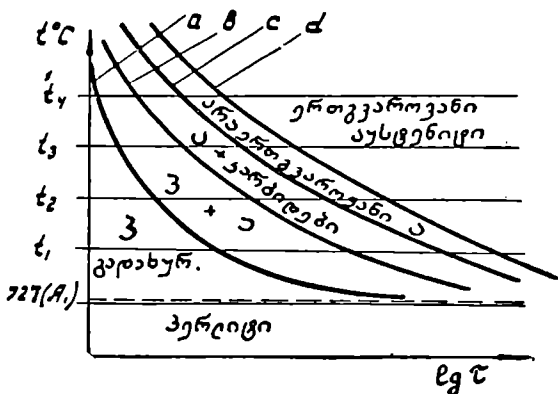
ნახ. 148 პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნის იზოთერიული დიაგრამა.

ორ მრუდს. პირველი მრუდი—ა—წარმოადგენს გარდაქმნის საწყისი წერტილების ერთობლიობას, ხოლო მეორე—ბ—გარდაქმნის საბოლოო წერტილების ერთობლიობას. ე. ი. a მრუდის მარცხნივ გვაქვს გარდაუქმნელი პერლიტი, a და b მრუდებს შორის მიმდინარეობს გარდაქმნის პროცესი და ერთდროულად გვაქვს პერლიტი+აუსტენიტი, ხოლო b მრუდის მარჯვნივ გვაქვს გარდაქმნის პროდუქტი—აუსტენიტი (ნახ. 148).

ამ დიაგრამაზე კიდევ ერთხელ ვხედავთ, რომ, რაც უფრო დაბალია გარდაქმნის ტემპერატურა, მით მეტია საინკუბაციო პერიოდი და გარდაქმნის პერიოდი, ე. ი. გარდაქმნის პროცესი ნელა მიმდინარეობს, ხოლო რაც უფრო მაღალია ტემპერატურა, მით ნაკლებია საინკუბაციო პერიოდი და გარდაქმნის პერიოდი (არ დაგვავიწყდეს, რომ დროის სკა-

ლა ლოგარითმულია), ე. ო. მით უფრო ინტენსიურია პროცესი და დაახლოებით 830—850°-ზე საინკუბაციო პერიოდს და გარდაქმნის პერიოდს უზნივენლოდ მცირეა (არსებობს აზრი, რომ გახეუების დროს ნებისმიერი სიჩქარის შემთხვევაში პერლიტ აუსტენი უფრო გარდაქმნა იწყება ყველთვის 727°-ზე ინკუბაციის გაუე. შემდგომი იზოთერმული და ყოვნებისას ხდება მხოლოდ დარჩენილი პერლიტის გარდაქმნა აუსტენიტად. ცხადია, თუ ამ მოსაზრებას მივიღებთ, აუსტენიტის წარმოქმნის კინეტიკური მრუდებიც და იზოთერმული დიაგრამაც სხვა სახეს მიიღებს).

როგორც ზემოთ ვთქვით, როდესაც პერლიტში, ცემენტიტისა და ფერიტის საზღვრებში ჩაისახება აუსტენი უის ძარკვალი, მისი ზრდისათვის საჭიროა ნაწილობრივად გადნაწილება ფაზებს შორის—ამ დროს ცემენტითი იხსნება, ფერიტი კი ქრება, გადადის აუსტენიტში. კვლევებმა უჩვენა, რომ უკანასკნელი უფრო ადვილად მიმდინარეობს; ამიტომ, როდესაც ფერიტი მთლიანად გაქრება, ცემენტიტის ძარკვლები პრაქტიკულად სრულად გახსნილი არ არის, ე. ი. მიიღება ორფაზა მდგომარეობა: აუსტენიტი + გაუხსნელი ცემენტითი. ცხადია, რომ ეს მდგომარეობა $t > 727^{\circ}$ ტემპერატურისათვის არამდგრადია და გრძელდება ცემენტიტის ძარკვლების გახსნა მიმდებარე აუსტენიტში. გახსნასთან ერთად ხდება აუსტენიტის შედგენილობის გათანაბრება, მაგრამ აქაც პირველი პროცესი წინ უსწრებს ბეორეს, ამიტომ როდესაც ცემენტიტის გახსნა უკვე დამთავრებულია, აუსტენიტი ჯერ კიდევ არაერთგვაროვანია და მისი ქიმიური შედგენილობის გათანაბრება გრძელდება. თუ ზემოთქმულს აღვნიშნავთ დიაგრამაზე, იგი მიიღებს შემდეგ სახეს (ნახ. 149). a ხაზი გარდაქმნის საწყისია, b —გარდაქმნის ბოლო. b და c ხაზებს შორის გრძელდება ცემენტიტის გახსნა, რაც მთავრდება c ხაზზე და c -დან იწყება აუსტენიტის ქიმიური შედგენილობის გათანაბრება—ჰომოგენიზაცია. d ხაზზე ეს პროცესიც მთავრდება და გვექნება პრაქტიკულად ერთგვაროვანი აუსტენიტი.

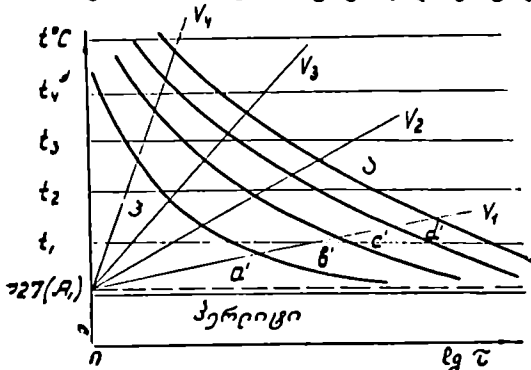


ნახ. 149. პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნის იზოთერმული დიაგრამა სრული სახით.

თუ აუსტენიტის წარმოქმნის იზოთერმულ დიაგრამაზე გავატარებთ განუწყვეტელი გახუ-

რების მრუდებს სხვადასხვა სიჩქარით გახურების შემთხვევაში ($V_4 > V_3 > V_2 > V_1$), მივღებთ შემდეგ სურათს (ნახ.150).

როგორც ვხედავთ, თუ ფოლადს ვახურებთ ნელა (V_1 სიჩქარით),



გარდაქმნა დაიწყება a' წერტილში და მთავრდება b' წერტილში, ცეინტიტის გახსნა და მთავრდება c' წერტილში და აუსტენიტის გაერთგვაროვნება — d' წერტილში. რაც უფრო მცირეა გახურების სიჩქარე, ყველა ეს წერტილი მით უფრო ახლოა 727° -

ნახ. 150. პერლიტ-აუსტენიტური ფარდაქმნის ობოერმული დიაგრამა: მახურების სიჩქარეების ცრუდებით.

ლადის გახურება შემდგომით დიდი სიჩქარით ხდება, ყველა ჩამოთვლილი წერტილი მიიწევს ტემპერატურის გადაღებებსა და დროის შემცირებებსაკენ, ე. ი. რაც უფრო მეტია გახურების სიჩქარე, მით უფრო მაალაია გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა თეორიულთან (727°) შედარებით.

3. აუსტენიტის მარცვალი

როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული, პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნის დამთავრების მომენტისათვის გვაქვს წერილობრივი მარცვლოვანი აუსტენიტური სტრუქტურა.

შემდგომი გახურება (ან ხანგრძლივი დაყოვნება) იწვევს აუსტენიტის მარცვლის ზრდას. ეს აიხსნება იმით, რომ მარცვალი ცდილობს დაიკავოს მინიმალური ზედაპირული ენერჯის მქონე მდგომარეობა. რაც უფრო დიდია მარცვალი, მით ნაკლებია ზედაპირების საერთო ფართობი. ე. ი. მით ნაკლებია ზედაპირული ენერჯია. მაგრამ მარცვლის ზრდა გახურებისას სხვადასხვაენაირად მიმდინარეობს და დამოკიდებულია ფოლადის ზუნებაზე.

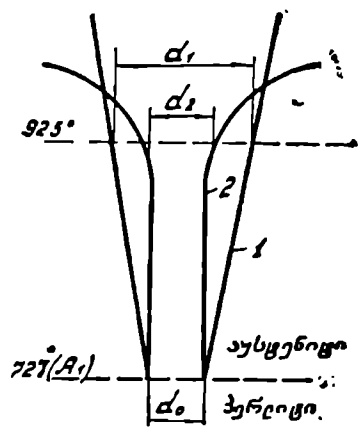
იმისათვის, რომ შესაძლებელი გახდეს ფოლადის დახაზვათება მისი მარცვლოვანობის მიხედვით, არჩევნ სამი სახის მარცვალს:

1. აუსტენიტის საწყისი მარცვალი — მარცვლის სიდიდე, რომელიც გაჩნდა აუსტენიტს პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნის დამთავრების მომენტისათვის.

2. ნამდვილი მარცვალი — მარცვლის სიდიდე, რომელიც ფაქტიურად მიღებულია ფოლადში რალაც ნებისმიერი დამუშავების შედეგად.

3. ბუნებრივი ანუ მემკვიდრეობითი მარცვალი—მარცვლის სიდიდე. რომელიც მიიღება ფოლადის ზუსტად გარკვეული თერმული დამუშავების შემდეგ და რომელიც, არსებითად, ახასიათებს ფოლადის მიდრეკილებას მარცვლის ზრდისაკენ—მემკვიდრეობას.

მარცვლის ზრდისაკენ იდრეკილების მიხედვით არჩევენ ორი სახის ფოლადს: მემკვიდრეობით წვრილმარცვლოვანს და მემკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვანს, რაც სქემატურად შეიძლება შემდეგნაირად გამოისახოს (ნახ. 151). ნახაზზე d_0 არის აუსტენიტის საწყისი მარცვალი, d_1 —მემკვიდრეობითი მარცვალი მემკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვან ფოლადში და d_2 —მემკვიდრეობითი მარცვალი მემკვიდრეობით წვრილმარცვლოვან ფოლადში.



როგორც ვხედავთ, A_1 კრიტიკული ტემპერატურის გადალახვის შემდეგ იმკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვან ფოლადში მაშინვე იწყება მარცვლის ზრდა, ხოლო მემკვიდრეობით წვრილმარცვლოვანი ფოლადი საკმაოდ მაღალ ტემპერატურაზე ინარჩუნებს საწყის წვრილ მარცვალს, წარმარცვლოვან (2) ფოლადში შემდეგ კი ბისი მარცვლები მტკად ინტენსიურად იზრდება. ეს კარგად ჩანს მეორე სქემაზეც (ნახ. 152).

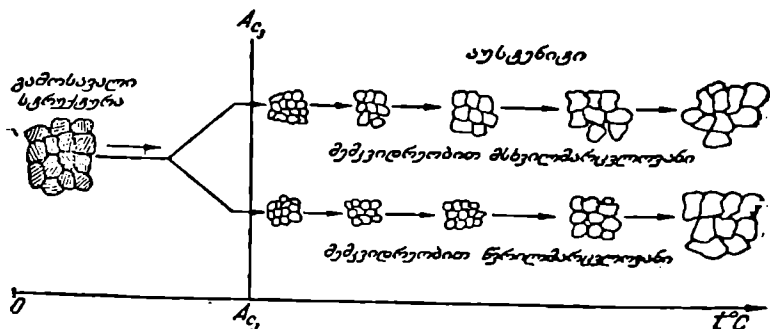
ნახ. 151. აუსტენიტის მარცვლის ზრდა მემკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვან (1) და მემკვიდრეობით წვრილმარცვლოვან (2) ფოლადში შემდეგ კი ბისი მარცვლები მტკად ინტენსიურად იზრდება. ეს კარგად ჩანს მეორე სქემაზეც (ნახ. 152).

მემკვიდრეობითი მარცვლის დასადგენად ფოლადს 925° ზე ახურებენ მ საათის განმავლობაში. მარცვლის უკეთესი გამოძლეაენებისათვის იმავე რეჟიმით აწარმოებენ ცენცენტაციას. მაშინ მარცვლების ირგვლივ წარმოიქმნება ცემენტურ ბადე, რაც მკათიოს ხდის მარცვლების საზღვრებს.

მარცვლების კლასიფიკაცია ზომის მიხედვით ხდება სტანდარტული რვაბალანი სკალით (იხ. § 4, ნახ. 24).

მრავალმა დაკვირვებამ უჩვენა, რომ მარცვლის ზრდისადმი სხვადასხვა მიდრეკილებას (განსხვავებულ მემკვიდრეობას) იჩენს არამც თუ სხვადასხვა ფოლადი, არაჩდ ერთი და იმავე კიმიური შედგენილობის ფოლადებიც. ეს წინაშენლოვნად აცნელებს მოვლენის კვლევას და დღეისათვის მემკვიდრეობის ბუნება გახსნილი არ არის, თუმცა შემუშავებულია ზოგიერთი პრაქტიკული რეკომენდაცია, რომლებიც აუბჯობესებს ფოლადის მემკვიდრეობას. საერთოდ კი უნდა ითქვას, რომ ფოლადის საექსპლოატაციო თვისებები განპირობებულია ნამდვილი მარცვლით და თუ მემკვიდრეობის მოვლენას საგანგებო ყურადღებას მივაქცევთ, იგ

სრულებით არ განსაზღვრავს ფოლადის ნამდვილ მარცვალს. კერძოდ, მემკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვან ფოლადში სწორი რეჟიმით დამუშავების შემდეგ შეიძლება მივიღოთ კარგი წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურა და პირიქით, არასწორი რეჟიმით დამუშავების შედეგად (დიდი გადახურება) საუკეთესო მემკვიდრეობის მკონე ფოლადის სტრუქტურა შეიძლება სოულიად უვაგისი გახდეს მსხვილმარცვლოვანობის გამო. მაგრამ ეს არ ნიშნავს იმას, თითქოს ფოლადის მემკვიდრეობას სრულიად არ ჰქონდეს ნიშნებლობა. მემკვიდრეობის მნიშვნელობა იმაშია, რომ აქედან უნდა გამოვინარეობდეს ფოლადის დამუშავების რე-



ნახ. 152. აუსტენიტის მარცვლის ზრდა ჯა მისი გავლენა გაცივების შედეგად მიღებული პოლიტიკა მარცვლოვანობაზე (სქემა).

ჟიმის შერჩევა და მისი ზუსტად დაცვა. მაგალითად, მემკვიდრეობით წვრილმარცვლოვანი ფოლადისათვის საშიში არაა გადახურება, მაშინ როდესაც მემკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვან ფოლადში გადახურების ზედა ზღვარი ზუსტად უნდა იქნეს დაცული, რადგან უმნიშვნელო გადახურებაც გამოიწვევს მარცვლის ინტენსიურ ზრდას.

მემკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვან ფოლადში მნიშვნელობა აქვს აგრეთვე წნევით ცხლად დამუშავების დამთავრების ტემპერატურას. თუ ეს ტემპერატურა იეტად მაღალი აღმოჩნდება, წნევით დამუშავების შემდეგ ფოლადში კიდევ მოესწრება მარცვლების ზრდა, რაც გააუარესებს მის თვისებებს. მემკვიდრეობით წვრილმარცვლოვან ფოლადში ასეთი საშიშროება არ არსებობს.

§ 41. აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა

1. აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნის მექანიზმი

როგორც ვიცით, A_1 (727°) არის პერლიტისა და აუსტენიტის წონასწორობის ტემპერატურა. თუ გაცივებისას ტემპერატურა გახდება A_1 -ზე დაბალი, პოლიტის (ფერიტი+ცემენტიტი) თავისუფალი ენერჯია

ვახდება ნაკლები, ვიდრე აუსტენიტისა და დაიწყება აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა რეაქციით: $\gamma_{\text{ახ}} \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$.

ცხადია, რომ ეს პროცესი, ისევე როგორც პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნის პროცესი, დიფუზიურია: ერთი ფაზიდან წარმოიქმნება ორი ახალი ფაზა, ისე რომ სამივე ხასიათდება ნახშირბადის სხვადასხვა შედგენილობით. ეს უდავოდ ძოთხოვს ნახშირბადის გადანაწილებას ფაზებს შორის.

აუსტენიტის დაშლის პროცესი (ისე როგორც მისი წარმოქმნის პროცესი პერლიტ-აუსტენიტური გარდაქმნის დროს) მდგომარეობს ახალი ფაზის ჩასახვასა და მის ზრდ ში.

რადგან ახალ ფაზებში ნახშირბადის შეცვლილობა სრულიად განსხვავებულია გამოსავალი ფაზის შედგენილობისაგან, ითვლება, რომ ახალი ფაზის ჩასახვას ხელს უწყობს ქიმიური შედგენილობის არათანაბრობა — ფლუქტუაციების არსებობა.

დადგენილია, რომ აუსტენიტ-პერლიტური გარდაქმნის პროცესში წამყვანი ფაზა არის ცემენტიტი. მართლაც, როგორ უნდა მოხდეს 0,8% ნახშირბადის შემცველ აუსტენიტში 6,67% ნახშირბადის შემცველი ცემენტიტის ჩანასახების აღმოცენება? ეს შესაძლებელია მხოლოდ იმ შემთხვევაში, თუ აუსტენიტის ქიმიური შედგენილობა მის მოცულობაში არათანაბარია და გარკვეულ მონაკვეთებში, გარკვეულ ადგილებში ნახშირბადის რაოდენობა საშუალოზე (0,8%) უფრო მაღალია და უახლოვდება ცემენტიტში ნახშირბადის რაოდენობას (6,67%). სწორედ ეს ადგილები, ნახშირბადის გადიდებული რაოდენობით, ვახდება ცემენტიტის ჩასახვის აერები. როდესაც ერთ გარკვეულ ადგილში ჩანასახება და იზრდება ცემენტიტის ფირფიტა, მისი ზრდისათვის საჭიროა ნახშირბადის ახალი ნაწილაკების მოდენა. ცხადია, რომ ამ დროს აუსტენიტის მიმდებარე არეები ღარიბდება ნახშირბადით და ცემენტიტის ფირფიტის ირგვლივ იქმნება პირობები ფირფიტის ნაწილაკების ჩასახვისათვის. ახლა უკვე ცემენტიტის ფირფიტის ორივე მხრიდან იზრდება ფირფიტის



ნახ. 153. აუსტენიტში პერლიტის წარმოქმნის სქემა.

ფირფიტები და რადგან მათ ადგილზე ნახშირბადი საჭიროზე მეტია, ხდება ნახშირბადის ატომების განდევნა აუსტენიტის მიმდებარე არეში და უკანასკნელის გამდიდრება ნახშირბადით. იქმნება პირობები კვლავ ცემენტიტის წარმოქმნისათვის და ა. შ.

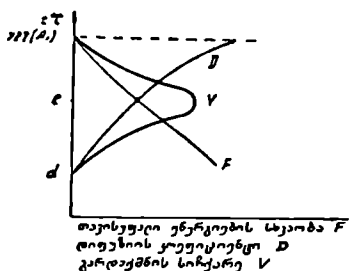
ამრიგად მივიღებთ ფერიტისა და ცემენტიტის ანუ პერლიტის ჯგუფურ ჩანასახს—კოლონიას (ნახ. 153).

აუსტენიტის ყოველ მაკროალში, ჩვეულებრივად მის საზღვარზე, ჩაისახება და იზრდება რამდენიმე პერლიტური კოლონია. ბოლოს აუსტენიტი მთლიანად ქრება და მივიღებთ პერლიტურ სტრუქტურას.

2. აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნის კინეტიკა

როგორც ვხედავთ, აუსტენიტის დაშლის პროცესზე, ისევე როგორც მისი წარმოქმნის პროცესზე, ერთდროულად მოქმედებს ორი ფაქტორი:

1. თერმოდინამიკური ფაქტორი, რომელიც არსებითად მბიძგავი ფაქტორია. რაც უფრო დაბალია გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა A_1 თან შედარებით, მით უფრო დიდია აუსტენიტისა და პერლიტის თავისუფალი ენერგიების სხვაობა, მით მეტია პერლიტის არსებობის ხელსაყრელობა და უფრო ინტენსიურია გარდაქმნის პროცესი.



ნახ. 154. აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნის სიჩქარის დ.წოდებულება ტემპერატურაზე.

2. დიფუზიური ფაქტორი, რომელიც ამ შემთხვევაში (გახურების პროცესისაგან განსხვავებით) გარდაქმნის დამამუხრუჭებელი ხეობა, რადგან, რაც უფრო დაბალია გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა, მით უფრო გაძნელებუ-

ლია დიფუზია, ე. რ. შეფერხებულია გარდაქმნისათვის აუცილებელი ნახშირბადის გადანაწილება ფაზებს შორის.

დიაგრამაზე (ნახ. 154) ორივე ამ ფაქტორის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გამოხატულია ორი მრუდით: თერმოდინამიკური ფაქტორი—ძველი და ახალი სტრუქტურების თავისუფალი ენერგიების სხვაობა— F მრუდით, ხოლო დიფუზიური ფაქტორი—ნახშირბადის დიფუზიის კოეფიციენტი — D მრუდით.

ამ მრუდების შემაჯამებელი მრუდი V არსებითად გვიჩვენებს აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნის სიჩქარეს ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით.

როგორც ვხედავთ, 727° -ზე დიფუზიის კოეფიციენტის მნიშვნელობა მაქსიმალურია. მაგრამ აუსტენიტის და პერლიტის თავისუფალი ენერგიების სხვაობა ნულის ტოლია, ამიტომ გარდაქმნის თერმოდინამიკური ფაქტორი არ მოქმედებს და გარდაქმნა არ მიმდინარეობს (გარდაქმნის სიჩქარე $V=0$).

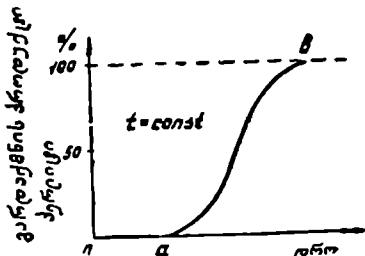
727° -დან გადაცივების შემთხვევაში წარმოიქმნება აუსტენიტისა და პერლიტის თავისუფალი ენერგიების სხვაობა. იგი იძენს რალაც მნიშ-

ვენლობას, რომელიც მით მეტია, რაც უფრო დაბალია ტემპერატურა გარდაქმნა შესაძლებელი ხდება და მიმდინარეობს მით უფრო მეტი სიჩქარით, რაც უფრო მეტია ΔF . მაგრამ ასეთი კანონზომიერება გარდაქმნისათვის მართებულია მხოლოდ რაღაც ϵ ტემპერატურამდე, სადაც გარდაქმნის სიჩქარე მაქსიმუსს აღწევს. ამის შემდეგ, მიუხედავად იმისა, რომ თავისუფალი ენერგიების სხვაობა განაგრძობს გადიდებას, გარდაქმნის სიჩქარე იკლებს. ეს აიხსნება იმით, რომ მნაპენელ-ოვანად ეცემა დიფუზიის კოეფიციენტი D და ახალი ფაზების ჩასახვა და ზრდა ძნელდება. იქ, სადაც ნახშირბადის დიფუზია პრაქტიკულად შეუძლებელი ხდება, მიუხედავად იმისა, რომ თერმოდინამიკურ ფაქტორს $\Delta F'$ მაქსიმალური მნიშვნელობა აქვს, გარდაქმნა წყდება, გარდაქმნის სიჩქარე $V=0$ (d წერტილში).

აუსტენიტის დაშლის პროცესი შეიძლება შევისწავლოთ როგორც მუდმივ ტემპერატურაზე—იზოთერმულად, ისე განუწყვეტელი გაცივების პირობებში.

შ. აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნა

როგორც ვიცით, 727° -ზე აუსტენიტი გარდაქმნას არ განიცდის, მაგრამ საკმარისია მცირეოდენი გადაცივება და აუსტენიტი დაიწყებს გარდაქმნას პერლიტად. რამელიმე $t < 727^{\circ}$ მუდმივ ტემპერატურაზე აუსტენიტის გარდაქმნის კინეტიკურ მრუდს შემდეგი სახე აქვს (ნახ. 155).



ღიაგრამაზე Oa საინკუბაციო პერიოდია. a წერტილში გარდაქმნა იწყება და პირველად მიმდინარეობს ნელა; მაქსიმალურ სიჩქარეს აღწევს იქ, სადაც დაშლის პროცენტის რაოდენობა 50%-ია და b წერტილში მთავრდება. დროის ab მონაკვეთი გარდაქმნის პერიოდია.

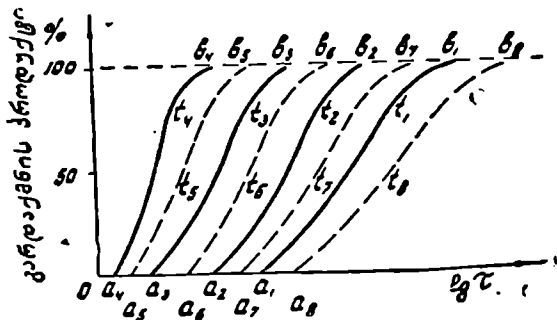
ნახ. 155. აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის კინეტიკური მრუდი.

თუ აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკურ მრუდებს ავაგებთ სხვადასხვა ტემპერატურისათვის, სადაც $727^{\circ} > t_1 > t_2 > \dots > t_n$, მივიღებთ შემდეგ სურათს (ნახ. 156).

როგორც ვხედავთ. გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა რაც უფრო დაბალია თეორიულთან შედარებით, მით უფრო ნაკლებია საინკუბაციო პერიოდი ($0a_1 > 0a_2 > 0a_3 > 0a_4$) და ნაკლებია გარდაქმნის პერიოდი ($a_1b_1 > a_2b_2 > a_3b_3 > a_4b_4$), ე. ი. მით უფრო ინტენსიურად მიმდინარეობს გარდაქმნა, მაგრამ ასეთი კანონზომიერება შელავნდება მხოლოდ რაღაც

t_4 ტემპერატურამდე, რის შემდეგაც საინკუბაციო პერიოდი კვლავ იზრდება ($0a_4 < 0a_5 < 0a_6 < 0a_7 < 0a_8$), გარდაქმნის პერიოდი აგრეთვე იზრდება ($a_4b_4 < a_5b_5 < a_6b_6 < a_7b_7 < a_8b_8$), ანუ პროცესი ნელდება.

ეს სრულ შესაბამისობაში იმყოფება ზემოთ აცხადებულ გარდაქმნის სიჩქარის მრუდთან (იხ. ნახ. 154).

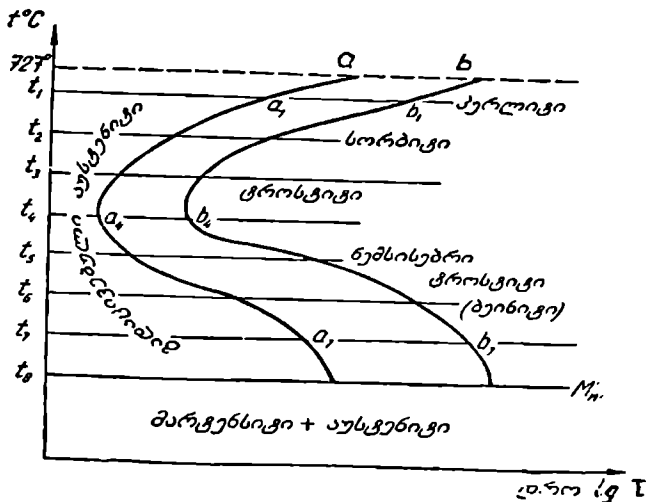


ქარის მრუდთან (იხ. ნახ. 154). t_4 ტემპერატურა, რომელზედაც აუსტენიტის დაშლა მაქსიმალური სიჩქარით ხდება, ხსენებულ დიაგრამაზე t ტემპერატურას ეთანადება.

შიღვრული კინეტიკური მრუდების საფუძველზე აიგება აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის დიაგრამა.

ნახ. 156. აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის კინეტიკური მრუდები ახვ. დასსუა ტეპერატურაზე (სქემა).

ამისათვის ახალ კოორდინატთა სისტემაში ტემპერატურა—დრო გავატარებთ შესწავლილ იზოთერმიებს (t_1-t_8) და ყოველ იზოთერმაზე გადმო-



ნახ. 157. აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის დიაგრამა.

ვითანთ ცნობილ წერტილებს: გარდაქმნის საწყის a და საბოლოო b წერტილებს (ნახ. 157).

აღნიშნულ წერტილებს შესაბამისად შევადრებთ და მივიღებთ ორ-

მრუდს. *ა* მრუდი არ-ს გარდაქმნის საწყისი წერტილების ერთობლიობა. *ბ* მრუდი კი საბოლოო წერტილების ერთობლიობა. მიღებულ დიაგრამას, მრუდების გარკვეული ფორმის გამო, აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის „C“-ისმაგვარი („ვისმაგვარი“) დიაგრამა ეწოდება.

დიაგრამაზე *ა* მრუდის მარცხნივ (727°-ის ქვემოთ) გვაქვს გადაცივებული აუსტენიტი. *ა* და *ბ* მრუდებს შორის მიმდინარეობს გარდაქმნის პროცესი, ანუ ერთდროულად გვაქვს გარდაქმნის პროდუქტები და აუსტენიტი. *ბ* მრუდის მარჯვნივ გარდაქმნა დამთავრებულია და გვაქვს გარდაქმნის პროდუქტები.

სხვადასხვა ტემპერატურაზე გარდაქმნის შედეგად აუსტენიტიდან მიღებული პროდუქტების შესწავლამ უჩვენა, რომ ისინი წარმოადგენენ ფერიტისა და ცემენტი ზის მიკრომექანიკურ ნარევეს, მაგრამ ზოგიერთი მახასიათებლებით ერთმანეთისაგან მინც განსხვავდებიან. ამიტომ აღნიშნულ სტრუქტურებს სხვადასხვა სახელები აქვს მინიჭებული.

იმისათვის, რომ გასაგები გახდეს აუსტენიტის დაქლის შედეგად მიღებული სტრუქტურების ურთიერთგანსხვავება, უნდა აღვნიშნოთ შემდეგი.

აუსტენიტის დაშლა, როგორც ნებისმიერი ფაზური გარდაქმნა, მიმდინარეობს ახალი ფაზების კრისტალიზაციის ცენტრების ჩასახვითა და მათი ზრდით, ანუ სავეებით ემსგავსება პირველადი კრისტალიზაციის პროცესს. ამიტომ მას ჩვეულებრივად მეორად კრისტალიზაციას უწოდებენ (მყარ მდგომარეობაში მიმდინარეობს).

მეორადი კრისტალიზაცია სავეებით ემორჩილება პირველადი კრისტალიზაციის კანონებს და მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული კრისტალიზაციის ცენტრების ჩასახვასა და მათი ზრდის სიჩქარეზე. ეს უკანასკნელი კი დამოკიდებულია გადაცივების სარისხზე (იხ. §3, ნახ. 20). როცა გადაცივების ხარისხი ნულს ტოლია, კრისტალიზაციის ორივე პარამეტრი ნულის ტოლია და კრისტალიზაცია არ მიმდინარეობს. მაგრამ როგორც კი გადაცივების ხარისხი მიიღებს გარკვეული სიდიდის მნიშვნელობას, კრისტალიზაციის ორივე ფაქტორიც განსაზღვრული სიდიდის გახდება და დაიწყება აუსტენიტის გარდაქმნის პროცესი. პირველად, მცირე გადაცივების შემთხვევაში, რაღაც L_1 ტემპერატურის მახლობლად კრისტალიზაციის ცენტრთა რაოდენობა შედარებით მცირეა. ხაზობრივი ზრდის სიჩქარე კი საკმაოდ დიდი—აუსტენიტის დაქლის ძეგად წარმოიქმნება ფერიტისა და ცემენტის შედარებით მსხვილფირფიტოვანი ნარევი, რომელსაც პერლიტი ეწოდება.

გადაცივების ხარისხის ზრდასთან ერთად, როდესაც გადაცივებულ აუსტენიტს შევინარჩუნებთ რაღაც L_2 ტემპერატურამდე. მეორადი კრისტალიზაციას პრაქტულად სხვა პარამეტრებით წარმართება—ჩასახულ ცენტრთა რიცხვი იზრდება. აუსტენიტის გარდაქმნის შედეგად წარმოიქ-

მნება ფერიტისა და ცემენტიტის უფრო წვირილფირფიტოვანი მიკრომექანიკური ნარევი, რომელსაც სორბიტი ეწოდება. თუ გადაცივებულ აუსტენიტს კიდევ უფრო დაბალ ტემპერატურამდე შევინარჩუნებთ, რაღაც $\pm 3-4$ ტემპერატურულ ინტერვალში ცენტრთა რიცხვი მაქსიმალურ მნიშვნელობას აღწევს, კონსტალიზაციის სიჩქარე კი უკვე შეიცირებულია; გარდაქმნის შედეგად მიიღება ფერიტისა და ცემენტიტის ძალიან წვირილფირფიტოვანი მიკრომექანიკური ნარევი, რომელსაც ტროსტიტი ეწოდება.

ტროსტიტი იმდენად წვირილმარცვლოვანია, რომ ოპტიკურ მიკროსკოპში მისი გარჩევა შეუძლებელია, მაგრამ ელექტრონულ მაკროსკოპში ნათლად ჩანს, რომ ტროსტიტიც წარმოადგენს ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკურ ნარევს.

ამგვარად, $727^{\circ}-4$ ტემპერატურულ ინტერვალში გადაცივებულ აუსტენიტის გარდაქმნის შედეგად მიიღება ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკური ნარევი, რომელთაც აქვთ მკვეთრად გამოხატული ფირფიტოვანი აგებულება და ერთმანეთისაგან მხოლოდ დისპერსიულობით განსხვავდებიან—პერლიტი, სორბიტი, ტროსტიტი. 4 ტემპერატურა, სადაც გადაცივებული აუსტენიტის გარდაქმნა ბინიშალური საინკუბაციო პერიოდით მიდის, ევტექტიკური ფოლადისათვის დაახლოებით 550° -ია.

მიღებულ სტრუქტურებს პერლიტური ოჯახის სტრუქტურები ეწოდება.

გარდაქმნა ამ ტემპერატურულ ინტერვალში ხასიათდება ორი ძირითადი თავისებურებით: 1. გარდაქმნა ბილის დროში მუდმივ ტემპერატურაზე (იზოთერმულად) და მას გააჩნია როგორც საწყისი, ისე ბოლო, ანუ გარდაქმნა ბოლომდე მიმდინარეობს.

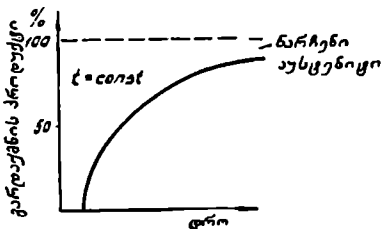
2. გარდაქმნის პროცესი დიფუზიურია და შედეგად მიიღება ორი ფაზის—ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკური ნარევი—პერლიტი, სორბიტი, ტროსტიტი (თუმცა მათ შორის რაიმე მკაფიო საზღვარი არ არსებობს).

რამდენადმე განსხვავებულად მიმდინარეობს გარდაქმნა „ესისმაგვარი“ ლეგირამის მუხლის ქვევით— $4-8$ ტემპერატურულ ინტერვალში. აქაც გარდაქმნა დიფუზიურია, მაგრამ გარკვეული თავისებურებით ხასიათდება. გარდაქმნის პროდუქტს აქაც ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკური ნარევი წარმოადგენს, მხოლოდ ფერიტი გადაჯერებულია ნახშირბადით, ხოლო ცემენტიტს გარდაჰყავალი მედგენილობა ახასიათებს (Fe_3C). ამავე დროს გარდაქმნა მიმდინარეობს ნაკლებად პლასტიკურ გარემოში (დაბალი ტემპერატურის გამო), რაც გააღწენს ახდენს წარმოქმნილი მიკრომექანიკური ნარევის სტრუქტურაზე—მიიღება ნემსისებრა აგებულების ფერიტისა და ცემენტიტის ნარევი, რომელსაც ნემსისებრი ტროსტიტი ან ბენიტი ეწოდება.

ბეინიტური გარდაქმნის მექანიზმის თავისებურება გარკვეულ დონე: ასვამს მის კინეტიკასაც (ნახ. 158).

უპირველეს ყოვლისა, აღსანიშნავია, რომ ბეინიტური გარდაქმნა ბოლომდე არ მიდის, ყოველთვის რჩება აუსტენიტის გარკვეული რაოდენობა, რომელიც შედგომს განიცდის გარდაქმნას: ხანგრძლივი იზოთერმული დაყოვნების შემთხვევაში—პერლიტად, ხოლო გაცივების შემთხვევაში—მარტენსიტად. გარდა ამისა, ბეინიტური გარდაქმნა დასაწყისში ხასიათდება მაქსიმალური სიჩქარით, შემდეგ კი ნელდება.

თუ აუსტენიტის ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკურ მრუდებს რამდენიმე ტემპერატურისა და ადგილის ავადგებთ, მივიღებთ შემდეგ სურათს (ნახ. 15 ა).



ნახ. 158. ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკური მრუდი.

როგორც ვხედავთ, სხვადასხვა ტემპერატურაზე გადაცივებული აუსტენიტის ბეინიტური გარდაქმნა განსხვავებულად წარიმართება და რაც უფრო დაბალია გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა $t_6 > t_5 > t_7$, მით ნაკლები რჩება გარდაუქმნელი აუსტენიტი.

საბოლოოდ შეიძლება ითქვას, რომ $727^\circ - t_7$ ტემპერატურულ ინტერვალში აუსტენიტი განიცდის დიფუზიურ დაშლას. შედეგად მიიღება ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკური ნაწივი, რომელიც გარდაქმნის ტემპერატურისაგან დამოკიდებულად სხვადასხვა დისპერსიული ხასიათდება (პერლიტი, სორბიტი, ტროსტიტი, ბეინიტი). ყველა ამ სტრუქტურას პერლიტური ოჯახის სტრუქტურები ეწოდება, ხოლო განსხვავება დისპერსიულობაში გვაძლევს განსხვავებას თვისებებში.

რალაც t_8 ტემპერატურის ქვემოთ ნახშირბადის დიფუზიონური კინეტიკულად წყდება, ამიტომ აუსტენიტის დიფუზიურ გარდაქმნას აღვილი აღარ ექნება. t_8 ტემპერატურამდე გადაცივებულ აუსტენიტში იწყება ე. წ. მარტენსიტული გარდაქმნა. ამ ტემპერატურას შესაბამისად მარტენსიტული გარდაქმნის საწყისი ტემპერატურა ეწოდება და იგი M_s -ით აღინიშნება (начало мартенситного превращения).

ნახ. 159. აუსტენიტის ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკური მრუდები სხვადასხვა ტემპერატურაზე.

ნახ. 159. აუსტენიტის ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკური მრუდები სხვადასხვა ტემპერატურაზე.

1. მარტენსიტული გარდაქმნის შექანიზმი

მარტენსიტულ გარდაქმნას, როგორც აღვნიშნეთ, აუსტენიტი განიცდის ზამინ, როდესაც იგი გადაცივებულია T_0 წონასწორობის ტემპერატურის ქვემოთ და არსებობს თავისუფალი ენერგიების სხვაობა აუსტენიტსა და მარტენსიტს შორის. ამასთანავე შექნეულია, რომ გადაცივება მედარებით დიდი უნდა იყოს (დაახლოებით $2J_0$), როცა თავისუფალი ენერგიების სხვაობა აღწევს რაღაც გარკვეულ სიდიდეს.

ამ შემთხვევაში აუსტენიტის დიფუზიური დამლაფერებისა და ცემენტის წარმოქმნის შეუძლებელია, რადგან ნახშირბადის დიფუზია პრაქტიკულად არ იმპლენარეობს.

ცნობილია, აგრეთვე, რომ ასეთი ტემპერატურის პირობებში მდგრადია რკინის α მოდიფიკაცია. რკინის $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნას ატომების შესამჩნევი დიფუზიური გადაადგილება არ ესაჭიროება. ხდება მხოლოდ ატომების მცირე დამგრა ატომთშორისი მანძილების საზღვრებში. შედეგად γ რკინის წახნაგდაცენტრებული კუბის ნაცვლად მიიღება α რკინის სივრცით დაცენტრებული კუბი.

აუსტენიტის წახნაგდაცენტრებულ კუბში ჩანეზგელია ნახშირბადის ატომები $2,14\%$ მდგ რადენობით. აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნის პროცესში, რადგან α რკინაში ნახშირბადისათვის ადგილი არ აის (ხსნადობის ზღვარი $0,02\%$ C), ნახშირბადის ატომები დიფუზიით გამოდის გისოსიდან და წარმოქმნის ცემენტის დამოუკიდებელ ჩანარებზე. მიიღ ბა ფერიტისა და ცემენტის მიკრომექანიკური ნარევი.

აუსტენიტის მარტენსიული გარდაქმნის დროს ნახშირბადის დიფუზიის შეუძლებლობის გამო ნახშირბადის ატომი ვედარ გამოდის რკინის კრისტალური გისოსიდან და α რკინის სივრცით დაცენტრებულ კუბში რჩება იგივე რაოდენობით, რადენიც აუსტენიტში იყო.

სივრცით დაცენტრებულ კუბში, როგორც ვთქვით, ნახშირბადისათვის ადგილი არ არის. გამოდის, რომ ნახშირბადის ატომი რკინის α გისოსში იძულებით არის ჩანერგული. შედეგად მიიღება ნახშირბადის მეტად გადაჯერებული ძყარი ხსნარი რკინის α მოდიფიკაციაში, რომელსაც მარტენსიტი ეწოდება.

ამრგავ, აუსტენი რის მარტენსიტული გარდაქმნა მდგომარეობს იმაში, რომ ერთი ძყარი ხსნარი მეოვე ძყარ ხსნარში გადადის კონენტრაციის შეუცვლელად. პროცესი ამკარად არადიფუზიურია, რაც მარტენსიტული გარდაქმნის ერთ ერთ მთავარ თავისებურებას წარმოადგენს.

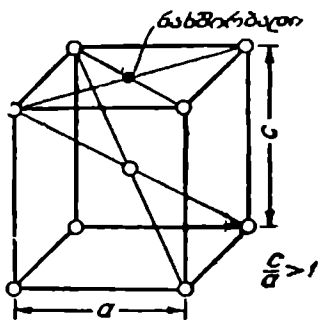
α ძყარი ხსნარს გადაჯერება ნახშირბადით იწვევს კრისტალური გისოსის დამახინჯებას—ნაცვლად სივრცით დაცენტრებული კუბისა, მიიღება ტეტრაგონული გისოსი პარამეტრების შეფარდებით $\frac{c}{a} > 1$. ტე-

ტრაგონობის ხარისხი მით უფრო დიდია, რაც მეტია ფოლადში ნახ-
შირბადი და მაქსიმალურად აღწევს 1,08.

წრობით მიღებულ მარტენაიტს, ჩვეულებრივ, ტეტრაგონულ
მარტენსიტს უწოდებენ. გისოსის ასეთი დამახინჯება განაპირობებს მარ-
ტენსიტის მაღალ სისალს (600 HB-მდე), მაგრამ ამავე დროს იწვევს
დიდ სიმყიფესაც.

ფიქრობენ, რომ ნახშირბადის ატომი α რკინის სივრცით დაცენ-
ტრებულ გისოსში მოთავსებულია ზედა წახნაგზე (ნახ. 160) ან წიბოებზე.

როგორც აღნიშნული იყო, მარტენსიტული გარდაქმნის დროს მე-
ზობელი ატომები ერთმანეთის მიმართ
დაიძვრებიან მცირე, ატომთშორისზე ნაკ-
ლები მანძილებით. მაგრამ შეჩინებულია,
რომ ასეთ გადაადგილებას ერთდროუ-
ლად განი, დის ატომთა გარკვეული რაო-
დენობა, მიმდინარეობს ე. წ. კოპერატი-
ული ძვრა აუსტენიტის გისოსის კრისტა-
ლოგრაფიულ სიბრტყეში, აუსტენიტის
მთელ მარცვალში. ასეთ კოპერატიულ
ძვრაში ატომთა დიდი რაოდენობა ზონა-
წილეობს, რაც მოითხოვს დიდ ენერგიას.



სწორედ ამით უნდა ავხსნათ ის ფაქტი, ნახ. 162. მარტენაიტის კრისტალუ-
რომ მარტენსიტული გარდაქმნა მიმდინა-

რობს დიდი გადაცივებით, როცა აუსტენიტისა და მარტენსიტის თა-
ვისუფალი ენერგიების სხვაობა საკმაოდ მნიშვნელოვან სიდიდეს აღწევს.

რადგან გარდაქმნა ძვრის ხასიათს ატარებს, მარტენსიტული ჩანა-
სახი წარჩაადგენს ფირფიტას, რომელიც აღმოცენდება გამოსავალი
აუსტენიტის კრისტალური გისოსის გარკვეულ კრისტალ ოგრაფიულ სიბ-
რტყეში, ამიტომ სრულიად გარკვეული მიმართულებით არის ორიენ-
ტირებული.

მარტენსიტის ფირფიტა სერავს აუსტენიტის მთელ მარცვალს, თი-
თქოს ყოფს მას ნაწილებად. მიკროხახის ზედაპირზე მარტენსიტის ფირ-
ფიტები, როგორც წესი, განივკვეთით გამოდის, ამიტომ მარტენსიტული
მიკროტრუქტურა ნემსისებრ ხასიათს ატარებს. „ნქაეი“ ერთბაშეთის
მიმართ განლაგებულია გარკვეული კუთხით. „ნეაის“ სჯრძს განაპი-
რობებს გამოსავალი აუსტენიტის მარცვლის სიდიდე: მსხვილმარცვლო-
ვან აუსტენიტში წარმოიქმნება მარტენსიტის მსხვილი „ნემსები“, ხოლო
წვრილმარცვლოვან აუსტენიტში კი წვრილი „ნემსები“.

სწორად ნაწილობა ფოლადში მარტენსიტის „ნემსები“ იმდენად
წვრილდისპერაიულია, რომ მიკროსტრუქტურაში სრულებით არ იქნა-
ნდება. ასეთ მარტენსიტს უსტრუქტურო მარტენსიტი ეწოდება და იგი
საუკეთესო თვისებებით ხასიათდება.

2. მარტენსიტული გარდაქმნის კინეტიკა

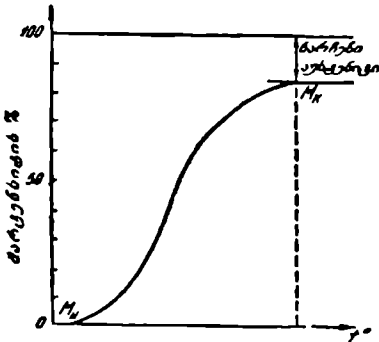
მარტენსიტული გარდაქმნის საწყისი ტემპერატურის (M_s) მიღწევისთანავე აუსტენიტში წარმოიქმნება მარტენსიტის სრულიად გარკვეული რაოდენობა. წარმოქმნა მიმდინარეობს უნიმუნელოდ მკირე დროში, ე. ი. ძალიან დიდი სიჩქარით, თითქმის აუსტენიტის დაწყების დროს მარტენსიტის რაოდენობის ზრდა ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადებში იმდენად უმნიშვნელოა, რომ პრაქტიკულად შეიძლება უგლებელყოფილი იყოს.

მარტენსიტის ახალი რაოდენობა (ულუფა) რომ მივიღოთ, საჭიროა მოვახდინოთ ტემპერატურის შემდგომი დაწვეა. ამ ტემპერატურაზე კვლავ, თითქმის მყისიერად, წარმოიქმნება აუსტენიტია გარკვეული რაოდენობა და გარდაქმნა შეჩერდება ტემპერატურის შემდგომ დაწვევამდე. აიასთანავე ხდება არა აოსებული ფირაჟიტების ზრდა, არამედ ყოველთვის ახლების წარმოქმნა.

ამგვარად, როგორც ვხედავთ, მარტენსიტული გარდაქმნის მეორე ძირითადი თავისებურება მდგომარეობს იმაში, რომ იგი მიმდინარეობს არა დროში, იზოთერმულად (როგორც ამას ადგილი ქონდა აუსტენიტის დიფუზიური დაშლის დროს), არამედ ტემპერატურულ ინტერვალში.

მარტენსიტული გარდაქმნის კინეტიკურ მრუდს შემდეგი სახე ექნება (ნახ. 161). რადგან მარტენსიტული გარდაქმნა მიმდინარეობს არა დროში, არამედ ტემპერატურულ ინტერვალში, აბსცისაზე გადაზომილი გვაქვს ტემპერატურა. ორდინატაზე, ისე როგორც ამას ადგილი ქონდა აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დროს, გადაზომილია გარდაქმნის პროცენტის რაოდენობა, ამ შემთხვევაში მარტენსიტის რაოდენობა. M_s არის ტემპერატურა, რომელზედაც მარტენსიტული გარდაქმნა იწყება. შემდეგ ტემპერატურის დაწვევასთან ერთად წარმოქმნილი მარტენსიტის რაოდენობა იზრდება, ჯერ მზარდი სიჩქარით, შემდეგ კი კლებადი და რალად გარკვეულ ტემპერატურაზე გარდაქმნა წყდება. ამ ტემპერატურას M_f -თი აღნიშნავენ (кинемический предел превращения).

აუსტენიზაცია, რომ M_s ტემპერატურაზე სტრუქტურაში კიდევ იმყოფება გარდაქმნილი აუსტენიტის გარკვეული რაოდენობა (ნარჩენი აუსტენიტი), მაგრამ ტემპერატურის შემდგომი დაწვევისას ეს აუსტენიტი გარდაქმნას აღარ განიცდის და სწორედ ამიტომ:



ნახ. 161. მარტენსიტული გარდაქმნის კინეტიკური მრუდი.

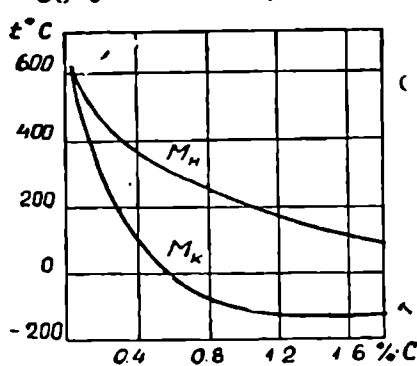
მარტენსიტული გარდაქმნის კინეტიკური მრუდი. მარტენსიტული გარდაქმნის კინეტიკური მრუდი. მარტენსიტული გარდაქმნის კინეტიკური მრუდი.

ეს ტემპერატურა მიღებულია როგორც გარდაქმნის საბოლოო ტემპერატურა M_{Σ} .

ამგვარად, M_{Σ} ტემპერატურამდე გვაქვს გადაცივებული აუსტენიტი, M_{Σ} -ზე იწყება გარდაქმნა და $M_{\Sigma} - M_{\Sigma}$ ტემპერატურათა მონაკვეთში ერთდროულად გვაქვს როგორც აუსტენიტი, ისე მარტენსიტი M_{Σ} ტემპერატურაზე გარდაქმნა მთავრდება, მაგრამ ნარჩენი აუსტენიტის გარკვეული რაოდენობა მაინც გვაქვს.

M_{Σ} ტემპერატურის ქვემოთ გარდაუქმნელი აუსტენიტის არსებობას შემდეგი მოსაზრებებით ხსნიან. ცნობილია, რომ ფოლადის ყველა არსებული სტრუქტურებიდან აუსტენიტი ხასიათდება მინიმალური მოცულობით, მარტენსიტი კი მაქსიმალური მოცულობით. ამგვარად მარტენსიტის წარმოქმნა მიდინარეობს მოცულობის გაზრდით. ცხადია, რომ ახალი ფაზის გაფართოებით წარმოქმნის გამო ძველი ფაზა (ამ შემთხვევაში აუსტენიტი) იკუმშება. რაც უფრო მეტია წარმოქმნილი მარტენსიტის რაოდენობა, მით უფრო მეტად არის შეკუმშული აუსტენიტი და მით უფრო გაძნელებულია მასში შემდგომი მარტენსიტული გარდაქმნა. ბოლოს აუსტენიტის შეკუმშვა რაღაც ზღვრულ სიდიდეს აღწევს და ამის შემდეგ გაფართოებით მიდინარე მარტენსიტული გარდაქმნა შეუძლებელი ხდება. აუსტენიტის გარკვეული რაოდენობა რჩება გარდაუქმნელი, ნარჩენი აუსტენიტის სახით.

დადგენილია, რომ მარტენსიტული გარდაქმნის M_{Σ} და M_{Σ} ტემპერატურები არ არის დამოკიდებული გაცივების სიჩქარეზე. ნებისმიერი სიჩქარით გაცივებისას მარტენსიტული გარდაქმნა იწყება სრულიად გარკვეულ ტემპერატურაზე M_{Σ} და მთავრდება აგრეთვე გარკვეულ ტემპერატურაზე M_{Σ} .



სიჩქარით გაცივებისას მარტენსიტული გარდაქმნა იწყება სრულიად გარკვეულ ტემპერატურაზე M_{Σ} და მთავრდება აგრეთვე გარკვეულ ტემპერატურაზე M_{Σ} .

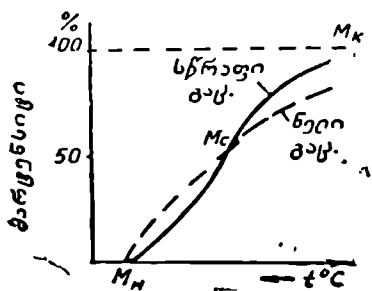
M_{Σ} და M_{Σ} დამოკიდებულია ფოლადში ნახშირბადის რაოდენობაზე (ლეგირებულ ფოლადებში კი მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობაზე). ნახშირბადის გავლენა M_{Σ} და M_{Σ} ტემპერატურებზე წარმოდგენილია დიაგრამაზე (ნახ. 162).

როგორც ვხედავთ, რაც უფრო მეტია ფოლადში ნახშირბადი,

ნახ. 162. M_{Σ} და M_{Σ} წერტილების მდებარეობა ფოლადში ნახშირბადის შემცველობის მიხედვით.

მით უფრო დაბალია M_{Σ} და M_{Σ} ტემპერატურები. ამასთან, ფოლადებში, სადაც ნახშირბადის რაოდენობა დაახლოებით 0,5%-ს აღემატება, M_{Σ} ნული გრადუსის ქვემოთ მდებარეობს.

როგორც ვთქვით, მარტენსიტული გარდაქმნის საწყისი (M_s) და საბოლოო (M_f) ტემპერატურები გაცივების სიჩქარეზე დამოკიდებულია არ არის, მაგრამ შეიზღუდება, რომ თვით მარტენსიტული გარდაქმნის პროცესი გაცივების სიჩქარეზე გარკვეულადაა დამოკიდებული. ამას გვეჩვენებს კინეტიკური მრუდები (ხაზ. 163).



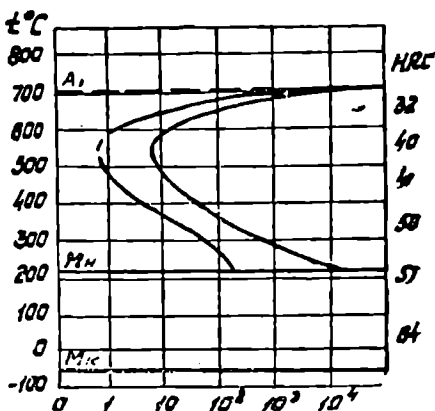
ნახ. 163. მარტენსიტული გარდაქმნის კინეტიკური მრუდები გაცივების სიჩქარისაგან დამოკიდებულებით.

დებს ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობას. M_c ტემპერატურას აუსტენიტის სტაბილიზაციის ტემპერატურა ეწოდება.

§43. აუსტენიტის გარდაქმნა ევტექტოიდურ და არაევტექტოიდურ ფოლადებში

ზემოთ ჩვენ მიერ განხილული იყო აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნის პროცესი, რომელიც მიმდინარეობს $727^{\circ}C$ - M_s ტემპერატურულ ინტერვალში, და აუსტენიტის მარტენსიტული გარდაქმნის პროცესი, რომელიც მიმდინარეობს M_s - M_f ტემპერატურულ ინტერვალში. თუ ახლა ორივე ამ პროცესს შევეერთებთ, მივიღებთ აუსტენიტის გარდაქმნის დიაგრამას, რომელსაც ევტექტოიდური ფოლადისათვის შემდეგი სახე აქვს (ნახ. 164).

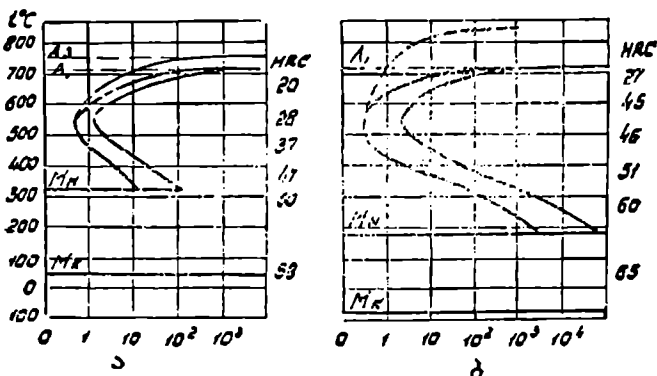
როგორც ვხედავთ, აქ აუსტენიტის გარდაქმნის მრუდების მუხლი, სადაც აუსტენიტის გარდაქმნა მინიმალური საინკუბაციო პერიოდით მიმდინარეობს, დაახლოებით $550^{\circ}C$ -ზეა. მარტენსიტული გარდაქმნის საწყისი ტემპერა-



ნახ. 164. აუსტენიტის გარდაქმნის დიაგრამა ევტექტოიდური ფოლადისათვის.

ტურა M_n დაახლოებით 230° ია, ხოლო საოლოო ტექპერატურა M_x — დაახლოებით -80° ; ათ შორის ერთდროულად გეაქვს როგორც მარტენსიტი, ისე აუსტენიტი.

ქვევებტროიდურ ფოლადში (ნახ. 165, ა), ვიდრე დაიწყებოდეს აუსტენიტის პერლიტური გაოდაქმნა, იწყება ქარბი ფერიტის გამაოყოფა (დიაგრამაზე წყვეტილი ხაზი). აუსტენიტი ამ დროს ძვიდრდება ნახშირბადით ისე, რომ ძისი კონცენტრაცია მიისწრაფვის ევტექტოიდური კონცენტრაციისაკენ და შემდეგ მ მოუღიდან იწყება აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა. მაგრამ, რაც უფრო დაბალია ფაქტიური გარდაქმნის ტემპერატურა, ე. ი. რაც უფრო მეტი გადაცივებით მიდის პროცესი, მით ნაკლებია ქარბი ფერიტის გამოკრისტალების ინტერვალი, ამიტომ მით უფრო განსხვავებული იქნება აუსტენიტის კონცენტრაცია ევტექტოიდულისაგან, როდესაც მასში დაიწყება პეოლი ური ოჯახის სტრუქტურების წარმოქმნა. იმლის, თუ გარდაქმნა მიიღინარეობს ტროსტიტულ ინტერვალში („ესისმაგვარი“ დიაგრამის მუხლთან), ფერიტის წინასწარი გამაოკრისტალება სრულებით აუ ხდება და გამოსავალი ქიმიური შედენილობის აუს უენიტი უშეალოვ განაცდის ევტექტოიდურ გარდაქმნას. ამგვარად წარმოიქმნება ევტექტოიდები, რომლებიც თავისა



ნ. ხ. 165. აუსტენიტის გარდაქმნის დიაგრამა ქვევებტროიდური (ა) და ზევ ექტოიდური (ბ) ფოლადისთვის.

კონცენტრაციით განსხვავდებიან წინასწორული ევტექტოიდისაგან (0,8% C). მათ კვაზიევტექტოიდები ეწოდება (ნახ. 165).

როგორც ზემოაღწერილიდან ჩანს, რაც უფრო დაბალია გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა, მით უფრო მეტად განსხვავდება კვაზი-ევტექტოიდის კონცენტრაცია წინასწორული ევტექტოიდის კონცენტრაციისაგან. ქვევებტროიდურ ფოლადში M_n და M_x ტემპერატურებიც უფრო მაღალია ევტექტოიდურ ფოლადთან შედარებით, რაც საყვებში ეთანადება 162-ე ნაბაზზე წარმოადენილ მოუღება.

ზევებტროიდურ ფოლადში (ნახ. 165, ბ) გარდაქმნა აღწერილის

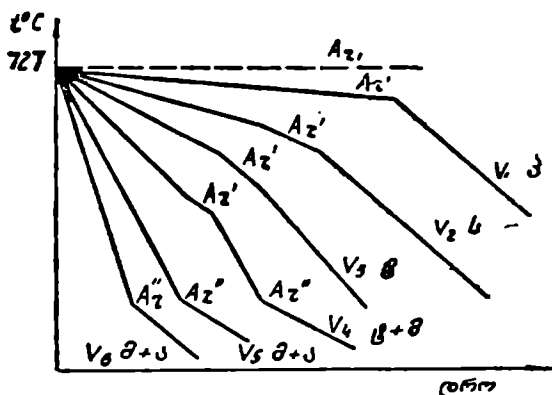
ანალოგიურად წარიმართება, მხოლოდ ქარბი ფაზა აქ არის ცემენტიც. ცემენტის გამოკრისტალლების დროს აუსტენიტი ლარიბდება ნახშირბადით და მისი კონცენტრაცია უახლოვდება ევტექტოიდურს. რაც უფრო დაბალია გარდაცმის ფაქტორი ტემპერატურა, მით ნაკლები რაოდენობით გამოკრისტალდება ქარბი ცემენტიც. ე. ი. აუსტენიტის კონცენტრაცია მით მეტად იქნება განსხვავებული ევტექტოიდური კონცენტრაციისაგან და აქაც წარმოიქმნება კვაზიეიტექტოიდები.

რაც შეეხება M_{II} და M_{I} ტემპერატურებს, ზევეტექტოიდურ ფოლადებში მათი ხდებარება უფრო დაბალია და 1,13% ნახშირბადის შემცველ ფოლადში $M_{II}=180^{\circ}$, $M_{I}=-100^{\circ}$.

§ 44. აუსტენიტის გარდაქმნა განუწყვეტელი გაცივების პირობებში

აუსტენიტის გარდაქმნისას განუწყვეტელი გაცივების პირობებში გადანწყვეტი ფაქტორი ხდება გაცივების სიჩქარე, ამიტომ პროცესი შესწავლება სხვადასხვა სიჩქარით გაცივებით (ნახ. 166). ნახაზზე $V_1 < V_2 < \dots < V_6$.

თუ გაცივება იდის რაღაც V_1 სიჩქარით, რომელიც შედარებით მცირეა, გარდაქმნა იწყება ძალიან მცირე გადაცივებით. გარდაქმნის



ნახ. 166. აუსტენიტის გარდაქმნა განუწყვეტელი გაცივების პირობებში.

ფაქტორ ტემპერატურას წონასწორული A_{r_1} -ისაგან განსასხვავებლად აღნიშნავენ $A_{r'}$ -ით. ასეთი გადაცივებისას გარდაქმნის შედეგად წარმოიქმნება პერლიტი.

თუ გაცივება ხდება უფრო დიდი სიჩქარით V_2 -თი ($V_2 > V_1$), მაშინ აუსტენიტის გარდაქმნის გადაცივების ხარისხი გაიზრდება და ფაქ-

ტიური გარდაქმნის ტემპერატურა Ar' უფრო დაბალი იქნება. შედეგად წარმოიქმნება უფრო წვრილმარცვლოვანი პერლიტი—სორბიტი.

ანალოგიურად, V_3 სიჩქარით გაცივებისას Ar' კიდევ უფრო დაბალია, გარდაქმნის პროდუქტი კიდევ უფრო წვრილმარცვლოვანი და წარმოიქმნება ტროსტიტი (რადგან გაცივება გადიდებულ სიჩქარით ხდება, პერლიტური გარდაქმნა იმდინარეობს არა მუდმივ ტემპერატურაზე, არამედ გარკვეულ ტემპერატურულ ინტერვალში, რაც გაცივების მრუდებზე გამოიხატება დახრილი ბაქნებით, მაგრამ ჩვენ მანის ბთელ ამ ინტერვალს პირობით როგორც ერთ ტემპერატურას— Ar' -ს აღვიხიშნავთ).

თუ გაცივების სიჩქარე რაღაც V_4 სიდიდეს აღწევს, Ar' გარდაქმნა იწყება, წარმოიქმნება ტროსტიტის გარკვეული რაოდენობა, მაგრამ ვერ ასწრებს დამთავრებას და გადაცივებული აუსტენიტის ნაწილი განაგრძობს გაცივებას. შემდეგ, უფრო დაბალ ტემპერატურაზე, ეს აუსტენიტი გადადის მარტენსიტში. ამ გარდაქმნის ტემპერატურას პირობით Ar'' -ით აღვინიშნავთ.

ამრიგად, V_4 სიჩქარით გაცივების შედეგად მიიღება სტრუქტურა ტროსტიტი+მარტენსიტი.

V_5 სიჩქარით გაცივებისას Ar' პერლიტური გარდაქმნა მთლიანად წყდება და გადაცივებული აუსტენიტი შენარჩუნებულია მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურამდე (Ar''), სადაც იწყება მარტენსიტული გარდაქმნა.

იგივე ხდება ნებისმიერ V_5 -ზე მაღალი სიჩქარით გაცივებისას.

ამრიგად, V_5 და მეტი სიჩქარით გაცივებისას ფოლადში აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა აღარ მიმდინარეობს და Ar'' (M_n) ტემპერატურის ზიღწევიას უმულოდ იწყება მარტენსიტული გარდაქმნა. ამასთანავე ვამჩნევთ, რომ Ar'' გარდაქმნის ტემპერატურა გაცივების სიჩქარეზე დაჰოკიდებული აღარ არის.

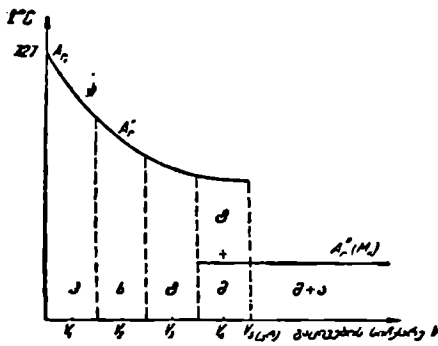
გაცივების სიჩქარეს, რომლის დროსაც ფოლადში მიმდინარეობს მხოლოდ მარტენსიტული გარდაქმნა, ეწოდება წრთობის კრიტიკული სიჩქარე. ამ შემხვევაში წრთობის კრიტიკული სიჩქარე არის V_5 . აღწერილიდან ჩანს, რომ განუწყვეტელი გაცივების პირობებში არ არსებობს ისეთი სიჩქარე, რომელიც მოგვემდგა ბენიტურ სტრუქტურას.

გარჩეული დიაგრამის საფუძველზე ევტექნოიდური ფოლადისათვის შეიძლება ავაგოთ სხვა სახის სქემატური დიაგრამაც (ნახ. 167). ეს დიაგრამა ამყარებს დამოკიდებულებას გაცივების სიჩქარესა და გარდაქმნის ტემპერატურას შორის და აკავშირებს თათ გარდაქმნის პროდუქტებთან.

როგორც ვხედავთ, თუ გაცივება ხდება რაღაც V_1 სიჩქარეებით, აუსტენიტის პერლიტად გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა Ar' ნიორედ იწყებს დაბლა წონასწორულ Ar_1 -თან შედარებით და შედეგად მიიღება პერლიტი.

რაც უფრო დიდია გაცივების სიჩქარეები ($V_1 < V_2 < \dots < V_n$), შით უფრო დაბალია გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურები A_r , ე. ი. შით უფრო დიდი გადაცივებით მიღის გაოდაემნის პროცესი და მით უფრო წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურები წარმოიქმნება — სორბიტი, ტროსტიტი.

V_4 სიჩქარეებით გაცივებისას გარდაქმნა ზედა ტემპერატურულ ინტერვალში (A_r') ვერ მთავრდება და კიდევ ნეტად გადაკივებული აუს-



ნახ. 167. გაცივების სიჩქარის გარეგნა აუსტენიტის გარდაქმნის კინეტიკული წერტილების მდებარეობაზე.

ტენიტი განიცდის მარტენსიტულ გარდაქმნას. სტრუქტურა ერთდროულად შეიცავს ტროსტიტს და მარტენსიტს.

დაბოლოს, თუ გაცივების სიჩქარე არის V_5 და მეტო, აუსტენიტის დიფუზიური გარდაქმნა ზედა ტემპერატურულ ინტერვალში აღარ მიმდინარეობს და A_r'' (M_{II}) ტემპერატურაზე იწყება მარტენსიტული გარდაქმნა, ე. ი. გვაქვს ბ. ა. ც. ც. ს. რ. ტ. და აუსტენიტი. V_5 არის წრთობის კრიტიკული სიჩქარე.

აქაც კარგად ჩანს, რომ A_r'' (M_{II}) გაცივების სიჩქარეზე დამოკიდებული არ არის (ხაზი პირიზონ ტალურია).

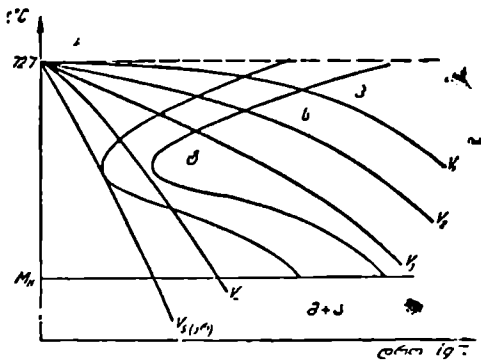
საბოლოოდ შეიძლება ვთქვათ, რომ განუწყვეტელი გაცივების პირობებში გარდაქმნის პროცესს განაპირობებს გაცივების სიჩქარე, მაგრამ რეი ზოქმედებს არა უშუალოდ, არამედ გადაცივების ხარისხზე ზეგაულებით.

მართლაც, გაცივების სიჩქარის ზრდასთან ერთად არსებითად იცვლება (იზრდება) გადაცივების ხარისხი, ე. ი. დაბლა იწევს გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა A_r' და სხვა ყველაფერი აქედან გამომდინარეობს. ამრიგად, გარდაქმნის ფაქტიური ტემპერატურა (და არა გაცივების სიჩქარე) განაგებს თერმული დანუშავეების პროცესს და განაპირობებს გარდაქმნის ამა თუ იმ პროდუქტის მიღებას.

თუ გაცივების სიჩქარეების ზრდებს წვეუთავსებთ აუსტენიტის იზოთერული გარდაქმნის დიაგრამას, სივლივებთ შენდევ სურათს (ნახ. 168).

როგორც ვხედავთ V_1 სიჩქარის არული „ვისსმაგვარ“ მზუღებს კვლის პერლიტურ არენი, ე. ი. სიიღება პერლიტი. V_2 სიჩქარით გაცივებისას მიიღება სორბიტი, V_3 სიჩქარით — ტროსტიტი. V_4 სიჩქარით გაცივებისას იწყება ტროსტიტული გარდაქმნა, მაგრამ არ მთავრდება.

დარწინილი აუსტენიტი გადადის შემდეგ მარტენსიტში და $V_{\text{მკ}}$ სიჩქარით გაცივების მრუდი „ეს-სმაგვარ“ მრუდებს სრულებით არ კვეთს, ანუ აუსტენიტის იზოთერმული დიფუზიური გარდაქმნა არ ხდება, გადაცევილი აუსტენიტი შენარჩუნებულია M_s ტემპერატურაში და აქ იწყება უშუალოდ მარტენსიტული გარდაქმნა.



ამრიგად, შეიძლება ვთქვათ, რომ გრაფიკულად გაცივების კრიტიკული სიჩქარე „ესისმაგვარი“ დიაგრამის პირველი ბრუნის ნებისა (არსად არ კვეთს მას).

ნახ. 168. აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის დიაგრამა განუწყვეტელი გაცივების სიჩქარეებით.

აქაც ჩანს, რომ ბენიტური გარდაქმნა განუწყვეტელი გაცივების პირობებში არ მიმდინარეობს და ბენიტის მიღება შესაძლებელია სხოლოდ იზოთერმული წართობით (იხ. ქვემოთ).

§ 45. წართობის სტრუქტურები და მათი თვისებები

წართობის შედეგად. იზისდა მრხედვით. თუ როგორი რეჟიმით მოხდა გაცივება, მიიღება სხვადასხვა სტრუქტურა, რომელთაც წართობის სტრუქტურები ეწოდება. განვიხილოთ ისინი ცალ-ცალკე.

1. სორბიტი — ფერიტისა და ცემენტის მიკრომექანიკური ნარევი. პე-ლიტთან შედარებით უფრო წვრილმარცვლოვანია (ნახ. 169, ა), ახასიათებს მკვეთრად გამოხატული ფერფიტოვანი აგებულება. სისალეა 300HH (პერლიტის სისალეა 18CHB); პერლიტზე უფრო ბუიფეა.

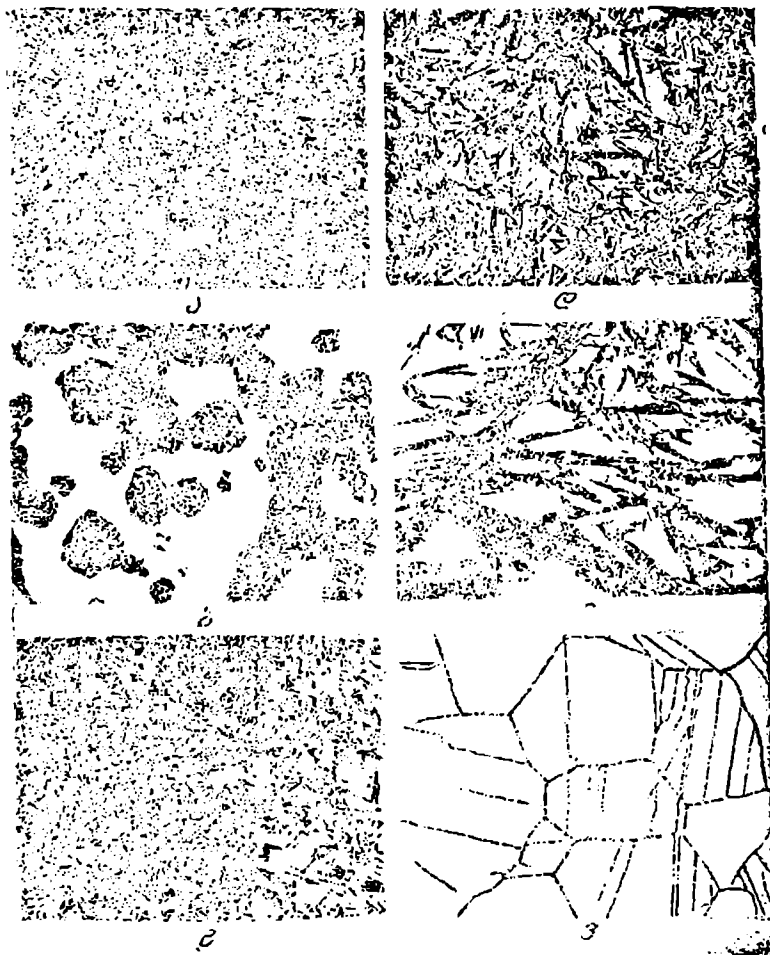
2. ტროსტიტი — ფერიტისა და ცემენტის მიკრომექანიკური ნარევი. სორბიტთან შედარებით კიდევ უფრო წვრილმარცვლოვანია, იმდენად, რომ ჩვეულებრივ მიკროსკოპში ცალკე ფერიტისა და ცემენტის ზარჩივა შეუძლებელია. მაგრამ ელექტრონულ მიკროსკოპში კარგად ჩანს, რომ ტროსტიტიც წარმოადგენს ფერიტისა და ცემენტის მიკრომექანიკურ ნარევს და ფერფიტოვანი აგებულება აქვს. ხშირად ტროსტიტული კოლონიები (სფეროიდები) განლაგებულია მარტენსიტის არეში (ნახ. 169, ბ).

ტროსტიტის სისალე სორბიტზე მეტია—400HB, მაგრამ სიძვიფეც მეტია.

3. ნემისებრი ტროსტიტი — ბენიტი აგრეთვე ფერიტისა და ცემენტის მიკრომექანიკური ნარევი, სხოლოდ ნემისებრი აგებულებისა.

(ნახ. 167, გ); ხასიათდება ტროსტიტზე მაღალი სისალით—500HB და მეტი სიმყიფით.

4. მარტენსიტი—ნახშირბადის გადაჯერებული შეარი ხსნარი & რკინაში. გისოსის დამახინჯების გაიო ხასიათდება ძალიან მაღალი სისა-



ნახ. 169. წითობია სტრუქტურება: ა—სობიტი; ბ—ტროსტიტის სფეროიდეზი (შავი)+მარტენსიტი; გ—ნაშისეგრი ტროსტიტი (ღვინიტი); დ—მარტენსიტი; ე—მარტენსიტი, X 1000; ვ—აუსტენიტი.

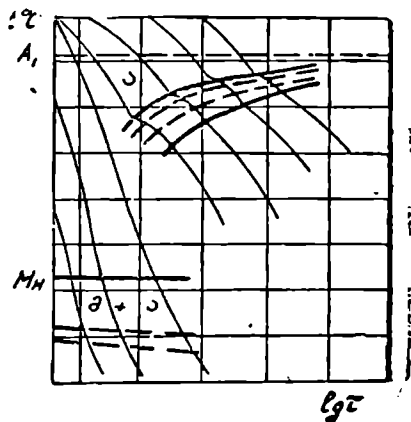
ლით—600HB-ზე მეტი, მაგრამ ამავე დროს უმნიშვნელოდ მცირე სიბლანტე აქვს. სტრუქტურა მკვეთრად ნემ ისებრი ხასიათს ატარებს (ნახ. 169 დ და ე) რაც უფრო წვლილია ნემსები, შით უფრო კარგი თვისებები

აქვს მარტენსიტს. საუკეთესო თვისებების მატარებელია ე. წ. უსტრუქტურო მარტენსიტი.

5. აუსტენიტი—ნახშირბადის ნორმალური მყარი ხსნარი γ რკინაში; ჩვეულებრივად ფოლადის მაღალტემპერატურული სტრუქტურაა, მაგრამ წრთობის შემდეგ შეიძლება მივიღოთ ოთახის ტემპერატურაზე, თუ აღებული ფოლადის M_n ოთახს ტემპერატურაზე დაბლა მდებარეობს (ლეგირებულ ფოლადებში). აუსტენიტის სტრუქტურა პოლიედრულია (ნახ. 169, ვ). თვისებებში განსაკუთრებით ღირსპესანიშნავია მისი არამაგნიტურობა და პლასტიკურობა. სისალე და სიმტკიცე მაღალი არა აქვს.

ამრიგად, წრთობის პროდუქტები როგორც აგებულებით, ისე თვისებებით განსხვავდებიან წელი გაცივებით მიღებული პერლიტური სტრუქტურისაგან. თუ არ მივიღებთ მხედველობაში აუსტენიტურ სტრუქტურას, ყველა დანარჩენი—როგორც პერლიტური ოჯახის სტრუქტურები, ისე მარტენსიტი—ხასიათდება გადიდებული სისალითა და სიმტკიცის მაჩვენებლებით და შემცირებული სიბლანტათა და პლასტიკურობით. მაქსიმალური სისალე აქვს მარტენსიტს, მაგრამ მასვე ახასიათებს მინიმალური სიბლანტე და პლასტიკურობა.

აღსანიშნავია ისიც, რომ რაც მეტია ფოლადში ნახშირბადი, მით მეტად ძედავდნება წრთობით მიღებული სტრუქტურების უპირატესობა—მეტია სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები, მაგრამ მეტია სიძვიფეც. მაღალ ნახშირბადიანი ფოლადი წრთობის შემდეგ იზდნად მყიფეა, რომ ეს გაიღენას აბდენს სიმტკიცეზე და დაახლოებით 1,1% ნახშირბადის შემცველ ფოლადში სიმტკიცე რაზდნად მე ეცემა (ხდება გარკვეული გადახრა კურნაკოვის კანონიდან, § 23).



როგორც ზემოთ ვთქვით, აუსტენიტის გარდაქმნის პროცესის შესწავლა შეიძლება როგორც იზოთერმულ პირობებში, ისე გარუწყვეტელ კინეზურ (ანისოთერმული) დიფერენციალურ გაცივების პირობებში. პიროველ შემთხვევაში გადამწყვეტი ფაქტორი იზოთერმული დაყოვნების ტემპერატურაა, მეორე შემთხვევაში კი გაცივების სიჩქარე.

აუსტენიტის გარდაქმნის იზოთერმული შესწავლა გამოირიცხავს რატემპერატურის ცვალებადობას, აადვილებს პროცესზე დავირეებას და ღრმა ცოდნას გვაძლევს პროცესის მექანიზმსა და კინეტიკაზე, მაგრამ

პრაქტიკულად წრთობის პროცესი უმრავლეს შემთხვევაში მიმდინარეობს განუწყვეტელი გაცივების პირობებში. განუწყვეტელი გაცივების სიჩქარის ბრუნდების მექანიკური გადატანა აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამაზე, როგორც ჩვენ ამას ვაკეთებდით ზემოთ, მთლად ზწორი არ არის და გარდაქმნის ფაქტიურ სურათს რამდენადმე ამაზინჯებს.

აღნიშნულის გამო, ბოლო ხანებში შემოღებულია აუსტენიტის გარდაქმნის თერმოდინამიკური (ანიზოთერმული) დიაგრამების აგება (ნახ. 170) ამ შემთხვევაში პროცესი შეისწავლება სხვადასხვა სიჩქარით განუწყვეტელი გაცივების პირობებში. გაცივების მრუდებზე მიღებულ ერთ-სახელა წერტილების (გარდაქმნის საწყისი და საბოლოო ტემპერატურები) შეერთებით მიიღება აუსტენიტის პერლიტური (პერლიტი, სორბიტი, ტროსტიტი) დაშლის ზონა და მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურული ინტერვალი (აუსტენიტის ბინიტური გარდაქმნის მრუდები დიაგრამაზე არ ჩანს რადგან, როგორც ვიცით, განუწყვეტელი გაცივების პირობებში ნახშირბადიან ფოლადში ბინიტი არ მიიღება).

აუსტენიტის გარდაქმნის პროცესებზე დაკვირვება და მისი შედეგების ზესწავლა სხვადასხვა საშუალებით ხორციელდება. კვლევის უპირველესი და ყველაზე გავრცელებული მეთოდებია თერმული და მიკროსტრუქტურული ანალიზი და სისალის მეთოდი. ფართოდ არის აგრეთვე გავრცელებული მაგნიტური მეთოდი.

თერმული ანალიზი დამყარებულია იმაზე, რომ ყოველ გარდაქმნა წრთობის დროს დაკავშირებულია ფაქტურ გადაკრისტალებასთან ე. ი. თბურ ეფექტთან. მიკროსტრუქტურული კალიბრა გვაძლევს საკმაოდ კარგ შედეგს, რადგან აუსტენიტის გარდაქმნის პროდუქტებს სხვადასხვა აგებულება აქვს. მაგრამ ეს შედეგი ყოველთვის სავსებით სარწმუნო არ არის და მას დაეახმარება სისალის მეთოდს. აუსტენიტის გარდაქმნის პროდუქტები ერთმანეთისაგან სისალითაც განსხვავდება.

სისალე და მიკროსტრუქტურა ერთად წრთობის შედეგის სარწმუნო სურათს იძლევა.

კვლევის მაგნიტური ხერხი დამყარებულია იმაზე, რომ აუსტენიტი სრულიად უმაგნიტოა, მისი გარდაქმნის პროდუქტები კი მაგნიტური.

მეტნიერებისა და, კერძოდ, ლაზორატორიული ტექნიკის განვითარებასთან ერთად მუშავდება კვლევის სულ ახალი ხერხები, რამელთა საფუძველზე სულ მეტ ცოდნას ვიღებთ აუსტენიტის გარდაქმნის ბუნებაზე.

§ 46. გარდაქმნები მოშვების დროს

ზემოთ აღნიშნული იყო, რომ T_0 ტემპერატურა არის აუსტენიტ-მარტენსიტული გარდაქმნის ნეკრასე აბილური წონასწორობის ტემპერატურა. T_0 -ის ქვემოთ, გარკვეული, საკმაოდ დიდი გადაცივების შემდეგ

აუსტენიტი განიცდის მარტენსიტულ გარდაქმნას, რომელიც უდიფუზიოდ იმდინარეობს.

პირიქით, T_0 ტემპერატურის ზემოთ გახურებამ უნდა გამოიწვიოს მარტენსიტის აუსტენიტური გარდაქმნა (აგრეთვე უდიფუზიოდ), მაგრამ მარტენსიტი ავითონ შეტასტაბილური სტრუქტურა და გახურების პროცესში T_0 -ზე გაცილებით უფრო დაბალ ტემპერატურებზე, როგორც კი შესაძლებელი გახდება ნახშირბადის დიფუზია, იწყება მარტენსიტის დიფუზიური დაშლა; ამიტომ გახურების პროცესში მარტენსიტი განიცდის არა აუსტენიტურ გარდაქმნას, არამედ იშლება ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკური ნარევის წარმოქმნით. ამ პროცესს მოშვება ეწოდება. ამრიგად, ქოკების პროცესში გამოსვალ სტრუქტურას წარმოადგენს მარტენაიტა და აუსტენიტი (რომელიც ამა თუ იმ რაოდენობით ყოველთვის იმყოფება ნაწილობრივ ფოლადში). ხოლო გარდაქმნის პროდუქტებს კი ფერიტისა და ცემენტიტის მიკრომექანიკური ნარევი მოშვების პროცესი ძალიან რთული პროცესია და მის დროს მიმდინარე გარდაქმნებს ოთხ ჯგუფად ყოფენ.

პირველი გარდაქმნა მოხდება დროს მდგომარეობს შემდეგში. დაახლოებით $80-100^{\circ}$ -მდე ნაწილობრივ ფოლადში რაიმე შესაძენევი ცვლილებები არ ხდება. 100° -დან ნაწილობრივ ფოლადის მარტენსიტში იწყება გარკვეული გარდაქმნები — ნახშირბადი გამოიყოფა აკრისტალური გისოსიდან და წარმოიქმნება რკინის კარბიდის დამოუკიდებელი ნაწილაკები, მაგრამ მარტენსიტი ჯერ კიდევ მიიშენელოვანი რაოდენობით შეიცავს ნახშირბადს და კარბიდიც გარდამავალი მდგენილობისაა (Fe_3C). ამასთანავე, კარბიდის ნაწილაკები ძალიან მცირე ზომისაა და თავის წარმომშობი ფაზიდან — მარტენსიტიდან მოწვევტილი არ არის, კოაგერენტულია მასთან (აქვს საერთო კრისტალოგრაფიული სიბრტყე).

აღნიშნული ცვლილებების გამო მარტენსიტის ტეტრაგონობა მცირდება და შეფარდება $\frac{c}{a}$ უახლოვდება ერთს. ეს პროცესი გრძელდება $170-200^{\circ}$ მდე.

ასეთი გარდაქმნის შედეგად მიღებულ მარტენსიტს, რომლის ტეტრაგონობა უახლოვდება ერთს, ეწოდება მოშვებული ანუ კუბური მარტენსიტი. მოშვებული მარტენსიტი მიკროსტრუქტურაში განსხვავდება წითობის მარტენსიტისაგან. იგი ყოველთვის შექტი ფერისაა, წილობრივ მარტენსიტი კი ღია ნაცრისფერია.

ამრიგად, პირველი გარდაქმნა მოხდება დროს მიმდინარეობს დაახლოებით $100-200^{\circ}$ -ის ფარგლებში და შედეგად წარმოიქმნება მოშვებული ანუ კუბური მარტენსიტი.

სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები თითქმის უცვლელია; ძაბვები ხსნება; პლასტიკურობა და სიბლანტე ოდნავ იზრდება.

შეორე გარდაქმნა მოშვების დროს იწყება 200°-დან და მიმდინარეობს ნარჩენ აუსტენიტში, რომელიც მანამდე დიდი გადაცივების გამო შენარჩუნებული იყო, მაგრამ ხასიათდებოდა არამდგრადობით. ახლა, გახურებასთან დაკავშირებით, აუსტენიტი იწყებს გარდაქმნას. შედარებით დაბალი ტემპერატურის გამო ეს გარდაქმნა ძალიან ძნელად მიმდინარეობს, წარმოიქმნება ნახშირბადით გადაჯერებული აკრისტალური გისოსი და გარდამავალი შედგენილობის კარბიდი Fe_3C . საუბრება, რომ ამ დროს წარმოიქმნება მოშვების მარტენსიტის მსგავსი პროდუქტი. შეორე გარდაქმნა გრძელდება დაახლოებით 300°-მდე. სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები იწყებს შემცირებას. პლასტიკურობა და სიბლანტე მატულობს.

მესამე გარდაქმნა მოშვების დროს იწყება 300°-დან და გრძელდება დაახლოებით 400°-მდე. ამ პერიოდში ადრე წარმოიქმნილი კარბიდი იღებს თავის საბოლოო სახეს Fe_3C და წყდება მარტენსიტის გისოსს. შედეგად მიიღება მკვეთრად გამოხატული ფერიტისა და ცემენტიტის დისპერსიული მიკრონიქანიკური ნარევი. სისალე და სიმტკიცე ეცემა, პლასტიკურობა და სიბლანტე იზრდება.

მეოთხე გარდაქმნა მოშვების დროს იწყება 400°-დან და გრძელდება 727°-მდე. იგი მდგომარეობს ფერიტისა და რემენტიტის მარცვლების კოაგულაციაში და თანმიმდევრობით მიიღება ტროსტიტის, შემდეგ სორბიტისა და, ბოლოს, პერიტის სტრუქტურა ფერიტისა და ცემენტიტის ფირფიტები კოაგულაციის დროს მომრგვალებასაც განიცდიან და წითლობით მიღებული ფირფიტოვანი მიკრონიქანიკური ნარევისაგან განსხვავებით მიიღებენ მარცვლოვან მიკრონიქანიკურ ნარევეს, რომლებიც თვისებათა უფრო ხელსაყრელი მებახებით ხასიათდება: თითქმის იგივე სისალესთან უკეთესი სიბლანტე აქვს. თვისებები მკვეთრად იცვლება: სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები ეცემა, პლასტიკურობა და სიბლანტე იზრდება. 727°-ზე წითლობის ფენქტი მთლიანად ისპობა.

ამრიგად მოშვების პროცესში ყოველ აღებულ ტემპერატურაზე სრულიად გარკვეულად იცვლება სტრუქტურა და აქედან გამომდინარე თვისებებიც. ეს საშუალებას გვაძლევს მოქვების დროს მიღებული თვისებები სასურველ ფარგლებში ვარეგულიროთ.

§ 47. თერმული დამუშავების სახეების კლასიფიკაცია

და აავშირი მდგომარეობის წინაგარამებთან

თერმული დამუშავების პროცესში თერმული ზეგავლენით იცვლება ფოლადის სტრუქტურა, რასაც თან სდევს თვისებების შეცვლა. სტრუქტურის შეცვლა მჭიდროდ არის დაკავშირებული ფაზურ გარდაქმნებთან,

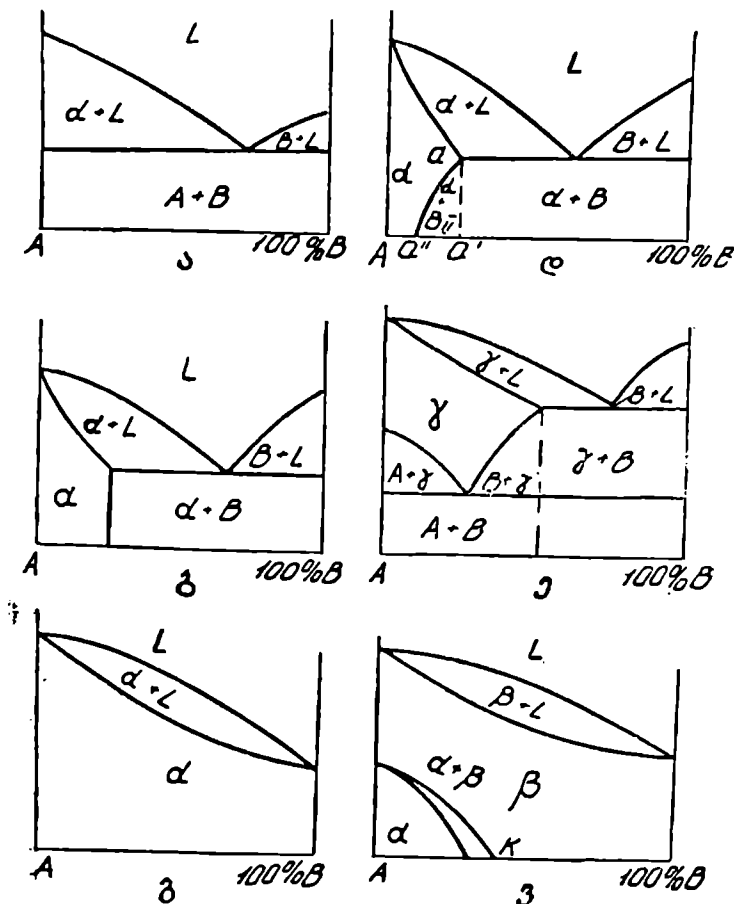
ე. ი. მდგომარეობის დიაგრამებთან. თუ შენადნობებს ახასიათებს პირველი ტიპის მდგომარეობის დიაგრამა (ნახ. 171, ა), ასეთ შენადნობებში სოლიდუსის ხაზს ქვემოთ გაცივება-გახურების პროცესში რაღაც სტრუქტურული (ფაზური) გარდაქმნები არ მიმდინარეობს. ამიტომ აქ თერმული დამუშავების საშუალებით სტრუქტურის ცვლა უმეტეს შემთხვევაში გამოირიცხებოდა. გამონაკლისს წარმოადგენს შემთხვევები, როდესაც წინა ტექნოლოგიური პროცესების შედეგად შენადნობი მოყვანილია არაწონასწორულ მდგომარეობაში, მაგალითად, წნევით დამუშავების დროს მიღებულ აქვს ციკლედა, ანდა გააჩნია ნარჩენი თერმული ძაბვები. ორივე შემთხვევაში შენადნობი არაწონასწორულ მდგომარეობაშია და, როგორც ყველა არაწონასწორული სისტემა, მიისწრაფვის გაწონასწორებისაკენ. ოთახის ტემპერატურაზე ნაწილაკთა გადაადგილების შესაძლებლობა იმდენად უმნიშვნელოა, რომ არაწონასწორული მდგომარეობა შენარჩუნებული იქნება ნებისმიერად ხანგრძლივი დროის განმავლობაში. არაწონასწორულ მდგომარეობაში მყოფ ლითონს თუ გავხურებთ, აუცილებლად წარიმართება ისეთი გარდაქმნები, რომლებიც მიიყვანს მას წონასწორულ მდგომარეობაში. ამგვარად, ასეთი სახის თერმული დამუშავება მდგომარეობის დიაგრამასთან დაკავშირებული არ არის და მას ნებისმიერი ტიპის შენადნობები ექვემდებარება.

შენადნობებში, რომელთაც ახასიათებს III ტიპის დიაგრამა ნახ. 171 ბ-ზე ნოცემული სახით, ფაზურ გარდაქმნებთან დაკავშირებული თერმული დამუშავება აგრეთვე ვერ ხორციელდება; რაც შეეხება ზემოთ აღწერილ შემთხვევებს, ისინი აქაც მართებულია, ე. ი. თუ შენადნობი წინა ტექნოლოგიური პროცესის დროს მოყვანილია არაწონასწორულ მდგომარეობაში—ციკლედა, დენდრიტული ლიკვაცია, შიგა ძაბვები—ტემპერატურის აწევით იგი შეიძლება გადავიყვანოთ წონასწორულ მდგომარეობაში.

ასეთი ტიპის შენადნობებში (ამ შემთხვევაში *A* ლითონის ფუძეზე) შესაძლებელია აგრეთვე სხვა სახის დამუშავებაც. კერძოდ, მოყვანილ შემთხვევაში *B* ლითონი იხსნება *A* ლითონში, ე. ი. შესაძლებელია მოვხდინოთ *A* ლითონის ზედაპირის დიფუზიური გამდიდრება *B* ლითონით. ანალოგიური მდგომარეობაა, თუ გვაქვს დიაგრამა ნახ. 171, გ-ზე მოცემული სახით. შესაძლებელია მხოლოდ ციკლედის, დენდრიტული ლიკვაციის ან ძაბვების მოხსნა და ერთი ლითონის მეორეთი დიფუზიური დამუშავება.

თუ შენადნობებს ახასიათებს III ტიპის დიაგრამა (ნახ. 171, დ), სადაც *B* ლითონის *A* ლითონში ხსნადობის ზღვარი ტემპერატურის შემცირებასთან ერთად მცირდება (დიაგრამაზე *ad''* ხაზი), მაშინ *a'—a''* კონცენტრაციის შენადნობებში სოლიდუსის ხაზს ქვემოთ ადგილი აქვს მეორად გარდაქმნას, ე. ი. გახურება-გაცივების დროს ადგილი აქვს გა-

დაკრის ჯალეზას. კერძოდ, გაზურების შედეგად aa'' ხაზს ზემოთ მიიღება B ლითონის A ლითონში ერთგვაროვანი მყარი ხსნარი. ნელი გაკვივების დროს იგივე aa'' ხაზზე ეს მყარი ხსნარი განიკდის დაშლას და ოთახის ტემპერატურაზე მივიღებთ წონასწორულ სტრუქტურას $\alpha + \beta_{II}$, ანუ



ნახ. 171. სხვადასხვა ტიპის მდგომარეობის დიაგრამები

ხაზზე α მყარი ხსნარის ნაწილობრივი დაშლა. თუ გაკვივებას გადიდებული სიჩქარით სოვხდენთ, ზეორადი ფაზის გამოკრისტალეზა ვერ მოესწრება და ოთახის ტემპერატურაზე ფიქსირებული იქნება მაღალი ტემპერატურისათვის დამახასიათებელი მყარი ხსნარი (ცხადია, რომ ეს მყარი ხსნარი ოთახის ტემპერატურაზე არამდგრადია და დაძაბულ მდგომარეობაში

შარობაშია). ამრიგად, მივიღეთ წონასწორული მდგომარეობისაგან განსხვავებული სტრუქტურა და აქედან გაიომდინარე სრულიად განსხვავებული თვისებები. სრულიად ანალოგიურ მდგომარეობას აქვს ადგილი, თუ მეორადი გარდაქმნების შედეგად მყარი ხსნარი სრულ დაშლას განიცდის (ნახ. 171, ე). აქაც ვახსენებთ 'მედეგად მივიღებთ ერთგვაროვან α მყარ ხსნარს. ნელი ვაკივების დროს ეს α მყარი ხსნარი განიცდის სრულ დაშლას ორი ახალი ფაზის წარმოქმნით ($A + B$), მაგრამ თუ ვაკივება გარკვეული სიჩქარით მიმდინარეობს, მყარი ხსნარის დაშლა სრულიად არ მოხდება, ან მოხდება ნაწილობრივ და მივიღებთ ძალიან ტემპერატურისათვის დამახასიათებელ სტრუქტურას ან რაიმე გარდამავალ სტრუქტურებს, როსლეზიც, რასაკვირველია, ოთახის ტემპერატურაზე არამდგრადია. ნებისმიერ შემთხვევაში მიღებული სტრუქტურები განსხვავდება წონასწორული სტრუქტურისაგან ($A + B$) და შენადნობი შეიძენს ახალ თვისებებს.

ანალოგიური მდგომარეობა აგრეთვე შენადნობებში — მყარ ხსნარებში, რომლებიც განიცდიან ალოტროპულ გარდაქმნებს (ნახ. 171, ვ, K წერტილის მარცხნივ).

ნახ. 171 ე და ვ შემთხვევაში შესაძლებელია აგრეთვე დიფუზიური დამუშავება.

საბოლოოდ ზოგადად შეიძლება ითქვას, რომ თერმული დამუშავება მდგომარეობს არამდგრადი სტრუქტურის მდგრად სტრუქტურად გადაყვანაში ან პირიქით, მდგრადი სტრუქტურის არამდგრად სტრუქტურად გადაყვანაში.

ნებისმიერ შემთხვევაში იცვლება სტრუქტურა და, აქედან გამომდინარე, იცვლება თვისებებაც.

ა. ბოჩვარის წინადადებით უნდა გავაუჩიოო ხუთი გვარის თერმული დამუშავება.

პირველი გვარის თერმული დამუშავება. წინა დამუშავებამ ლითონი მიიყვანა არაწონასწორულ მდგომარეობაში — ციკლდვა, დენდრიტული ლიკვაკია, შიგა ძაბვები. ასეთი არაწონასწორული მდგომარეობა ოთახის ტემპერატურაზე შენარჩუნებულია ნებისმიერად ხანგრძლივი დროის განმავლობაში, რადგან ლითონის ნაწილაკების თბურ მოძრაობა მნიშვნელოვნად შეზღუდულია და ყოველგვარი გარდაქმნა გაძნელებულია. ლითონის გახურებასთან ერთად თუი მოძრაობა იზრდება და იწყება არაწონასწორული მდგომარეობიდან წონასწორულ, მდგრად მდგომარეობაში გადასვლა.

თერმულ დამუშავებას, რომლის დროსაც არამდგრად მდგომარეობაში მყოფი ლითონი გახურების შედეგად გადადის შედარებით უფრო მდგრად მდგომარეობაში, ეწოდება მოწვა ან პირველი გვარის მოწვა.

პირველი გვარის მოწვისათვის დამახასიათებელია გახურება გარკვეულ ტემპერატურამდე და ნელი გაცივება.

მეორე გვარის თერმული დამუშავება - თუ გახურების დროს შენადნობში ადგილი აქვს ფაზურ გარდაქმნას (ეს არის ალოტროპიული გარდაქმნები შენადნობებში, ანდა წყარი ხსნარების ნაწილობრივი ან სრული დაშლა), მაშინ გახურების დროს, რაღაც გარკვეულ ტემპერატურაზე; შენადნობში მიმდინარეობს ფაზური გადაკრისტალება. გაცივების დროს შენადნობში უნდა მოხდეს შექცეული გარდაქმნა, მაგრამ იგი დამოკიდებულია გაცივების სიჩქარეზე. ძალიან ნელი გაცივებისას ეს გარდაქმნა მიიღინარეობს ნაქსიმალური ინტენსივობით და შენადნობი გადადის წონასწორულ მდგომარეობაში.

ასეთ გარდაქმნას აგრეთვე ეწოდება მოწვა, მაგრამ პირველი გვარის მოწვისაგან განსხვავებით მას უწოდებენ მეორე გვარის მოწვას ან ფაზურ გადაკრისტალებას.

თერმულ დამუშავებას, რომლის დროსაც გახურების პროცესში ლითონი განიცდის ფაზურ გადაკრისტალებას და გაცივების დროს საწინააღმდეგო ფაზური გადაკრისტალებით იგი გადადის წონასწორულ მდგომარეობაში, ეწოდება მეორე გვარის მოწვა ან ფაზური გადაკრისტალება.

მეორე გვარის მოწვისათვის დამახასიათებელია გახურება ფაზური გადაკრისტალების ტემპერატურაზე მაღლა და გაცივება მინიმალური სიჩქარით, რომელიც უზრუნველყოფს შენადნობის წონასწორულ მდგომარეობას. ჩვეულებრივად ასეთ დამუშავებასაც უწოდებენ მოწვას, ე. ი. პირველი და მეორე გვარის მოწვა პრაქტიკულად გაერთიანებულია ერთი ტერმინით.

მესამე გვარის თერმული დამუშავება. თუ შენადნობში გახურების დროს ადგილი აქვს ფაზურ გარდაქმნებს, გაცივების დროს მიმდინარეობს შექცევადი ფაზური გადაკრისტალება, რომელიც მინიმუმენადაა დამოკიდებული გაცივების სიჩქარეზე.

შეიძლება წარმოვიდგინოთ გაცივების ისეთი სიჩქარე, რომლის დროსაც გარდაქმნა მთლიანად იქნება აცილებული და ოთახის ტემპერატურაზე შენარჩუნებული იქნება მაღალი ტემპერატურისათვის დამახასიათებელი სტრუქტურა. ცხადია, რომ ეს სტრუქტურა არამდგრადია.

თერმული დამუშავების ასეთ სახეს ეწოდება ჰემმარტი წრთობა.

თერმულ დამუშავებას, რომლის დროსაც გახურების პროცესში ლითონი განიცდის ფაზურ გადაკრისტალებას, ხოლო გაცივების პროცესში საწინააღმდეგო გადაკრისტალება აცილებულია და ოთახის ტემპერატურაზე შენადნობში შენარჩუნებულია მაღალი ტემპერატურისათვის დამახასიათებელი სტრუქტურა.

რატურებისათვის დამახასიათებელი სტრუქტურა, ქეშ-
მარტი წრთობა ეწოდება.

უფრო ხშირად ადგილი აქვს შემთხვევებს, როდესაც მაღალი ტემ-
პერატურისათვის დამახასიათებელი სტრუქტურა ოთახის ტემპერატურა-
ზე სუფთა სახით შენარჩუნებული არ არის, არამედ მიიღება რალაც გარ-
დამავალი, აგრეთვე არამდგრადი სტრუქტურები. ამაში მდგომარეობს
წრთობა უფრო ფართო გაგებით.

წრთობისათვის დამახასიათებელია გახურება ფაზური გადაკრისტა-
ლების ტემპერატურაზე უფრო მაღლა და გაცივება დიდი სიჩქარით, რო-
მელიც უზრუნველყოფს მაღალი ტემპერატურისათვის დამახასიათებელი,
ან რალაც გარდამავალი, არამდგრადი სტრუქტურების მიღებას ოთახის
ტემპერატურაზე.

მეოთხე გვარის თერმული დამუშავება. ნაწრთობი სტრუ-
ქტურა არამდგრადია და მიისწრაფვის უფრო მდგრადი სტრუქტურე-
ბისაკენ. გახურებისას ე' მისწრაფება განიცდის რეალიზაციას. რაც უფ-
რო მაღალია ნაწრთობი ფოლადის გახურების ტემპერატურა, მით მეტად
უახლოვდება შენადნობის სტრუქტურა წონასწორულს. ასეთ გარდაქმნას
ეწოდება მოშვება.

თერმულ დამუშავებას, რომლის დროსაც ნაწრთო-
ბი ფოლადის არამდგრადი სტრუქტურა გადადის უფრო
მდგრად სტრუქტურაში, ეწოდება მოშვება.

მოშვებისათვის დამახასიათებელია ნაწრთობი ფოლადის გახურება
ფაზური გადაკრისტალების ტემპერატურაზე დაბლა და ნელი გაცივება.
მოშვება ყოველთვის წრთობის შემდეგ მიმდინარეობს.

მეხუთე გვარის თერმული დამუშავება. რაიმე ელემენ-
ტის ძირითად ლითონში გახსნის შესაძლებლობა საშუალებას გვაძლევს
შეექმნათ ზედაპირული შრე, რომელიც ქიმიური შედგენილობით განს-
ხვავდება ძირითადი ლითონისაგან. იგი გამდიდრებულია გახსნილი ელე-
მენტით. ასეთი დამუშავება ჩვეულებრივად მაღალ ტემპერატურაზე ხორ-
ციელდება და მას ქიმიურ-თერმული დამუშავება ეწოდება.

დამუშავებას, რომლის დროსაც ნაკეთის ზედაპირი
მდიდრდება რაიმე ელემენტით, ქიმიურ-თერმული და-
მუშავება ეწოდება.

ქიმიურ-თერმული დამუშავებისათვის დამახასიათებელია ნაკეთის გა-
ხურება რაიმე აქტიურ არეში—რეაგენტში, რომელიც შეიცავს სადიფუ-
ზიო ელემენტის ატომებს აქტიური სახით.

თერმული დამუშავების სახეების კლასიფიკაციიდან თუ კვლავ მდგო-
მარეობის დიაგრამებს დაუბრუნდებით, შეიძლება ვთქვათ, რომ პირვე-
ლი გვარის თერმული დამუშავება შესაძლებელია ყველა შენადნობში,
მიუხედავად მდგომარეობის დიაგრამის სახისა. მეორე, მესამე და მეოთ-

ზე გვარის თერმული დამუშავების განხორციელება შესაძლებელია მხოლოდ იმ შემთხვევებში, როდესაც შენადნობი განიცდის მეორად გარდაქმნებს (მყარი ხსნარის ნაწილობრივი ან სრული დაშლა, ან ალოტროპიული გარდაქმნები).

მეხუთე გვარის თერმული დამუშავება შესაძლებელია იმ შემთხვევაში, როდესაც ძირითად ლითონში იხსნება რაიმე სხვა ელემენტი.

ქვემოთ განვიხილავთ თერმული დამუშავების ყველა სახეს—მოწვას, წრობას, მოშვებას და ქიმიურ-თერმულ დამუშავებას.

§ 48. მ რ ვ ბ ა

მოწვა ძირითადად ორი სახისაა—პირველი გვარის მოწვა და მოწვა—ფაზური გადაკრისტალება ანუ მეორე გვარის მოწვა. ყოველი მათგანი თავის მხრივ სხვადასხვანაირად შეიძლება განხორციელდეს, რაც დამოკიდებულია მიზანზე. პირველი გვარის მოწვაში შედის სარეკრისტალიზაციო მოწვა, მოწვა ქიმიური შედგენილობის გათანაბრებისათვის—ჰომოგენიზაცია და მოწვა ძაბვების მოსახსნელად.

სამივე შემთხვევაში მოწვის პროცესი ფაზურ გადაკრისტალებასთან დაკავშირებული არ არის და ამიტომ მდგომარეობის დიაგრამის სახესთანაც დაკავშირებული არ არის. ასეთ მოწვას ექვემდებარება ყველა ტიპის შენადნობი.

მეორე გვარის მოწვაში შედის მოწვა გასარბილებლად, ნორმალიზაცია, მოწვა მარცვლოვანი პერლიტის მისაღებად. სამივე შემთხვევაში საქმე გვაქვს ფაზურ გადაკრისტალებასთან, ამიტომ მოწვის პროცესი შესაძლებელია მხოლოდ ისეთ შენადნობებში, რომელთაც ახასიათებთ მეორადი გარდაქმნები.

მოწვის სახეები განვიხილოთ ცალ-ცალკე.

1. სარეკრისტალიზაციო მოწვა

ნაკეთობათა წნევით დამუშავების დროს (თუ დამუშავების ტემპერატურა რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე დაბალია) ლითონი მიიღებს ციკქედვას (იხ. § 11). ციკქედვი ლითონის სტრუქტურა არამდგრადია, დაძაბული, მარცვლები დამსხვრეულია და წარმოქმნილია ტექსტურა; თვისებები მნიშვნელოვნად განსხვავდება გამოსავალი ლითონის თვისებებისაგან: სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები გადიდებულია, სიბლანტე და პლასტიკურობის მაჩვენებლები—შემცირებული. ლითონი მკვეთრად ანიზოტროპიულია.

ზოგიერთ შემთხვევაში ლითონს განგებ მივანიჭებთ ციკქედვას, რათა მან შეიძინოს მაღალი სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები. ზოგიერთ შემთხვევაში კი ლითონი ციკქედვას მიიღებს ტექნოლოგიური პროცესის დროს, მაგრამ შემდგომში ციკქედვის მოვლენა ჩვენთვის მავნე ხდება. მაშინ აუცილებელია ციკქედვის მოხსნა.

ცივექედვის მოსახსნელად ესარგებლობთ იმით, რომ ცივენაქედი ლითონი არამდგრად მდგომარეობაშია. ოთახის ტემპერატურაზე ნაწილაკთა მცირე თბური რხევების გამო ასეთი არამდგრადი მდგომარეობების მიერად ხანგრძლივი დროის განმავლობაში იქნება შენარჩუნებული, მაგრამ საკმარისია ლითონი გავახუროთ, რომ მასში დაიწყება გარდაქმნები. ეს გარდაქმნები საგრძნობი ხდება, როგორც კი ლითონის ტემპერატურა მიადწევს გარკვეულ ზღვარს—რეკრისტალიზაციის ტემპერატურას. ამ დროს ცივენაქედი ლითონის დამსხვრეული მარცვლების ადგილზე ჩაისახება ახალი კრისტალიზაციის ცენტრები და ჩამოყალიბდება ახალი, წონასწორული სტრუქტურა.

როგორც ვიცით, რეკრისტალიზაციის ტემპერატურა სუფთა ლითონებისათვის გამოითვლება ა. ბოჩვარის ფორმულით $T_{\text{რკრ}} = 0,4 T_{\text{ფრ}}$, მაგრამ ეს არის რეკრისტალიზაციის საწყისი ტემპერატურა, ამიტომ პრაქტიკულად, სარეკრისტალიზაციო მოწვის დროს, გახურების ტემპერატურას უფრო მაღალს აიღებენ. კერძოდ, ფოლადის სარეკრისტალიზაციო მოწვის ტემპერატურა დამოკიდებულია მის ქიმიურ შედგენილობაზე და სპეციალურ საცნობარო ლიტერატურაში მოცემულია ფოლადის მარკების მიხედვით.

ზოგადად შეიძლება ვთქვათ, რომ ნახშირბადიანი ფოლადის სარეკრისტალიზაციო მოწვის ტემპერატურა 600—700°-ის ზღვრებშია. სარეკრისტალიზაციო მოწვის ტემპერატურა რამდენადმე დამოკიდებულია აგრეთვე ჩატარებული წნევით დამუშავების სახეობაზე."

მაგალითად 08, 10, 15, 20 მარკების ფოლადის სარეკრისტალიზაციო მოწვის ტემპერატურა გლინვის შემდეგ 680—700°-ია, ხოლო ტვიფერის შემდეგ—600—650°.

ლეგირებულ ფოლადების სარეკრისტალიზაციო მოწვის ტემპერატურა ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადთან შედარებით უფრო მაღალია. სარეკრისტალიზაციო მოწვის ტემპერატურაზე დაყოვნება უმრავლეს შემთხვევაში 1 საათის განმავლობაში ხდება.

ყურადღების მისაქცევია ის შემთხვევაც, როცა სარეკრისტალიზაციო მოწვის წინ ფოლადს მიღებული აქვს კრიტიკული დეფორმაცია (5—15%-ის ზღვრებში). ამ შემთხვევაში ჩვეულებრივი სარეკრისტალიზაციო მოწვა მოგვცემდა მარცვლის ინტენსიურ ზრდას. ამის თავიდან ასაცილებლად სარეკრისტალიზაციო მოწვა უნდა შეიცვალოს სრული მოწვით ან ნორმალიზაციით.

სარეკრისტალიზაციო მოწვის შედეგად ფოლადის თვისებები იცვლება საპირისპიროდ იმისა, როგორც ისინი იცვლებოდა ცივექედვის მიღების დროს, კერძოდ, სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები ეცემა, ხოლო სიბლანტე და პლასტიკურობის მაჩვენებლები—იზრდება.

სარეკრისტალიზაციო მოწვა ხშირად გამოიყენება როგორც შუალე-

დური ოპერაცია ისეთი პროდუქციის წარმოების დროს, როგორც არის ფოლადის თხელი ფურცლები, ლენტები, მავთული. ძლიერი დეფორმაცია, ციის დროს აქ ლითონი იძენს ციკვებდას, რომელიც აფერხებს მის შემდგომ დეფორმაციას. მოწვის შემდეგ ციკვებდა იხსნება, ლითონი მიიღებს თავის საწყის თვისებებს და კვლავ დაუშვებს დეფორმაციას გარკვეული ხარისხით. ერთი ნაკეთის დამზადების დროს შუალედური სარეკრის-ტალიზაციო მოწვა შეიძლება რამდენჯერმე ჩატარდეს.

გახურების ტემპერატურის მიხედვით სარეკრისტალიზაციო მოწვა დაბალ მოწვას მიეკუთვნება, ხოლო მიმდინარე პროცესების თვალსაზრისით—პირველი გვარის მოწვას.

მოწვა ძაბვების მოსახსნელად

ნაკეთობათა დამზადების ტექნოლოგიური პროცესის დროს, მსხვილ სხმულებში, მსხვილ ნაჭედებში, განსაკუთრებით მნიშვნელოვანი არათანაბარკედლიანობის შემთხვევაში, წარმოიქმნება შიგა ძაბვები. ამ ძაბვებმა შემდგომ შენახვის, კრით დამუშავების ან ექსპლოატაციის დროს ნაკეთს შეიძლება მიაყენოს დიდი ზიანი—მოხდება ძაბვების მოხსნა პლასტიკური დეფორმაციის ხარჯზე და ნაკეთი დაიბრიცება. ზოგ შემთხვევაში, თუ ძაბვები აღემატება ლითონის სიმტკიცის ზღვარს, შეიძლება მოხდეს დაბზარვა. ამის თავიდან ასაცილებლად ჯერ კიდევ ნაშადში, კრით დამუშავებამდე, უნდა მოხდეს ძაბვების მოხსნა.

ზოგიერთ შემთხვევაში, თუ ნაშადი განიცდის რაიმე სახის მოწვას-პარალელურად მოხდება ძაბვების მოხსნაც, მაგალითად, ფაზური გადაკრისტალების დროს, სარეკრისტალიზაციო მოწვის დროს. მაგრამ, თუ ნაშადი სხვა სახის მოწვას არ განიცდის, საგანგებოდ უნდა ჩატარდეს მოწვა ძაბვების მოსახსნელად.

მოწვა მდგომარეობს გარკვეულ ტემპერატურამდე გახურებაში. რაც უფრო მაღალი იქნება გახურების ტემპერატურა, მით უფრო ინტენსიურად მოხდება ძაბვების მოხსნა, მაგრამ ამ დროს ჩვენ უმრავლეს შემთხვევაში ლიმიტირებული ვართ მოსალოდნელი სტრუქტურული გარდაქმნებით, რომლებშიც ამჯერად დაინტერესებული არ ვართ. ამრიგად, ჩვენ დაუნებლიედ დაბლდება მოწვის ტემპერატურა. ეს თავის მხრივ გამოიწვევს მოწვის დროის გაზრდას, თუმცა ტემპერატურის აწვევა გაცილებით უფრო ეფექტური საშუალებაა ძაბვების მოხსნისათვის, ვიდრე დროის გადიდება.

ფოლადების მოწვა ძაბვის მოსახსნელად ხდება 550—680°-ზე, რუხი თუჯისა—430—600°-ზე. დაყოვნების დროს ფოლადისათვის აიღება დაახლოებით 2,5 წთ ნაკეთის განიკვეთის ყოველ 1 მმ-ზე.

თუჯისათვის ეს დრო ასე ზუსტად არ გაანგარიშდება და დაახლოებით აიღება 1-დან 6 საათამდე, ნაკეთის ზომების მიხედვით.

აღსანიშნავია, რომ მოწვა ძაბვების მოსახსნელად არსებითად ცვლის

ბუნებრივი დაძველების პროცესს, რომელიც თართოდ იყო გამოყენებული წარმოებაში.

ბუნებრივი დაძველება იმაში მდგომარეობს, რომ, მაგალითად, თუჯის მსხვილ სხმულებს, როგორცაა ჩარხების სადგარები, ხანგრძლივი დროის განმავლობაში (6—12 თვის განმავლობაში) აყოვნებენ ღია ცის ქვეშ. ამ დროს ხდება ძაბვების მაქსიმალური მოხსნა, ჩვეულებრივად პლასტიკური დეფორმაციის ხარჯზე, ე. ი. ხდება ნაკეთის დაბრეცა, მაგრამ შემდეგ აწარმოებენ კრით დამუშავებას და კრით დამუშავებულ დეტალში შემდგომი დეფორმაციები უკვე მოსალოდნელი არ არის. 600°-ზე გახურების შემთხვევაში იგივე პროცესი სრულდება 5—6 საათის განმავლობაში.

მოწვის საშუალებით ძაბვების მოხსნას პრაქტიკულად ძალიან დიდი მნიშვნელობა აქვს. უბირველეს ყოვლისა, აცილებულია ექსპლოატაციის დროს ნაკეთობათა დაბრეცა და მიღწეულია ზომათა სტაბილიზაცია. გარდა ამისა, დაძაბულ ნაკეთზე გარეშე ძაბვების მიყენებისას არის საშიშროება ძაბვების შეკრებისა და ნაკეთის რღვევისა დასაშვებზე ნაკლები დატვირთვების პირობებში. ნარჩენი ძაბვების მოხსნის შემდეგ ეს საშიშროება არ არსებობს. დაძაბული ნაკეთობანი შედარებით დიდი სიმყიფით ხასიათდება, ამიტომ დარტყმითი დატვირთვების პირობებში ისინი განსაკუთრებით ცუდად მუშაობენ, რასაც ადგილი არ ექნება ნარჩენი ძაბვების მოხსნის შემდეგ და სხვ.

გახურების ტემპერატურის მიხედვით მოწვა ძაბვების მოსახსნელად მიეკუთვნება დაბალ მოწვას, ხოლო მიმდინარე პროცესების მიხედვით—პირველი გვარის მოწვას.

3. მოწვა ქიმიური არაერთგვარობის მოსასპობად—ჰომოგენიზაცია

შენადნობების—მყარი ხსნარების გამყარების დროს ჩვეულებრივად მიმდინარეობს შერჩევითი კრისტალიზაცია—ყოველ მომენტში გამოკრისტალბული ნაწილაკები თავისი კონცენტრაციით განსხვავდებიან როგორც ადრე, ისე შემდეგ გამოკრისტალბული ნაწილაკებისაგან, რაც იწვევს მარცვალთშიგა ქიმიურ არაერთგვარობას—დენდრიტულ ლიკვაციას (იხ. § 18).

დენდრიტული ლიკვაცია ნაკეთობას ანიჭებს მრავალ უარყოფით თვისებას, მაგალითად, სხვადასხვა ქიმიური შედგენილობის ნაწილაკები წარმოქმნიან მიკროგალვანურ წყვილებს, რაც მნიშვნელოვნად აუარესებს ფოლადის გამძლეობას ელექტროქიმიური კოროზიის მიმართ; გლინვის შემდეგ ასეთ ფოლადში შეიძლება მიღებულ იქნეს სტრიქონა სტრუქტურა, რომელიც, თავის მხრივ, იძლევა თვისებების მკეთერ ანიზოტროპიას; ლეგირებულ ფოლადებში დენდრიტული ლიკვაცია იწვევს აგრეთვე ზოგიერთ თავისებურ დეფექტს და სხვ.

ქიმიური არაერთგვარობა, ისე როგორც ყველა სახის არაერთგვარობა, მისწრაფვის გათანაბრებისაკენ და ეს გათანაბრება უნდა მოხდეს ქიმიური ელემენტების დიფუზიის ხარჯზე.

ოთახის ტემპერატურაზე ქიმიური არაერთგვარობის გათანაბრებისათვის რეალური შესაძლებლობანი არ არსებობს (უმნიშვნელოდ მცირე ელემენტების დიფუზია ფოლადში).

თუკი ფოლადს გავახურებთ, წარმოიქმნება დიფუზიის შესაძლებლობა მით უფრო დიდი, რაც უფრო მაღალია გახურების ტემპერატურა. დიფუზიის საშუალებით მოხდება ქიმიური არაერთგვარობის გათანაბრება—ჰომოგენიზაცია.

ჰომოგენიზაციას ჩვეულებრივად უკეთებენ სხმულ ფოლადს—ფოლადის ზოდებს და დიდი ზომის სხმულ დეტალებს.

გახურების ტემპერატურა 1100—1200°-ია და დაყოვნების დრო 10—20 საათი. შემდეგ გაცივება ხდება ძალიან ნელა, ისე რომ მთელი პროცესი ხშირად 80—100 საათს გრძელდება.

ასეთ დამუშავებას უწოდებენ აგრეთვე დიფუზიურ მოწვას.

აღსანიშნავია, რომ დიფუზიური მოწვის დროს, მაღალი ტემპერატურისა და დიდი დაყოვნების გამო, ადგილი აქვს მარცვლის ინტენსიურ ზრდას, მიიღება მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურა, რომელიც ფოლადისათვის უვარგისია, ამიტომ დიფუზიური მოწვის შემდეგ აუცილებელია სტრუქტურის გამოსწორება. წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურის მისაღებად მიმართავენ ნორმალიზაციას.

ჰომოგენიზაციას თუ განიცდიდა ზოდი, რომელიც შემდეგ გლინვით დამუშავდება, სტრუქტურის გამოსწორება თვით გლინვის დროს მოხდება და ნორმალიზაცია საჭირო აღარ არის.

4. მოწვა გასარბილებლად (სრული მოწვა)

ფოლადი წონასწორულ მდგომარეობაში (ძალიან ნელი გაცივების შემდეგ) ხასიათდება ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურით, რომელიც ყველა სხვა შესაძლებელ სტრუქტურასთან შედარებით მინიმალური სისალისაა.

ფოლადის ნაკეთობათა დამზადების ტექნოლოგიური პროცესი არ გამოირიცხავს შემთხვევას, როდესაც, შედარებით აჩქარებული გაცივების გამო, წარმოიქმნება რალაც გარდამავალი სტრუქტურები. ეს სტრუქტურები ხასიათდება გადიდებული სისალით, რაც ინიშვნელოვნად ამწვავებს ქრიო დამუშავებას. ასეთი სტრუქტურის მოსასპობად ფოლადში აუცილებელია სრული გადაკრისტალება, ანუ გახურება $A_{c1} + (20-30^\circ)$ ტემპერატურამდე აუსტენიტის მიღებით და შემდეგ ძალიან ნელი გაცივება, რათა მოხდეს წონასწორული გარდაქმნები და მივიღოთ ჩვეულებრივი ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა მინიმალური სისალით. თუ ასეთი მოწვა

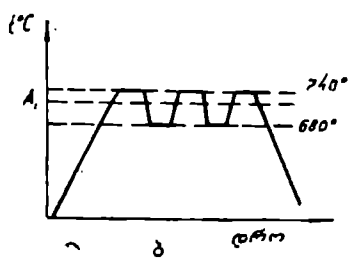
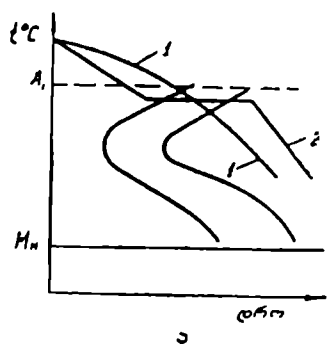
სწორად არის ჩატარებული, წარმოქმნილი სტრუქტურა წვრილმარცვლოვანი იქნება და წინა ტექნოლოგიური პროცესის შედეგად მიღებული რიგი დეფექტებისა მოისპობა. ამისათვის საჭიროა, რომ გახურების დროს დავიცვათ ზედა ტემპერატურული ზღვარი, რაც განაპირობებს წვრილმარცვლოვანი აუსტენიტის მიღებას. წინააღმდეგ შემთხვევაში, თუ ფოლადის გახურება დანიშნულ ზღვარზე მაღლა მოხდება, დაიწყება აუსტენიტის მარცვლის ინტენსიური ზრდა და მივიღებთ მსხვილმარცვლოვან აუსტენიტს, გარდაქმნის შემდეგ კი მსხვილმარცვლოვან ფერიტ-პერლიტს.

გახურების დროს მიღებული წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურა გაცივების დროს კიდევ უფრო წვრილმარცვლოვანი ხდება, მიუხედავად გაცივების სიჩქარისა, მაგრამ მოწვის ძირითადი მიზანი-გარბილება მოითხოვს ძალიან ნელ გაცივებას. ამიტომ გაცივება ჩვეულებრივად ხდება ლუმელთან ერთად საათში 100—200° სიჩქარით. თუ მოწვის მიზანში ძაბვების მოხსნა არ შედის და ძაბვების წარმოქმნის საშიშროებაც არ არის, მაშინ ასეთი ნელი გაცივება აუცილებელია მხოლოდ 500°-მდე. შემდეგ შეიძლება გაცივება ჰაერზე. მაგრამ, თუ გვაქვს რთული მოყვანილობის სხმული, სადაც აუცილებელია თერმული ძაბვების მოხსნაც, მაშინ ნელი გაცივება თითქმის ოთახის ტემპერატურამდე უნდა გაგრძელდეს.

მოწვა გასარბილებლად, როგორც ვხედავთ, მთლიანად დამყარებულია ფაზურ გადაკრისტალებაზე და ამიტომ მიეკუთვნება მეორე გვარის მოწვას. გახურების ტემპერატურის მიხედვით ეს სრული მოწვაა.

სრულ მოწვას ჩვეულებრივად განიცდის ქვევტიტოიდური ფოლადი, ზევტიტოიდური ფოლადისთვის კი სრულ მოწვას არ მიმართავენ შემდეგი მოსაზრებით.

Acem ტემპერატურის ზემოთ გახურებისას აქაც მიიღება ერთგვაროვანი აუსტენიტი, მაგრამ შემდგომი ნელი გაცივების პროცესში ქარბი მეორადი ცემენტიტი უხეში ბადის სახით გამოიყოფა პერლიტის მარცვლების ირგვლივ. ასეთი ბადე მნიშვნელოვნად აუარესებს ფოლადის თვისებებს, კერძოდ, ანიჭებს მას სიმყიფეს.



ნახ. 172. მოწვის ხერხები: ა—ჩვეულებრივი (1) და იზოთერმული (2) მოწვა; ბ—ციკლური დამუშავება.

სრული მოწვისათვის აუცილებელი ძალიან მცირე გაცივების სიჩქარე (ნახ. 172,1) ეკონომიურად მეტად არახელსაყრელია, ამიტომ ხანდახან ზემოაღწერილი პროცესის მაგიერ მიმართავენ იზოთერმულ მოწვას (ნახ. 172,2). ამ შემთხვევაში A_2 -ის ზემოთ გახურებულ ფოლადს სწრაფად აცივებენ A_1 -ზე ცოტა უფრო დაბალ ტემპერატურამდე და შემდეგ ამ ტემპერატურაზე დაყოვნებენ სრულ გადაკრისტალებამდე. ამის შემდეგ შეიძლება გაცივება პაერზე.

დადგენილია, რომ იზოთერმული მოწვის სრული დრო ნაკლებია ზემოთ აღწერილი გასარბილებელი მოწვის დროზე, რაც მის მთავარ უპირატესობას წარმოადგენს.

გარდა ამისა, იზოთერმული მოწვის დროს დაყოვნების განმავლობაში ხდება ტემპერატურათა გათანაბრება ნაკეთის მთელ განივკვეთზე, რაც მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს მოწვის შედეგს—მთელ განივკვეთზე მიიღება საესებით თანაბარი სტრუქტურა.

იზოთერმული მოწვა ჩვეულებრივად ორ ღუმელში ხორციელდება. პირველ ღუმელში ხდება ნაკეთობათა გახურება A_2 ტემპერატურის ზემოთ. შემდეგ დეტალები გადააქვთ მეორე ღუმელში, სადაც ტემპერატურა A_1 -ზე ცოტა ნაკლებია. აქ ხდება დაყოვნება გარდაქმნის დამთავრებამდე და შემდეგ გაცივება პაერზე.

ბ. მოწვა მარცვლოვანი პერლიტის მისაღებად—სფეროიდიზაცია (არასრული მოწვა)

ზევებტემპოიდური ფოლადის გასარბილებლად სრული მოწვის ჩატარება გარკვეული მოსაზრებების გამო მიზანშეწონილი არ არის, ამიტომ მიმართავენ არასრულ მოწვას.

არასრული მოწვისათვის ფოლადს ახურებენ $A_1 + (20-50)^\circ$ ტემპერატურამდე (პრაქტიკულად $740-770^\circ$) და შემდეგ ძალიან ნელა აცივებენ.

ცხადია, რომ A_1 -ის ზემოთ გახურების შემდეგ ფოლადის სტრუქტურა არის აუსტენიტი + ცემენტიტი. გაცივების დროს ცემენტიტის ჩანართები შუა კრისტალიზაციის ცენტრებად მოგვევლინება აუსტენიტის დაშლისათვის და პროცესი საკმაოდ ინტენსიურად მიმდინარეობს. შედეგად მივიღებთ მარცვლოვან პერლიტს. შემჩნეულია, რომ, რაც მეტად იქნება ფოლადი გადახურებული A_1 -თან შედარებით, მით უფრო ძნელად წარმოიქმნება მარცვლოვანი პერლიტი და პირიქით.

მარცვლოვანი პერლიტის მისაღებად საჭიროა ძალიან ნელი გაცივება, ანუ ძალიან დიდი დრო, რაც ეკონომიურად გაუმართლებელია. ამიტომ გამოიანახულია უფრო ხელსაყრელი ტექნოლოგია—ციკლური დამუშავება; აწარმოებენ ფოლადის მრავალჯერად გახურება-გაცივებას $740-680^\circ$ ტემპერატურულ ინტერვალში (ნახ. 172, ბ).

მიღებული მარცვლოვანი პერლიტი ფირფიტოვან პერლიტთან შე-

ღარებით რამდენადმე ნაკლები სისალით ხასიათდება, განსაკუთრებით კარგად მუშავდება ჭრით, ნაკლებად საშიშია გადახურების თვალსაზრისით შემდგომი წრთობის დროს, მეტი სიბლანტე აქვს.

გარდაქმნების თვალსაზრისით ამ სახის მოწვა მიეკუთვნება მეორე გვარის მოწვას, ტემპერატურის მიხედვით კი არასრული მოწვაა.

ქვევებტექტილიდური ფოლადების შემთხვევაში არასრული მოწვის გამოყენება მნიშვნელოვნად შეზღუდულია. მას მიმართავენ მხოლოდ იმ შემთხვევაში, როდესაც გვაქვს კარგი, წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურა (მაგალითად სწორად ჩატარებული ქედვის შემდეგ), მაგრამ პერლიტი წონასწორობაზე უფრო წვრილმარცვლოვანია, რაც აღიღებს მის სისალეს და აძინებს ჭრით დამუშავებას.

ამ შემთხვევაში ქვევებტექტილიდურ ფოლადს ვახურებთ A_c1 ტემპერატურის ზემოთ, ე. ი. ვახდენთ მხოლოდ პერლიტის გადაკრისტალებას, ფერიტის უცვლელი პირობებში, და შემდეგ ვაცივებთ ნელა. მოხდება ჩვეულებრივი პერლიტის წარმოქმნა თავისი მინიმალური სისალით, ამასთან იხსნება ძაბვებიც.

ცხადია, რომ არასრული მოწვა უფრო ეკონომიურია და თუ კი მისი გამოყენება მართებულია, მას მიმართავენ.

6. მოწვა წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურის მისაღებად—ნორმალისაცია

ხშირ შემთხვევაში სხმული ან გადახურებული ფოლადი ხასიათდება მსხვილმარცვლოვანი აგებულებით. ასეთი აგებულება ფოლადს ანიჭებს დაბალ მექანიკურ თვისებებს. განსაკუთრებით უვარგისი ხდება ფოლადი მაშინ, როდესაც მას ახასიათებს ვიდმანშტეტური სტრუქტურა. ვიდმანშტეტურ სტრუქტურაში ფერიტის მსხვილი მარცვლები რაღაც განსაკუთრებული კანონზომიერებით, ერთმანეთის მიმართ გარკვეული კუთხეებით არიან განლაგებული (ნახ. 173).

ასეთი სტრუქტურა აუცილებლად უნდა გამოსწორდეს და მიღებულ უნდა იქნეს წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურა, რისთვისაც მიმართავენ ნორმალისაციას.

ნორმალისაცია არსებითად სრული მოწვის სახესხვაობაა და მდგომარეობს იმაში, რომ ფოლადს ვახურებთ A_{c3} (A_{cem}) ტემპერატურის ზემოთ $20-50^{\circ}$ -ით და შემდეგ ვაცივებთ ჰაერზე.

ვახურების პროცესში მიმდინარეობს სრული გადაკრისტალება და შედეგად მიიღება საკმაოდ წვრილმარცვლოვანი აუსტენიტი. ამის შემდეგ ვაცივების სიჩქარეს არსებითი მნიშვნელობა აღარ აქვს, რადგან მარცვლის გამსხვილება ნებისმიერ შემთხვევაში გამორიცხულია. გასარბილებელი მოწვის დროს ვაცივებთ ძალიან ნელა, რათა მივიღოთ წონასწორობითი ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა მინიმალური სისალით, მაგ-

რამ ამ შემთხვევაში მინიმალური სისალე აღარ გვაინტერესებს. ეს საშუალებას გვაძლევს გაცივება მოვახდინოთ ჰაერზე, რაც ლუმენთან ერთად გაცივებასთან შედარებით გაცილებით უფრო ეკონომიურია.

რამდენადმე გადიდებული სიჩქარით გაცივების გამო, აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა მეტი გადაცივებით წარმართება და მიიღება შედარებით წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურა.

რაც უფრო მეტია ფოლადში ნახშირბადი, ერთი და იგივე სიჩქარით გაცივების დროს, მით უფრო წვრილმარცვლოვანი იქნება პერლიტი და პირიქით, მცირენახშირბადიან ფოლადში გადაცივების ხარისხის გადიდების გავლენა თითქმის უმნიშვნელოა.

ამით აიხსნება ის ფაქტი, რომ მცირენახშირბადიან ფოლადში ნორმალიზაციის შედეგი მთლიანად ემსგავსება გასარბილებელი მოწვის



ხაზ. 173. ვიდმანშტეტური სტრუქტურა.

შედეგს. ამიტომაც ასეთ ფოლადებში გასარბილებელი მოწვის მაგივრად მიმართავენ ნორმალიზაციას, რომელიც ეკონომიურად გაცილებით უფრო ხელსაყრელია.

საშუალო და მაღალნახშირბადიან ფოლადში ნორმალიზაციის შედეგად მიიღება წვრილმარცვლოვანი პერლიტი, ხშირად სორბიტის მაგვარი, რომელიც შედარებით გადიდებული სისალით ხასიათდება. აქ უკვე გარბილების ეფექტს აღვილი არა აქვს, პირიქით, ხდება სისალის გადიდება.

თქმულის კარგ დასაბუთებას იძლევა ცხრილი 24, სადაც მაგალითისათვის წარმოდგენილია სხვადასხვა ფოლადის სისალე მოწვისა და

ნორმალიზაციის შემდეგ. როგორც ვხედავთ, ტექნიკურ რკინაში სისალის სხვაობას მოწვისა და ნორმალიზაციის შემდეგ ადგილი არა აქვს. რბილ საკონსტრუქციო ფოლადში ეს განსხვავება მცირეა და შემდეგ ნახშირბადის ზრდასთან ერთად იზრდება.

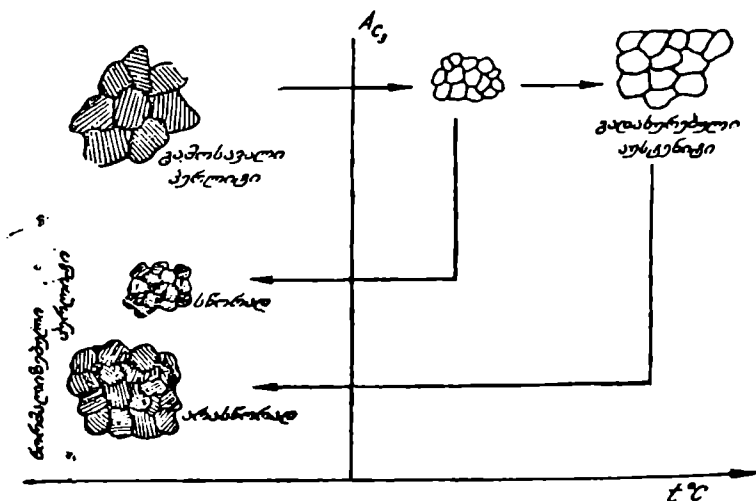
აღნიშნულის გამო, მალანახშირბადიან ფოლადში გასარბილებელი

ცხრილი 24

სხვადასხვა ხახის ფოლადში ხისლის ცვლა მოწვისა და ნორმალიზაციის შემდეგ

თერმული და- მუშაების სახე	სისალე II B				
	ტექნიკური რკინა $C \approx 0,1\%$	საკონსტრუქციო ფოლადი			საიარაღო ფოლადი $C \approx 0,7\%$
		0,2—0,3% C	0,4—0,5% C	0,5—0,6% C	
მოწვა	80—100	125	160	185	220
ნორმალიზაცია	90—100	140	190	230	270

მოწვის შეცვლა ნორმალიზაციით სრულიად გამოიციხება: ფოლადის გასარბილებლად აწარმოებენ გასარბილებელ მოწვას და ნორმალიზაციას კი



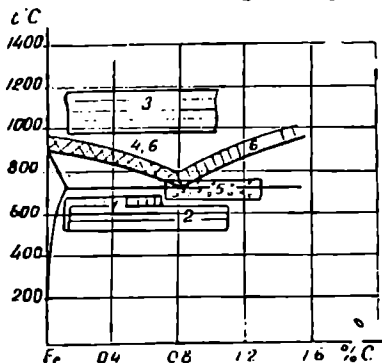
ნახ. 174. სწორი და არასწორი ნორმალიზაციის სქემა.

მიმართავენ იმ შემთხვევაში, როდესაც საჭიროა მარცვლის დაწერილმანება სიმტკიცის მაჩვენებლების გასადიდებლად. ამ შემთხვევაში ნორმალიზაცია მოგვევლინება როგორც საბოლოო თერმული დამუშავება.

ზევებტექნიკური ფოლადში ნორმალიზაციას მიმართავენ უხეში ცემენტიტური ბადის დასარღვევად.

წითობის წინ ნორმალიზაცია გამოიყენება სტრუქტურის გასაუმჯობესებლად.

ნორმალიზაციის ჩატარების დროს გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს გახურების ტემპერატურის ზუსტ დაცვას $A_c + (30-50)^\circ$. ქვედა ზღვარის ზუსტი დაცვა უნდა უზრუნველყოფდეს სრულ აუსტენიზაციას.



ნახ. 175. მოწვის ტემპერატურული პარამეტრები.

თუკი გახურების დროს ტემპერატურამ გადააპარბა დადგენილ ზედა ზღვარს, დაიწყება აუსტენიტის მარცვლის ინტენსიური ზრდა. მსხვილმარცვლოვანი აუსტენიტი კი გაცივების დროს მოგვცემს მსხვილმარცვლოვან პერლიტს.

174-ე ნახაზზე წარმოდგენილია სწორი და არასწორი ნორმალიზაციის სქემა.

გარდაქმნების თვალსაზრისით ნორმალიზაცია მეორე გვარის მოწვის მიეკუთვნება, ტემპერატურის მიხედვით კი სრული მოწვაა.

175-ე ნახაზზე წარმოდგენილია მოწვის ყველა სახეობის ტემპერატურული პარამეტრები რკინა-ნახშირბადის დიაგრამაზე.

§ 49. ფოლადის გადახურება და გადაწვა

გახურების დროს, როდესაც მიმდინარეობს გადაკრისტალების პროცესი, მისი დამთავრების მომენტიდან აუსტენიტის სტრუქტურა წვრილმარცვლოვანია.

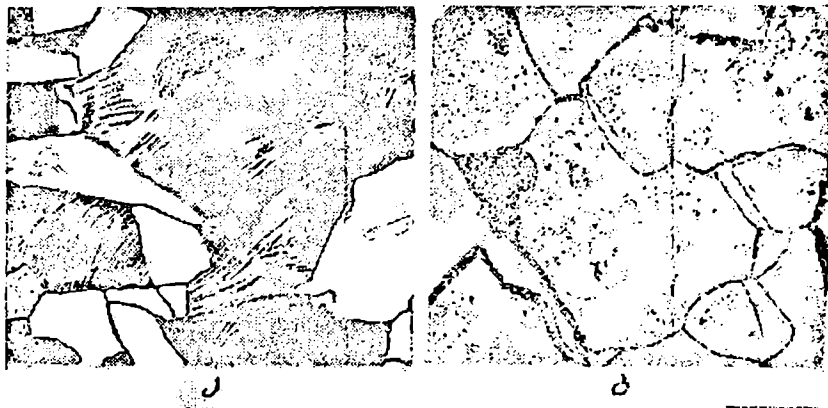
წვრილმარცვლოვანი აუსტენიტიდან გაცივების დროს მიიღება წვრილმარცვლოვანი პერლიტი. მაგრამ, თუ გახურების დროს მნიშვნელოვნად გადავაპარბებთ კრიტიკულ ტემპერატურას და განვაგრძობთ ფოლადის გახურებას, მასში დაიწყება აუსტენიტის მარცვლის ზრდამით უფრო ინტენსიური, რაც უფრო მეტად მსხვილმარცვლოვანია აღებული ფოლადი შემკვიდრებოთ.

მსხვილმარცვლოვანი აუსტენიტიდან გაცივების შემდეგ წარმოიქმნება მსხვილმარცვლოვანი ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა, რომელიც გაუარესებული თვისებებით ხასიათდება; განსაკუთრებით მავნეა მისი სიმყიფე. ასეთ ფოლადს გადახურებული ეწოდება (ნახ. 176, ა).

გადახურებული ფოლადის სტრუქტურის გამოსწორება შეიძლება მისი სწორი მოწვით.

ცხადია, რომ გადახურების მიმართ ნაკლებად მგრძნობიარეა მემკვიდრეობით წვრილმარცვლოვანი ფოლადი და მეტად მგრძნობიარე — მემკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვანი ფოლადი.

თუ გადახურებულ ფოლადს კიდევ გავახურებთ, მარცვლის მნიშ-



ნახ. 176. გადახურებული (ა) და გადამწვარი (ბ) ფოლადის სტრუქტურა.

ვნელოვან ზრდასთან ერთად მარცვლებს შორის საზღვრებში მიმდინარეობს ინტენსიური თანგვა. ამრიგად ყოველი მარცვალი გარშემორტყმული იქნება თანგეულების ფენით. ამ შემთხვევაში მნიშვნელოვნად სუსტდება კავშირი ფოლადის მარცვლებს შორის და იგი ძალიან მყიფე ხდება.

ასეთ ფოლადს გადამწვარი ეწოდება (ნახ. 176, ბ).

გადამწვარი ფოლადის სტრუქტურის გაუმჯობესება შეუძლებელია, იგი გამოუსწორებელ წუნს წარმოადგენს.

§ 50. წ რ თ მ ბ ა

წრთობის ქვეშ იგულისხმება ფოლადის გახურება გარკვეულ ტემპერატურამდე, დაყოვნება და შემდეგ გაცივება გადიდებული სიჩქარით.

წრთობის მიზანს შეადგენს არაწონასწორული სტრუქტურების მიღება, რომლებიც ხასიათდებიან გადიდებული სისალითა და სიმტკიცით.

მაქსიმალური სიჩქარით გაცივებისას (წრთობის კრიტიკული სიჩქარე) მიიღება მარტენსიტული სტრუქტურა, რომელიც მაქსიმალური სისალითა და სიმტკიცით ხასიათდება. ნაკლები სიჩქარით გაცივება გვაძლევს სტრუქტურას მარტენსიტი+ტროსტიტი (ამბობენ ნახევრად მარტენსიტული სტრუქტურა). კიდევ ნაკლები სიჩქარით გაცივება თანმიმდევრულად მოგვცემს ტროსტიტისა და სორბიტის სტრუქტურებს.

პრაქტიკულად წრთობის პროცესში არჩევენ სამ ეტაპს—გახურებას, დაყოვნებას და გაცივებას.

1. გახურების ტემპერატურის შერჩევა

წრთობისათვის გახურების ტემპერატურა შეირჩევა რკინა-ნაშირბადის დიაგრამით, შემდეგი მოსაზრებიდან გამომდინარე.

გახურების მიზანი, როგორც ვიცით, არის არსებული სტრუქტურის მოსპობა და მისი გადაყვანა აუსტენიტში (აუსტენიტიზაცია), ამისათვის ქვევებტოიდურ ფოლადს ვახურებთ $A_{c_3} + (20-30)^\circ$ ტემპერატურამდე (შემკვიდრეობით წერილმარცვლოვანი ფოლადი დაუშვებს შედარებით მაღალ ზღვარს, შემკვიდრეობით მსხვილმარცვლოვანი ფოლადი კი მოითხოვს შედარებით დაბალ ზღვარს).

მიღებული აუსტენიტის გაცივება წრთობის კრიტიკული სიჩქარით უზრუნველყოფს მარტენსიტული სტრუქტურის მიღებას.

ასეთ წრთობას ეწოდება სრული წრთობა.

თუ ქვევებტოიდურ ფოლადს წრთობის წინ გავახურებთ მხოლოდ A_{c_1} ტემპერატურის ზემოთ (A_{c_3} ტემპერატურის ქვემოთ), შედეგად სრულ აუსტენიტიზაციას არ მივიღებთ. სტრუქტურაში გვექნება ფერიტი+აუსტენიტი. ასეთი ფოლადის წრთობის შედეგად აუსტენიტი მოგვცემს მარტენიტს და ფერიტი უცვლელი დარჩება. ცხადია, ფერიტის არსებობა მარტენსიტთან ერთად მნიშვნელოვნად აუარესებს სისალეს და სიმტკიცის მაჩვენებლებს; ამრიგად, წრთობის ეფექტი უვარგისი იქნება.

ასეთ წრთობას არასრული წრთობა ეწოდება და ქვევებტოიდური ფოლადებისათვის იგი სრულიად მიუღებელია.

ქვევებტოიდურ ფოლადის წრთობა აუცილებლად სრული უნდა იყოს, ე. ი. წრთობის ტემპერატურა შეირჩევა მონაცემიდან $A_{c_3} + (20-30)^\circ$, ნახშირბადის რაოდენობის მიხედვით. დიაგრამაზე ვხედავთ, რომ, რაც უფრო მეტია ნახშირბადი ქვევებტოიდურ ფოლადში, მით უფრო დაბალია მისი სრული წრთობის ტემპერატურა (ნახ. 177).

ზევებტოიდური ფოლადის გახურება $A_{c_{em}} + (20-30)^\circ$ ტემპერატურამდე აგრეთვე გვაძლევს სრულ აუსტენიზაციას და კრიტიკული სიჩქარით გაცივება კი მოგვცემს მარტენსიტულ გარდაქმნას, რასაც ამ შემთხვევაშიც სრული წრთობა ეწოდება.

თუკი ზევებტოიდურ ფოლადს გავახურებთ A_{c_1} -ის ზემოთ და $A_{c_{em}}$ -ის ქვემოთ, სტრუქტურაში მივიღებთ აუსტენიტს და მეორად ცემენტიტს. წრთობის კრიტიკული სიჩქარით გაცივების შემდეგ აუსტენიტი

მოგვეცემს მარტენსიტს, ცემენტიტი კი უცვლელი დარჩება. მაგრამ ცემენტიტის თანხლება მარტენსიტის თვისებებს არ აუარესებს, რადგან ცემენტიტის სისალე უფრო მაღალია.

ამრიგად, ზევეტექტოიდურ ფოლადში არასრული წრთობის შემდეგ თვისებების გაუარესებას, სრულ წრთობასთან შედარებით, ადგილი არა აქვს. ეკონომიურად კი არასრული წრთობა გაცილებით უფრო ხელსაყრელია. ამიტომ ზევეტექტოიდური ფოლადი ყოველთვის განიცდის არასრულ წრთობას. მაგრამ, თუ ზევეტექტოიდურ ფოლადში გექონდა განვითარებული ცემენტიტური ბადე, საჭიროა წინასწარ მისი მოსპობა. ამიტომ ზევეტექტოიდური ფოლადი წრთობის წინ ჩვეულებრივად განიცდის მოწვას მარცვლოვანი პერლიტის მისაღებად—სფეროიდიზაციას.

გახურების ზედა ტემპერატურული ზღვარის დაცვის აუცილებლობა გამომდინარეობს მარცვლის ზრდის საშიშროებიდან. რაც უფრო მეტეიდრეობით მსხვილმარცვლოვანია ფოლადი, გადახურების დროს მით მეტად არის მოსალოდნელი აუსტენიტი მარცვლის ზრდა. მსხვილმარცვლოვანი აუსტენიტიდან კი წრთობის შემდეგ მიიღება მსხვილნემსებიანი მარტენსიტი, რაც მის თვისებებს აუარესებს.

2. გახურების სიჩქარე

ეკონომიურად ხელსაყრელია გახურების სიჩქარის მაღალი მნიშვნელობები, მაგრამ ამ დებულებას ეწინააღმდეგება შემდეგი მოსაზრებანი.

უპირველეს ყოვლისა, უნდა გავარჩიოთ ტექნიკურად შესაძლებელი სიჩქარე, რაც ძირითადად დამოკიდებულია გამახურებელ არეებზე და ნაკეთზე, და დასაშვები სიჩქარე, რაც გამომდინარეობს მხოლოდ ნაკეთიდან. ტექნიკურად შესაძლებელი გახურების სიჩქარე დამოკიდებულია მრავალ ფაქტორზე, როგორცაა:

ა. სახურებელი არე. გახურება შეიძლება ხდებოდეს ალქმედ ლუმელში, ელექტროლუმელში, გამდნარი მარილის, გამდნარი ლითონის ან ზეთის აბაზანაში, ელექტროლიტში, მაღალი სიხშირის დენით და სხვ.

ცხადია, ყველა ამ შემთხვევაში არედან ნაკეთზე სითბოს გადაცემის პირობა სხვადასხვანაირია, ამიტომ განსხვავებული იქნება გახურების სიჩქარეც. მაგალითად, 50 მმ დიამეტრის მქონე ნაკეთის გახურებას 750°-მდე დაახლოებით დასკირდება: ტყვიის აბაზანაში—6,0 წთ, მარილის აბაზანაში—7,0 წთ, ალქმედ ლუმელში—27 წთ, ელექტროლუმელში 32 წთ და სხვ.

ბ. გახურების ტემპერატურა. გახურების სიჩქარე მნიშვნელოვანადაა დამოკიდებული ტემპერატურაზე, რაც გამოწვეულია იმით, რომ 600—700°-ზე დაბალ ტემპერატურაზე გახურება ძირითადად ხდება კონვექციით, ხოლო უფრო მაღალ ტემპერატურაზე გახურება ძირითადად მიმდინარეობს გამოსხივებით, რა დროსაც სითბოს გადაცემა ნაკეთზე გაცილებით უფრო ინტენსიურია. მაგალითად, თუ 300°-ზე გახურებისა-

თვის (იმავე ტემპერატურის ლუმენში) განივკვეთის ყოველ 1 მმ-ზე სა-
ქიროა 1 წთ, 600°-იან ლუმენში იმავე ტემპერატურამდე გახურება მოხ-
დება 0,8 წუთში, 900°-მდე—0,5 წუთში და 1200°-მდე—0,3 წუთში.

გ. ნაკეთის ფორმა. დადგენილია, რომ გახურების სიჩქარე
მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული ნაკეთის ფორმაზე. კერძოდ, სფე-
რო მაქსიმალური სიჩქარით ხურდება. იგივე დიამეტრის ცილინდრი
ორჯერ უფრო ნელა ხურდება, იგივე სისქის ფირფიტა—ოთხჯერ უფრო
ნელა და სხე.

დ. ნაკეთობათა განლაგება ლუმენში. ეკონომიურად
ხელსაყრელია ნაკეთობათა რაც შეიძლება მჭიდრო განლაგება ლუმენის
ქვედზე, მაგრამ გახურების სიჩქარის თვალსაზრისით ეს მიზანშეწონილი
არ არის. უნდა ვეცადოთ, რომ ნაკეთობათა გახურება რაც შეიძლება მრავალ-
მხრივი იყოს, ამიტომ ნაკეთობებს ლუმენში მეჩხერად აწყობენ. მა-
გრამ აქაც გარკვეული ზღვარი არსებობს, რომლის ზემოთ ნაკეთობათა
დაშორება ერთმანეთისაგან გახურების სიჩქარის გადიდებას აღარ გვაძ-
ლევს, ლუმენის ქვედის გამოყენების კოეფიციენტი კი მკვეთრად შემცირ-
დება (მიღებულია, რომ ნაკეთებს შორის მანძილი მათი ქვედზე
განლაგების დროს დაახლოებით 0,5*d* უნდა იყოს, სადა*d* ნაკეთის
განივი ზომაა).

ე. გასახურებელი ლითონის თბოგამტარობა. რაც
უფრო მეტია თბოგამტარობა, მით უფრო სწრაფად ხურდება ლითონი
და პირიქით. ფოლადში ნახშირბადის და მალეგირებელი ელემენტების
რაოდენობის ზრდასთან ერთად მისი თბოგამტარობა მცირდება, ე. ი.
ფოლადის გახურების შესაძლებელი სიჩქარე კლებულობს. რაც
შეეხება გახურების დასაშვებ სიჩქარეს, იგი გამომდინარეობს ნაკეთის
მასალისგან და მისი ზომებისა და ფორმისაგან. აქ ძირითადი გამოსავა-
ლი ფაქტორი არის შიგა ძაბვები, რომლებიც წარმოიქმნება ლითონში
ტემპერატურული გრადიენტის არსებობასთან დაკავშირებით.

მაგალითად, ცილინდრული ნაკეთის გახურების დროს გარეთა
შრეები ხურდება სწრაფად და ცდილობს გაფართოვდეს, მაგრამ შიგა
შრეების ტემპერატურა ჩამორჩება გარეთა შრეებს, ამიტომ შიგა შრეები
არ ფართოვდება და წინააღმდეგობას უწევს გარეთა შრეების გაფარ-
თობას. ამრიგად, გარეთა შრეებში წარმოიქმნება მკუმშავი ძაბვები (—),
შიგა შრეებში კი გამჭიმავი ძაბვები (+) (ნახ. 178).

რაც უფრო მეტია ტემპერატურული გრადიენტი გარეთა და შიგა
შრეებს შორის, მით მეტია წარმოქმნილი ძაბვები, რომლებიც თავის
მხრივ ქმნიან დეფექტების საშიშროებას.

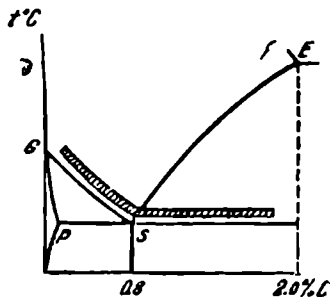
ტემპერატურული გრადიენტის სადიდე, უპირველეს ყოვლისა,
დანოკიდებულია გახურების სიჩქარეზე. რაც მეტია გახურების სიჩქარე,
მით მეტია ტემპერატურული გრადიენტი და მეტი იქნება წარმოქმნილი

ძაბვები. ამრიგად, ძაბვების საშიშროება ზღუდავს ტექნიკურად შესაძლებელი გახურების სიჩქარეს.

ამასთან ერთად, ტემპერატურული გრადიენტი დამოკიდებულია ლითონის თბოგამტარობაზე. რაც შეეხება თბოგამტარობას, ნაკლებია გრადიენტის წარმოქმნის საშიშროება და პირიქით, ე. ი. დაბალი თბოგამტარობის მქონე ლითონებში (მაგალითად ლეგირებულ ფოლადებში) შეტად საშიშოა გახურების დიდი სიჩქარეები და პრაქტიკულად მიმართავენ შედარებით ნელ გახურებას.

ამაზე, თავის მხრივ, მოქმედებს გახურების ტემპერატურა. დაბალ-ტემპერატურულ ინტერვალში ლითონი არაპლასტიკურ მდგომარეობაშია და ძაბვები შეტად საშიშოა; როდესაც გახურების ტემპერატურა 600—700° აღემატება, ლითონი პლასტიკური ხდება და წარმოქმნილი ძაბვები იხსნება პლასტიკური დეფორმაციის ხარჯზე. ამრიგად, გახურების სიჩქარე პრაქტიკულად შეგვიძლია გავადიდოთ.

მნიშვნელობა აქვს აგრეთვე ნაკეთის ფორმას — რაც უფრო რთული მოყვანილობისაა ნაკეთი, მით შეტად არის საშიში ძაბვები, რადგან ადგილი აქვს ძაბვათა კონცენტრაციებს. კვლავ გამოსავალს წარმოადგენს გახურების შედარებით ნაკლები სიჩქარე იგივეს მიმართავენ ძალიან დი-

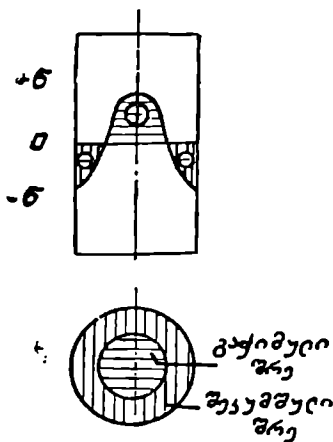


ნახ. 177. ქვევებექტოიდური და ზვევ-ტექტოიდური ფოლადის წრთობის ტემპერატურული არე.

დი განიევკეთის ნაკეთობათა შემთხვევაშიც.

პრაქტიკულად მიღებულია გახურების შემდეგი ხერხი. ნაკეთებს ჩატვირთავენ ღუმელში, რომელშიც არის გახურების საჭირო ტემპერატურა, რაც უზრუნველყოფს გახურების გარკვეულ სიჩქარეს. მაგრამ, რაც უფრო მაღალი ტემპერატურაა საჭირო, ე. ი. რაც მაღალი იქნება ღუმელის ტემპერატურა, მით მეტი იქნება გახურების სიჩქარე. შეიძლება ვთქვათ, რომ ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადისათვის ამგვარად მიღებული გახურების სიჩქარე დასაშვებია (რაც სრულიად არ ითქმის ლეგირებულ ფოლადებზე).

თუ შემოიწოვანილიდან რომელიმე მოსაზრებით გახურების ასეთი სიჩქარე



ნახ. 178. ცილინდრული ნაკეთის გახურების დროს წარმოქმნილ ძაბვათა ეპიურა.

დაუშვებელია, უნდა მოვახდინოთ მისი შემცირება. გახურების სიჩქარის შემცირების ყველაზე კარგი ხერხია ნაკეთობათა ჩატვირთვა ცივ ლუმენში და ლუმენტან ერთად გახურება, მაგრამ ეს ეკონომიურად ძალიან არაეფექტური ხერხია; ამიტომ პრაქტიკაში მეტი გავრცელება ჰპოვა საფხურებით გახურებამ ორ ან მეტ ლუმენტში მესაფერისი ტემპერატურებით: პირველ ლუმენტში ნაკლებ ტემპერატურაზე (მაგ., 800 – 900°-მდე), რაც ნაკლები სიჩქარით მოხდება, და მეორე ლუმენტში (ან მარილის აბაზანაში) მეტ ტემპერატურაზე (მაგ., 1200 – 1300°-მდე), რაც მეტი სიჩქარით მოხდება, მაგრამ მაღალი ტემპერატურის გამო ლითონისათვის ნაკლებ საშიშია.

ზოგიერთ შემთხვევაში დასაშვებია გახურების სიჩქარის გადიდება, მაშინ ნაკეთობებს ჩატვირთავენ უფრო მაღალი ტემპერატურის მქონე ლუმენტში და ლუმენტს ნელ ნელა აცივებენ საჭირო ტემპერატურამდე.

მ. გახურების დრო

ნაკეთის გახურების დრო ორი დროისაგან შედგება: ა) გახურების დრო ზედაპირზე საჭირო ტემპერატურის მიღწევამდე და ბ) დაყოვნების დრო, რომელიც საჭიროა ტემპერატურათა გათანაბრებისათვის.

გახურების დროის ანგარიში ხეტად რთულ საქმეს წარმოადგენს, რადგან ამ პროცესში მონაწილეობს მრავალი პარამეტრი.

ცხრილი 25

ალკმედ ლუმენტში გახურებისა და დაყოვნების დრო

ნაკეთის განივკვეთი, მმ	წ რ თ ბ ა		მ თ შ ვ ე ბ ა	
	გახურება: წთ, დაყოვნება, წთ		გახურება: წთ, დაყოვნება, წთ	
25	20	5	25	10
50	40	10	50	15
75	60	15	75	20
100	80	20	100	25
150	120	30	150	40
200	160	40	200	50

გახურების დროის მიახლოებითი გაანგარიშებისათვის მიღებულია სხვადასხვა სახის ემპირიული ფორმულები. საწარმოო სარგებლობისათვის ფართოდ გამოიყენება გახურების და დაყოვნების დროის შესარჩევი ცხრილები (მაგალითად, ცხრილი 25).

ზოგიერთ შემთხვევაში ანგარიშობენ გახურების დროს, დაყოვნების დროს კი მის გარკვეულ ნაწილს იღებენ, მაგალითად, 0,2.

4. სახურებელი არეები

გახურებისათვის, როგორც ვთქვით, მრავალი ხერხი გამოიყენება. მათ შორის ყველაზე გავრცელებულია გახურება ალკმედ ან ელექტროლუმენტებში, გამდნარ მარილებში და გამდნარ ლითონებში (მაღალსიხშირის, დენით გახურებას ცალკე განვიხილავთ).

პირველ ორ შემთხვევაში სახურებელი არე აირადია: ნაწვი აირი, რომელიც მრავალი პროდუქტისაგან შედგება (CO_2 , CO , O_2 , H_2 , H_2O , N_2 , CH_4) და ჰაერი

მარილებიდან გახურებისათვის ძირითადად გამოიყენება გვარჯილე ბი და ქლორიდები.

დაბალი ტემპერატურებისათვის ($150-600^\circ$) გამოიყენება გვარჯილეები: Na_2NO_2 , KNO_3 , NaNO_3 და KNO_3 -ის ნარევი სხვადასხვა თანაფარდობით.

საშუალო ტემპერატურებისათვის ($650-800^\circ$) გამოიყენება ქლორიდები: NaCl , KCl , CaCl_2 აგრეთვე სხვადასხვა თანაფარდობით.

მაღალი ტემპერატურებისათვის (1300° -მდე) გამოიყენება ბარიუმის ქლორიდი BaCl_2 .

გამდნარი ლითონების აბაზანების გამოყენებისას უპირველესი მოთხოვნაა ამ ლითონის აბსოლუტური უხსნადობა ძირითად ლითონში. ამ თვალსაზრისით ფოლადის გასახურებლად ძირითადად იყენებენ ტყვიას ან ტყვიისა და კალის შენადნობებს.

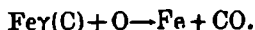
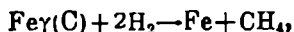
ნ. სახურებელი არის ქიმიური გავლენა

მაღალი ტემპერატურების პირობებში სახურებელ არესა და გასახურებელ ლითონს შორის შესაძლებელია ქიმიური ურთიერთობა, რომელიც ძირითადად ორი სახისაა.

ა. ფოლადის გაუნახშირბადება—ნახშირბადის ამოწვა ნაკეთის ზედაპირულ შრეებში;

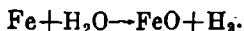
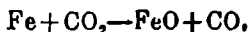
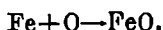
ბ. ფოლადის დატანგვა—ტანგეულების ფენის (ხენჯის) წარმოქმნა ნაკეთის ზედაპირზე.

გაუნახშირბადების ძირითადი რეაქციებია:



ამრიგად, ძირითადი ელემენტები, რომლებიც იწვევენ გაუნახშირბადებას, არის წყალბადი და ტანგბადი. მაგრამ წარმოდგენილი რეაქციები შეიძლება საწინააღმდეგო მიმართულებითაც წარიმართოს, ე. ი. შეთანხმ და ნახშირგანვი გამოიწვევს ფოლადის დანახშირბადებას.

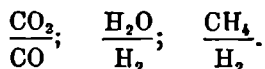
ტანგვის მთავარი რეაქციებია:



ამრიგად, ძირითადი დამტანგველი აირებია ტანგბადი, ნახშირორთქანი და წყლის ორთქლი.

მაგრამ იგივე რეაქციები შეიძლება საწინააღმდეგო მიმართულებით წარიმართოს, ე. ი. ნახშირჟანგი და წყალბადი აღმდგენელი აირებია.

ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე, ლუმელის აირებში ცალკე შემდგენებს შეარჩევენ ისეთი თანაფარდობით, რომ წარმოდგენილ რეაქციებში დაშვარდეს წონასწორობა. მაშინ არც ერთ პროცესს პრაქტიკულად აღვილი არ ექნება და სახურებელი არის გავლენა გასახურებელ ნაკეთზე თავიდან იქნება აცილებული. გარკვეული თანაფარდობა უნდა დაშვარდეს შემდეგ შემდგენებს შორის:



ასეთ აირებს კონტროლირებული აირები ან ატმოსფერები ეწოდება.

კონტროლირებულ აირში გახურების შემდეგ ნაკეთის ზედაპირი სრულებით არ იცვლის ფერს და დამუშავების სისუფთავეს (ნათელი რჩება). აქედან ტერმინი „ნათელი მოწვა“ ან „ნათელი წრთობა“ (светлая закалика).

კონტროლირებული აირები მრავალი სახისაა, ყოველი მათგანი გამოიყენება სხვადასხვა დანიშნულებისათვის (სხვადასხვა მარკის ფოლადი, თერმული დამუშავების რეჟიმი, ლუმელი და სხვ.). მათი შერჩევა სათანადო ცხრილებით ხდება. გარდა ნეიტრალობისა, კონტროლირებულ ატმოსფეროს შეიძლება მივცეთ გარკვეულად მიმართული თვისებები, მაგალითად, დამანახშირბადებელი თვისება, მაშინ ასეთი აირით შეიძლება მოვახდინოთ ცემენტაცია.

აბსოლუტურად ნეიტრალური თვისებები ახასიათებს აზოტს და ინერტულ აირებს.

აზოტი ამ მხრივ იდეალური არეა მაშინ, თუ ის არ შეიცავს ჟანგბადს. ჟანგბადისაგან გაწმენდა კი შედარებით ძვირია. გამოიყენება აგრეთვე არგონი, მაგრამ ის კიდევ უფრო ძვირია.

ნეიტრალურ ან კონტროლირებულ ატმოსფეროში გახურების შემდეგ მაცივებელ აირში გადატანისას მცირეოდენი ჟანგვა მაინც ხდება.

ამ მხრივ კიდევ უფრო კარგია მარილები.

მარილებში გახურების დროს არც ერთი ზემოთ განხილული რეაქცია არ მიმდინარეობს—მარილი არ ურთიერთქმედებს ლითონთან. ამავე დროს მარილიდან მაცივებელში გადატანის დროს ნაკეთს ფარავს მარილის ძალიან თხელი ფურჩი და იცავს მას საამქროს ატმოსფეროს დამუხრეველი გავლენისაგან (შემდგომ ეს ფურჩი აღვილად ცილდება ნაკეთს გარეცხვით). არ მიმდინარეობს რეაქციები, აგრეთვე, გამდნარ ლითონის აბაზანაში გახურებისას.

სახურებელი არის ლითონზე გავლენის თავიდან აცილების საუკეთესო ხერხია გახურება ვაკუუმში. ეს, ცხადია, მოითხოვს სპეციალურ დანადგარებს. ვაკუუმს მიმართავენ განსაკუთრებულად აქტიური ლითონების შემთხვევაში (მაგალითად, ტიტანი, ვოლფრამი, მოლიბდენი), აგრეთვე ძალიან მცირე განივკვეთის ნაკეთობათა გასახურებლად (წვრილი მავთული, კილიტა და სხვ.). მაგრამ, უნდა აღინიშნოს, რომ ვაკუუმში გახურება რამდენადმე შენელებულია, რადგან კონვექციურ თბოგადაცემას ადგილი არა აქვს და მოქმედებს მხოლოდ გამოსხივება.

ბოლოს უნდა დავძინოთ, რომ ყველაფერი, რაც ზემოთ ვილაპარაკეთ გახურებაზე, მის სიჩქარეზე, სახურებელ არეებზე, მათ მოქმედებაზე და სხვ. ერთნაირად ეხება როგორც წრთობას, ისე ადრე განხილულ მოწყვას.

6. გაცივება

წრთობის პროცესში გადანაწილები ეტაპია გაცივება, რომლის სიჩქარე ძირითადად განაპირობებს წრთობის ეფექტს.

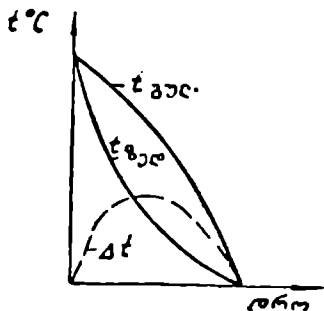
გაცივების სიჩქარის რეგულირება ხდება მაცივებელი არის საშუალებით.

როგორც ვიცით (იხ. §§ 42, 43), იმისათვის, რომ ფოლადში მივიღოთ წრთობის ეფექტი—მარტენსიტული სტრუქტურა, საჭიროა გვერდი ავუხვიოთ აუსტენიტის პერლიტურ გადამქმნას და გადაცივებული აუსტენიტი შევინარჩუნოთ M_{H} ტემპერატურამდე.

ზოგადად შეიძლება ითქვას, რომ ასეთი მიზნის მიღწევა შესაძლებელია, თუ ფოლადს გავაცივებთ წრთობის კრიტიკული სიჩქარით, რომელიც გრაფიკულად „ესისმაგვარი“ მრუდის მხებებს წარმოადგენს. ასეთი დიდი სიჩქარით გაცივება დაკავშირებულია მთელ რიგ უსიამოვნებასთან, რაც ძირითადად გამომდინარეობს გაცივების პროცესში ნაკეთის ზედაპირისა და გულის ტემპერატურის დიდი გრადიენტიდან (ნახ. 179). ცხადია, რომ, რაც უფრო დიდია გაცივების სიჩქარე, მით მეტი ტემპერატურული გრადიენტი Δt წარმოიქმნება.

დიდი ტემპერატურული გრადიენტი თავის მხრივ გამოიწვევს დიდ ნარჩენ ძაბვებს.

თუ წარმოვიდგინოთ ცილინდრული ნაკეთის გაცივებას, ცხადია, რომ გარეთა შრეებში, სადაც გაცივება დიდი სიჩქარით ხდება, ტემპე-

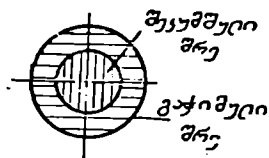
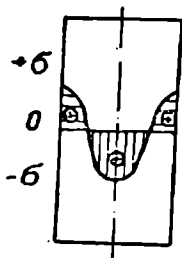


ნახ. 179. ზედაპირისა და გულის ტემპერატურა და ტემპერატურული გრადიენტი გაცივების დროს.

რატურა სწრაფად ეცემა და ლითონი იკუმშება, შიგა შრეები ამ დროს ჯერ გახურებულია, არ იკუმშება და გარეთა შრეების შეკუმშვასაც ეწინააღმდეგება.

ამრიგად, გარეთა შრეებში გამჭიმავი ძაბვები მოქმედებს (+), შიგა შრეებში კი შეკუმშავი (-). ძაბვათა ეპიურას შემდეგი სახე აქვს (ნახ. 180).

ეს ძაბვები იწვევს ლითონის დაბრუნებას და, ზოგიერთ შემთხვევაში, ბზარებასაც. აღნიშნულის გამო, ასეთი დიდი სიჩქარით გაციელება მიზანშეწონილი არ არის. განსაკუთრებით ეს მნიშვნელოვანია.



ხდება შედარებით დაბალ ტემპერატურულ ინტერვალში, სადაც ლითონს პლასტიკურობა აღარ გააჩნია და ძაბვების მოხსნა პლასტიკური დეფორმაციის ხარჯზე შეუძლებელი ხდება.

გულდასმით დაკვირვება პროცესზე და კერძოდ „ნისისმაგვარ“ ნაჯღებზე გვიჩვენებს, რომ წრთობის კრიტიკული სიჩქარით გაციელება სრულენით არ არის აუცილებელი გაციელების ყველა ინტერვალში.

აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის დიაგრამაზე ჩანს, რომ გაციელების საწყისი ტემპერატურიდან დაახლოებით 600°-მდე აუსტენიტს ახასიათებს საკმაოდ მდგრადობა (აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნის პრო-

ნახ. 180. ცილინდრული ნაქეთის გაციელებისას წარმოქმნილ ძაბვათა ეპიურა.

ცესი იწყება დიდი საინკუბაციო პერიოდის შემდეგ).

ამ ტემპერატურულ ინტერვალში გაციელება შედარებით ნელი შეიძლება იყოს, რაც ძაბვების წარმოქმნის თვალსაზრისით გაცილებით უფრო ხელსაყრელია.

600—400° ტემპერატურულ ინტერვალში აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა მინიმალური საინკუბაციო პერიოდით ხასიათდება. სწორედ ამ ინტერვალში გვეკიდება გაციელების მაქსიმალური სიჩქარე, არანაკლები წრთობის კრიტიკული სიჩქარისა.

400°-ის ქვემოთ აუსტენიტის გარდაქმნის საინკუბაციო პერიოდი კვლავ იზრდება. ამასთან დადგენილია, რომ გაციელების სიჩქარე უნიშვნელოდ ნაკლებებს ნარტეჩსიტულ გარდაქმნაზე, ან რტომ 400°-ის ქვემოთ გაციელება შეიძლება კვლავ შენელებს, რაც აგრეთვე ძაბვების თვალსაზრისით დიდ უპირატესობას იძლევა.

ამრიგად, გაციელების სიჩქარის იდეალურ მრუდს 181-ე ნახაზზე წარმოდგენილი სახე უნდა ჰქონდეს.

როგორც ზემოთ ვთქვით, გაცივების სიჩქარის რეგულირება შესაძლებელია მაცივებელი არის შერჩევით, მაგრამ არც ერთი არე ჩვენ მიერ გამოხატული იდეალური გაცივების სიჩქარის მოუღის შესაბამის გაცივებას ვერ უზრუნველყოფს.

პრაქტიკაში ყველაზე ფართოდ გავრცელებული მაცივებელი არეებია წყალი და ზეთი.

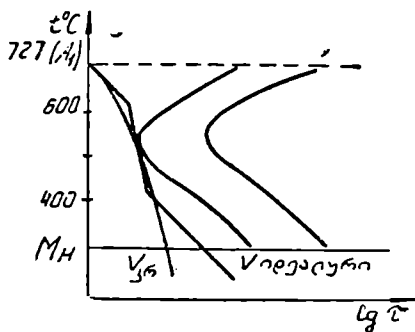
წყალს აქვს ძალიან მაღალი მაცივებელი უნარი; წყალში გაცივების სიჩქარე აღემატება ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადის წრთობის კრიტიკულ სიჩქარეს (250—300°/წმ), მაგრამ მის ნაკლს შეადგენს ის, რომ 400°-ის ქვემოთ, სადაც იდეალურ მრუდზე ჩვენ ვხედავთ გაცივების სიჩქარის შემცირებას, წყლის მაცივებელი უნარი მაქსიმუმს აღწევს (ნახ. 182).

აღნიშნულის გამო წყალში

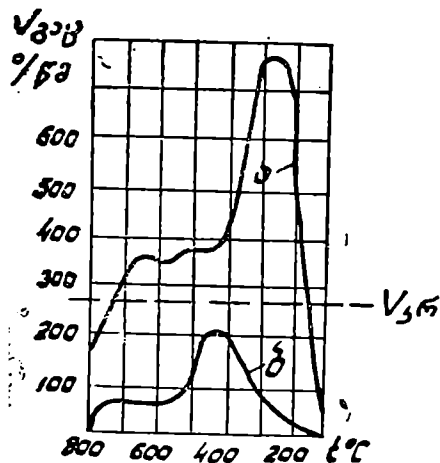
წრთობა დაკავშირებულია ძალიან დიდი ძაბვების წარმოქმნასთან. მას იყენებენ მხოლოდ ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადების საწრთობად. ამ თვალსაზრისით ხელსაყრელია წყალში სუფრის მარილის ან მწვავე ნატრიუმის გახსნა. მათი გავლენით წყლის მაცივებელი უნარი კიდევ იზრდება, მაგრამ, რაც მთავარია, გაცივების სიჩქარის პიკი მნიშვნელოვნად გადაინაცვლებს მაღალი ტემპერატურებისაკენ. ამრიგად, დაბალ ტემპერატურულ ინტერვალში გაცივების სიჩქარე რამდენადმე მცირე იქნება.

ზეთის საერთო მაცივებელი უნარი წყლის მაცივებელ უნარზე უფრო დაბალია, მაგრამ ზეთში გაცივებისას სიჩქარის პიკი ენიშნელოვნად არის დაძრული მაღალი ტემპერატურებისკენ და 300°-ის ქვემოთ ზეთი საკმაოდ ნელა აცივებს. ეს წარმოადგენს ზეთის დიდ ლირსებას, რადგან გაცივების სიჩქარის იდეალური მრუდი სწორედ ამას თხოულობს.

ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადის წრთობისათვის ზე-



ნახ. 181. წრთობისათვის გაცივების კრიტიკული და იდეალური სიჩქარის მრუდები.



ნახ. 182. გაცივების სიჩქარე სხვადასხვა ტემპერატურაზე: ა—წყალი; ბ—ზეთი.

თი უვარგისია გაცივების მცირე სიჩქარის გამო 600—400° ინტერვალში. ლეგირებული ფოლადისათვის, როგორც ვიცი, „ესისმაგვარო“ მრუდები მარჯვნივა დაძრული და წრთობის კრიტიკული სიჩქარეები მნიშვნელოვნად შეზღუდულია. ამიტომ ზეთი, როგორც მაცივებელი, თავისუფლად შეიძლება გამოვიყენოთ წრთობისათვის.

ცხრილი 26

სხვადასხვა არის მაცივებელი უნარი

მაცივებელი არე	მაცივებელი უნარი	მაცივებელი არე	მაცივებელი უნარი
წყალი 20°	1.0	ზეთი მინერალური	0.21
" 60°	0.44	" მცენარეული	0.15—0.3
" 99°	0.07	ჰაერი	0.03
წყალი + 5% NaCl	1.12	გამდნარი მარილები (200°)	0.25—0.3
წყალი + 5% NaOH	1.17	გამდნარი ტყვია (335°)	0.05

შენიშვნა: გამდნარი მარილები და ლითონები ჩვეულებრივად გამოიყენება იზოთერმული წრთობისათვის.

სხვადასხვა მაცივებელი არის ერთმანეთთან შესადარებლად 20°-იანი წყლის მაცივებელი უნარი მიღებულია ერთეულად და ყველა დანარჩენ მაცივებელ არეს მას ადარებენ (ცხრილი 26).

7. ფოლადის შეწრთობადობა

შეწრთობადობის ქვეშ იგულისხმება ფოლადის უნარი მიიღოს წრთობა ზედაპირიდან მხოლოდ გარკვეულ სიღრმეზე, არაგამკოლად (განსხვავებით წრთობადობისაგან, რომელიც გულისხმობს ფოლადის უნარს საერთოდ მიიღოს წრთობა).

შეწრთობადობას ყოველ ცალკეულ შემთხვევაში განსაზღვრავს წრთობის სიღრმე. წრთობის სიღრმედ მიღებულია ის სიღრმე, სადაც ფოლადი გაცივების შემდეგ მიიღებს მარტენსიტულ და მარტენსიტულ-ტროსტიტულ (ე. წ. ნახევრად მარტენსიტულ) სტრუქტურას.

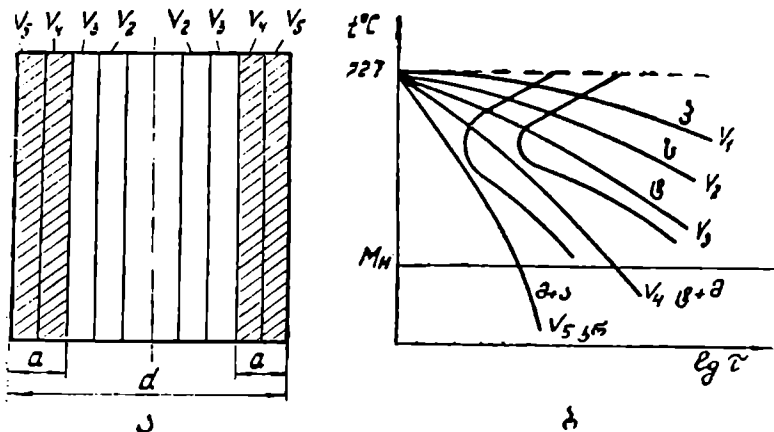
ერთი რომელიმე სიჩქარით გაცივებისას წრთობის სიღრმე დამოკიდებულია აღებული ფოლადის წრთობის კრიტიკულ სიჩქარეზე.

განვიხილოთ ცილინდრული ნაკეთი, რომელიც ცივდება წრთობის კრიტიკული სიჩქარით V_c . ცხადია, რომ ნაკეთის ზედაპირული შრე ამ სიჩქარით გაცივდება (ნახ. 183, ა), მაგრამ შემდეგი შრეების გაცივების სიჩქარე ნაკლები იქნება. პირობით შეიძლება ითქვას, რომ ნაკეთის ყოველ შრეს შეესაბამება გაცივების გარკვეული სიჩქარე, რომელიც ზედაპირიდან გულისაქენ მცირდება ($V_5 > V_4 > V_3 > V_2 > V_1$). ნახ. 183, ბ-ზე ვხედავთ, რომ V_5 სიჩქარით გაცივება მოგვცემს მარტენსიტულ სტრუქტურას (V_5 წრთობის კრიტიკული სიჩქარეა), ხოლო V_4 სიჩქარით გა-

ცივება—ტროსტიტულ-მარტენსიტულ სტრუქტურას (ნახევრად მარტენსიტულ სტრუქტურას). ამრიგად, გარკვეული ზედაპირული შრე, სადაც ვაცივების სიჩქარე არის რაღაც V_3 და V_4 , ნაწრთობი იქნება.

ნაკეთის დანარჩენ შრეებში თანმიმდევრობით მიიღება ტროსტიტულ-სორბიტულ-პერლიტური სტრუქტურა, რაც ზემოთხსენილი შეთანხმების თანახმად უწრთობ სტრუქტურად უნდა ჩაითვალოს. სწორედ ამაში მდგომარეობს შეწრთობადობის მოვლენა. როგორც ვხედავთ, წრთობის სიღრმე ამ შემთხვევაში არის a .

წრთობის სიღრმეს კარგად განსაზღვრავს სისალე. თუ იგივე ცილინ-



ნახ. 183. ფოლადის შეწრთობადობის ზოგადი დახასიათება.

ღრული ნაკეთის გრძივ კვეთში წრთობის შემდეგ გავზომავთ სისალებს, მივიღებთ შემდეგ სურათს (ნახ. 184). მრუდი 1 არის სისალის მრუდი, მრუდი 2 კი გვიჩვენებს ნახევრად მარტენსიტული სტრუქტურის სისალეს. როგორც ვხედავთ, ზედაპირიდან a სიღრმეზე ფოლადის სისალე ნახევრად მარტენსიტული სტრუქტურის სისალეზე მეტია, ე. ი. ადგილი აქვს წრთობას. შიგა შრეებში კი სისალე ნაკლებია, ე. ი. ნაკეთის გული უწრთობია. a აქაც არის წრთობის სიღრმე.

ცხადია, რომ, თუ მალეგირებელი ელემენტების გავლენით „ესის-მაგვარი“ მრუდები მარჯვნივ გადაადგილდება, წრთობის კრიტიკული სიჩქარე შესაბამისად შემცირდება (მაგალითად იქნება V_3 ან V_5), მაშინ ნაკეთში უფრო ღრმა შრეებიც იწრთობა—მიიღებს მარტენსიტულ და ნახევრად მარტენსიტულ სტრუქტურას. წრთობის სიღრმე, ანუ შეწრთობადობა გაიზრდება. იგივე მოხდება, თუ გავზრდით არის პაცივებელ უნარს, მაგალითად ზეთის მაგივრად ავიღებთ წყალს. თუ ნაკეთის დიამეტრი $2a$ -ს ტოლი იქნება, მაშინ იგი გამჭოლ

წრთობას მიიღებს. ასეთ დიამეტრის წრთობის კრიტიკული დიამეტრი $d_{კ}$ ეწოდება.

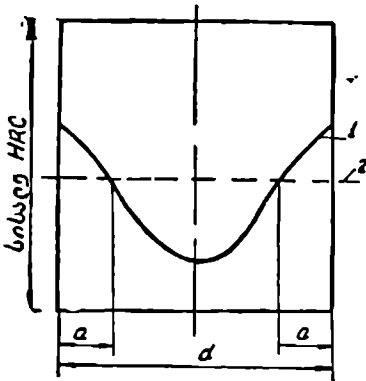
სხვაწარად რომ ვთქვათ, წრთობის კრიტიკული დიამეტრი აღებული ფოლადისათვის არის ის დიამეტრი, როგორც უზრუნველყოფს ნაკეთის გაცქილ წრთობას.

წრთობის კრიტიკული დიამეტრის სიდიდე დამოკიდებულია ფოლადის ქიმიურ შემადგენლობაზე და მაკივებელ არეზე.

რიგორც ზუსათ დავინახეთ, ფოლადის ლეგირებასთან ერთად, წრთობის კრიტიკული სიჩქარის შემცირების გამო, ძეწრთობადობა იზრდება, ე. ი. წრთობის კრიტიკული დიამეტრიც იზრდება.

ამ მოვლენას ძალიან დიდი არაქტიკული მნიშვნელობა აქვს. კერძოდ, ჩვეულებრივ, საიუალონახშირბადიან ფოლადში შეწრთობადობა საკმაოდ დაბალია, რადგან წრთობის კრიტიკული სიჩქარე ძალიან მაღალია.

წრთობის კრიტიკული დიამეტრი 20—25 მმ არ აღემატება, ე. ი. მხოლოდ 20—25 მმ განივკვეთის მქონე ნაკეთობებში მრვიდნთ განჭოლ წრთობას, უფრო დიდი ზომის დეტალებში კი გული ყოველთვის უწრთობი იქნება. ლეგირებულ ფოლადებში მცირდება წრთობის კრიტიკული სიჩქარე და შესაბამისად იზრდება წრთობის კრიტიკული დიამეტრი, რაც ამ ფოლადების ერთ-ერთ ღირსებას წარმოადგენს.



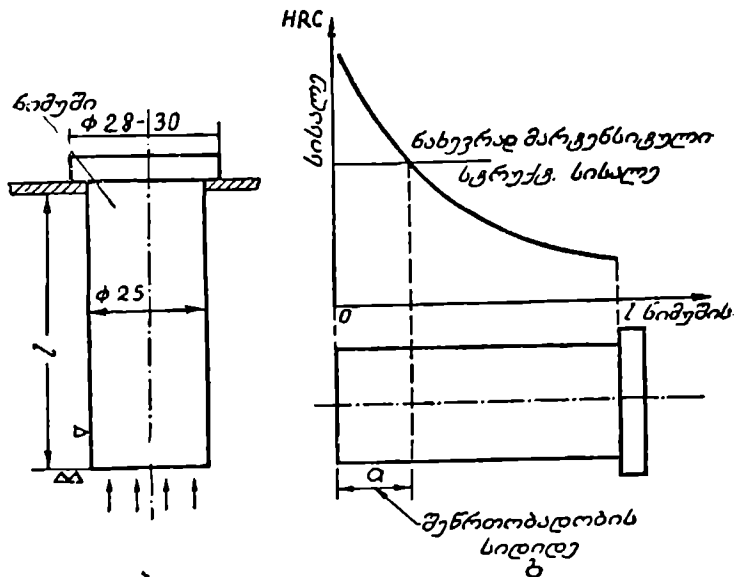
ნახ. 184. სისალის მრუდი და შეწრთობადობა

სხვადასხვა ხერხი არსებობს. მათგან ყველაზე ჯავრცელებულია ტორსული მეთოდი, რონელიც შემდგომში მდგომარეობს.

ცილინდრულ ნიმუშს ახურებენ წრთობის ტემპერატურამდე. ჩამოკიდებენ ვერტიკალურ მდგომარეობაში და ქვედა ტორსული ზედაპირიდან აცივებენ შხაპით (ნახ. 185). ასეთ მდგომარეობაში ნიმუში შეიძლება წარმოვიდგინოთ, როგორც რადიალურად ამოჭრილი ნიმუში დიდი ცილინდრული ნიმუშიდან, რომლის რადიუსი აღებული ნიმუშის სიგრძის ტოლია და რომელიც ცივდება გარეთა ცილინდრული ზედაპირიდან.

წრთობის შემდეგ ნიმუშის გასწვრივ, მსახველზე გაიზოჩება სისალე HRC და აიგება სისალის მრუდი (ნახ. 185). ამავ დიაგრამაზე გატარებულია ნახევრად მარტენსიტული სტრუქტურის სისალე აღებული ფოლადისათვის (მაგალითად, საშუალონახშირბადიანი ფოლადისათვის 0,5—0,6% ნახშირბადის შემცველობით, ნახევრად მარტენსიტული სტრუქტურის სისალე არის 50 HRC).

ცდით მიღებული სისალის მრუდი ნახევრად მარტენსიტული სისალის ხაზს გადაკვეთს. ამრიგად, ნიუძის ნაწილი, რომლის სისალე უფრო ხალალი იქნება, ვიდრე ნახევრად მარტენსიტული სტრუქტურის სისალე.



ნახ. 185. შეწრობადობის განსაზღვრა ტორსული მეთოდით.

ჩაითვლება ნაწრობად და მისი სიღრმე a იქნება წრობის სიღრმე შესაბამისად $2a$ იქნება წრობის კრიტიკული დიამეტრი $d_{კ}$ (ნახ. 185)

8. წრობის ხერხები

წრობის საბოლოო მიზანი უმეტეს შემთხვევაში არის მარტენსიტული სტრუქტურის მიღება. ამ მიზნის მიღწევა სხვადასხვა ხერხით შეიძლება, რაც მეტნაკლებ უპირატესობასთან არის დაკავშირებული. ქვემოთ განვიხილავთ პრაქტიკაში ყველაზე გავრცელებულ წრობის ხერხებს.

ა. წრობა ერთ მაცივებელში (განუწყვეტელი გაცივებით).

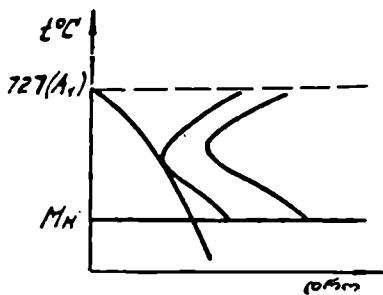
ნაკეთს ახურებენ წრობის ტემპერატურამდე და შემდეგ გადაიტანენ მაცივებელში, სადაც იგი განიცდის გაცივებას ოთახის ტემპერატურამდე (ნახ. 186). ნახშირბადიანი ფოლადებისათვის მაცივებელი არე ჩვილებრივად არის წყალი, ხოლო ლეგირებული ფოლადებისათვის — ზეთი.

ასეთი წრობის შედეგად მაცივებელი არის მაცივებელი უნარის შესაბამისად მოხდება გარდაქმნები და მივიღებთ წრობის გარკვეულ ეფექტს.

ერთ მაცივებელში წროთობას, განსაკუთრებით როდესაც ეს არის წყალი, გააჩნია ის ნაკლი, რომ დაბალ ტემპერატურულ ინტერვალში გაცივება დიდი სიჩქარით ხდება. როგორც ვიცით, ეს იწვევს ძაბვების წარმოქმნას და სტრუქტურული (წროთობის ეფექტის) თვალსაზრისით კი ზრულიად არ არის აუცილებელი.

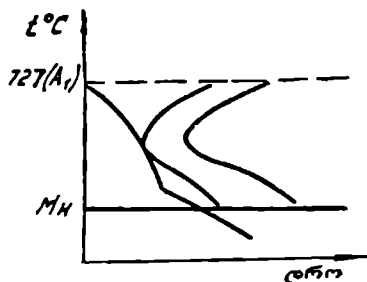
აღნიშნულის გამო ერთ მაცივებელში (წყალში) ამჟამად აწროთობენ მხოლოდ მარტივი ფორმის ნაკლებად საპასუხისმგებლო დეტალებს. რთული და საპასუხისმგებლო დეტალებისათვის კი მიმართავენ წროთობის სხვა ხერხებს.

ბ. წროთობა ორ მაცივებელში (წყვეტილი წროთობა). როგორც



ნახ. 186. წროთობა ერთ მაცივებელში.

ზეით განხილული მასალიდან ვიცით, წროთობის კრიტიკულ სიჩქარეს განსაზღვრავენ აუსტენიტის მინიმალური მდგრადობიდან გამომდინარე, მაგრამ ასეთი სიჩქარე საკიროა მხოლოდ 400°-მდე. შემდეგ კი შესაძლებელია და მიზანშეწონილიც არის, რომ გაცივების სიჩქარე შევამციროთ. ამ მოსაზრებათა საფუძველზე ნაკეთს ძლიერ მაცივებელში, მაგალითად წყალში, აცივებენ 400°-მდე შემდეგ კი გადააქვთ უფრო სუსტ მაცივებელში—ზეთში, სადაც გაცივების სიჩქარე ნაკლები იქნება (ნახ. 187). ზეთში გაცივების სიჩქარის მნიშვნელოვანი შემცირება ამ დროს მიმდინარე მარტენსიტულ გარდაქმნაზე გავლენას არ ახდენს, რადგან ეს უქანასკნელი გაცივების სიჩქარეზე დამოკიდებული თითქმის არ არის. საბაგიეროდ ნელი გაცივება თავიდან აგვაცილებს ძაბვების წარმოქმნას და ის ძაბვებიც, რომლებიც ადრე, სწრაფი გაცივების დროს წარმოიქმნება, ახლა მოიხსნება.



ნახ. 187. წყვეტილი წროთობა.

ასეთ წროთობას ხანდახან უწოდებენ „წროთობას წყალში, ზეთში გადავლებით“.

წყვეტილ წროთობას მიმართავენ, მაგალითად, მაღალნახშირბადი-

ანი საიარალო ფოლადისაგან დამზადებული საკრელი იარაღის საწრთობად.

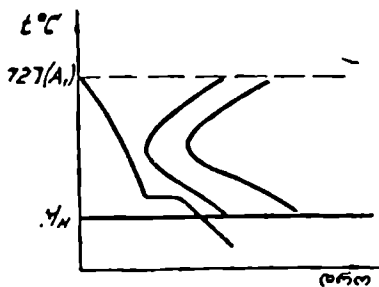
უნდა აღინიშნოს, რომ წყვეტილი წრთობა მოითხოვს დიდ გამოცდილებას, რადგან ზუსტად უნდა იქნას დადგენილი და შესრულებული პირველ მაცივებელში დაყოვნების დრო ან, უფრო სწორად რომ ვთქვათ გაცივების ტემპერატურული ზღვარი.

თუ დაყოვნების დრო საკიროზე ნაკლები აღმოჩნდება, ტემპერატურა 400° -ზე მაღალი იქნება და მეორე მაცივებელში გადატანისას, გაცივების მცირე სიჩქარის გამო, მოხდება აუსტენიტის ფერიტ-პერლიტური გარდაქმნა, ანუ წრთობის სასურველ ეფექტს ვერ მივიღებთ.

თუ პირველ მაცივებელში დაყოვნების დრო მეტად დიდი იქნება, ნაკეთის ტემპერატურა დაიწვეს მარტენსიტულ გარდაქმნამდე და თუკი ეს გარდაქმნა მოხდა, მეორე მაცივებელში გადატანა უაზრო იქნება.

გ. საფეხურიით წრთობა. საფეხურიით წრთობა არსებითად წყვეტილი წრთობის სახესხვაობაა. საფეხურიით წრთობა მდგომარეობს იმაში, რომ წრთობის ტემპერატურამდე გახურებულ ნაკეთს გადაიტანენ გამდნარი მარილის აბაზანაში, რომლის ტემპერატურა რამდენადმე აღემატება მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურას. მაცივებელ არეში დაყოვნების დრო განისაზღვრება იქიდან გამომდინარე, რომ ტემპერატურა ნაკეთის განიკვეთში უნდა გათანაბრდეს, მაგრამ აუსტენიტის ბეინიტური გარდაქმნა არ უნდა მოხდეს. ამრიგად, აბაზანაში გაცივების დროს არსებითად გარდაქმნა არ მიმდინარეობს და შენარჩუნებულია გადაცივებული აუსტენიტი. ამის შემდეგ გაცივების სიჩქარე ნებისმიერ შემთხვევაში იყოს; ჩვეულებრივად აწარმოებენ ჰაერზე გაცივებას (ნახ. 188). სწორედ ამ დროს მიმდინარეობს მარტენსიტული გარდაქმნა.

საფეხურიით წრთობის ძირითადი უპირატესობაა უსინთეზო ნარჩენი ძაბვები, რომლებიც დაყოვნების დროს მოიხსნება და შემდეგინელი გაცივების დროს აღარ წარმოიქმნება. გარდა ამისა, დაყოვნების დროს აწარმოებენ ნაკეთობათა სწორებას, იყენებენ რა გადაცივებული აუსტენიტის მაღალ პლასტიკურობას და დიდ საინკუბაციო დროს. საფეხურიით წრთობა წყვეტილ წრთობასთან შედარებით უფრო ადვილი შესასრულებელიც არის.

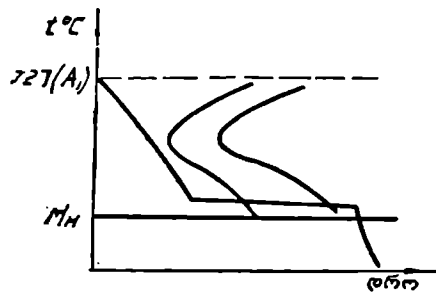


ნახ. 188. საფეხურიით წრთობა.

ნაკლს წარმოადგენს ის, რომ რადგან თავიდანვე გაცივება ხდება გაქმნარი მარილის აბაზანაში, გაცივების სიჩქარე შედარებით მცირეა, ამიტომ დიდი ზომის დეტალებში

აუსტენიტი მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურამდე შეიძლება არ გადაცივდეს და განაცადოს დიფუზიური დაჰლა, ანუ დეტალი არ იწრთობა.

დ. იზოთერმული წრთობა. იზოთერმული წრთობის დროს, წრთობის ტემპერატურამდე გახზრებულ ნაკეთს აგრეთვე აცივებენ მარტილის აბაზანაში, რომლის ტემპერატურა რამდენადმე აღემატება მარტენსიტული გარდაქმნის საწყის ტემპერატურას, მაგრამ დაყოვნების დრო უნდა უზრუნველყოფდეს აუსტენიტის სრულ დიფუზიურ დაშლას. რადგან ეს დაყოვნება ხდება ბეინიტურ ინტერვალში, აუსტენიტის დიფუზიური დაშლის შედეგად მივიღებთ ბეინიტურ სტრუქტურას.



ნახ. 189. იზოთერმული წრთობა.

ამის შემდეგ გააცივების სიჩქარეს გადამწყვეტი მნიშვნელობა აღარ აქვს და გააცივებას ვაწარმოებთ ჰაერზე (ნახ. 189).

მიღებული ბეინიტი საკმაოდ კარგ სიბლანტესთან ერთად ხასიათდება მაღალი სისალით (50—55 HRC), ამიტომ იზოთერმული წრთობა და მისი შედეგი ხშირად მიზანშეწონილია. იზო-

თერმული წრთობის შემდეგ მოშვებას აკირო აღარ არის.

იზოთერმული წრთობა ამჟამად მანქანათა ნაწილების თერმული დამუშავების საკმაოდ გავრცელებული ხერხია.

ე. წრთობა თვითმოშვებით. ჩვეულებრივი წრთობისა და მოშვების შემდეგ ნაკეთი თავის სიგრძეზე ხასიათდება ერთნაირი თვისებებით.

ისეთი იარაღისათვის, რომელიც დარტყვითი დატვირთვების პირობებში მუშაობს (მაგალითად, ლოჯები), თვისებათა ასეთი განაწილება ხელსაყრელი არ არის. ამ შემთხვევაში უფრო მიზანშეწონილია, რომ იარაღის სამუშაო ნაწილიდან ბოლოსაკენ სისალე თანდათან მცირდებოდეს.

თვისებათა ასეთ განაწილებას ადვილად აღწევენ, როდესაც აწარმოებენ წრთობას თვითმოშვებით.

წრთობა თვითმოშვებით შემდეგში მდგომარეობს. ნაკეთს მთლიანად ახურებენ წრთობის ტემპერატურამდე, შემდეგ კი აცივებენ მხოლოდ მის სამუშაო ნაწილს. აქ ხდება წრთობა მარტენსიტულ სტრუქტურაზე. ამის შემდეგ ნაკეთს ამოიღებენ მაცივებიდან და დაყოვნებენ ჰაერზე. იწყება საბუთაო ნაწილის თანდათანობითი გახურება ტანის სითბოს ხარჯზე, ანუ მოშვება. მოშვება შეიძლება ნებისმიერ ტემპერატურაზე. საკირო ტემპერატურის მიღწევისთანავე ნაკეთი მთლიანად ცივდება წყალში,

მოშვების ტემპერატურას აკონტროლებენ ქალაქ ფერებით. კონტროლის ეს ხერხი, რასაკვირველია, ნაკლებად ზუსტია, მაგრამ მაინც იძლევა დამაკმაყოფილებელ შედეგს. ქალაქ ფერები დაალოებით შეიძლება ტემპერატურებს შეესაბამება: ღია ყვითელი — 22°, ჩალისფერი — 240°, ნარინჯისფერი — 260°, წითელი — 270°, იისფერი — 280°, ლურჯი — 295°, ღია ლურჯი — 315°, რუხი — 330°.

იარაღის სამუშაო ნაწილის ქალაქ ფერი (ანუ მოშვების ტემპერატურა) განსაზღვრავს მია სისალეს. ცხადია, რომ ძაქსიალურ სისალეს იარაღი მიიღებს, როდესაც მოშვება მოხდება ჩალისფერ-ყვითელზე. ეს დაახლოებით შეესაბამება დაბალ მოშვებას. თუ სამუშაო ნაწილი ჩალისფერ-ყვითელია, მთელ ტანში ქალაქ ფერები თანმიმდევრობით განაწილდება. ყოველი შემდეგი ქალაქ ფერი უფრო მაღალი ტემპერატურის შანგებელია, ამიტომ სისალე მოშვების შედეგ ნაკლები იქნება. ამრიგად, მაქსიმალური სისალე ექნება სამუშაო ნაწილს, მინიმალური კი ბოლოს. თვით სამუშაო ნაწილის სისალეც შეიძლება ვარგეულიროთ გარკვეულ ქალაქ ფერის მიღებით. წრთობას თვითმოშვებით უკეთებენ აგრეთვე კბილანებს და სხვ.

ვ. წრთობა შეცივებით. წრთობას შეცივებით ძირითადად შიმართავენ მაშინ, როდესაც ხდება წრთობა უშუალოდ ცემენტაციის შედეგ. ცემენტაციის ტემპერატურა წრთობის ტემპერატურაზე მაღალია, ამიტომ ცემენტაციის შემდეგ ნაკეთს ოდნავ შეაცივებენ წრთობის ტემპერატურამდე, შემდეგ კი აწრთობენ.

ზ. ნათელი წრთობა. ჩვეულებრივი წრთობის დროს ნაკეთის ზედაპირი მეტ-ნაკლებად იფანგება და მუქდება, ამიტომ ჭრით დაძუშავების შემდეგ აუცილებლად ტოვებენ ნამეტს ხეხაზე და წრთობის შემდეგ აწარმოებენ ხეხას.

ნათელი წრთობის მიზანს შეადგენს ის, რომ ზედაპირმა არ განიცადოს რაიმე ცვლილებები და წინასწარ გახეხილი ზედაპირი უცვლელი დარჩეს წრთობის შემდეგ.

ნათელი წრთობის სხვადასხვა ხერხი არსებობს, მათგან ძირითადია ორი: ა) წრთობა კონტროლირებულ ატმოსფეროში გახურებით, ბ) წრთობა მარილის აბაზანაში გახურებით. ორივე მეთოდევაში გარემო არ იწვევს ფოლადის ენგვას ან გაუნახშირბადებას და ნაკეთის ზედაპირი ინარჩუნებს ხეხით მიღებულ ნათელ ფერსა და ბზინვას.

მ. სიცივით დამუშავება

თუ ფოლადში ნახშირბადის რაოდენობა დაახლოებით 0,6% -ზე მეტია, მარტენსიტული გარდაქმნის დამთავრების ტემპერატურა M_x ნულზე დაბლა იწვევს. განსაკუთრებით დაბლა იწვევს M_x მალეკირებელ ელემენტების გაჯლენით. მაშინ წრთობის შემდეგ სტრუქტურაში მარტენსიტთან ერთად გვაქვს ნარჩენი აუსტენიტი მით მეტი რაოდენობით, რაც უფრო დაბალია M_x .

მარტენსიტთან ერთად სტრუქტურაში ნარჩენი აუსტენიტის არსებობა მნიშვნელოვნად ადაბლებს ფოლადის სისალეს. ამიტომ, თუ ნაკეთს მოეთხოვება განსაკუთრებით მაღალი სისალე, წრთობის შემდეგ მიმართავენ სიცივით დამუშავებას—ნაკეთს აცივებენ 0° ქვემოთ, ე. ი. მის ტემპერატურას უახლოვებენ M_{κ} წერტილს. ამ დროს ნარჩენი აუსტენიტის თანდათან გადადის მარტენსიტში და მით მეტი რაოდენობით, სიცივით დამუშავების ტემპერატურას რაც უფრო მეტად მივუახლოვებთ M_{κ} წერტილს. შესაბამისად სისალე იზრდება. ამასთან ერთად ვალწვეთ ზომათა სტაბილიზაციას.

სიცივით დამუშავების ტემპერატურა, როგორც ვთქვით, დამოკიდებულია M_{κ} -ზე, M_{κ} თავის მხრივ დამოკიდებულია ფოლადის ქიმიურ შემდგენილობაზე—ნახშირბადისა და მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობაზე.

სიცივით დამუშავება უნდა ხდებოდეს უშუალოდ წრთობის შემდეგ. დაყოვნება ოთახის ტემპერატურაზე იწვევს ნარჩენი აუსტენიტის სტაბილიზაციას, მისი მდგრადობის გაზრდას და შემდეგ, მოგვიანებით სიცივით დამუშავება სასურველ შედეგს აღარ გვაძლევს. ასევე უარყოფითად მოქმედებს სიცივით დამუშავების ეფექტზე მოშვება. კარგი შედეგის მისაღებად წრთობის შემდეგ უნდა მოვახდინოთ სიცივით დამუშავება და შემდეგ კი დაბალი მოშვება. სიცივით დამუშავებისათვის, როგორც წესი, გამოიყენება ტემპერატურები (-80°) – (-120°) . ასეთი ტემპერატურების მისაღებად მიმართავენ მყარ ნახშირორჟანგს, ე. წ. მშრალ ყინულს (-78°) ან თხევად აზოტს (-195°) .

სიცივით დამუშავებას ჩვეულებრივად იყენებენ მაღალნახშირბადიანი ფოლადისაგან საჭრელი იარაღის დამზადების ტექნოლოგიაში და აგრეთვე ლეგირებული ფოლადების შემთხვევაში.

10. თერმომექანიკური დამუშავება

თერმომექანიკური დამუშავება ფოლადის თვისებების გაუმჯობესების შედარებით ახალი ხერხია.

თერმომექანიკური დამუშავება მდგომარეობს იმაში, რომ ფოლადს აუსტენიტურ მდგომარეობაში დეფორმაციის საშუალებით მიანიჭებენ ციკპედვას და შემდეგ აწრთობენ. არსებობს თერმომექანიკური დამუშავების ორი ხერხი: ა) გახურება A_{κ} -ის ზემოთ, სრულ აუსტენიტურ გარდაქმნამდე, პლასტიკური დეფორმაცია $50-90\%$ -ის სიდიდით და შემდეგ შვეთრი წრთობა. წრთობის შედეგ მიმართავენ დაბალ $(100-150^{\circ})$ მოშვებას. ასეთ დამუშავებას ეწოდება მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავება; ბ) გახურება A_{κ} -ის ზემოთ, მცირე შეცივება, მიღებული გადაცივებული აუსტენიტის პლასტიკური დეფორმაცია $30-50\%$ -ის სიდიდით და შემდეგ წრთობა; წრთობის შემდეგ დაბალი მოშვება. ასეთ

დამუშავებას ეწოდება დაბალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავება.

სხვა სახის თერმულ დამუშავებასთან შედარებით თერმომექანიკური დამუშავების უპირატესობა მდგომარეობს იმაში, რომ მიიღება მნიშვნელოვნად გადიდებული სისალისა და სიმტკიცის მაჩვენებლები. ამავე დროს სიბლანტე და პლასტიკურობის მაჩვენებლები ან უცვლელი რჩება, ან კიდევაც უმჯობესდება (სხვა პირობებში, სიმტკიცის ზრდას, როგორც წესი, თან ახლავს პლასტიკურობისა და სიბლანტის გაუარესება).

თვისებათა ასეთი ცვლა იშვიათია და ამავე დროს მეტად მიზანშეწონილი.

თვისებათა ასეთ ხელსაყრელ შეხამებას მიაწერენ ძალიან წვრილმარცვლოვან ტექსტურულ მარტენსიტს, რომელიც მიიღება ციენაქედი წვრილმარცვლოვანი, ტექსტურული აუსტენიტის გარდაქმნის შედეგად. მარტენსიტის „ნემსების“ სიდიდე ამ შემთხვევაში (2--4)-ჯერ უფრო მცირეა, ვიდრე ჩვეულებრივ მარტენსიტში.

11. თერმომავნიტური დამუშავება

თერმომავნიტური დამუშავება ფოლადის თვისებათა გაუმჯობესების კიდევ უფრო ახალი ხერხია. იგი მდგომარეობს იმაში, რომ, როდესაც წრთობის პროცესში მიმდინარეობს აუსტენიტის მარტენსიტული გარდაქმნა, ნაკეთზე მოქმედებენ მძლავრი ელექტრომავნიტური ველით.

ელექტრომავნიტური ველი იწვევს მარტენსიტული ნემსების დაწვრილებას და ტექსტურირებას; ნაწრთობი ფოლადის თვისებები, განსაკუთრებით სიბლანტე, მნიშვნელოვნად უმჯობესდება. ზოგიერთ შემთხვევაში დამუშავების ორივე ხერხი ერთდროულად გამოიყენება. მიიღება შესანიშნავი თვისებების მქონე ფოლადი.

12. ფოლადის დისპერსიული გასალევა

დისპერსიულ გასალეებას განიცდის ისეთი შენადნობები, სადაც მეორე კომპონენტი განსაზღვრული რაოდენობით იხსნება პირველში, მხოლოდ ტემპერატურის ვარდნასთან ერთად ხსნადობის ზღვარი მცირდება (იხ. § 22, ნახ. 102).

წრთობის შედეგად ასეთ შენადნობებში ფიქსირებულია ერთგვაროვანი მყარი ხსნარი, მაგრამ ეს ხსნარი გადაჯერებულია, ამიტომ ხანგრძლივი დროის განმავლობაში ან მცირე ვახურებისას (მოშვებისას) იწყება ქარბი მეორადი ფაზების გამოკრისტალება. მეორადი ფაზების ნაწილაკები მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს ლითონის თვისებებზე: სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები საგრძნობლად მატულობს. მაგრამ თვისებათა ცვლა მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული ქარბი ფაზების დისპერსიულობაზე. თვისებათა აღნიშნულ ცვლას ადგილი აქვს მხოლოდ ძალიან წვრილდის-

პერსიული ნაწილაკების გამოყოფისას, უფრო ზუსტად რომ ვთქვათ, გამოყოფის პროცესის მომზადებისას. შემდეგ კი, როცა ნაწილაკები მთლიანად მოწყდება დედაფაზას, განსაკუთრებით როდესაც იწყება მათი კოაგულაცია (გამსხვილება), გასაღების ეფექტი მცირდება.

აღწერილობა პროცესმა მიიღო დისპერსიული გასაღების სახელწოდება (იხმარება აგრეთვე ტერმინი დაძველება).

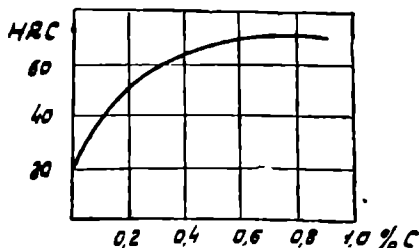
რკინის შენადნობებში დისპერსიული გასაღება ხდება, უპირველეს ყოვლისა, ძალიან მცირენახშირბადიან ფოლადებში, სადაც ფერიტში ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარის შემცირების გამო 0,02%-დან 0,008%-მდე გამოიყოფა ზესამეწული ცემენტითი Fe_3C_{II} (იხ. ნახ. 123). უფრო მაღალნახშირბადიან ფოლადში დისპერსიული გასაღების ეფექტი არ მელაენდება.

გარდა ამისა, დისპერსიული გასაღების ეფექტი მკვეთრად მელაენდება რთულლეგირებულ ფოლადებში. ამის საფუძველზე შემუშავებულია, მაგალითად, მხურვალმტკიცე ფოლადების მთელი ჯგუფი, რომელთა თვისებების გაუმჯობესება ხდება დისპერსიული გასაღებით—ხანგრძლივი მოშვებით წრთობის შემდეგ (იხ. § 64, 2).

ანალოგიური პროცესები მიმდინარეობს ალუმინის შენადნობთა დამუშავების დროს (იხ. § 68).

13. ნაწრთობი ფოლადის თვისებები

ნაწრთობი ფოლადი ხასიათდება მარტენსიტული სტრუქტურით, რომელსაც აქვს დიდი სისაღე და მინიმალური პლასტიკურობა და სიბლანტე. ნაწრთობი ფოლადის—მარტენსიტის სისაღე, უპირველეს ყოვლისა, დამოკიდებულია ნახშირბადის რაოდენობაზე (ნახ. 190). როგორც ვხედავთ, რაც უფრო მეტია ფოლადში ნახშირბადის რაოდენობა, მით მა-



ნახ. 190. მარტენსიტის სისაღე ნახშირბადისაგან დამოკიდებულებით.

ლალია მარტენსიტის სისაღე. ფოლადებში, რომლებშიც ნახშირბადის რაოდენობა ნაკლებია 0,3%-ზე სისაღე უმნიშვნელოა, ამიტომაც პრაქტიკულად ასეთ ფოლადებს არ აწრთობენ. ნახშირბადის დაახლოებით 0,5—0,6%-დან სისაღე ნახშირბადზე დამოკიდებული თითქმის აღარ არის და დაახლოებით 60—64 HRC აღწევს (600HB). სიმტკიცის ზღვარი საშუალოდ 140 კგ/მმ²-ია, დენადობის ზღვარი 100 კგ/მმ², ხოლო პლასტიკურობის მაჩვენებლები და დარტყმითი სიბლანტე თითქმის ნულოვანია. შედარებისათვის მოვიგონოთ, რომ ფოლადი 0,6% ნახშირბადის შემც-

ველობით წრთობის გარეშე ხასიათდება შემდეგი თვისებებით: $\sigma_6 = 69 \text{ კგ/მმ}^2$, $\sigma_8 = 41 \text{ კგ/მმ}^2$, $\delta_6 = 12\%$, $\psi = 30\%$, $HB = 255$.

14. წრთობის დეფექტები

წრთობის პროცესი უაღრესად რთული პროცესია. მისი შედეგი დამოკიდებულია მრავალ ისეთ ფაქტორზე, რომელთა ზუსტი აღნუსხვა და შემდეგ სწორად გათვალისწინება გაძნელებულია.

აღნიშნულის გამო წრთობას თან ახლავს სხვადასხვა სახის დეფექტები. განვიხილოთ ძირითადი მათგანი.

ა. დაბრეცა და ბზარები. ზემოთ იყო აღნიშნული, რომ როგორც გახურების, ისე გაცივების დროს ნაკეთის ზედაპირის და გულის ტემპერატურა სხვადასხვაა, ე. ი. არსებობს ტემპერატურული გრადიენტი, მით მეტი, რაც უფრო სწრაფად ხდება გახურება ან გაცივება, რაც უფრო დიდია ნაკეთის გაბარიტები, რაც უფრო დაბალია ლითონის თბოგამტარობა და სხვ.

წარმოქმნილი ტემპერატურული გრადიენტი თავის მხრივ იწვევს გამჭიმავი და მკუმშავი ძაბვების წარმოქმნას, რადგან ნაკეთის გარე და შიგა შრეებში განსხვავებულად მიმდინარეობს გაფართოება-შეკუმშვის პროცესი.

თერმული დამუშავების პროცესში ხდება როგორც ძაბვათა წარმოქმნა, ისე მათი გადანაწილება, ნაწილობრივი მოხსნა პლასტიკური დეფორმაციის ხარჯზე, მაგრამ დამუშავების ბოლოს გარკვეული სიდიდის ძაბვები მაინც რჩება და მათ ნარჩენ თერმულ ძაბვებს უწოდებენ.

გარდა ამისა, აუსტენიტის მარტენსიტული გარდაქმნის დროს მნიშვნელოვანი მოცულობითი ცვლილებების გამო წარმოიქმნება სტრუქტურული ძაბვები. სტრუქტურული და თერმული ძაბვების შეკრებისას შეიძლება ადგილი ქონდეს ჯამური ძაბვების შემცირებას ან გაძლიერებას, რაც დამოკიდებული იქნება ძაბვათა ნიშნებზე.

ნარჩენი ძაბვები ნაკეთის სხვადასხვა შრეებში შეიძლება იყოს მკუმშავი და გამჭიმავი.

წრთობის პროცესში წარმოქმნილი ძაბვები და ნარჩენი ძაბვები იწვევენ ნაკეთობათა დაბრეცას და თუ მათი სიდიდე აღემატება ლითონის სიმტკიცის ზღვარს — ბზარებს.

მკვეთრი გაცივების შედეგად წარმოქმნილ დაბრეცას უკანასკნელ ხანებში თვით თერმული დამუშავების პროცესში ასწორებენ.

ბზარების თვალსაზრისით განსაკუთრებით არასასურველია გამჭიმავი ძაბვები.

აღწერილი სახის დეფექტები მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული წრთობის პროცესის სწორ ჩატარებაზე. უპირველესად, გახურება უნდა წარმოებდეს ნაკეთის ზომის, ლითონისა და გახურების ტემპერატურის შესაბამისი სიჩქარით. გაცივების სიჩქარე არ უნდა აღემატებოდეს წრთო-

ბის კრიტიკულ სიჩქარეს. მაგალითად, თუ შესაძლებელია წრთობა ზეთში, არ უნდა ხდებოდეს წრთობა წყალში და სხვ. განსაკუთრებულად უნდა ექცეოდეს ყურადღება გაცივების სიჩქარეს მარტენსიტული გარდაქმნის მომენტში, როდესაც მას გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს ძაბვების წარმოქმნის თვალსაზრისით.

მნიშვნელობა აქვს აგრეთვე ნაკეთობათა სწორ ჩაძირვას მაცივებელში. დაბოლოს, განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს თავიდანვე ნაკეთობათა სწორ კონსტრუირებას—მანქანათა ნაწილები უნდა იყოს მაქსიმალურად სადა, უსარგებლო გართულებებისა და ნაირკედლიანობის გარეშე. ეს მიზანშეწონილია მანქანათა დამზადების მთელ ტექნოლოგიურ პროცესში—ნახევრად ნაშადის დანადგების (ჩამოსხმით, ქედვა-ტვიფრვით), მისი თერმული დამუშავებისა და აგრეთვე მისი კრით დამუშავების დროს.

ბ. ზედაპირის დაქანგვა და გაუნახშირბადება. ზემოთ იყო აღნიშნული, რომ თერმული დამუშავების უმრავლეს შემთხვევაში სახურებელი ან მაცივებელი არე გარკვეულ ქიმიურ ურთიერთობაში შედის ლითონთან და იწვევს მის დაქანგვას, გაუნახშირბადებას ან, პირიქით, დანახშირბადებას.

ნაწრთობი ნაკეთის თვისებები ნებისმიერ აღნიშნულ შემთხვევაში მნიშვნელოვნად უარესდება.

აღნიშნულ დეფექტებთან ბრძოლის საუკეთესო გზა არის ნათელი წრთობა, როდესაც ნაკეთობათა გასახურებლად გამოიყენება კონტროლირებული ატმოსფერო ან გამდნარი მარილი.

ორივე შემთხვევაში გახურების ტექნოლოგიური პროცესი რამდენადმე რთულდება, მოითხოვს დამატებით დანადგარებს და ღონისძიებებს, სამაგიეროდ წრთობის შემდეგ მიიღება მაღალხარისხოვანი დეტალები. მეორე მხრივ საჭირო აღარ არის ნამეტი ხეხაზე და თვით ხენის პროცესი თერმული დამუშავების შემდეგ, რაც ერთგვარად აკომპენსირებს ნათელი წრთობისათვის გაღებულ ხარჯებს.

გ. არასაკმარისი სისალე. როგორც ვიცით, წრთობის მიზანია მაქსიმალური სისალის მიღება და თუ ეს მიზანი მიღწეული არ არის, ნაკეთი უვარგისია გამოყენებისათვის.

არასაკმარისი სისალის მიზეზი შეიძლება იყოს რამდენიმე. უპირველეს ყოვლისა, ეს არის გახურების არასაკმარისი ტემპერატურა, მაგალითად, ქვევტექტოიდურ ფოლადში ნაცვლად სრული წრთობისა ჩატარდა არასრული წრთობა; მარტენსიტთან ერთად სტრუქტურაში არსებობს ფერიტი, სისალე მნიშვნელოვნად შემცირებულია. მეორე შემთხვევაში არასაკმარისი სისალის მიზეზი შეიძლება იყოს გაცივების დაბალი სიჩქარე—ნაკლები აღებული ფოლადის წრთობის კრიტიკულ სიჩქარეზე. მაშინ აუსტენიტი მოხდება დიფუზიური ფერიტ-პერლიტური დაშლა მანამდე, ვიდრე დაიწყებოდეს მარტენსიტული გარდაქმნა.

თუ არასაკმარისი სისალე მოშვების შემდეგ წარმოიქმნა, გადიდებული ყოფილა მოშვების ტემპერატურა და მარტენსიტმა განიცადა დაშლა.

სამივე შემთხვევაში წუნის გამოსწორება შესაძლებელია ნაკეთის ხელახალი სწორი თერმული დამუშავებით.

დ. გადიდებული სიმყიფე. გადიდებული სიმყიფე, როგორც წესი, გამოწვეულია ფოლადის გადახურებით ან გადაწვით. თუ სიმყიფე გამოწვეულია გადახურებით, მისი მიზეზი არის მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურა, რომელიც გადახურების დროს წარმოიქმნება.

ასეთი დეფექტის გამოსწორება შესაძლებელია ხელახალი სწორი წრთობით:

თუკი სიმყიფე გამოწვეულია გადაწვით, აუსტენიტის მარცვლები ძალიან გაზრდილია, საზღვრები მნიშვნელოვნად დაქანგული—დეფექტის გამოსწორება აღარ შეიძლება.

ე. რბილი ლაქები ნაკეთის ზედაპირზე. ზოგიერთ შემთხვევაში ნაწრთობი ნაკეთის სისალე ზედაპირზე არათანაბარია, სალ ზედაპირზე არსებობს რბილი ლაქები (ე. წ. ლაქებიანი წრთობა). ეს ვეაძლევს ნაკეთის თვისებების უთანაბრობას და ასეთი ნაკეთი გამოყენებისათვის უვარგისია.

რბილი ლაქების წარმოქმნის მიზეზი შეიძლება იყოს ან გამოსავალი სტრუქტურის უთანაბრობა, ან გახურება-გაცივების უთანაბრობა, გამოწვეული ხენჯის არსებობით, დეტალების ურთიერთშეხებით, არასწორი ჩაძირვით მაცივებელში, ორთქლის პერანგის წარმოქმნით მაცივებელში და სხვ.

თუ არსებობს სტრუქტურის უთანაბრობის საშიშროება, მაგალითად, ფერიტის მარცვლების მსხვილი წარმონაქმნების არსებობა, თავიდანვე საჭიროა სტრუქტურის გამოსწორება. ამისათვის ხშირად (განსაკუთრებით ლეგირებული ფოლადების შემთხვევაში) წრთობის წინ მიმართავენ სტრუქტურის გაუმჯობესებას—ნორმალისაციას. თუ რბილი ლაქების მიზეზი მხოლოდ არათანაბარი გახურება-გაცივებაა, დეფექტი გამოსწორდება სწორად ჩატარებული წრთობით.

§ 51. მ რ შ ვ ე ბ ა

მოშვება, როგორც ვიცით, თერმული დამუშავების საბოლოო სახეა. იგი არასოდეს არ ტარდება დამოუკიდებლად, არამედ ყოველთვის წარმოებს წრთობის შემდეგ.

ნაწრთობი ნაკეთის მოშვებაზე მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული მისი საბოლოო თვისებები.

მოშვების შედეგებს ძირითადად განაპირობებს მოშვების ტემპერატურა და დაყოფნება ამ ტემპერატურაზე.

ზოგადად შეიძლება ითქვას, რომ მოშვების დროს ხდება გახურება Ac_1 კრიტიკული ტემპერატურის ქვემოთ, დაყოვნება და გაცივება. მაგრამ მოშვების მიზანი შეიძლება იყოს ორგვარი: პირველი, როდესაც მოშვების დროს უნდა მოხდეს მხოლოდ ძაბვების მოხსნა, და მეორე, როდესაც საჭიროა ზოგიერთი სტრუქტურული ცვლილებებიც, რათა წრთობით მიღებული თვისებები რამდენადმე შეიცვალოს.

ამის მიხედვით არჩევენ ორი სახის მოშვებას—დაბალს და მაღალს.

ა. დაბალი მოშვება. როგორც ვთქვით, მიზანია მხოლოდ ძაბვების მოხსნა, რაიმე მნიშვნელოვანი სტრუქტურული გარდაქმნებისა და თვისებების შეცვლის გარეშე. მოშვების ტემპერატურა ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადისათვის ამ შემთხვევაში არ აღემატება 180° , ხოლო ლეგირებული ფოლადებისათვის კი 250° .

ასეთი ტემპერატურიდან მოშვების დროს ტეტრაგონული მარტენსიტი გადადის მოშვებულ, კუბურ მარტენსიტში. მისი სისალე თითქმის უცვლელი რჩება. ძაბვებისაგან ლითონი თავისუფლდება.

დაბალ მოშვებას აწარმოებენ ელექტროლუმებში ან ზეთის, ან მარილის აბაზანებში, რომლებიც კარგად უზრუნველყოფენ ტემპერატურის მუდმივობას. გაცივება ხდება ჰაერზე. ლუმელში დაყოვნება დამოკიდებულია ნაკეთობათა სიდიდეზე. ჩვეულებრივად მიღებულია დაყოვნება 2—3 წუთი ნაკეთის განივკვეთის ყოველ 1 მმ-ზე, მაგრამ საერთო დაყოვნება 30—40 წუთზე ნაკლები არ უნდა იყოს, პრაქტიკულად კი აიღებენ ერთ-ორ საათს. მარილის ან ზეთის აბაზანებში დაყოვნების დრო შეიძლება შემცირდეს. მოშვება, როგორც წესი, უნდა განხორციელდეს წრთობისთანავე.

დაბალი მოშვების სახესხვაობას წარმოადგენს ხელოვნური დაძველება.

ხელოვნური დაძველების მნიშვნელობა შემდეგში მდგომარეობს.

როგორც ვიცით, ნაწრთობი ფოლადის სტრუქტურა არამდგრადია. მართალია, ითვლება, რომ ოთახის ტემპერატურაზე იგი ხანგრძლივი დროის განმავლობაში უცვლელი რჩება, მაგრამ მცირეოდენი ცვლილებები, განსაკუთრებით თუნდაც უმნიშვნელო გახურებისას, გამორიცხული არ არის.

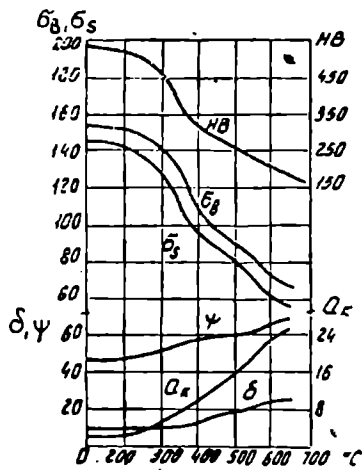
ცვლილებებში გამოიხატება იმით, რომ გარდაქმნას განიცდის ან მარტენსიტი, ან ნარჩენი აუსტენიტი. ორივე შემთხვევაში ეს დაკავშირებულია მოკულობის შეცვლასთან, ე. ი. ნაკეთის ზომების გადიდებასთან ან შემცირებასთან. ზომების შეცვლა ხდება აგრეთვე ნარჩენი ძაბვების თანდათან მოხსნის გამო.

აღწერილ მოვლენას განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს მაშინ, როდესაც საქმე გვაქვს ზუსტ საზომ იარაღთან ან რაიმე სხვა ზუსტ დეტალთან.

იმისათვის, რომ ასეთი სახის იარაღმა (ან რაიმე სხვა ნაქეთობამ) დროთა განმავლობაში არ შეიცვალოს ფორმა, მას უკეთებენ ზომათა სტაბილიზაციას—ხელოვნურ დაძველებას: 100—150°-ზე აყოფენებენ 25—30 საათის განმავლობაში. ასეთი დამუშავების შემდეგ ნებისმიერი დროის განმავლობაში ნაქეთის ზომები უცვლელი რჩება.

ბ. მაღალი მოშვება. წრთობის შედეგად მიღებული მარტენსიტი ხასიათდება ძალიან მაღალი სისალით, მაგრამ ამავე დროს მეტად მყიფეა. მაღალი მოშვების მიზანია წრთობით მიღებული სტრუქტურის ისეთნაირი შეცვლა, რომ სისალე რამდენადმე შემცირდეს, ხოლო სიბლანტე და პლასტიკურობის მაჩვენებლები გაიზარდოს. მაღალი მოშვების დროს სარგებლობენ იმით, რომ მარტენსიტული სტრუქტურა არამდგრადია და გახურებისას იგი იშლება ტროსტიტის წარმოქმნით. უფრო მაღალ ტემპერატურაზე ტროსტიტის მარცვლები მსხვილდება და ტროსტიტი გადადის სორბიტში. [მაღალი მოშვების ტემპერატურას აიღებენ 500—650°, იმისდა მიხედვით, თუ რომელი სტრუქტურის მიღება სასურველი—ტროსტიტის თუ სორბიტის.

წრთობისა და მაღალი მოშვების შედეგად მიღებულ სორბიტს და ტროსტიტს მოშვების სტრუქტურები ეწოდება. როგორც ზემოთ დავინახეთ, სორბიტის და ტროსტიტის სტრუქტურები შეიძლება მივიღოთ უშუალოდ წრთობითაც, ე. წ. ერთმაგი დამუშავებით, გაცივების სიჩქარის რეგულირებით. მაგრამ მოშვების სორბიტი და ტროსტიტი თავისი აგებულებით რამდენადმე განსხვავდება უშუალოდ წრთობით მიღებული სორბიტისა და ტროსტიტისაგან; მათ ახასიათებთ მარცვლოვანი აგებულება, ნაცვლად წრთობის სტრუქტურების ფირფიტოვანი აგებულებისა. ეს განაპირობებს გარკვეულ თვისობრივ უბირატესობას, განსაკუთრებით სიბლანტის თვალსაზრისით. გარდა ამისა, მაღალმოშვებული სტრუქტურები პრაქტიკულად მოკლებულია მოშვების ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით (ფოლადი 40).



ნახ. 191. მექანიკური თვისებების ცვლა მოშვების ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით (ფოლადი 40).

ამგვარად, შეიძლება ვთქვათ, რომ წრთობისა და მაღალი მოშვების შედეგად (ე. წ. ორმაგი დამუშავებით) მივიღებთ სტრუქტურებს თვისებათა საკმაოდ კარგი შეხამებით. ამიტომ წრთობა მარტენსიტზე და მაღალი მოშვება ტროსტიტზე ან სორბიტზე თერმული დამუშავების საკ-

მაოდ გავრცელებული ხერხია და მას გაუმჯობესება ეწოდება. გაუმჯობესებას განსაკუთრებით ხშირად მიმართავენ ლეგიონებული ფოლადების შემთხვევაში. თვისებათა ცვლა მოშვების ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით მოცემულია 191-ე ნახაზზე.

როგორც ვხედავთ, დაახლოებით 200°-მდე თვისებათა ცვლა უმნიშვნელოა, შემდეგ კი იგი საგრძნობი ხდება: სისალე და სიმტკიცის მაჩვენებლები მკვეთრად ეცემა, ხოლო პლასტიკურობა და სიბლანტე იზრდება.

გაუმჯობესების უპირატესობის ნათელსაყოფად მოწვასთან და ნორმალისაციასთან შედარებით ქვემოთ მოცემულია თვისებათა ცხრილი 40X ფოლადისათვის:

ცხრილი 27

40X ფოლადის ძირითადი მექანიკური თვისებები სხვადასხვა ხაზის თერმული დამუშავების შემდეგ

თერმული დამუშავების სახე	მექანიკური თვისებები				
	სიმტკიცის ზღვარი σ_b , კგ/მმ ²	დენადობის ზღვარი σ_s , კგ/მმ ²	უარდობითი წაგრძელება ϵ , %	უარდობითი შევიწროება ψ , %	დარტყმითი სიბლანტე A_k , კგ/მმ ²
მოწვა	65,6	36,4	21,0	53,5	5,6
ნორმალისაცია	75,4	45,0	20,9	56,0	7,8
გაუმჯობესება	87,6	76,5	22,5	67,5	16,8

როგორც ვხედავთ, გაუმჯობესების დროს უმჯობესდება ყველა თვისება, როგორც სიმტკიცის მაჩვენებლები, ისე პლასტიკურობის მაჩვენებლები და დარტყმითი სიბლანტე.

ცხრილი 28

მექანიკური თვისებები რაიმე დამუშავებისა და გაუმჯობესების შემდეგ

დამუშავების სახე	სიმტკიცის ზღვარი σ_b , კგ/მმ ²	დენადობის ზღვარი σ_s , კგ/მმ ²	უარდობითი წაგრძელება ϵ , %	უარდობითი შევიწროება ψ , %	დარტყმითი სიბლანტე A_k , კგ/მმ ²
ნებისმიერი გაუმჯობესება	100	60	6	15	1—2
	100	85	21	55	10—12

გარდა ამისა, გაუმჯობესების შედეგად მივიღებთ თვისებათა უფრო ხელსაყრელ შეფარდებას: იგივე სიმტკიცის დროს ყველა სხვა მაჩვენებელი გაუმჯობესების შემდეგ უფრო მაღალია, ვიდრე დამუშავების ნებისმიერ სხვა ხერხის შემდეგ, ამის კარგ ილუსტრაციას იძლევა 28-ე ცხრილი. სწორედ ამაშია გაუმჯობესების განსაკუთრებული უპირატესობა დამუშავების სხვა ხერხებთან შედარებით.

§ 52. ფოლადის ზედაპირული წართობა

ზოგიერთ შემთხვევაში, ნაკეთობათა საექსპლუატაციო პირობებიდან გამომდინარე, საჭიროა, რომ ზედაპირი იყოს სალი და ცვეთამდე, ხოლო ნაკეთი მთლიანად ამავე დროს ბლანტი. თვისებათა ასეთ შეხამებას მივიღებთ, თუ ნაკველად გამჭოლი წრთობისა ვაწარმოებთ ზედაპირულ წრთობას.

ზედაპირული წრთობის დროს სტრუქტურის, ე. ი. თვისებების ცვლილებებს განიცდის მხოლოდ ნაკეთის ზედაპირი გარკვეულ სიღრმეზე, ნაკეთის გულის სტრუქტურა კი უცვლელი რჩება.

ზედაპირული წრთობა დამყარებულია იმ პრინციპზე, რომ ნაკეთის გახურება წარმოებს ძალიან დიდი სიჩქარით, მოკლე დროში. ასეთ პირობებში ზედაპირული შრეების ტემპერატურა გადააქარბებს წრთობის კრიტიკულ ტემპერატურას, მივიღებთ აუსტენიტს, რომელიც სწრაფი გაცივების შედეგად იწრთობა—გადავა მარტენსიტში. გახურების მკირე დროის განმავლობაში ნაკეთის გულში სითბოს შეღწევა არ ხდება, ე. ი. რაღაც შრეში ტემპერატურა წრთობის კრიტიკულ ტემპერატურაზე ნაკლები იქნება, მაგრამ A_1 -ზე მეტი. ასეთ შრეში გაცივების დროს მოხდება არასრული წრთობა. დაბოლოს, ნაკეთის გულში ტემპერატურა სულ უმნიშვნელო იქნება და ამიტომ გული სრულიად არ იწრთობა. ამრიგად, ზედაპირზე მიიღება მარტენსიტული სტრუქტურა, გარდამავალ შრეში — მარტენსიტი + ფერიტი და გულში ფერიტისა და პერლიტის ნარევი.

გახურების ძალიან მკირე დროის გამო სტრუქტურული გარდქმნების უზრუნველსაყოფად აუცილებელი ხდება გახურების ტემპერატურის მნიშვნელოვანი გადიდება წრთობის კრიტიკულ ტემპერატურასთან შედარებით. ამ დროს თითქოს უნდა მოხდარიყო გადახურება, ე. ი. მარტელის ინტენსიური ზრდა, მაგრამ, როგორც დაეინახეთ ზემოთ (§ 40, ნახ. 150), რაც უფრო დიდი სიჩქარით ხდება გახურება, მით მალა მდებარეობს გარდაქმნის კრიტიკული წერტილები, შესაბამისად მით უფრო მალა ტემპერატურაზე დაიწყება მარტელის ზრდა.

მართლაც, ზედაპირული წრთობის დროს არასოდეს არ ვიღებთ მსხვილმარტელოვან გადახურებულ სტრუქტურას.

გახურების მეთოდის მიხედვით არჩევენ ზედაპირული წრთობის რამდენიმე ხერხს, მაგალითად, ზედაპირული წრთობა მალა სიხშირის დენით, ალით გახურებით, ელექტროლუმელში გახურებით, კონტაქტური ელექტროგახურებით და სხვ.

ამჟამად ყველაზე გავრცელებულია ზედაპირული წრთობა მალა სიხშირის დენით.

1. ზედაპირული წრთობა მალა სიხშირის დენით

ზედაპირული წრთობა მალა სიხშირის დენით შემდეგში მდგომარეობს. საწრთობ ნაკეთს (1) შოათავსებენ ინდუქტორში (2) (ნახ. 192). ინდუქტორი წარმოადგენს სპილენძის მილისაგან დამზადებულ ხეიას,

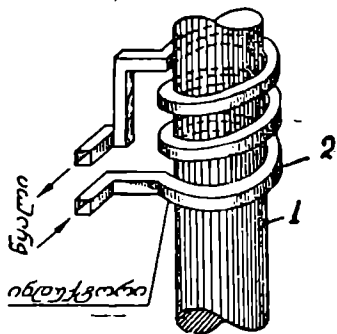
ბომელთანაც მოყვანილია მაღალი სიხშირის დენი. ინდუქტორის ირგვლებზე წარმოიქმნება ცვლადი ელექტრომაგნიტური ველი, რომლის გავლენით ნაკეთში აღიძვრება ცვლადი მეორეული დენი. დენის გავლის დროს გამტარში გამოიყოფა სითბო:

$$Q = 0,24 I^2 R t \text{ კალ,}$$

სადაც I არის დენის ძალა, R —გამტარის წინააღმდეგობა, ხოლო t —დენის გავლის დრო.

ამრიგად, ნაკეთი იწყებს გახურებას.

მეორე მხრივ, ცნობილია, რომ ზედაპირული ეფექტის (სპინეფექტის) გამო ცვლადი დენი გამტარის განივკვეთზე არათანაბრად ნაწილდება: გაცილებით მეტი—ზედაპირზე და უმნიშვნელო ნაწილი—გულში; ამიტომ პრაქტიკულად ითვლება, რომ ცვლადი დენი გადის მხოლოდ გამტარის ზედაპირზე, რაღაც δ შრეში. δ შრის სისქე დამოკიდებულია დენის სიხშირეზე.



$$\delta = 5000 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}},$$

სადაც ρ არის ლითონის კუთრი ელექტროწინააღმდეგობა, ომი·სმ;

μ — მაგნიტური შეღწევადობა, გაუსი/ერსტედი;

f —დენის სიხშირე, ჰერცი;

δ —დენის გავლის ზედაპირული შრის სისქე, სმ.

ნახ. 192. ზედაპირული წრთობა მაღალი სიხშირის დენით.

სიხშირე ჩვენ ელექტროქსელში

$f = 50$ ჰერცს, რაც მიჩნეულია დაბალ სიხშირედ. წრთობისათვის გამოიყენება მაღალი სიხშირის დენი სხვადასხვა სიხშირით, რომელიც აღწევს 1000000 ჰერცს.

ცხრილი 29

გამტარში მაღალი სიხშირის დენის გავლის ხილრმე სიხშირისაგან დამოკიდებულებით

დენის სიხშირე, ჰერცი	დენის გავლის სილრმე δ , მმ (20° C-ზე)
50	4,5
2500	0,64
8000	0,35
70000	0,12
1000000	0,032

როგორც ფორმულიდან ვხედავთ, რაც უფრო მეტია დენის სიხშირე, მით ნაკლებია ნაკეთის ზედაპირული შრე, რომელშიც ეს დენი განაწილდება და რომელიც ინტენსიურად ხურდება. მაგალითისათვის წარმოვდგენილია ცხრილი. სადაც ნაჩვენებია სხვადასხვა სიხშირის დროს დენის განაწილების სილრმე გამტარში (ცხრილი 29).

ტექნოლოგიური პროცესის დაგეგმარების დროს მხედველობაშია მისაღები ის ფაქტიც, რომ გახურების პირობები კიურის წერტილის (A_2) ქვემოთ სხვაა და მის ზემოთ კი სრულიად სხვა ხდება, რადგან მაგნიტური შეღწევადობა მკვეთრად ეცემა.

მაღალი სიხშირის დენის წყარო ორი სახისაა: მანქანური გენერატორი (სიხშირე დაახლოებით 500-მდე ჰერცი) და ელექტრონმილაკიანი გენერატორი (სიხშირე 1000000-მდე ჰერცი).

პრაქტიკაში მეტი გამოყენება ჰპოვა ელექტრონმილაკიანი გენერატორმა. მანქანური გენერატორები გამოიყენება მაშინ, როდესაც საწოთობია შედარებით დიდი ზომის დეტალები საკმაოდ დიდ სიღრმეზე (ამ დეტალების განვითარება გვაძლევს შესაძლებლობას მაღალი სიხშირის დენი გამოვიყენოთ გამკოლი წოთობისათვის, ან გამკოლი გახურებისათვის რაიმე სხვა დანიშნულებით, რაც მთელ რიგ შემთხვევებში გარკვეულად მიზანშეწონილია).

როგორც ვთქვით, მაღალი სიხშირის დენი პირველად გაივლის ინდუქტორში. ინდუქტორი სპილენძის მილისაგან არის დამზადებული. რადგან სპილენძის წინააღმდეგობა ძალიან მცირეა, დენის გავლის დროს იგი არ ხურდება, მაგრამ ინდუქტორში მოთავსებული ფოლადის დეტალი ხურდება და სითბოს ინდუქტორსაც გადასცემს. ამიტომ ინდუქტორში განუწყვეტლივ ცირკულირებს მაცივებელი წყალი, რომელიც აცივებს მას. ინდუქტორი შეიძლება იყოს ერთხვიოანი ან მრავალხვიოანი. ინდუქტორები მრავალი ფორმისა არსებობს. იდეალურ შემთხვევაში ინდუქტორის კონტური უნდა შეესაბამებოდეს ნაკეთის კონტურს, მაშინ ნაკეთის გახურება ყველგან ერთსა და იმავე სიღრმეზე მოხდება და წოთობაც შედარებით თანაბარი იქნება. მაგრამ ასეთი ინდუქტორების დამზადება მით უფრო ძნელია, რაც უფრო რთულია ნაკეთის გარეთა კონტური. ეს, ცხადია, აძვირებს პროცესს, რადგან ყოველი ნაკეთისათვის საკუთარ ინდუქტორს მოითხოვს.

მაღალი სიხშირის დენით წოთობის დროს არსებობს გაცივების ორი ხერხი. პირველ შემთხვევაში გახურებულ ნაკეთს პირდაპირ ჩაადგებენ მაცივებელში, როგორც ჩვეულებრივი წოთობის დროს.

მეორე შემთხვევაში ნაკეთის გაცივება ხდება მაცივებელი სითხის მოსხურებით. ამისათვის არსებობს სპეციალური მოწყობილობა—სპრეიერი. სპრეიერს ჩვეულებრივად ინდუქტორის მსგავსი ფორმა აქვს, მხოლოდ შიგა ზედაპირზე აქვს მრავალი წვრილი ხვრეტი, საიდანაც გამოდის მაცივებელი სითხე. ინდუქტორში გახურების შემდეგ ნაკეთი გადადის სპრეიერში და აქ ცივდება. პრაქტიკულად ეს ხორციელდება ორნაირად—ერთდროული გახურება-გაცივებით და თანმიმდევრული გახურება-გაცივებით.

პირველ შემთხვევაში ჯერ მთელი ნაკეთი (ან მისი ის ნაწილი, რომელსაც წოთობა ესაქიროება) თავსდება ინდუქტორში, სადაც განიც-

დის გახურებას. შემდეგ იმავე ადგილზე თავსდება სპრეიერი (ზოგ შემთხვევაში ნაკეთის გადაადგილებით, ზოგჯერ კი ინდუქტორის და სპრეიერის გადაადგილებით). სპრეიერში ნაკეთი ცივდება. თუ გვაქვს გრძელი დეტალები, მაგალითად, ლილვები, მათი წრთობა მაღალი სიხშირის დენით თანმიმდევრული მეთოდით ხორციელდება. წრთობის დროს ლილვი ინდუქტორისა და სპრეიერის მიმართ განუწყვეტლივ გადაადგილდება. ამრიგად, ლილვის ნაწილები თანმიმდევრობით ინდუქტორში ხურდება, ხოლო სპრეიერში—ცივდება. ტექნოლოგიურად წრთობის ასეთი ხერხი ხელსაყრელია, მაგრამ იგი ზედაპირზე თვისებათა მაინცდამაინც დიდ თანაბრობას არ იძლევა.

მაღალი სიხშირის დენით წრთობა განსაკუთრებით ხელსაყრელია მაშინაც, როდესაც საწრთობია ნაკეთის მხოლოდ ზოგიერთი ადგილები. მაგალითად, მუხლა ლილვების ყელები, გამანაწილებელი ლილვების შუშტები და სხვ. ამ შემთხვევაში ადვილია საჭირო ნაწილებში ადგილობრივი გახურებაც და ადგილობრივი გაცივებაც, რისთვისაც არსებობს სპეციალური დანადგარები.

მაღალი სიხშირის დენით წრთობის შემდეგ, როგორც წესი, მიმართავენ დაბალ მოშვებას. მოშვების ტემპერატურა აქ რამდენადმე უფრო დაბალია (150—180°), ვიდრე ჩვეულებრივი წრთობის შემდეგ. მოშვების დრო 1—2 საათია. შეიძლება გამოყენებულ იქნეს წრთობა თვით-მოშვებით. ამ დროს გაცილებით უფრო მალე და სრულყოფილად ხდება ძაბვების მოხსნა. სხვა უპირატესობასთან ერთად, მაღალი სიხშირის დენით წრთობის შემდეგ სისალე როკველის 2—3 ერთეულით მეტია.

როგორც ზემოაღწერილიდან ჩანს, ზედაპირულ წრთობას მაღალი სიხშირის დენით მიმართავენ მაშინ, როდესაც საჭიროა წრთობის მცირე და სრულიად გარკვეული სიღრმე. წრთობის საჭირო სიღრმის დაცვაში გარკვეულად ხელს გვიშლის თვითონ ნაკეთის ლითონი. იმისათვის, რომ ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადში, მაგალითად 45, 50, 55-ში, მაღალი სიხშირის დენით გახურებისას აუსტენიტი მივიღოთ ძალიან მცირე შრეში (1—2 მმ), უფრო ღრმად კი ტემპერატურა კრიტიკულზე დაბალი დარჩეს, საჭიროა გახურების უმნიშვნელოდ მცირე დრო, რათა სითბომ ვერ მოასწროს შიგ შეღწევა. მაგრამ ასეთ მცირე დროში ფაზური გარდაქმნა შეიძლება არ დამთავრდეს და ზედაპირულ შრეში მივიღებთ არასრულ წრთობას. პირიქით, თუ გახურების დროს გავადიდებთ, მაშინვე გაიზრდება წრთობის სიღრმე, რადგან სითბო ზედაპირული შრეებიდან შიგნით გადაეცემა. ამის თავიდან ასაცილებლად შემუშავებულ იქნა ფოლადის სპეციალური მარკები შემცირებული შეწრთობადობით. ასეთია, მაგალითად, ფოლადი 55ΠΠ (попущенная прокаливаемости), რომელიც საავტომობილო წარმოებაში გამოიყენება კბილანების დასამზადებლად.

შემცირებულ შეწრთობადობას აღწევენ ფოლადში შემავალი ელემენტების რაოდენობის შემცირებით. კერძოდ, $Mn < 0,2\%$; $Si < 0,2\%$;

$Cr < 0,1\%$; $Ni < 0,1\%$ (ეცით, რომ თითქმის ყველა ელემენტი „ესის-მაგვარ“ მრუდებს მარჯვნივ გადაადგილებს და შეწრობადობას აღი-ღებს).

ასეთი ფოლადის კბილანები ძალიან კარგად იღებენ წრობას მაღალი სიხშირის დენით და წარმოიქმნება თანაბარი ნაწრობი შრე ყოველი კბილის ზედაპირზე.

საერთოდ, ზედაპირულ წრობას ექვემდებარება ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადი ნახშირბადის $0,4\%$ და მეტი შემცველობით. ლეგირებული ფოლადების ზედაპირული წრობა მაინცდამაინც მიზანშეწონილი არ არის, რადგან გადიდებული შეწრობადობის გამო წრობის სიღრმე დიდი გამოდის.

საბოლოოდ შეიძლება ითქვას, რომ ზედაპირული წრობა მაღალი სიხშირის დენით მეტად პროგრესიული ტექნოლოგიური პროცესია.

უპირველეს ყოვლისა, აღსანიშნავია ის, რომ მაღალი სიხშირის დენით წრობის შემდეგ მიიღება ძალიან მაღალი თვისობრივი მახასიათებლები, უკეთესი, ვიდრე ჩვეულებრივი წრობის დროს. კერძოდ, სისალე რამდენადმე გადიდებულია (როკველის 2—3 ერთეულით), მეტია აგრეთვე სიმტკიცეც. ამავე დროს სიბლანტის ვარდნა შემცირებულია. შედარებით მაღალი მაჩვენებელი აქვს დაღლილობის ზღვარს; ზედაპირზე, როგორც წესი, მკუმშავი ძაბვებია.

მაღალი სიხშირის დენით წრობის დროს თითქმის მთლიანად გამორიცხული არის ქიმიური ზემოქმედება ლითონზე—არ ხდება ეანგვა და გაუნახშირბადება. ნაკეთის ზედაპირი წრობის შემდეგ საქმაოდ სუფთა გამოდის.

პროცესი იძლევა მექანიზაციისა და ავტომატიზაციის საშუალებას და ტექნოლოგიურ ნაკადში ჩართვის შესაძლებლობას; მნიშვნელოვნად იზრდება მწარმოებლობა და სხე.

მაღალი სიხშირის დენით წრობის ერთადერთი ნაკლი მდგომარეობს დანადგარის სიძვირეში, რის გამოც ეს პროცესი ჯერჯერობით ძირითადად გამოიყენება მასობრივ და სერიულ წარმოებაში, ხოლო ნაკლებად—ინდივიდუალურ წარმოებაში.

2. ზედაპირული წრობა ალით გახურებით

ზედაპირული წრობა ალით გაცილებით უფრო მარტივად ხორციელდება, ვიდრე მაღალი სიხშირის დენით. იგი არ მოითხოვს რაიმე განსაკუთრებულ დანადგარებს, იაფია. ამიტომაც, უფრო ხშირად მას მიმართავენ ინდივიდუალურ წარმოებაში ან სარემონტო სამუშაოების შესასრულებლად, განსაკუთრებით დიდი ზომის დეტალების ნემთხვევაში.

ალის მისაღებად ძირითადად გამოიყენება აცეტილენი ან ბუნებრივი აირი, რომლებიც მიეწოდება აირის სანთურაში, მხოლოდ სათანა-

დოდ შეცვლილი ბუნიკით, თუ დიდი სიგრძის ნაკეთია, აირის ბუნიკი ნაკეთის გასწვრივ გადაადგილდება და მას უკან მისდევს მაცივებელი სპრეიერი.

ალით ზედაპირული წრთობის დროს წრთობის სიღრმე შეიძლება ცვალოთ დიდ დიაპაზონში 1-დან 10 მმ-მდე.

ალით ზედაპირული წრთობის დადებითი მხარე მისი სიმარტივე და სიიაფეა, უარყოფითი მხარე გახურების ტემპერატურის რეგულირების სიძნელე, რაც ხშირად იწვევს ლითონის გადახურებას. ძნელია აგრეთვე წრთობის საჭირო სიღრმის დაცვა.

§ 53. ქიმიურ-თერმული დამუშავება

თერმული დამუშავების დროს, როგორც ვიცით, ადგილი აქვს სტრუქტურის ცვლილებას, რაც თავისთავად განპირობებს სასურველი თვისებების მიღებას. თვისებათა ცვლილების უფრო ფართო დიაპაზონს იძლევა ქიმიურ-თერმული დამუშავება, როდესაც ერთროულად იცვლება როგორც სტრუქტურა, ისე შენადნობის ქიმიური შედგენილობა. მაგრამ ქიმიური შედგენილობის შეცვლა ხდება ნაკეთის მხოლოდ ზედაპირულ შრეებში. ქიმიურ-თერმული დამუშავება იმაში მდგომარეობს, რომ ნაკეთის ზედაპირული შრეები მდიდრდება რაიმე ელემენტით, რომელიც ძირითადად ლითონში დიფუზიის მეოხებით შედის.

იმისათვის, რომ განხორციელდეს რაიმე ელემენტის შეჭრა ძირითად ლითონში, აუცილებელია სამი პირობა: 1. უნდა არსებობდეს სადიფუზიო ელემენტი აქტიურ ატომურ მდგომარეობაში, რადგან მხოლოდ ასეთ ატომს შეუძლია შეჭრა და დიფუზიური გადაადგილება ძირითად ლითონში. ამრიგად, უნდა მოხდეს რეაგენტის დისოციაცია, რათა წარმოიქმნას ხსენებული აქტიური ატომი.

2. ძირითადი ლითონის, კერძოდ ფოლადის, ზედაპირი უნდა ითვისებდეს, შთანთქმავდეს ამ აქტიურ ატომს, ანუ უნდა ხდებოდეს აბსორბიცია.

3. ფოლადის ზედაპირის მიერ აბსორბირებული სადიფუზიო ელემენტის ატომი უნდა შედიოდეს ნაკეთის სიღრმეში, ანუ უნდა ხდებოდეს ამ ელემენტის დიფუზია ძირითად ლითონში.

ამ სამი პირობის დაცვის გარეშე ქიმიურ-თერმული დამუშავება შეუძლებელია. პროცესზე გავლენას ახდენს აგრეთვე ამ პირობების შესრულების ხარისხი.

სადიფუზიო ელემენტის აქტიურ ატომებს ჩვეულებრივად მივიღებთ აირად არეში, მაღალ ტემპერატურაზე რეაგენტის დისოციაციის შედეგად. მიღებულ არეს ახასიათებენ თავისი აქტივობით. წარმოქმნილ აქტიურ ატომებს ითვისებს ძირითადი ლითონის ზედაპირი და გადასცემს მას სიღრმეში. თუ აქტიური ელემენტის ატომების ათვისება და მათი დიფუ-

ზია ლითონის სიღრმეში შედარებით შენელებულია, სადიფუზიო ელემენტის დიდი რაოდენობა თავს იყრის ნაკეთის ზედაპირზე, რაც შემდგომში ქიმიურ-თერმული დამუშავების პროცესს ანელებს. პირიქით, თუ ეს პროცესი გაცილებით უფრო სწრაფია, ვიდრე აქტიური ატომების წარმოქმნა, ქიმიურ-თერმული დამუშავების პროცესი თავიდანვე ნაკლებად ინტენსიური იქნება.

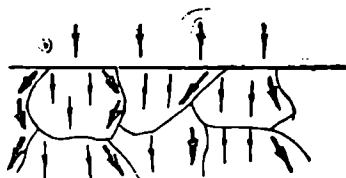
ზოგადად შეიძლება ითქვას, რომ ატომების მიდენა ძირითადი ლითონის ზედაპირთან და მისი გადაცემა სიღრმეში—დიფუზია რაღაც მსგავსი სიჩქარეებით უნდა ხდებოდეს.

ელემენტის ატომების გადაცემა სიღრმეში—დიფუზია დამოკიდებულია როგორც ამ ატომებისა და ძირითადი ლითონის ხასიათზე, ისე ტემპერატურაზე.

ელემენტის დიფუზია ძირითად ლითონში მიმდინარეობს ორი გზით: მარცვლების საზღვრებში (სასაზღვრო) და მარცვლების შიგნით (მოცულობითი), რაც სქემატურად გამოხატულია 193-ე ნახაზზე.

დადგენილია, რომ ყველა შემთხვევაში სასაზღვრო დიფუზია გაცი-

ლებით უფრო ინტენსიურად მიმდინარეობს, ვიდრე მოცულობითი. ამის გაგება ძალიან ადვილია დიფუზიის საერთო კანონზომიერებათა საფუძველზე. ზოგადად, აღწერილი მოვლენა შეიძლება ავხსნათ იმით, რომ მარცვლების საზღვრებში ატომთა განლაგება ნაკლებად კანონზომიერია, ვიდრე მარცვლის



ნახ. 193. ელემენტის დიფუზია ძირითად ლითონში.

შიგნით და უცხო ატომის გადაადგილებისათვის აქ უფრო ხელსაყრელი პირობები არსებობს. თუ დიფუზიას განიცდის ელემენტი, რომელიც კარგად იხსნება ძირითად ლითონში, ტემპერატურის ზრდასთან ერთად სასაზღვრო და მოცულობითი დიფუზიის სიჩქარეები უახლოვდება ერთმანეთს; თუკი მეორე ელემენტი ძირითად ლითონში უმნიშვნელოდ იხსნება, ძირითად როლს სასაზღვრო დიფუზია იწარჩუნებს. ამასთანავე აღსანიშნავია ისიც, რომ, თუ გახსნა ჩანერგვით ხდება, სადიფუზიო ელემენტი მეტალოიდი, დიფუზია გაცილებით უფრო ინტენსიურად მიმდინარეობს, ვიდრე ჩანაცვლების დროს, როდესაც სადიფუზიო ელემენტი ლითონია.

დიფუზიის საერთო კანონებიდან გამომდინარეობს ისიც, რომ ტემპერატურის გადიდებასთან ერთად დიფუზიის საერთო კოეფიციენტი იზრდება, ე. ი. ქიმიურ-თერმული დამუშავებაც უფრო ინტენსიური ხდება.

ბრაქტიკულად ქიმიურ-თერმული დამუშავების შედეგს ახასიათებენ ორი პარამეტრით—ქიმიურ-თერმული დამუშავების ხარისხით (ელემენ-

ტის რაოდენობით ძირითადი ლითონის ზედაპირულ შრეში) და ქიმიურ-თერმული დამუშავების სიღრმით, იმ სიღრმით, რომელზედაც ვრცელდება ძირითადი ლითონის ქიმიური შედგენილობის, ე. ი. სტრუქტურის ცვლილებები.

იმისდა მიხედვით, თუ რომელი ელემენტით ვახდენთ ფოლადის დიფუზიურ გაჯერებას, პრაქტიკულად არჩევენ ქიმიურ-თერმული დამუშავების სხვადასხვა სახეებს, მაგალითად, ცემენტაცია—ფოლადის ზედაპირის გამდიდრება ნახშირბადით; აზოტირება—გამდიდრება აზოტით; ციანირება—ფოლადის ზედაპირის გამდიდრება ერთდროულად ნახშირბადითა და აზოტით; ბორირება—გამდიდრება ბორით; დიფუზიური მეტალიზაცია—გამდიდრება რაიმე ლითონით და სხვ.

1. ცემენტაცია

ცემენტაცია მდგომარეობს ფოლადის ნაკეთის ზედაპირის ნახშირბადით გამდიდრებაში.

ცემენტაციის მიზანია მაღალი ზედაპირული სისალის მიღება ნაკეთის მაღალ სიმტკიცესთან ერთად.

ცემენტაციას განიცდის დეტალები, რომლებიც მუშაობს ცვეთაზე და ამავე დროს ნიშანცვალებადი დატვირთვების პირობებში იმყოფება, როგორცაა, მაგალითად, კბილანები, თითები, ლილვები, ღერძები, სხვადასხვა სახის ბერკეტები, საკისრების ცალკეული ნაწილები და სხვ.

ცემენტაციისათვის ჩვეულებრივად იღებენ დაბალნახშირბადიან ფოლადს 10, 15, 20 და 25. ასეთი ფოლადის დეტალები ცემენტაციისა და წრთობის შემდეგ ხასიათდება მაღალი ზედაპირული სისალითა და ცვეთამდებობით, მაგრამ მათი სინტიციე შედარებით მცირეა, რადგან გული სრულიად უწრთობი რჩება. თუკი საჭიროა უფრო მაღალი სიმტკიცე, აიღებენ უფრო მაღალნახშირბადიან ფოლადს (ფოლადი 40-მდე) ან ლეგირებულ ფოლადს 0,12—0,32% ნახშირბადის შემცველობით. მაშინ მაღალ ზედაპირულ სისალესთან ერთად ნაკეთი იძენს კარგ სიმტკიცესაც.

ცემენტაციის დროს ნახშირბადის შეჭრა ძირითად ლითონში ხდება ნიშუშის ზედაპირიდან, შეჭრილი ნახშირბადის ატომები შემდეგ გადაადგილდებიან ნაკეთის შიგნით და იწვევენ სტრუქტურის თანძიმდევრულ შეცვლას. სტრუქტურა ზედაპირზე და სიღრმეში დამოკიდებულია შეჭრილი ნახშირბადის რაოდენობაზე. ცემენტაციის ხარისხი—ნახშირბადის რაოდენობა ნაკეთის ზედაპირზე—ჩვეულებრივად 1,0—1,1%-ით განისაზღვრება. ნახშირბადის ნაკლები რაოდენობა სისალის საკმაო ეფექტს არ იძლევა, ხეტი რაოდენობა კი გამოიწვევს მეორადი ცემენტაციის ბადის გაუხეშებას წარმოქმნილ ზევეტექტიოდურ სტრუქტურაში, რაც, თავის მხრივ, განაპირობებს სიმყუფეს.

ცემენტაციის ხარისხი ძირითადად დამოკიდებულია გახურების ტემპერატურაზე. რაც უფრო მაღალია ტემპერატურა, მით მეტი იქნება ნახშირბადი ნაკეთის ზედაპირულ შრეში. აღწერილი დამოკიდებულება გამომდინარეობს Fe—C სისტემის მდგომარეობის დიაგრამიდან. ცემენტაციის დროს ფოლადი გადაყვანილია აუსტენიტურ მდგომარეობაში. აუსტენიტში ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარი $5\% \text{ C}$ ხაზით იცვლება და დამოკიდებულია ტემპერატურაზე. რაც უფრო მაღალია ტემპერატურა, მით მეტია ხსნადობის ზღვარი.

გაცივების შემდეგ ნაკეთის ზედაპირზე მივიღებთ ზევეტექტოიდური ფოლადის შესაბამის სტრუქტურას—პერლიტი და ნეორადი ცემენტიტის ბაღე პერლიტის მარცვლების ორგვლივ.

ზედაპირიდან გულისაკენ ნახშირბადის რაოდენობა მცირდება. შესაბამისად სტრუქტურა გადადის პერლიტურში და შემდეგ ფერიტ-პერლიტურში. რაღაც ზღვარს შიგნით სტრუქტურულ ცვლილებებს ვეღარ ვამჩნევთ, რადგან ნახშირბადი შიგ შეღწეული არ არის. 194-ე ნახაზზე მოცემულია ცემენტირებულ ნაკეთში სტრუქტურის ცვლა ზედაპირიდან გულისაკენ.

შრეს, რომელშიც შესამჩნევია სტრუქტურის ცვლილებები გამოსავალ სტრუქტურასთან შედარებით, ცემენტაციის სიღრმე ეწოდება.

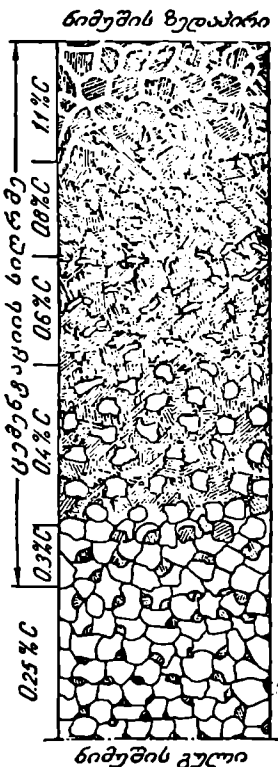
ერთ გარკვეულ ტემპერატურაზე ცემენტაციის სიღრმე დამოკიდებულია დროზე და მასთან ერთად იზრდება ჯერ შედარებით სწრაფად, შემდეგ კი უფრო ნელა.

ტემპერატურის გადიდებით ცემენტაციის სიღრმე აგრეთვე იზრდება.

ცემენტაციის სიღრმე, როგორც წესი, მიღებულია 0,5—3,0 მილიმეტრი, უფრო იშვიათად სიღრმეს იღებენ მეტს (10 მმ-მდე) ან ნაკლებს (0,1 მმ-მდე).

ცემენტაციის დრო მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული იმაზე, თუ როგორ არეში ვახდენთ ცემენტაციას.

არეს, რომელშიც ვაწარმოებთ ცემენტაციას, კარბურიზატორი ეწოდება.



ნახ. 194. ცემენტირებული ნაკეთის მიკროსტრუქტურის განივიკვეთში (სქემა).

კარბურიზატორის სახეობის მიხედვით ძირითადად არჩევენ მყარ, აირად და თხევად ცემენტაციას.

ა. მყარი ცემენტაცია

მყარი ცემენტაცია ხორციელდება მყარ კარბურიზატორში. კარბურიზატორად გამოიყენება ხის ნახშირის ფხვნილი, მხოლოდ მას აუცილებლად უმატებენ რაიმე კარბონატს ($BaCO_3$, Na_2CO_3), რომელიც აქტივიზატორის როლში გამოდის

ნაკეთობანი სპეციალურ საცემენტაციო ყუთებში შეიფუთება კარბურიზატორში და შემდეგ განიცდის გახურებას. გახურების ტემპერატურა ჩვეულებრივად $900-950^{\circ}$ -ია.

ასეთ ტემპერატურაზე კარბონატი იშლება, მაგალითად,



წარმოქმნილი CO_2 მოქმედებს გავარგარებულ ნახშირთან



ფოლადის დეტალებთან შეხებისას CO იშლება და წარმოქმნის ატომურ ნახშირბადს მეტად აქტიური ფორმით:



ნახშირბადის ატომი შედის ფოლადში და იხსნება რა აუსტენიტში, ამდიდრებს მას. აღწერილიდან ჩანს, რომ მყარი ცემენტაციის დროს თვით ცემენტაციის პროცესი არსებითად აირადი ფაზიდან მიდინარეობს. როგორც ზემოთ ვთქვით, რაც უფრო მაღალია ცემენტაციის ტემპერატურა, მით მეტი იქნება გახსნილი ნახშირბადი აუსტენიტში ხსნადობის ზღვარის (SE ხაზის) შესაბამისად. მაგრამ გარკვეულ ზღვარს ზემოთ ტემპერატურის გადიდება აუარესებს ცემენტაციის შედეგებს. ცემენტაციის დრო დამოკიდებულია სასურველ სიღრმეზე. მაგალითად, $0,5$ მმ სისქის შრის მისაღებად ცემენტაციის დრო 5 საათია, 3 მმ შრის მისაღებად კი 24 სთ აღწევს. ზოგიერთ შემთხვევაში ცემენტაციას შოითხოვს დეტალის მხოლოდ ნაწილი. მაშინ დეტალის დანარჩენი ნაწილი დაცული უნდა იქნეს ცემენტაციისაგან. ჩვეულებრივად მიმართავენ დასაცავი ზედაპირის რაიმე საცხით დაფარვას ან ელექტროლიტურ მოსპილენძებას.

საცხებად გამოიყენება თიხის, აზბესტის ან სხვა ნივთიერებების ნარევი ხსნად მინაში. მაგრამ ასეთი დაცვა სრულ გარანტიას არ გვაძლევს, რადგან გახურების დროს საცხის ფენა სკდება და ნახშირბადი შედის ნაკეთის ზედაპირამდე.

დაცვის გაცილებით უფრო სრულყოფილი ხერხია ელექტროლიტური მოსპილენძება. სპილენძის ზედაპირული შრე მტკიცეა, უფრო. მისი სისქე $0,01-0,07$ მმ ფარგლებში იცვლება, რაც დამოკიდებულია ცემენტაციის ტემპერატურასა და დროზე. ცხადია, ცემენტაციის შემდეგ სპი-

ლენძის ფენა უნდა მოიხსნას, რაც აგრეთვე ელექტროლიტური ხერხით ხდება.

მყარი ცემენტაცია, როგორც ვთქვით, ხორციელდება სპეციალურ საცემენტაციო ყუთებში, რომლებიც მზადდება შედუღებით 5—10 მძიანი მცირენახშირბადიანი ფოლადის ფურცლებისაგან. მასობრივ წარმოებაში უფრო გამოიყენება სხული ფოლადის ან თუჯის ალიტირებული საცემენტაციო ყუთები.

დეტალების შეფუთვა ყუთებში დიდი გულმოდგინებით უნდა ხდებოდეს, დეტალებს შორის გარკვეული მანძილების დაცვით, რათა მაქსიმალურად თანაბარი იყოს შედეგი.

ყუთი ზემოდან იხურება ხუფით და ჰერმეტიკისათვის შემოიღესება ცეცხლგამძლე თიხით. ხუფი გაკეთებულია ერთი-ორი ნახერტი, რომლებშიც ჩაიდგმება ნიშუშები—მოწეები. მოწეები საშუალებას იძლევა ზუსტად დავადგინოთ ცემენტაციის დამთავრების დრო.

მყარ კარბურიზატორში ცემენტაციისას დიდი დრო იხარჯება ყუთისა და ცემენტატორის გახურებაზე. ამის გამო საცემენტაციო ყუთების ფორმას ხშირად უახლოვებენ დეტალების ფორმას, რათა შემცირდეს გახურების არაწარმოებლური დრო. ცხადია, რომ ასეთი ღონისძიების ჩატარება შესაძლებელია მხოლოდ მასობრივ და სერიულ წარმოებაში.

საცემენტაციოდ შეიძლება გამოიყენებულ იქნეს ნებისმიერი სახის ლუმელი.

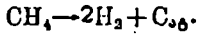
მყარ ცემენტაციას გააჩნია მთელი რიგი ნაკლოვანებები, რომელთაგან ძირითადი შემდეგია: 1. პროცესის დიდი შრომატევადობა; 2. დიდი საწარმოო ფართობების აუცილებლობა; 3. პროცესის არაპიგიენტურობა; 4. ყუთების და კარბურიზატორის გახურებისათვის საჭირო არამწარმოებლური დრო და ხარჯები; 5. პროცესის რეგულირებისა და კონტროლის სიძნელე; 6. პროცესის პრიმიტიულობა წარმოების ორგანიზაციის თვალსაზრისით, მექანიზაციისა და ავტომატიზაციის შეუძლებლობა და სხვ.

მიუხედავად ამდენი ნაკლოვანებისა, ცემენტაციამ მყარ კარბურიზატორი დღეისათვის ჯერჯერობით არ დაკარგა თავისი მნიშვნელობა და ფართოდ გამოიყენება, განსაკუთრებით ინდივიდუალურ წარმოებაში.

ბ. აირით ცემენტაცია

აირით ცემენტაცია ხორციელდება აირად არეში (აირად კარბურიზატორში). ამ დანიშნულებით ძირითადად გამოიყენება აირები, რომელთა შედგენილობაში შედის CO და CH₄, ამასთან, CH₄ უფრო აქტიური კარბურიზატორია.

პროცესის ქიმიზმი მდგომარეობს იმაში, რომ ორივე ეს ნაერთი მაღალი ტემპერატურების პირობებში განიცდის დაშლას, რომლის შედეგადაც წარმოიქმნება ნახშირბადის აქტიური ატომები.



სწორედ ეს აქტიური ატომები განიცდიან დიფუზიას ფოლადში და აწარმოებენ ცემენტაციის პროცესს.

საცემენტაციოდ გამოიყენება ბუნებრივი აირი, რომელიც შეიცავს 93—97% CH_4 , გენერატორის აირი (ძირითადად შეიცავს CO), პიროლიზური აირი (ნავთობის პროდუქტების პიროლიზით მიღებული), შეიცავს 50—60% CH_4 , ენდოაირი, რომელშიც კარბურიზატორს CO წარმოადგენს და სხვ.

უნდა აღინიშნოს, რომ აირით ცემენტაციის დროს განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს მის აქტიურობას. ხშირად აირი იმდენად აქტიურია, რომ ნახშირბადის დალექვა დეტალის ზედაპირზე მეტისმეტად სწრაფად ხდება და წარმოიქმნება კვარტლის ფენა, რომელიც აფერხებს შემდგომ ცემენტაციას. ასეთ მოვლენებს ადგილი აქვს ბუნებრივი აირის ან გენერატორული აირის გამოყენების დროს. აღნიშნულის გამო, საჭიროა აირის ზუსტი კონტროლი. არსებითად საჭიროა კონტროლირებული ატმოსფეროს გამოყენება.

ამ იხრივ პროგრესს წარმოადგენს ენდოაირის გამოყენება. ენდოაირი შეიცავს 18—20% CO , 38—42% H_2 და 38—42% N_2 . ენდოაირს ამზადებენ ბუნებრივი აირიდან, მისი ნაწილობრივი დაწვით (ამ დროს ხდება სითბოს შთანთქმა, საიდანაც წარმოიქმნა დასახელება—ენდოთერმული აირი ანუ ენდოაირი). ენდოაირი, როგორც ვხედავთ, პრაქტიკულად არ შეიცავს მეთანს, ამიტომ ძალიან სუსტი ცემენტატორია და ჩვეულებრივი სახით გამოიყენება როგორც კონტროლირებული ატმოსფერო ნათელი მოწვის ან წრთობის დროს. მაგრამ, თუ მას დაეუმატებთ 10—15% ახალ ბუნებრივ აირს, იგი იქცევა საკმაოდ კარგ კარბურიზატორად.

ბოლო ხანებში ფართოდ მიმართავენ აგრეთვე პიროლიზურ აირს. ეს აირი მიიღება ნავთობის პროდუქტების პიროლიზის შედეგად. შეიძლება მისი მიღება ცალკე დანადგარზე და შემდეგ გამოყენება ცემენტაციისათვის. ამგვარად უფრო ფართოდ გამოიყენება უშუალო პიროლიზის ხერხი, ე. ი. საცემენტაციო ღუმელში უშუალოდ შეაქვს თხევადი ნივთიერებები—ნავთი, ბენზოლი (C_6H_6), პირობენზოლი, სინტინი (ხელოვნური ნარევი). შეტანა ხდება ფრქვევანით, ზუსტად გარკვეული რაოდენობით.

მაღალი ტემპერატურის პირობებში ხსენებული პროდუქტები განიცდიან პიროლიზს, შედეგად წარმოიქმნება გარკვეული რაოდენობის CH_4 , რომელიც შემდეგ იშლება და წარმოქმნის ნახშირბადის აქტიურ ატომებს.

აირით ცემენტაცია სხვადასხვა სახის ღუმელებში ხორციელდება. აირით ცემენტაცია გაცილებით უფრო პროგრესული ტექნოლოგიურა

პროცესია, ვიდრე მყარი ცემენტაცია. უპირველეს ყოვლისა, ამ შემთხვევაში სრულიად გამორიცხულია ყუთებისა და მყარი ცემენტატორის გახურებისათვის საჭირო დრო. ამიტომ ცემენტაციის საერთო დროც მნიშვნელოვნად მცირდება. მაგალითად, იგივე 0,5 მმ სისქის ცემენტირებული შრის მისაღებად ნაცვლად 5 საათისა (მყარი ცემენტაციის დროს), აქ საკმარისია 3 საათი. ცემენტაციისათვის საჭირო დროის შემცირება, თავის მხრივ, მნიშვნელოვნად აღიძვრებს მწარმოებლობას. მთლიანად ცემენტაციის პროცესის ჩასატარებლად ამ შემთხვევაში გაცილებით ნაკლები დროა საჭირო—ნაცვლად დეტალების შეფუთვისა მყარ ცემენტატორში, ყუთების შელესვისა და სხვა, აქ საკმარისია დეტალების შეწყობა ლუმელში.

აირადი ცემენტაცია იძლევა მექანიზაციისა და ავტომატიზაციის საშუალებას, ნაკეთის დამზადების ტექნოლოგიურ ხაზში ცემენტაციის ოპერაციის ჩართვის საშუალებას და სხვ. დაბოლოს, ცემენტირებული ნაკეთის ზედაპირი გაცილებით უფრო სუფთაა. ყოველივე ამის გამო აირით ცემენტაცია სულ უფრო ზედად ინერგება წარმოებაში, განსაკუთრებით სასობრივ და სერიულ წარმოებაში.

გ. თხევადი ცემენტაცია

თხევად ცემენტაციას მიმართავენ შედარებით იშვიათად. იგი ხორციელდება გამდნარი მარილების აბაზანაში, რომელიც შეიცავს 80—82% Na_2CO_3 , 10—12% NaCl და 6—8% SiO_2 (კარბორუნდი). რეაქციის შემდეგად 850—900°-ზე წარმოიქმნება CO და C , რომელთა ხარჯზე ხდება ცემენტაცია.

ცემენტაციის დრო ამ შემთხვევაში კიდევ უფრო ნაკლებია: 0,5 მმ სისქის ცემენტირებული შრის მისაღებად საკმარისია 2 საათი.

თხევადი ცემენტაციის შემდეგ ნაკეთის ზედაპირი იმდენად სუფთა რჩება, რომ შეიძლება ხეხა აღარ ჩავატაროთ.

დ. ცემენტაცია პასტებით

ზოგიერთ შემთხვევაში ცემენტაციისათვის გამოიყენება სხვადასხვა სახის პასტები. პასტები არსებითად წარმოადგენენ მყარ ცემენტატორს, რომელიც შემდეგ შეკრულია ბადაგით. ასეთ პასტას ფუნჯით წაუსვამენ დეტალის ზედაპირზე ანდა მასა უფრო თხელი კეთდება და დეტალს ამოაველებენ ამ მასაში. შემდეგ ნაკეთობები ჩაიტვირთება ყუთებში და შეიწყობა ლუმელში. ცემენტაციის პროცესი საკმაოდ ინტენსიურად მიმდინარეობს და 0,5 მმ სიღრმის ცემენტირებული შრის მიღება შეიძლება 1 საათში.

ე. მაღალტემპერატურული ცემენტაცია

წინათ ფიქრობდნენ, რომ ცემენტაციის ტემპერატურის გაღიძვება გარკვეულად უარყოფით გავლენას ახდენს ცემენტაციის შედეგზე—უაოეს-

დება სტრუქტურა ორივე ზონაში—ცემენტირებულ შრეშიც და გულშიც—
ამჟამად ამ აზრს ბევრი მოწინააღმდეგე გაუჩნდა.

ცემენტაციის ცემპერატურის გადიდება 1000—1050°-მდე მნიშვნე-
ლოვნად აჩქარებს ცემენტაციის პროცესს, აღიძვრს ცემენტაციის სილ-
რმეს. ნახარბაღის განაწილება ნაკეთის განივკვეთში უფრო მდოვრედ
ხდება, ეგტექტოიდური ზონა გადიდებულია. რაც შეეხება მარცვლის
ზრდას, იგი განსაკუთრებულად შესამჩნევი არ არის. ალბათ იმიტომ,
რომ ტემპერატურის გადიდებასთან ერთად მნიშვნელოვნად მცირდება
დაყოვნების დრო, რაც თავისებურ დადებით გავლენას ახდენს მარცვლის
ზრდაზე.

ამ მოსაზრებებიდან გამომდინარე, საგრძნობი ეკონომიური ეფექტის
გამო, მაღალტემპერატურული ცემენტაცია სულ უკურო ფართო გამოყე-
ნებას პოულობს წარმოებაში. მას მიმართავენ ნებისმიერი კარბურიზა-
ტორის შემთხვევაში.

უკანასკნელ ხანებში მაღალტემპერატურული მცირედროიანი ცემენ-
ტაციის ჩასატარებლად მიმართავენ გახურებას იალალი სიხშირის დენით.
ამ შემთხვევაში ინდუქტორის შიგნით თავსდება ქუჩკელი, რომელშიც
შოთავსებულია კარბურიზატორი და მასთან ერთად საცემენტაციო ნაქე-
თობანი.

პროცესი უდაოდ მეტად პროგრესიულია, ექვემდებარება ზუსტ
კონტროლს. ჯერჯერობით გამოიყენება მასობრივ და მსხვილსერიულ
წარმოებაში.

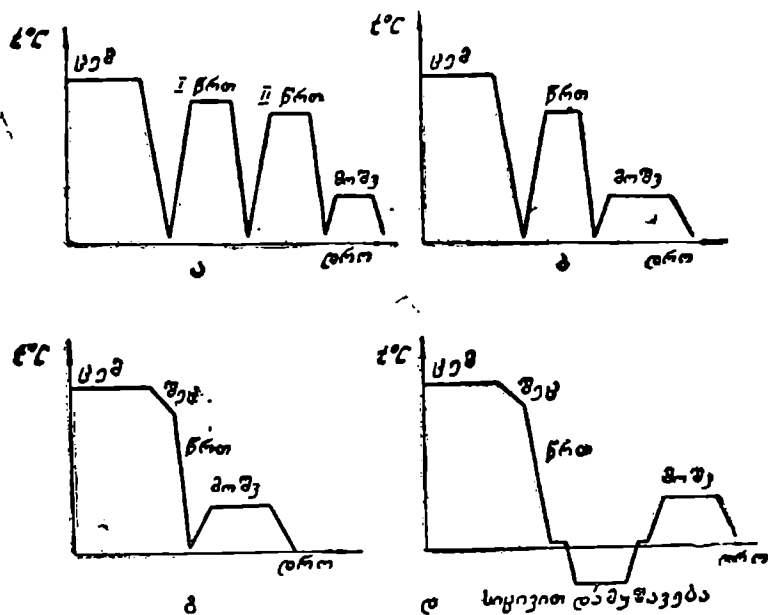
ნებისმიერი გზით ცემენტაციის ჩატარების შემდეგ ვიღებთ ნაკეთის
ზედაპირულ შრის გარკვეულად გამდიდრებულს ნახშირბადით, მაგრამ
ცემენტაციის პროცესი საბოლოო ეფექტს იძლევა მხოლოდ წრთობის
შემდეგ. ამიტომ ცემენტაციის შემდეგ ყველა დეტალი აუცილებლად გა-
ნიცდის წრთობას. ცხადია, რომ წრთობის დროს ნაკეთის ზედაპირი-
ში იცვლება, მოხდება აგრეთვე გარკვეული დაბრეცა, ამიტომ ცემენ-
ტაციას, როგორც წესი, განიცდის ქრით დამუშავებული დეტალები, მხო-
ლოდ საბოლოო ხეხისათვის აუცილებლად ტოვებენ ნაიეტს 0,05—0,10 მმ.
წრთობის მიზანი, ამ შემთხვევაში, როგორც ყოველთვის, არის მა-
ღალი სისალის მიღება, ამიტომ გაცივება ხდება წრთობის კრიტიკული
სიჩქარით, რათა მიღებულ იქნეს მარტენსიტული სტრუქტურა.

ცემენტირებული დეტალის თერმულ დამუშავებას (წრთობას) არ-
თულებს ის, რომ თვით ნაკეთი თავის განივკვეთზე მეტად განსხვავებუ-
ლი სტრუქტურით ხასიათდება.

ამ მდგომარეობიდან საუკეთესო გამოსავალს წარმოადგენს ორჯე-
რადი წრთობა. ცემენტაციის შემდეგ მიმართავენ სრულ წრთობას (ან
ნორმალიზაციას) 850—900°-დან. ამ დროს უმჯობესდება მცირენახშირ-
ბადიანი გულის სტრუქტურა, რადგან ადგილი აქვს სრულ ფაზურ გა-

დაკრისტალდება. ზევეტექტოიდური შედგენილობის მქონე ზედაპირის სტრუქტურაში ასეთი სრული წრთობის შემდეგ ისპობა მეორადი ცემენტიტის უხეში ზადე. ამის შედეგ მიმართავენ მეორე წრთობას, არასრულს, 750—800°-დან. შედეგად მივიღებთ წვრილნემსა მარტენაიტს მეორადი ცემენტიტის ჩანართებით, რომელიც ხასიათდება მაღალი სისალითა და ცვეთადედეგობით.

წრთობის შემდეგ აუცილებელია მოშვება. ამ შემთხვევაში მიმართავენ დაბალ მოშვებას, მხოლოდ ძაბვების მოსახსნელად, მარტენსიტული სტრუქტურის შენარჩუნებით. მოშვების ტემპერატურა 150—170°-ია.



ნახ. 195. ცემენტაციის შემდეგ თერმული დამუშავების სხვადასხვა სახე.

საბოლოოდ მივიღებთ ზედაპირზე ძალიან წვრილნემსა მარტენსიტს მეორადი ცემენტიტის ჩანართებით; სისალე—58—64HRC და გულში კი წვრილმაოკლოვანი ფერიტისა და პერლიტის ნარევეს. თერმული დამუშავების აღწერილი რეჟიმი სქეპატურად წარმოდგენილია 195, ა ნახაზზე.

ადვილი გასაგებია, რომ ასეთი რთული თერმული დამუშავება აძვირებს ნაკეთობებს, ამიტომ მას მიმართავენ მხოლოდ საპასუხისმგებლო დეტალების შემთხვევაში.

თუ დეტალები ნაკლებად საპასუხისმგებლო დანიშნულებისაა და

მოეთხოვება მხოლოდ მაღალი ზედაპირული სისალე, აწარმოებენ ერთ-ჯერად წრთობას და დაბალ მოშვებას (ნახ. 195, ბ).

უკანასკნელ ხანებში სულ უფრო ხშირად მიმართავენ წრთობას უშუალოდ ცემენტაციის ტემპერატურიდან, რაც ადვილი ჩასატარებელია აირადი და თხევადი ცემენტაციის დროს. ეს თავიდან გვაცილებს წრთობისათვის ხელმეორე გახურების აუცილებლობას. ამ შემთხვევაში ცემენტაციის შემდეგ საჭიროა ნაკეთობათა ოდნავი შეცივება $780-840^{\circ}$ -მდე, რადგან ცემენტაციის ტემპერატურა მეტისმეტად მაღალია წრთობისათვის. შეცივებული დეტალი შემდეგ იწრთობა ჩვეულებრივი წესით. წრთობის შემდეგ წარმოებს დაბალი მოშვება (ნახ. 195, გ). ცხადია, რომ ამ შემთხვევაში არის მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურის მიღების საშიშროება (გადახურების გამო). ამიტომ წრთობას უშუალოდ ცემენტაციის ტემპერატურიდან მეტწილად განიცდიან დეტალები, რომელთა ფოლადი მეგკვიდრეობით წვრილმარცვლოვანია. ძირითადად ეს არის ლეგირებული ფოლადები.

დაბოლოს, უნდა აღინიშნოს, რომ უშუალოდ ცემენტაციის ტემპერატურიდან წრთობის შემდეგ მიიღება ნარჩენი აუსტენიტის საკმაოდ დიდი რაოდენობა და თუ დეტალს მოეთხოვება განსაკუთრებით მაღალი ზედაპირული სისალე, წრთობის შემდეგ (ძოშვების წინ) ვაწარმოებთ სიცივით დამუშავებას (ნახ. 195, დ).

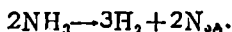
2. აზოტირება

აზოტირება მდკომარეობს ფოლადის ნაკეთის ზედაპირის აზოტით გამდარებაში.

აზოტირების მიზანია მაღალი ზედაპირული სისალის, ცვეთამდეგობის და, რაც მთავარია, დაღლილობის გამძლეობის გადიდება. იგი ანიჭებს დეტალს აგრეთვე ანტიკოროზიულობას. გარდა ამისა, აზოტირებული ზედაპირი კარგად პრიალდება და ლამაზ ბზინვას იღებს, ამიტომ აზოტირებას დეკორატიული მნიშვნელობაც აქვს.

აზოტირებას განიცდის ისეთი დეტალები, როგორცაა კბილანები, შპინდელები, ლილკები, გამანაწილებელი ლილვები, ზუსტი მანქანათმშენებლობის დეტალები, ნაირგვარი თარგები და სხვ.

აზოტირება ხორციელდება ამიაკის არეში. ამისათვის ნაკეთობები თავსდება სპეციალურ ქურქელში, რომელიც ჩაიდგმება ღუმელში. ქურქელში უშვებენ ამიაკს; მაღალ ტემპერატურაზე ამიაკი განიცდის დისოციაციას:



წარმოქმნილი ატომური აზოტი აქტიურ ფორმაშია, ადვილად შეიქრება ფოლადში და ამდიდრებს ნაკეთის ზედაპირს. ნაკეთობათა გაცივება ხდება ქურქელშივე, ამიაკის ატმოსფეროში.

აზოტის დადებითი გავლენა ფოლადის თვისებების გაუმჯობესებაზე შელანდება უშუალოდ, თერმული დამუშავების გარეშე. ამიტომ აზოტირებას ჩვეულებრივად განიცდის საბოლოოდ დამუშავებული დეტალები: კრით დამუშავების (ხეხის ჩათვლით) და თერმული დამუშავების შემდეგ. თერმული დამუშავება მეტწილად სტრუქტურის გაუმჯობესების მიზნით ხორციელდება, ამიტომ მიმართავენ წრთობასა და მაღალ მოშვებას სორბიტზე — გაუმჯობესებას.

აზოტის შეჭრა ფოლადში და მისი გავლენა ფოლადის თვისებებზე, ისე როგორც ცემენტაციის პროცესი, მჭიდროდ არის დაკავშირებული რკინისა და აზოტის ურთიერთობასთან, ანუ Fe-N სისტემის მდგომარეობის დიაგრამასთან (ნახ. 196).

როგორც ვხედავთ, აზოტსა და რკინას შორის შეიძლება წარმოიქმნას შემდეგი ფაზები: 1. აზოტოვანი ფერიტი α , რომელშიც აზოტი (სხვაგვარად ნახშირბადისა) ჩანერგვით არის გახსნილი. ხსნადობის ზღვარი 590° -ზე (ეპიტექტოიდურ ტემპერატურაზე) 0,1% აზოტია, ხოლო ოთახის ტემპერატურაზე 0,01%.

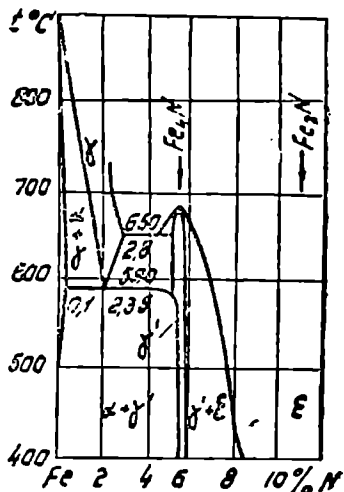
2. აზოტოვანი აუსტენიტი — γ — აზოტის ჩანერგვის მყარი ხსნარი γ რკინაში. ხსნადობის ზღვარი 650° -ზე 2,8%, 590° -ზე — 2,35% N.

3. ნიტრიდები და კარბონიტრიდები. გარკვეულ კონცენტრაციაზე სისტემაში წარმოიქმნება რკინისა და აზოტის ქიმიური ნაერთები — ნიტრიდები. პირველი ნიტრიდია Fe_4N . აღნიშნულ სტექიომეტრულ შედგენილობას ეთანადება 5,95% აზოტი, მაგრამ არსებითად იგი წარმოადგენს ჩანერგვის ფაზას (ცვალებადი ქიმიური შედგენილობით (5,5—5,95% აზოტი) და აღინიშნება როგორც γ' ფაზა.

მეორე ნიტრიდია Fe_2N . ასეთ სტექიომეტრულ შედგენილობას ეთანადება 11,2% აზოტი. მაგრამ იგი აგრეთვე წარმოადგენს ჩანერგვის ფაზას ცვალებადი ქიმიური შედგენილობით (8—11,2% N) და აღინიშნება, როგორც ϵ ფაზა.

სხვა ქიმიური შედგენილობის დროს Fe-N სისტემის შენადნობებში წარმოიქმნება ორფაზა სტრუქტურული შემდგენები ($\alpha + \gamma'$) და ($\gamma' + \alpha$).

ფოლადში რკინის ნიტრიდებში ხშირად იხსნება ნახშირბადი და



ნახ. 196. Fe-N სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა (ნაწილი).

წარმოიქმნება ე. წ. კარბონიტრიდები $Fe_2(N,C)$, $Fe_4(N,C)$. მეორე მხრივ, წარმოიქმნება აზოტირებული ცემენტის $Fe_3(C,N)$;

რკინის ნიტრიდები და კარბონიტრიდები ხასიათდება მაღალი სისაღლით. ამავე დროს მათი გამოყვანა ხდება ძალიან წვრილდისპერსიული ფაზის სახით. ასეთი გამოწყობები ადიდებს ფოლადის სისაღეს და ცვეთადეგობას. აღნიშნულის გამო, აზოტირების შემდეგ თერმული დამუშავება საჭირო აღარ არის. მაგრამ მიღებული სისაღე ხშირად არასაკმარისია. ამავე დროს შემჩნეულია, რომ კიდევ უფრო მაღალი სისაღითა და მედეგობით ხასიათდება ზოგიერთი მალეგირებელი ელემენტის ნიტრიდი. ამიტომ, უმრავლეს შემთხვევაში, აზოტირებას უკეთებენ ლეგირებული ფოლადის დეტალებს. ძირითადი მალეგირებელი ელემენტები, რომლებიც იძლევიან მაღალი სისაღის მქონე ნიტრიდებს, არის ალუმინი, ქრომი, მოლიბდენი, ვოლფრამი, ვანადიუმი. მაგალითად, ერთ-ერთი ყვალზე გავრცელებული სააზოტიზაციო-ლეგირებული ფოლადის არის 38XMOA, რომელიც საშუალოდ შეიცავს 0,38% ნახშირბადს, 1,35—1,65% ქრომს, 0,4—0,6% მოლიბდენს და 0,7—1,1% ალუმინს (ასო A მარკის ბოლოს მიგვითითებს, რომ ეს ფოლადი მაღალხარისხოვანია). მისგან მზადდება ძრავების ცილინდრები, კბილანები, მილისები. იმავე დანიშნულებით გამოიყენება ფოლადი 38XIOA. სააზოტიზაციოდ გამოიყენება აგრეთვე ფოლადი 3X2B8, რომელიც შეიცავს 0,3—0,4% ნახშირბადს, 2,2—2,7% ქრომს, 7,5—9,0% ვოლფრამს. მისგან მზადდება წნებ ყალიბები ლითონების წნევით ჩამოსხმისათვის.

ზემოაღწერილიდან გამომდინარე ცხადია, რომ აზოტირებული შრის სტრუქტურა და თვისებები დამოკიდებულია აზოტირების ტემპერატურაზე და დაყოვნების დროზე. თუ აზოტირების მიხანი არის სისაღის, ცვეთადეგობის, დაღლილობის გამძლეობის გადიდება, პროცესი, როგორც წესი, ხორციელდება 500—600°C-ზე. თუ აზოტირების ტემპერატურა ევტექტოიდურ ტემპერატურაზე (590°) დაბალია, აზოტირებულ შრეში მივიღებთ სამ ფენას სხვადასხვა სტრუქტურით: ზედაპირიდან გულისაკენ განლაგდება ϵ ფაზა, γ' ფაზა და α —აზოტირებული ფერიტი. თუკი აზოტირების ტემპერატურა ევტექტოიდურზე ძალიანაა, მაშინ დამატებით წარმოიქმნება γ ფაზა, რომელიც შემდეგ განიცდის ევტექტოიდურ გარდაქმნას და მივიღებთ დამატებით კიდევ ევტექტოიდურ ფენას. ამრიგად, ზედაპირიდან გულისაკენ გვექნება ϵ ფაზა, შემდეგ γ' ფაზა, ევტექტოიდური ფენა $\alpha + \gamma'$ სტრუქტურით და α —აზოტირებული ფერიტი.

აღწერილი რეჟიმით აზოტირების შედეგად შეიძლება მივიღოთ აზოტირებული შრე 0,1—0,8 მმ სისქით, რისთვისაც დაყოვნება იცვლება 2 საათიდან 60 საათამდე. ამასთან, რაც უფრო მაღალია აზოტირების ტემპერატურა (500° დან- 600°-მდე), მით ზეტია აზოტირებული შრის სიღრმე. მაგრამ საწინააღმდეგო დამოკიდებულება არსებობს აზოტირების

ტემპერატურასა და სისალეს შორის, კერძოდ, რაც უფრო მაღალია აზოტირების ტემპერატურა, მით უფრო დაბალია ზედაპირზე მიღებული სისალე. მაგალითად, 500° -ზე აზოტირებული ზედაპირის სისალე $1150HV$ (სისალე ვიკერსით) აღწევს. 550° -ზე აზოტირების შემდეგ სისალე დაახლოებით $1000HV$ არის, ხოლო 600° -ზე აზოტირების შემდეგ— მხოლოდ 900 -მდე HV (ცემენტირებული შრის სისალე წრთობისა და მოშვების შემდეგ დაახლოებით $700HV$ არის).

აღნიშნულის გამო, როცა ნაკეთს მოეთხოვება მაქსიმალური სისალე ზედაპირზე, აზოტირების ტემპერატურას იღებენ მინიმალურს. ეს თავის მხრივ მნიშვნელოვნად ადიდებს აზოტირების ხანგრძლიობას.

სისალის ცვლილების ასეთ ტემპერატურულ დამოკიდებულებას ხსნიან იმით, რომ მაღალი ტემპერატურის პირობებში იწყება წვრილდის-პერსიული ნიტრიდების კოაგულაცია, გამსხვილება და მათი დადებითი გავლენა სისალეზე სუსტდება.

აღსანიშნავია, რომ ასეთივე იქნება საექსპლოატაციო ტემპერატურის გავლენა ნაკეთობათა აზოტირებულ შრეზე. გარკვეულ ტემპერატურაზე, სადაც ნიტრიდების კოაგულაცია საგრძნობი გახდება. აზოტირებული შრის თვისებები დაიწყებს გაუარესებას. ამ მოსაზრებიდან გამომდინარე კვლავ მელაენდება სააზოტირაციო ლეგირებული ფოლადების უპირატესობა ჩვეულებრივ ფოლადებთან შედარებით. მალეგირებელი ელემენტების ნიტრიდები მეტი მედეგობით ხასიათდება და ამიტომ მათი კოაგულაცია გახურების დროს უფრო მაღალ ტემპერატურაზე დაიწყება, ე. ი. ლეგირებული ფოლადის აზოტირებული ნაკეთობანი მეტ გამძლეობას გამოიჩენენ მაღალი ტემპერატურის პირობებში მუშაობის დროს.

თუ აზოტირების მიზანი არის მხოლოდ ანტიკოროზიულობის გადიდება, მაღალი სისალის მოთხოვნის გარეშე, მაშინ აზოტირების პროცესს ატარებენ უფრო მაღალ ტემპერატურაზე— $600-700^{\circ}$ -ზე. ასეთი ტემპერატურა საშუალებას იძლევა მკვეთრად შევამციროთ აზოტირების დრო ($0,5-6$ საათამდე), ანტიკოროზიულობას ამ შემთხვევაში უზარუნველყოფს ზედაპირზე ε ფაზის თხელი ფენის წარმოქმნა. ამ ფაზის შენარჩუნებისათვის აზოტის შედარებით მცირე შემცველობის პირობებში აზოტირების შემდეგ უნდა მოხდეს სწრაფი გაცივება (ε ფაზის ფიქსირება).

დეკორატიულ (ანტიკოროზიულ) აზოტირებას ექვემდებარება ნებისმიერი ქიმიური შედგენილობის ფოლადი.

ხანდახან აზოტირებას განიცდის საიარაღო მაღალნაპირბადიანი და ლეგირებული ფოლადის იარაღი და ზოგიერთი ტვიფარი. მაშინ აზოტირების მიზანი არის როგორც სისალის გადიდება, ისე ანტიკოროზიულობის გადიდება.

აზოტირების ტემპერატურას იღებენ კვლავ მაღალს, $770-830^{\circ}$. მხოლოდ აზოტირების შემდეგ, უშუალოდ აზოტირების ტემპერატურიდან

აწარმოებენ წროთობას. აზოტირების სიღრმეა 0,2—0,5 მმ, ზედაპირულ სისალე 700—1100HV.

ბოლო ხანებში აზოტირებას უკეთებენ მაგნიუმით მოდიფიცირებული მაღალი სიმძიკის თუჯის დეტალებს, მათი ზედაპირული თვისებების გასაუმჯობესებლად.

თუ აზოტირებას ექვემდებარება დეტალის მხოლოდ ნაწილი, დანარჩენი ნაწილი მოათხოვს საკვანგებო დაცვას.

დაცვა ხდება სხვადასხვა საცხებით (მსგავსად ცემენტაციისაგან დაცვისა), მაგრამ უფრო სრულყოფილია დაცვა მოკალევით. წარსობს გალვანური მოკალევა 0,01 მმ სისქის შრით. აზოტირების დროს კალა, ცხაღია, დნება, მაგრამ გამდნარი კალის ფენა ეკვრის ნაკეთის ზედაპირს და მტკიცედ იცავს მას აზოტირებისაგან.

მ. ციანირება

ციანირება მდგომარეობს ფოლადის ნაკეთის ზედაპირის გამდიდრებაში ერთდროულად ნახშირბადითა და აზოტით.

ციანირების მიზანია სისალისა და ცვეთამდეგობის გადიდება საკონსტრუქციო ფოლადში და სისალისა და წითელმდეგობის გადიდება სწრაფმტრელ ფოლადში.

როგორც ზემოთ განხილულ ორ შემთხვევაში, აქაც ციანირების შედეგი მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული სისტემების მდგომარეობის დიაგრამებზე.

აზოტი ადაბლებს რა Fe—C სისტემის მდგომარეობის დიაგრამის კრიტიკულ ტემპერატურებს, აადვილებს ნახშირბადის ვახსნას ორკინაში—ვახსნა მიმდინარეობს უფრო დაბალ ტემპერატურაზე. მაგრამ, მეორე მხრივ, თუ ნაკეთის ზედაპირზე წარმოიქმნება ნიტრიდები და განსაკუთრებით კარბონიტრიდები, ნახშირბადის ვახსნა აუსტენიტში მნიშვნელოვნად ძნელდება. პირიქით, ფოლადის ნაკეთის ზედაპირულ შრეში, რაც უფრო მეტია ნახშირბადი, მით უფრო გაძნელებულია აზოტის დიფუზია.

ზოგადად შეიძლება ითქვას, რომ ციანირებულ შრეში ნახშირბადისა და აზოტის რაოდენობა მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული ტემპერატურაზე. კერძოდ, ტემპერატურის გადიდებით ნახშირბადის რაოდენობა ციანირებულ შრეში იზრდება, ხოლო აზოტისა—მცირდება. აღნიშნულის გამო, დაბალი ტემპერატურების პირობებში ფოლადის ნაკეთის ზედაპირული შრეების გაჯერება ხდება უპირატესად აზოტით, მაღალი ტემპერატურების პირობებში კი ნახშირბადით.

ზედაპირიდან სიღრმეში ნახშირბადის რაოდენობის შემცირება შედარებით მდოვრება, აზოტისა კი მკვეთრი. ამავ დროს, აზოტის შეჭრის სიღრმე გაცილებით მეტია, ვიდრე ნახშირბადისა. 197-ე ნახაზზე სქემატურად წარმოდგენილია ნახშირბადის და აზოტის განაწილება ზედაპირულ შრეში.

ციანირება შეიძლება განხორციელდეს როგორც თხევად, ისე აირად არეში.

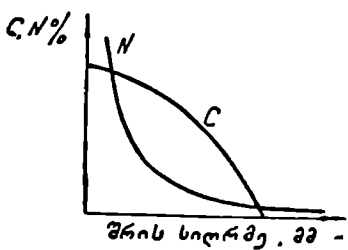
თხევად გარემოდ ციანირებისათვის გამოიყენება ციანის მარილები NaCN , KCN , CaCN_2 და სხვ. მაგრამ აბაზანაში აუსილებლად უმატებენ ნეიტრალურ მარილებს: NaCl , BaCl_2 , CaCl_2 , Na_2CO_3 , და სხვ.

ციანისა და ნეიტრალური მარილების თანაფარდობის მიხედვით ციანის აბაზანებს არჩევენ სამნიარს: მაღალპროცენტიანი (50% ციანიდები), საშუალოპროცენტიანი (25% ციანიდები) და მცირეპროცენტიანი (10% ციანიდები).

მაღალ ტემპერატურაზე ციანიდების დაშლის შედეგად მიიღება CO და ატომური აზოტი. CO თავის მხრივ ნაკეთის ზედაპირთან კიდევ იშლება ატომური ნახშირბადის წარმოქმნით.

ატომური აზოტი და ნახშირბადი დიფუნდირებენ ფოლადის ნაკეთის ზედაპირულ შრეებში და ახდენენ მის გამდიდრებას ერთდროულად ნახშირბადითა და აზოტით—ციანირებას.

აირადი ციანირებისათვის იღებენ საცემენტაციო აირს და უმატებენ 25—30% ამიაკს. მაღალ ტემპერატურაზე ორივე იშლება და წარმოიქმნება ნახშირბადისა და აზოტის აქტიური ატომები. აირად ციანირებას ხშირად ნიტროცემენტაციას უწოდებენ.



ნახ. 197. ზედაპირულ შრეში ნახშირბადისა და აზოტის განაწილება ციანირების შემდეგ.

ტემპერატურის მიხედვით არჩევენ ციანირების შემდეგ სახეებს.

ა. მაღალ ტემპერატურული ციანირება. მას მიმართავენ საკონსტრუქციო ფოლადის სისალის, ცვეთამდედგობისა და დაღლილობის გამძლეობის გასაძლიერებლად.

მაღალტემპერატურული ციანირების ტემპერატურა 850—900°-ია. ასეთ ტემპერატურაზე ხდება უპირატესად ნახშირბადის გახსნა. ზედაპირულ შრეში გვაქვს 0,8—1,1% C და 0,2—0,5% N. აზოტის თანაობა აჩქარებს ნახშირბადის გახსნის პროცესს და, გარდა ამისა, ადიდებს ზედაპირულ სისალესა და ცვეთამდედგობას.

მაღალტემპერატურული ციანირება ხორციელდება როგორც თხევად, ისე აირად გარემოში. თხევადი ციანირების აბაზანაში ნეიტრალურ მარილებად ამ შემთხვევაში ხმარობენ ტუტე მარილებს. თხევადი ციანირების დროს პროცესი შედარებით ხანმოკლეა: 1—6 საათის განმავლობაში ციანირების სიღრმე შეიძლება მივიღოთ 0,6—1,0 მმ.

აირით ციანირების დროს იგივე სიღრმის მისაღებად საჭიროა რამდენადღე მეტი დრო (3—12 სთ).

მაღალტემპერატურული ციანიკების შემდეგ აუცილებლად აწარმოებენ თერმულ დამუშავებას—წრობას და მოპეებას. შესძლებისდაგვარად წრობა ხდება უშუალოდ ციანიკების ტემპერატურიდან. წყალში ან ზეთში. წრობის შემდეგ ზედაპირზე მიიღება მარტენსიტული სტრუქტურა, შემდეგ მას მოყვება მარტენსიტულ ტროსტიტული ზონა. სისალე ზედაპირზე 60—62 HRC.

წრობის შემდეგ აწარმოებენ დაბალ მოშვებას 160—200°-ზე.

ბ. ღრმა ციანიკება. იგი მიეკუთვნება აგრეთვე მაღალტემპერატურულ ციანიკებას, მხოლოდ ტემპერატურა კიდევ უფრო მაღალია (920—980°) და დაყოვნებაც მეტი. ასეთი პროცესის შედეგად მივიღებთ ციანიკების დიდ სიღრმეს (1,5—2,0 მმ) ნახშირბადისა და აზოტის ისეთივე თანაფარდობით (0,8—1,1% C და 0,2—0,3% N).

აბაზანა ამ შემთხვევაში უფრო აქტიურია. ნეიტრალურ მარილებად ხმარობენ ქლორიდებს.

მაღალი ტემპერატურისა და პროცესის დიდი ხანგრძლიობის გამო მარცვალ იზრდება, ამიტომ უშუალოდ ციანიკების ტემპერატურიდან წრობა არ არის მიზანშეწონილი. დეტალები ციანიკების შემდეგ განიცდიან გაცივებას ჰაერზე, შემდეგ კი წრობას და დაბალ მოშვებას.

გ. საშუალო ტემპერატურული ციანიკება. ამ სახის ციანიკებას მიმართავენ აგრეთვე სისალის, ცვეთამდეგობისა და დაღლილობის გამძლეობის გასაღიღებლად. ციანიკების ტემპერატურა ამ შემთხვევაში 820—850°-ია. ციანიკებულ შრეში, წინა შემთხვევებთან შედარებით, ნახშირბადის რაოდენობა კლებულობს (0,2—0,7%), აზოტისა კი მატულობს (0,8—1,2%).

საშუალოტემპერატურული ციანიკება ხორციელდება როგორც თხევად, ისე აირად გარემოში. თხევად არეში პროცესი უფრო ინტენსიურად მიმდინარეობს. 0,5—1,5 საათის განაევლობაში მიიღება ციანიკების სიღრმე 0,2—0,5 მმ.

აირად არეში იგივე სიღრმის მისაღებად საჭიროა დაყოვნება 4 საათამდე.

საშუალოტემპერატურული ციანიკების შემდეგ ხდება უშუალო წრობა ციანიკების ტემპერატურიდან და დაბალი მოშვება.

დ. დაბალტემპერატურული ციანიკება. იგი ძირითადად გამოიყენება სწრაფმჭრელი ფოლადის იარაღის სისალისა და წითელმედეგობის გასაღიღებლად.

დაბალტემპერატურული ციანიკების ტემპერატურა 540—560°-ია; ამიტომ უპირატესად იხსნება აზოტი, ნაკლებად—ნახშირბადი. ციანიკება ამ შემთხვევაში წარმოებს საბოლოო თერმული დამუშავების შემდეგ და მისი ტემპერატურა არ უნდა აღემატებოდეს სწრაფმჭრელი ფოლადის მოშვების ტემპერატურას. ციანიკების სიღრმე ძალიან მცირეა—

0,02—0,03 მმ და დიდი ზომის იარაღისათვის 0,08 მმ-ს აღწევს. ზედაპირული სისალე ძალიან მაღალია, 1000—1100HV (66—70HR_C).

დაბალტემპერატურულ ციანირებას უკეთებენ აგრეთვე წნევით ჩამოსხმის წნეხალიბებს.

დაბალტემპერატურული ციანირება ხორციელდება როგორც თხევად, ისე აირად და მყარ არეში. უკანასკნელ შემთხვევაში არედ გამოიყენება ხის ნახშირისა და ციანის ხარილების ნარევი. ნაკეთობანი შეიფუთება ამ ნარევიში სპეციალურ ყუთებში და განიცდის ვახურებას. გაცივებაც ხდება ყუთებთან ერთად.

თუ ციანირება უნდა იოხდეს დეტალის მხოლოდ ერთ ნაწილში, დანარჩენი ნაწილების დასაცავად ვახდენთ ელექტროლიტურ მოსპილენძებას.

ბოლოს უნდა ითქვას, რომ ციანირების შემდეგ ნაკეთი ღებულობს ლამაზ ფერს, ამიტომ მას ხშირად დეკორატიული მიზნით მიმართავენ.

4. ბორირება

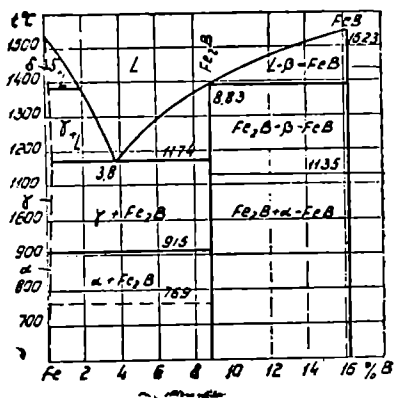
ბორირება მდგომარეობს ფოლადის ნაკეთობათა ზედაპირის ბოროთ გამდიდრებაში.

ბორირების მიზანია სისალის გაზრდა და ზოგიერთ აგრესიულ არეში ანტიკოროზიულობის შექმნა.

ბორის ასეთი გავლენა გამოძღინარეობს რკინასთან ურთიერთობიდან, რაც ჩანს Fe—B სისტემის მდგომარეობის დიაგრამაზე (ნახ. 198)

უპირველეს ყოვლისა, ბორი იხსნება α და γ რკინაში, მაგრამ ხსნადობის ზღვარი ძალიან მცირეა, არაუძეტეს 0 02%-ისა. გარდა ამისა, ბორი რკინასთან გვიძღევს ორ ბორიდს—Fe₂B (8,83% ბორი) და FeB (16,23% ბორი).

ფოლადის ბორირება ხორციელდება მყარ, თხევად და აირად არეში. მყარ არედ გამოიყენება ფერობორის ფხვნილი სხვადასხვა დანამატებით. თხევადი ბორირება ხორციელდება ბორის კარბიდის აბაზანაში ბორაკის ან სხვა დანამატებით. აირადი ბორირება ხორციელდება დიბორანის არეში (B₂H₆). ნებისმიერ შემთხვევაში მაღალი ტემპერატურის ზეგავლენით წარმოიქმნება ბორის აქტიური ატომები, რომლებიც შეიქრება ფოლადის ნაკეთში. ბორირების ტემპერატურა 800—1000°-ია.



ნახ. 198. Fe—B სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

ბორირების შემდეგ ნაკეთის ზედაპირულ შრეში მიიღება ბორიდი FeB : სისალე აღწევს $1600HV$, შემდეგ შრეში გვაქვს ბორიდი Fe_2B , სისალე აღწევს $1300HV$. ბორირების სიღრმე დაახლოებით $0,1—0,5$ მმ-ია. ფოლადში ნახშირბადისა და მალეგირებული ელემენტების მომატებით სისალეები კიდევ იზრდება და ზედაპირზე $2000HV$ -ს აღწევს, მაგრამ ბორირების სიღრმე მცირდება. ტემპერატურის ამაღლება და დაყოვნების დროის გაზრდა, ცხადია, ბორირების სიღრმეს აღიწევს.

ბორირებული ზედაპირი განსაკუთრებით კარგად ეწინააღმდეგება აბრაზიულ ცვეთას, მაგრამ თავისთავად ძალიან მყიფეა.

5. სულფიდირება

სულფიდირება მდგომარეობს ფოლადის ნაკეთის ზედაპირის გოგირდით გამდიდრებაში. სულფიდირების შედეგად მნიშვნელოვნად იზრდება ცვეთამდებობა და მცირდება მიღრეკილება ანაგლეჯებასადმი. ჩვეულებრივად სულფიდირებას ზემართავენ გოგირდის შემცველ არეში აზოტთან და ნახშირბადთან ერთად, რისთვისაც გამოიყენება გამდნარი მარილები. სულფიდირების ტემპერატურა $500—600^{\circ}$ -ია; სულფიდირების შედეგად მიიღება საკმაოდ რთული ქიმიური შედგენილობის შრე სასურველი თვისებებით.

უნდა აღინიშნოს, რომ სულფიდირების პროცესი შედარებით ახალი პროცესია და ფართო გავრცელება ჯერ არ მიუღია. გარდა სულფიდირებისა, მიმართავენ აგრეთვე სულფოციანიკებას.

6. დიფუზიური მეტალიზაცია

დიფუზიური მეტალიზაცია ეწოდება ფოლადის ნაკეთობათა ზედაპირის გამდიდრებას რაიმე მეტალებით, რომელთა ატომები დიფუზიით შეიჭრებიან ძირითად ლითონში.

რადგან ასეთი სახის ატომები მრავალია, ამიტომ ფოლადის დიფუზიური მეტალიზაცია სხვადასხვა ლითონებით ხდება.

ძირითადად გავრცელებულია დიფუზიური მეტალიზაციის შემდეგი სახეები: ალიტირება, სილიცირება, ქრომირება და სხვ. დიფუზიური მეტალიზაცია ხორციელდება ღვარ, თხევად და აირად არეებში.

დიფუზიური მეტალიზაციის ძირითადი მიზანია მხურვალემდებობის (ქანგვისადმი წინალობა მაღალი ტემპერატურის პირობებში) შექმნა, ზოგჯერ ზედაპირული სისალის და ცვეთამდებობის გადიდება, სხვადასხვა აგრესიულ არეებში ქანგვისადმი წინალობის გადიდება და სხვ.

ა. ალიტირება—ფოლადის ნაკეთის ზედაპირის დიფუზიური გამდიდრება ალუმინით

ალიტირების შემდეგ ფოლადის ნაკეთი ძენს ქანგვისადმი წინალობას ჩვეულებრივ ატმოსფერულ პირობებში, ზოგიერთ აგრესიულ არეში. მაღალი ტემპერატურების პირობებში.

ალუმინი უპირატესად იხსნება რკინის α მოდიფიკაციაში და ალიტირებულ შრეში წარმოიქმნება ალუმინიანი ფერიტი.

ალიტირებას ძირითადად უკეთებენ დაბალნახშირბადიანი ფოლადის ნაკეთობებს, რომლებიც მაღალი ტემპერატურების პირობებში მუშაობენ. ასეთია, მაგალითად, საცემენტაციო ყუთები, ღუმელების მოწყობილობა, სახურებელი ელემენტები და სხვა. ალიტირებულ ნაკეთობათა სამუშაო ტემპერატურა 900° -ია.

ალიტირება ხორციელდება მყარ, თხევად და აირად არეში.

მყარ არედ გამოიყენება ალუმინის ან ფეროალუმინის ფხვნილი ქლორიანი ამონიუმის (NH_4Cl) დამატებით. დეტალების შეფუთვა ხდება ისე, როგორც ცემენტაციის დროს. მაღალი ტემპერატურის პირობებში რეაქციების შედეგად წარმოიქმნება ალუმინის ქლორიდი, რომელიც შემდეგ მოქმედებს რკინასთან და გამოყოფს ალუმინის აქტიურ ატომებს. ეს ატომები შეიჭრებიან ნაკეთის ლითონში. ალიტირება ამ შემთხვევაში ხორციელდება $960-1000^{\circ}$ -ზე და შედეგად წარმოიქმნება ალიტირებული შრე, რომლის სიღრმე $0,05-0,5$ მმ-ის ზღვრებში იცვლება. ალიტირების სიღრმე დამოკიდებულია პროცესის ტემპერატურაზე და დაყოვნების დროზე. აღნიშნული სიღრმის მისაღებად დაყოვნების დრო იცვლება 2-დან 12 საათამდე.

თხევადი ალიტირება ხორციელდება გამდნარი ალუმინის აბაზანაში რკინის ბურბუშელის დამატებით, რაც თავიდან აგვაცილებს დეტალიდან რკინის გახსნას ალუმინში. აბაზანის ტემპერატურა $700-800^{\circ}$ -ია. პროცესი გაცილებით უფრო ინტენსიურია და სიღრმეც მეტი, მაგრამ ალიტირებული შრის ზედაპირზე ალუმინის რაოდენობა შეიძლება გადაჭარბებით მეტი აღმოჩნდეს (25% -მდე); წარმოიქმნება ქიმიური ნაერთი Fe_3Al , რაც იწვევს ალიტირებული შრის დიდ სიმკვდეს. სიმკვდის შესამცირებლად ალიტირების შემდეგ აწარმოებენ ნაკეთობათა მოწვას $900-1000^{\circ}$ -ზე, რა დროსაც ალუმინის ატომები განაწილდება უფრო თანაბრად: ზედაპირიდან ალუმინის დამატება აღარ ხდება, დიფუზიური გადაადგილება სიღრმეში კი გრძელდება.

აირადი ალიტირებისათვის დეტალებს რეტორტაში ჩატვირთავენ ფეროალუმინის ფხვნილთან ერთად. ქლორის გატარებით წარმოქმნიან ალუმინის ქლორიდს, რომლის ხარჯზეც მიმდინარეობს ალიტირება. აირადი ალიტირების ტემპერატურა 980° -ია; პროცესი ინტენსიურია: 1—2 საათში ვიილება სიღრმე $0,5$ მმ-მდე.

ბ. ქრომირება — ფოლადის ნაკეთის დიფუზიური გამდიდრება ქრომით

ქრომირების შემდეგ ნაკეთი იძენს ჟანგვისადმი წინაღობას ატმოსფერულ პირობებში, ზოგიერთ აგრესიულ არეში და მაღალი ტემპერატურების პირობებში. ქრომირება უზრუნველყოფს აგრეთვე მაღალ ზედაპირ-
20. გ. გიორგიძე

რულ სისალეს და, აქედან გამომდინარე, ცვეთამდეგობას.

ქრომი რკინაში უპირატესად იხსნება α მოდიფიკაციაში და წარმოქმნის ფერიტს. მიღებული ქრომიანი ფერიტი ხასიათდება ჯანგვისადმი მაღალი წინაღობით.

ნახშირბადთან ქრომი წარმოქმნის კარბიდს, რომელიც თვითონ მაღალი სისალით ხასიათდება და მაღალ სისალეს ანიჭებს ფოლადის ნაკეთსაც. აქედან გამომდინარე, ქრომირების შედეგი ძირითადად დამოკიდებულია შერჩეულ ფოლადზე: დაბალნახშირბადიან ფოლადში ქრომირება ადიდებს ჯანგვისადმი წინაღობას, მაღალნახშირბადიან ფოლადში კი სისალეს და ცვეთამდეგობას. სისალე ქრომირებულ ზედაპირზე აღწევს 1500HV, რაც მნიშვნელოვნად აღემატება ცემენტირებული შრის სისალეს.

ქრომირება ხორციელდება მყარ, თხევად და აირად არეში.

მყარ არედ ქრომირებისათვის გამოიყენება ფეროქრომის ფხვნილი რაიმე დანამატებით.

თხევად არედ იყენებენ ქრომის ქლორიდს ($CrCl_2$) გამდნარ მღვამარეობაში სხვა ქლორიდების დამატებით.

აირადი ქრომირებისათვის გამოიყენება იგივე ქლორიდი, რომელიც მიიღება ფეროქრომის ფხვნილში ქლორის გატარებით.

ქრომის დიფუზია შედარებით ნელია, ამიტომ ქრომირების სიღრმე მცირეა და იცვლება 0,03—0,3 მმ-ის ზღვრებში. არისაგან დამოკიდებულებით ქრომირების ტემპერატურა და დრო სხვადასხვა მიიღება. საშუალოდ ქრომირების ტემპერატურა 950—1050°-ია, დაყოვნება 1—15 საათი.

გ. სილიცირება—ფოლადის ნაკეთის დიფუზიური გამდიდრება სილიციუმით

სილიცირების შემდეგ ფოლადის ნაკეთი იძენს ჯანგვისადმი წინაღობას ატმოსფერულ პირობებში, ზოგიერთ აგრესიულ არეში (ზღვის წყალი, აზოტის, გოგირდის, მარილის მყავები) და მაღალი ტემპერატურის პირობებში (1000°-მდე).

სილიციუმი უპირატესად იხსნება რკინის α მოდიფიკაციაში და წარმოქმნის სილიციუმიან ფერიტს. სილიცირებული ზედაპირის სისალე არ აღემატება 300HB-ს. მიუხედავად ამისა, გარკვეულად იზრდება ცვეთამდეგობა.

სილიცირება ხორციელდება $SiCl_4$ -ის არეში, 900—1000° ტემპერატურაზე. სილიცირებული შრის სიღრმე დამოკიდებულია ტემპერატურაზე და დროზე—დაახლოებით 1—4 საათში მიიღება 0,3—1,0 მმ სისქის სილიცირებული შრე.

გარდა ზემოჩამოთვლილისა, არსებობს დიფუზიური მეტალიზაციის სხვა ხერხებიც, რომლებიც ჯერჯერობით წარმოებაში ნაკლებადაა გამოყენებული.

§ 54. ფოლადის ნაკეთობათა ზედაპირის დამუშავება საფანტით

ფოლადის ნაკეთობათა ზედაპირის დამუშავება საფანტით აგრეთვე არის ზედაპირული თვისებების გაუმჯობესების ერთ-ერთი საშუალება. ძირითადად იგი აღიღებს ფოლადის ნაკეთობათა დაღლილობისადმი გამძლეობას.

საფანტით დამუშავება მდგომარეობს იმაში, რომ თეთრი თუჯის წყრილ საფანტს (2 მმ-მდე ზომით) დიდი სიჩქარით და ძალით სტყორცნიან დასამუშავებელი ნაკეთის ზედაპირზე. ასეთი დამუშავების შემდეგ ნაკეთის ზედაპირზე წარმოიქმნება თხელი ციენაქედი შრე, რომელიც ხასიათდება მაღალი სისალით. გარდა ამისა, ციენაქედ შრეში წარმოიქმნება მკუმშავი ძაბვები, რაც მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს ნაკეთის საექსპლოატაციო გამძლეობას. დაბოლოს, აქ ხდება გარკვეული „დაუთობება“ — ზედაპირული მიკროდეფექტების მოსპობა. ეს თავის მხრივ მკვეთრად აღიღებს ფოლადის გამძლეობას ცვალებადი და ნიშანცვალებადი დატვირთვების პირობებში, ანუ მისი დაღლილობის ზღვარს. ყოველივე ამის შემდეგ მნიშვნელოვნად უმჯობესდება ნაკეთის საერთო თვისებები; ხშირ შემთხვევაში ნაკეთობათა სამსახურის ვადა ერთიორად და მეტად იზრდება.

§ 55. თუჯის თერმული დამუშავება

თუჯის თერმული დამუშავების მიზანი ძირითადად შემდეგია: 1) თერმული ძაბვების მოხსნა რუხი თუჯის სხმულში; 2) ცემენტიტის დაშლა თეთრ თუჯში, ქედადი თუჯის მისაღებად (განხილულია ზემოთ, § 37); 3) ცემენტიტის დაშლა გათეთრებულ თუჯში ქრით დამუშავების გასაადვილებლად; 4) თავისუფალი გრაფიტის ნაწილობრივი გახსნა აუსტენიტში და შემდეგ გადაყვანა ცემენტიტში პერლიტის რაოდენობის გასაღიღებლად რუხ თუჯში სისალისა და სიმტკიცის გაღიღების მიზნით. 5) ლითონური არის სტრუქტურის შეცვლა რუხ თუჯში ნორმალიზაციით ან წრთობით სისალისა და სიმტკიცის მაჩვენებლების გასაღიღებლად. 6) ქიმიურ-თერმული დამუშავება ზედაპირული თვისებების შესაცვლელად რუხ თუჯში და სხვ. (რუხი თუჯის ქვეშ იგულისხმება ჩვეულებრივი რუხი თუჯი, ქედადი და მაღალი სიმტკიცის თუჯი).

განვიხილოთ თერმული დამუშავების ზოგიერთი ხერხი.

1. მოწვა ძაბვების მოსახსნელად

რუხი თუჯის სხმული დეტალები უმრავლეს შემთხვევაში ხასიათდება სამსხმელო თერმული ძაბვებით. ეს თავის მხრივ სხმულს ანიჭებს ზედმეტ სიმყიფეს და ქმნის დეფორმაციის საშიშროებას, რომელიც თუჯის ნაკეთობათა ექსპლოატაციის პროცესში იჩენს თავს. ამიტომ ქრით დამუშავების წინ საჭიროა მოვახდინოთ ძაბვათა მოხსნა. ძაბვების მოხსნა

ხდება ბუნებრივი დაძველებით ან მოწვით (ხელოვნური დაძველებით).

ბუნებრივი დაძველება მდგომარეობს იმაში, რომ თუჯის სხმულს აყოვნებენ 10—12 თვის განმავლობაში, რის დროსაც დაბეები იხსნება. მაგრამ ასეთი ხანგრძლივი პროცესი დაკავშირებულია რიგ უხერხულობებთან და დაბეათა მოხსნაც სრულყოფილად არ ხდება. მოწვა დაბეების მოსახსნელად მდგომარეობს იმაში, რომ თუჯის სხმულს ძალიან ნელა (100—150°/სთ სიჩქარით) ახურებენ 550—600°-მდე. აყოვნებენ ამ ტემპერატურაზე (წვირლ სხმულს 2—4 სთ, მსხვილ სხმულს კი 4—8 სთ) და შემდეგ ისევ ნელა (20—50°/სთ სიჩქარით) აციებენ.

2. მოწვა გათეთრებული თუჯის გასარბილებლად

ლითონის ყალიბებში ჩამოსხმული რუხი თუჯი უმრავლეს შემთხვევაში ხასიათდება გათეთრებული ზედაპირით (სხმულის ზედაპირულ შრეებში გვაქვს თეთრი თუჯის სტრუქტურა), რაც შეუძლებელს ხდის ქრით დამუშავებას, ამიტომ საჭიროა გათეთრების მოხსნა. ამისათვის სხმულს ახურებენ 850—950°-მდე და აყოვნებენ გარკვეული დროის განმავლობაში, რომელიც ძირითადად დამოკიდებულია ქიმიურ შედგენილობაზე. მაგალითად, ჩვეულებრივი რუხი თუჯისათვის, რომელიც დიდი რაოდენობით შეიცავს სილიციუმს, დაყოვნების დრო შედარებით მცირეა. მაღალ ტემპერატურაზე თავისუფალი ცემენტი იშლება გრაფიტის წარმოქმნით და თეთრი თუჯის სტრუქტურა სხმულის ზედაპირულ შრეებში ისპობა.

3. ნორმალიზაცია

ნორმალიზაციის მიზანია გრაფიტის ნაწილობრივი გადაყვანა ცემენტიტად და ლითონურ არეში წვრილმარცვლოვანი პერლიტური სტრუქტურის მიღება. ასეთი დამუშავების შედეგად იზრდება თუჯის სისაღე. სიმტკიცე, ცვთამდეგობა. ნორმალიზაციას ექვემდებარება ჩვეულებრივი რუხი თუჯი, ქედადი და მაღალი სიმტკიცის თუჯი ფერიტული ან ეყრიტ-პერლიტური ლითონური არით.

პროცესი მდგომარეობს იმაში, რომ თუჯს ახურებენ 850—950°-მდე. ამ ტემპერატურაზე გრაფიტის სახით მყოფი ნახშირბადი ნაწილობრივ იხსნება აუსტენიტში და ჰაერზე შემდგომი გაცივების პროცესში აუსტენიტიდან წარმოიქმნება პერლიტი. ამრიგად, მივიღებთ იგივე სახის თუჯს, მხოლოდ პერლიტური ლითონური არით, საკმაოდ დისპერსიული პერლიტით.

4. წროთობა

წროთობას ექვემდებარება ჩვეულებრივი ან მაღალი სიმტკიცის რუხი თუჯი. წროთობის მიზანია ლითონური არის თვისებების გაუმჯობესება მარტენსიტული სტრუქტურის წარმოქმნის გზით. არსებითად წროთ-

ბის პროცესი ისეთივეა, როგორც ფოლადის შემთხვევაში. გახურებისას ლითონური არე აუსტენიტური ხდება, გაცივების დროს კი მიმდინარეობს აუსტენიტურ-მარტენსიტული გარდაქმნა. გახურების ტემპერატურა 850—950°-ია; გაცივება უმრავლეს შემთხვევაში ხდება წყალში.

წრთობის შემდეგ მიმართავენ დაბალ მოშვებას ძაბვების მოსახსნელად ან მაღალ მოშვებას სისალის შემციობებისათვის.

თუჯის ნაკეთობათა დანიშნულების მიხედვით წრთობა შეიძლება ეაწარმოთ მოცულობითი ან ზედაპირული.

ნ. ქიმიურ-თერმული დამუშავება

რუხი და მაღალი სიმტკიცის თუჯი ექვემდებარება ქიმიურ-თერმულ დამუშავებას. მაგალითად, სისალის, ცვეთამედეგობის, ჟანგვისადმი წინააღობის გასადიდებლად მიმართავენ აზოტირებას; მხურვალმედეგობის გასადიდებლად თუჯს უკეთდება ალიტირება; მაღალი ზედაპირული სისალის მისაღებად (1500HV-მდე) მიმართავენ დიფუზიურ ქრომირებას და სხვ.

ლეგირებული ფოლადი

§ 56. ზოგადი ცნობები

ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადი თავისი თვისებებით ხშირად ველარ აკმაყოფილებს თანამედროვე ტექნიკის მზარდ მოთხოვნილებას. ეს განსაკუთრებით ეხება ტექნიკის ახალ დარგებს, როგორცაა რეაქტიული ავიაცია, რაკეტული ტექნიკა, ნახევარგამტარების წარმოება და გამოყენება, ატომური ენერგეტიკა, ზუსტი ხელსაწყოთმშენებლობა და სხვ. ყოველ ცალკეულ შემთხვევაში ლითონებს მოეთხოვება სხვადასხვა თვისებები. მაგალითად, მაღალი სიმტკიცე მაღალი ტემპერატურების პირობებში, მაღალი სიმტკიცე მაღალ სიბლანტესთან ერთად, ანტიკოროზიულობა ნაირგვარ აგრესიულ არეებში, განსაკუთრებული მაგნიტური თვისებები, განსაკუთრებული თბური თვისებები და სხვა მრავალი. ამიტომ სულ უფრო ფართოდ მიმართავენ ფოლადის თვისებათა ცვლას. როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული, ფოლადის თვისებათა ცვლის ერთ-ერთი ძირითადი ხერხია მისი თერმული დამუშავება, მაგრამ ეს გზაც დამაკმაყოფილებელ შედეგს ყოველთვის ვერ იძლევა, ამიტომ იყენებენ ფოლადის თვისებების ცვლის მეორე ხერხს—ლეგირებას.

ლეგირება ეწოდება ისეთ პროცესს, როდესაც ძირითად ლითონში, ამ შემთხვევაში ფოლადში, საგანგებოდ შეაქვთ სხვადასხვა ელემენტები, ეგრეთწოდებული მალეგირებელი ელემენტები, რომლებიც მნიშვნელოვნად ცვლიან ფოლადის თვისებებს. მიღებულ ფოლადებს ეწოდება ლეგირებული ფოლადები.

ფოლადის ლეგირებისათვის ამჟამად გამოიყენება მენდელეევის სისტემის მრავალი ელემენტი, როგორცაა: მანგანუმი, ქრომი, სილიციუმი, ვოლფრამი, ვანადიუმი, ტიტანი, მოლიბდენი, ნიკელი, კობალტი, ალუმინი, ნიობიუმი, ცირკონიუმი, ბორი, სპილენძი და სხვ. აღსანიშნავია, რომ ჩამოთვლილთაგან ორი ელემენტი—Mn და Si მიეკუთვნება აგრეთვე ფოლადის ნორმალურ მინარეგებს და ყოველთვის იმყოფება ფოლადში (Si—0,17—0,37% რაოდენობით, ხოლო Mn—0,5—1,0%). მაგრამ აღნიშნულ ზღვარზე მეტი რაოდენობის დროს ეს ელემენტებიც მალეგირებულ ელემენტებად ითვლება.

ფოლადის ლეგირება ხდება ერთი ან ერთდროულად რამდენიმე ელემენტით. შესაფერის სახელწოდებას ატარებს მიღებული ლეგირებული ფოლადიც, მაგალითად, ქრომიანი, ქრომ-ნიკელიანი, ქრომ-მანგანუმიანი, ქრომ-მანგანუმ-სილიციუმიანი და სხვ. აღსანიშნავია, რომ ლეგირებისათვის სხვადასხვა ელემენტი სულ სხვადასხვა რაოდენობით გამოიყენება, მაგალითად, ბორის რაოდენობა 0,001—0,005%-ია, ქრომის რაოდენობა კი 27%-ს აღწევს და სხვ.

მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობის მიხედვით არჩევენ მკერდლეგირებულ ფოლადს, როდესაც მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობა 5%-ს არ აღემატება, საშუალოს — 5—10% და მალალეგირებულს 10%-ზე მეტი მალეგირებელი ელემენტების შემცველობით.

მალეგირებელი ელემენტების გავლენით ფოლადი იძენს თვისებათა მრავალნიარ კომპლექსს, რაც განაპირობებს ლეგირებული ფოლადების სულ უფრო ფართო გამოყენებას.

§ 57. მალეგირებადი ელემენტების ურთიერთობა რკინასა და ნახშირბადთან

მალეგირებელი ელემენტების მიერ ფოლადის თვისებების შეცვლა, უპირველეს ყოვლისა, დამოკიდებულია იმაზე, თუ როგორ ურთიერთობას ამყარებს მალეგირებელი ელემენტი ფოლადის ძირითად ელემენტებთან — რკინასა და ნახშირბადთან.

ა. ელემენტების ურთიერთობა რკინასთან

სხვადასხვა ქიმიური ელემენტი იხსნება რკინაში ან წარმოშობს მასთან ქიმიურ ნაერთებს. ამასთანავე გახსნისას ელემენტები წარმოშობენ ჩანაცვლების მყარ ხსნარებს γ რკინაში (უბირატესად ნიკელი, მანგანუმი, კობალტი) ან α რკინაში (ქრომი, ვოლფრამი, ვანადიუმი, სილიციუმი; მოლიბდენი, ალუმინი). ეს დამოკიდებულია მალეგირებელი ელემენტების გისოსების ხასიათზე და ატომების ბუნებაზე და ძირითადად ექვემდებარება მყარი ხსნარების წარმოქმნის კანონებს.

ისეთი ელემენტები — მეტალოიდები, როგორიცაა ნახშირბადი, აზოტი, ბორი რკინასთან ჩანერგვის მყარ ხსნარებს წარმოქმნიან.

დიდი მნიშვნელობა აქვს აგრეთვე მალეგირებელი ელემენტების გავლენას რკინის ალოტროპიზმზე. ამ თვალსაზრისით მალეგირებელი ელემენტები იყოფა ორ ჯგუფად: ელემენტები, რომლებიც აფართოებენ γ არეს და ელემენტები, რომლებიც ზღუდავენ მას.

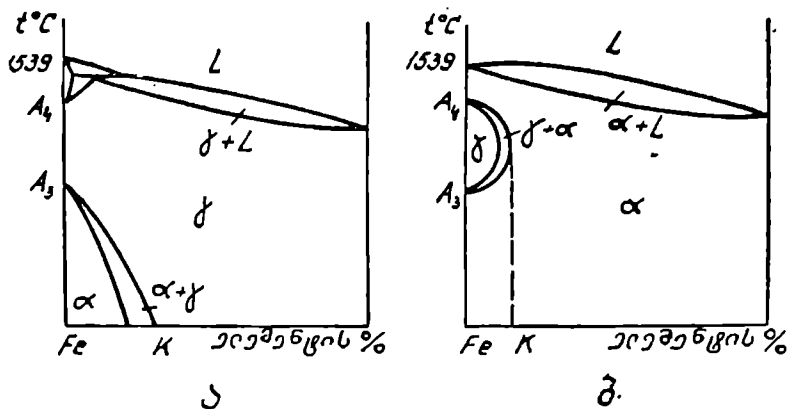
1. ელემენტები, რომლებიც A_3 კრიტიკულ ტემპერატურას დაბლასწევენ, ხოლო A_4 ტემპერატურას — მაღლა. ამით γ არე ფართოვდება, α არე კი ვიწროვდება. ასეთი ელემენტებია, ძირითადად, ნიკელი, კობალ-

ტი, მანგანუმი, ნახშირბადი, აზოტი და სხვ. მათ ნიკელის ჯგუფის ელემენტები ეწოდება.

ეს ელემენტები თავის მხრივ კიდევ ორ ქვეჯგუფად იყოფა. ნიკელი, კობალტი და მანგანუმი აფართოებს რა γ არეს, γ რკინაში განუსაზღვრელად იხსნება, რადგან აკმაყოფილებს განუსაზღვრელი ხსნადობის პირობას. ამიტომ K -ზე მეტი რაოდენობით ელემენტის შემცველობისას $\gamma = \alpha$ ფაზურ გარდაქმნას აღგილი არა აქვს და γ არე ყველა ამ შენადნობში შენარჩუნებულია ოთახის ტემპერატურამდე (ნახ. 199, ა).

ნახშირბადი, აზოტი და ზოგი სხვა ელემენტი γ არეს აფართოებენ, მაგრამ მათი ხსნადობა γ რკინაში განსაზღვრულია (წარმოიქმნება ჩანერგვის მყარი ხსნარები). მაშინ მდგომარეობის დიაგრამაზე გვექნება განსაზღვრული სიდიდის γ არე და გარკვეულ ზღვარს ზემოთ კი წარმოიქმნება ბეჟანიკური ნარევები. ამის ტიპიურ მაგალითს წარმოადგენს რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამა.

2. ელემენტები, რომლებიც A_3 ტემპერატურას მალა სწევენ, A_4 -ს



ნახ. 199. რკინა-მალევირებელი ელემენტის მდგომარეობის დიაგრამები (სქემა)

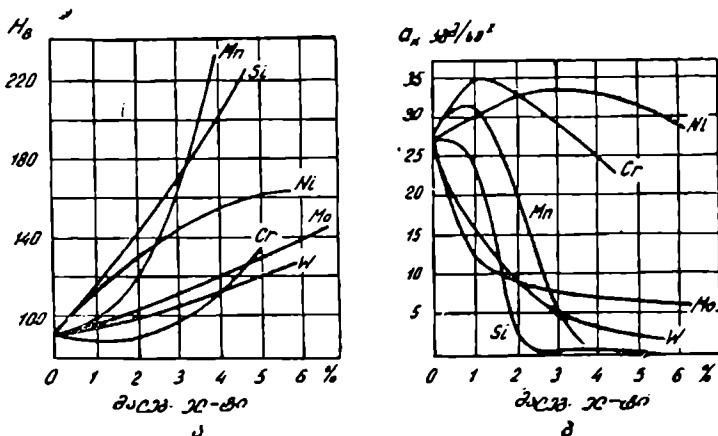
კი დაბლა (ნახ. 199, ბ). ეს იძლევა γ მყარი ხსნარის შეზღუდულ არეს. ასეთი ტიპის სისტემებს იძლევა მალევირებელი ელემენტების დიდი რაოდენობა, მაგალითად, ქრომი, ვოლფრამი, ვანადიუმი, მოლიბდენი, სილიციუმი, ალუმინი, ტიტანი, ნიობიუმი და სხვ. ელემენტების ამ ჯგუფს ქრომის ჯგუფი ეწოდება. ამგვარად, ქრომის ჯგუფის ელემენტები ზღუდავენ γ არეს და, სამაგიეროდ, აფართოებენ α მყარი ხსნარების არეს. მალევირებელი ელემენტის გარკვეულ ზღვარს ზემოთ შენადნობები ტემპერატურათა მთელ ინტერვალში სოლიდუსიდან ოთახის ტემპერატურამდე ინარჩუნებენ α მყარი ხსნარის სტრუქტურას და ფაზურ გარდაქმნებს არ განიცდიან. ამ ჯგუფის შენადნობები ოთახის ტემპერატურაზე

ყოველთვის ფერიტული სტრუქტურით ხასიათდებიან და მათი თვისებებიც ამ სტრუქტურიდან გამომდინარეობს.

მალეგირებელი ელემენტების გავლენა γ და α მყარი ხსნარების თვისებებზე დამოკიდებულია მათი გახსნის ხასიათზე. რკინასთან ჩანაცვლების მყარ ხსნარებს იძლევა ელემენტების საკმაოდ დიდი რაოდენობა, ამასთანავე, თუ ელემენტის ატომის რადიუსის განსხვავება რკინის ატომის რადიუსისაგან არ აღემატება 8%-ს (ჩანაცვლების მყარი ხსნარის წარმოქმნის სხვა პირობების დაცვისას), ხსნადობა განუსაზღვრელია, თუ ეს სხვაობა 8–15% ზღვრებში იმყოფება—განსაზღვრული და თუ 15%-ს აღემატება—ხსნადობას ადგილი არა აქვს.

ელემენტები, რომლებიც რკინაში არ იხსნება, ფოლადის ლეგირებისათვის, როგორც წესი, არ გამოიყენება.

ხსნადი ელემენტების გავლენა რკინის (ფოლადის) თვისებებზე დამოკიდებულია ამ ელემენტების ატომებზე. მალეგირებელი ელემენტი რაც უფრო მეტად განსხვავდება რკინისაგან, მით მეტია რკინის გისოსის და-



ნახ. 200. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა ფერიტის სისალეზე (ა) და დარტყმით სიბლანტეზე (ბ).

მახინჯება გახსნილის ატომის გავლენით; თავის მხრივ ძირითადი გისოსის დამახინჯება იწვევს სისალის და სიმტკიცის გადიდებას, ხოლო სიბლანტის და პლასტიკურობის შემცირებას.

სხვადასხვა ელემენტი ფერიტის თვისებებზე სხვადასხვა გავლენით ხასიათდება, მაგალითისათვის მე-200 ნახაზზე წარმოდგენილია დიაგრამები რომლებიც უჩვენებს ძირითადი მალეგირებელი ელემენტების გავლენას ფერიტის სისალესა და დარტყმით სიბლანტეზე. როგორც ვხედავთ, მალეგირებელი ელემენტების გავლენით სისალე იზრდება, ამასთანავე Mn და Si სისალის გადიდებაზე მნიშვნელოვნად მოქმედებს, დანარჩენი ელე-

მენტები კი ნაკლებად. ამავე დროს მანგანუმი, სილიციუმი, ვოლფრამი და მოლიბდენი მკვეთრად ამცირებენ დარტყმით სიბლანტეს. ქრომი ამ მხრივ უფრო სუსტად მოქმედებს და ნიკელი კი სრულებით არ ამცირებს დარტყმით სიბლანტეს. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა ფერიტის თვისებებზე ძირითადად იმით აიხსნება, რომ გახსნისას ისინი ამახინჯებენ ფერიტის კრისტალურ გისოსს და სწორედ ეს იწვევს სისალისა და სიმტკიცის გადიდებას. მაგრამ ამასთან ერთად კლებულობს პლასტიკურობა და სიბლანტე, თუმცა სხვადასხვა ელემენტის გავლენით ეს კლება მეტ-ნაკლებია, ამიტომ რიგ შემთხვევებში მიიღება თვისებათა შედარებით ხელსაყრელი შეხამება.

ბ. ელემენტების ურთიერთობა ნახშირბადთან

ნახშირბადთან ურთიერთობის მიხედვით ელემენტები იყოფა ორ ჯგუფად:

1. ელემენტები, რომლებიც ნახშირბადთან კარბიდებს არ წარმოქმნიან (ფოლადისა და თუჯის დნობის პირობებში). ასეთი ელემენტებია ნიკელი, კობალტი, ალუმინი, სილიციუმი, სპილენძი. მათ არაკარბიდშემქმნელი ელემენტები ეწოდება.

2. ელემენტები, რომლებიც ნახშირბადთან წარმოქმნიან კარბიდებს ე. წ. კარბიდშემქმნელი ელემენტები. ძირითადი კარბიდშემქმნელი ელემენტებია რკინა, მანგანუმი, ქრომი, მოლიბდენი, ვოლფრამი, ნიობიუმი, ვანადიუმი, კირკონიუმი, ტიტანი. ამ ელემენტების კარბიდშემქმნის უნარი, ანუ წარმოქმნილი კარბიდების თვისებები და მდგრადობა დამოკიდებულია მათი ელექტრონული გარსის აგებულებაზე. უფრო ზუსტად d შრის შევსების ხარისხზე. შემჩნეულია, რომ, რაც უფრო ნაკლებად არის შევსებული d შრე, მით მეტია ელემენტების კარბიდშემქმნელი უნარი. ზემოთ წარმოდგენილ მწკრივში ელემენტები განლაგებულია ამ უნარის მზარდი მნიშვნელობის მიხედვით. კერძოდ, კარბიდშემქმნის უნარი იზრდება რკინიდან ტიტანისაკენ, ე. ი. ამავე მიმართულებით იზრდება კარბიდების მდგრადობა.

კარბიდები თავის მხრივ კიდევ ორ ჯგუფად იყოფა: კარბიდები—ქიმიური ნაერთები და კარბიდები—ჩანერგვის ფაზები.

კარბიდებს—ქიმიურ ნაერთებს ძირითადად წარმოქმნის რკინა (Fe_3C), მანგანუმი (Mn_3C), ქრომი ($Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3)—ელემენტები, რომელთა მიმართ ნახშირბადის ატომის რადიუსი 0,59-ზე მეტია. ასეთ კარბიდებს ახასიათებს რთული კრისტალური გისოსი, შედარებით დაბალი დნობის ტემპერატურა $< 2000^\circ$, შედარებით მცირე თერმული მდგრადობა.

კარბიდებს—ჩანერგვის ფაზებს ანუ ქიმიურ ნაერთებს ცვალებადი კონცენტრაციით წარმოქმნიან ელემენტები, რომელთა მიმართ ნახშირბადის ატომის რადიუსი 0,59-ზე ნაკლებია (იხ. § 12). ასეთებია მოლიბდენი (Mo_2C), ვოლფრამი (WC), ვანადიუმი (VC), ტიტანი (TiC)

და სხვ. ამ კარბიდებს ახასიათებს მარკოვი კრისტალური გისოსი, შედარებით მაღალი დნობის ტემპერატურა, >2000 , მაღალი თერმული მდგრადობა.

გ. მალეგირებელი ელემენტები ფოლადში

რკინასთან და ნახშირბადთან მალეგირებელი ელემენტების ურთიერთობიდან გამომდინარეობს მათი მდგომარეობა ფოლადში.

ცხადია, რომ ელემენტები, რომლებიც აფართოებენ γ არეს (ნიკელის ჯგუფის ელემენტები) ფოლადში უპირატესად იხსნებიან აუსტენიტში, აფართოებენ მის არეს ოთახის ტემპერატურამდე და განაპირობებენ ფოლადის შესაბამის თვისებებს. ამასთან, მიღებული აუსტენიტი ლეგირებულია და ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი აუსტენიტისაგან განსხვავდება თავისი თვისებებით. ელემენტები, რომლებიც აფართოებენ α არეს, უპირატესად იხსნებიან ფერიტში, ფერიტული სტრუქტურა თვისებების მაკონტროლებელი ხდება. აქაც ფერიტი ლეგირებულია და, შესაბამისად, მისი თვისებებიც განსაკუთრებული.

რიგ შემთხვევებში მალეგირებელი ელემენტები წარმოქმნიან ლითონურ ქიმიურ ნაერთებს, მაგრამ ფოლადებში ეს შედარებით იშვიათად ხდება და პრაქტიკული მნიშვნელობა არ გააჩნია.

თუ ფოლადი ლეგირებულია კარბიდშემქმნელი ელემენტებით, ხდება კარბიდშემქმნა, რომელიც გარკვეული კანონზომიერებით ხორციელდება. ზოგიერთ მალეგირებელ ელემენტს ახასიათებს ცემენტიტში გახსნის უნარი; ასეთი მალეგირებელი ელემენტი მცირე რაოდენობის დროს, უპირველეს ყოვლისა, იხსნება რკინის კარბიდში. გახსნა ხდება მალეგირებელი ელემენტის ატომის ჩანაცვლებით ცემენტიტში, რომელიც ყოველთვის არის ფოლადში რკინის ატომის მაგიერ; წარმოიქმნება ე.წ. ლეგირებული ცემენტიტი, მაგალითად, $(FeMn)_3C$, $(Fe, Cr)_3C$ და სხვ. რკინისა და ელემენტის ერთმანეთისაგან მძიმით გამოყოფა გვიჩვენებს, რომ მათი თანაფარდობა განსაზღვრული არ არის, ცვალებადია, მაგრამ ორივე ერთად ნახშირბადის მიმართ მუდმივ თანაფარდობაში იმყოფება.

იგივე კარბიდშემქმნელი ელემენტების მეტი რაოდენობის დროს წარმოიქმნება სპეციალური კარბიდები, მაგრამ მათში გარკვეული რაოდენობით გახსნილია რკინა—მალეგირებელი ელემენტის ატომები ჩანაცვლებულია რკინის ატომებით, მაგალითად, $(Cr, Fe)_2C_6$, $(Cr, Fe)_7C_9$. შედარებით დაბალი თერმული მდგრადობის გამო ეს კარბიდები ფოლადის გახურების დროს ადვილად იხსნება აუსტენიტში.

დანარჩენი კარბიდშემქმნელი ელემენტები, როგორც წესი, წარმოქმნიან დამოუკიდებელ სპეციალურ კარბიდებს WC , TiC , VC . ეს კარბიდები მეტად მდგრადია მაღალ ტემპერატურამდე.

როცა ფოლადში ერთდროულად რამდენიმე კარბიდშემქმნელი მალეგირებელი ელემენტია, ჯერ წარმოიქმნება უფრო მდგრადი კარბიდები, მაგალითად, ვანადიუმის, ტიტანის, შემდეგ კი დანარჩენი, მაგალითად, ქრომის, მანგანუმის.

კარბიდები ხასიათდება ძალიან მაღალი სისაღით, ამიტომ ფოლად-საც ანიჭებენ სისაღეს. კარბიდების გავლენა, გარდა მათი თვისებებისა, მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული მათ დისპერსიულობაზე—რაც უფრო წვრილმარცვლოვანია გამონაყოფები, მით უფრო მკვეთრია მათი დადებითი გავლენა ფოლადის სისაღეზე. პირიქით, თუ კარბიდები მსხვილ-მარცვლოვანია, მათი ჩანართების რაოდენობა კლებულობს და დადებითი გავლენა მნიშვნელოვნად სუსტდება.

დისპერსიული კარბიდების ასეთი გავლენა აიხსნება იმით, რომ ფოლადის სტრუქტურაში კარბიდების მარცვლები ჩასოლავენ კრისტალის დაცურების სიბრტყეებს და აძნელებენ დეფორმაციას. რაც უფრო წვრილია ეს მარცვლები, ე. ი. მეტია მათი რაოდენობა, მით მეტი დაცურების სიბრტყეა ჩასოლილი და მით უფრო მაღალია სისაღე და სიმტკიცე. პირიქით, როცა ხდება კარბიდების ჩანართების გამსხვილება, ჩასოლილი დაცურების სიბრტყეების რაოდენობა კლებულობს და სისაღეც შესაბამისად კლებულობს.

საბოლოოდ შეიძლება ითქვას, რომ ელემენტები, რომლებიც აფართოებენ α არეს, ფოლადში უპირველესად გაიხსნება ფერიტში, ახდენს მის გამტკიცებას და ამ მიმართულებით მოქმედებს ფოლადის თვისებებზე.

ელემენტები, რომლებიც აფართოებენ γ არეს, ფოლადში გახსნილია აუსტენიტში და შესაბამისად მოქმედებს ფოლადის თვისებებზე.

კარბიდშემქმნელი ელემენტები, რკინასთან მოქმედების თვალსაზრისით, როგორც წესი, მიეკუთვნება იმ ჯგუფს, რომლის ელემენტები აფართოებს α არეს, ანუ ფოლადში უპირატესად ფერიტში იხსნება. ამრიგად კარბიდშემქმნელი ელემენტები ნაწილდება ფერიტსა და კარბიდებს შორის. ეს განაწილება დამოკიდებულია ნახშირბადის რაოდენობაზე. რაც უფრო ნაკლებია ფოლადში ნახშირბადი, მით ნაკლები იქნება კარბიდების რაოდენობა, ხოლო მეტი ფერიტში გახსნილი მალეგირებელი ელემენტის რაოდენობა და, პირიქით, ფოლადში მალეგირებელი ელემენტის იგივე რაოდენობის დროს, თუ ნახშირბადის რაოდენობა მეტია, მეტი იქნება კარბიდების რაოდენობა.

§ 58. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამაზე და ფოლადის თერმულ დაქუჩავიანობაზე

რკინასა და ნახშირბადთან გარკვეული ურთიერთქმედების შედეგად მალეგირებელი ელემენტები გავლენას ახდენენ რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამაზე, კერძოდ კი მის კრიტიკულ ტემპერატურებზე და კონცენტრაციებზე. მნიშვნელოვანია აგრეთვე მალეგირებელი ელემენტების გავლენა ფოლადის თერმული დამუშავების სხვადასხვა ფაქტორებზე. განვიხილოთ ძირითადი მათგანი.

ა. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა
 რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამის
 კრიტიკულ ტემპერატურებზე

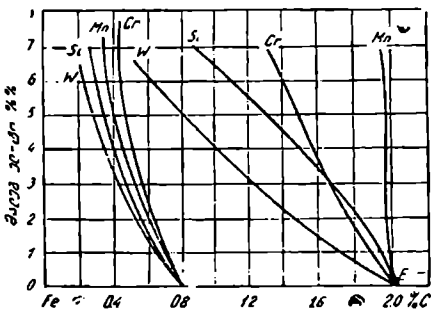
რკინა-ნახშირბადის დიაგრამის კრიტიკულ ტემპერატურებზე მალე-
 გირებელი ელემენტების გავლენა ემსგავსება ამ ელემენტების გავლენას
 რკინის პოლიმორფიზმზე, კერძოდ, ნიკელის ჯგუფის ელემენტები A_1 ,
 წერტილს მალა სწევენ, A_2 -ს კი დაბლა, ე. ი. აღიდებენ აუსტენიტურ
 არეს; ქრომის ჯგუფის ელემენტები, პირიქით, A_1 -ს დაბლა სწევენ, A_2 -ს
 კი მაღლა. ამით ზღუდავენ აუსტენიტის არეს.

მალეგირებელი ელემენტები გარკვეული კანონზომიერებით მოქმედებ-
 ნენ აგრეთვე A_1 ტემპერატურაზე; კერძოდ, მანგანუმისა და ნიკელის
 გავლენით A_1 დაბლა იწევს, ყველა დანარჩენი ელემენტის გავლენით კი
 მეტ-ნაკლებად მაღლა იწევს.

ბ. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა რკინა-ნახ-
 შირბადის დიაგრამის კრიტიკულ კონცენტრაციებზე

მალეგირებელი ელემენტების დიდი უმრავლესობა შინშენელოვან
 გავლენას ახდენს აუსტენიტში ნახშირბადის ხსნადობის ზღვარზე (დიაგ-
 რამაზე E წერტილი) და ევტექტოიდის კონცენტრაციაზე (S წერტილი).

მალეგირებელი ელემენტების
 გავლენა რკინა-ნახშირბადის
 მდგომარეობის დიაგრამის E
 და S წერტილზე წარმოდგენი-
 ლია 201-ე ნახაზზე.



ნახ. 201. მალეგირებელი ელემენტების გავ-
 ლენა რკინა-ნახშირბადის დიაგრამის E და S
 კრიტიკულ წერტილებზე.

როგორც დიაგრამაზე ჩანს,
 ძირითადი მალეგირებელი ელე-
 მენტები ამცირებენ ნახშირბა-
 დის ხსნადობის ზღვარს აუსტე-
 ნიტში და ამცირებენ მის კონ-
 ცენტრაციას ევტექტოიდში,
 ე. ი. რკინა-ნახშირბადის დიაგ-
 რამაზე E და S წერტილები
 მარცხნივ გადაადგილდება (საწინააღმდეგო მიმართულებით მოქმედებენ,
 მაგალითად, ვანადიუმი და ტიტანი, რომლებიც E და S წერტილებს
 დიაგრამაზე მარჯვნივ გადაადგილებენ).

აღსანიშნავია, რომ S წერტილის გადაადგილება მარცხნივ ცულის
 ქვე და ზეევტექტოიდური ფოლადების ზღვარს. რაც შეეხება E წერ-
 ტილს, მისი გადაადგილება მარცხნივ იწვევს იმას, რომ ფოლადში ჩნდება
 ლედებურიტი სტრუქტურა. ამრიგად, თუ ჩვეულებრივ ნახშირბადიან
 ფოლადში ლედებურიტის არსებობა შეუძლებელია და რკინა-ნახშირბა-
 დიან შენადნობებში ლედებურიტი მხოლოდ თუჯს ახასიათებს, ლეგირე-
 ბულ ფოლადებში საესვებით შესაძლებელია ლედებურიტის არსებობა, მით

მეტი რაოდენობით, რაც უფრო მეტია მალეგირებელი ელემენტის რაოდენობა, ე. ი. რაც უფრო მეტადაა დაძრული *E* წერტილი მისი ნორმალური მდებარეობიდან—ნახშირბადის 2,14%-დან მარცხნივ.

გ. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა აუსტენიტის მარცვლის ზრდაზე

თერმული დამუშავებისათვის ფოლადის გახურების ზედა ტემპერატურული ზღვარი და წნევით დამუშავების დამთავრების ქვედა ტემპერატურული ზღვარი მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული აუსტენიტის მარცვლის ზრდის უნარზე. ამიტომ, მალეგირებელი ელემენტების გავლენა ამ მხრივ დიდად მნიშვნელოვანია. მალეგირებელი ელემენტების უმრავლესობა აუსტენიტის მარცვლის ზრდას საგრძობლად აფერხებს.

მალეგირებელი ელემენტების ასეთ გავლენას სხვადასხვა მიზეზებს მიაწერენ. შენიშნულია, რომ მარცვლის ზრდის შეფერხებაზე განსაკუთრებით მკვეთრად მოქმედებენ კარბიდშემქმნელი ელემენტები—ტიტანი, ცირკონიუმი, ვანადიუმი, ვოლფრამი და ზოგიერთი ენერგიული განმეანგველი, მათ შორის ალუმინი და იგივე კარბიდშემქმნელი ელემენტები ტიტანი, ცირკონიუმი, ვანადიუმი. ასეთ გავლენას მიაწერენ იმას, რომ ორივე ამ ჯგუფის ელემენტები ფოლადში წარმოქმნიან ძალიან წვრილ-მარცვლოვან კარბიდებს და ქანჯეულებს; ისინი განლაგდებიან მარცვლების საზღვრებზე და შემდგომში ზღუდავენ მარცვლების ზრდას, რომელიც ჩვეულებრივად მიმდინარეობს ურთიერთ შერწყმის, მსხვილი მარცვლების მიერ წვრილი მარცვლების შთანთქმის გზით.

ქრომი მარცვლის ზრდაზე შედარებით უმნიშვნელოდ მოქმედებს, რადგან ქრომის კარბიდი მინიმალური მდგრადობით ხასიათდება და ადვილად გადადის ძყარ ხსნარში. რაც შეეხება მანგანუმს, იგი არამც თუ არ ამცირებს მარცვლის ზრდას, არამედ, გარკვეულ ზღვრებში პირიქით, ხელს უწყობს მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურის წარმოქმნას.

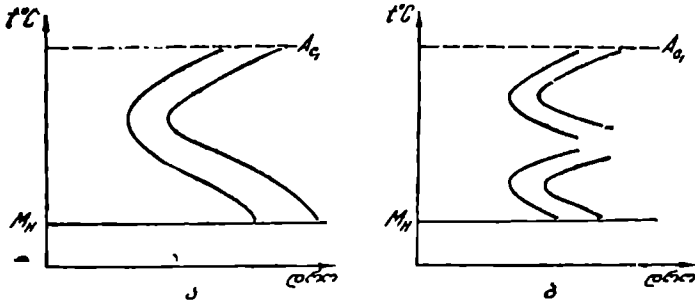
დ. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა აუსტენიტის იზოთერმულ გარდაქმნაზე

მალეგირებელი ელემენტების გავლენა იზოთერმულ გარდაქმნაზე ძირითადად გამოიხატება იმით, რომ აუსტენიტი უფრო მდგრადი ხდება, გარდაქმნის საინკუბაციო პერიოდი იზრდება, ე. ი. „ესისმაგარი“ მრუდები დიაგრამაზე გადაადგილდება მარჯვნივ. ამ შემთხვევაში მალეგირებელი ელემენტების გავლენა მხოლოდ რაოდენობრივ ხასიათს ატარებს, თვისობრივად კი აუსტენიტის გარდაქმნის იზოთერმული მრუდები ისეთივე რჩება (ნახ. 202, ა). ასეთი მიმართულებით მოქმედებს ყველა მალეგირებელი ელემენტი, მხოლოდ ეს მოქმედება რაოდენობრივად განსხვავებულია: ყველაზე ენერგიულად მოქმედებენ მოლიბდენი, ვოლფრამი, მანგანუმი, ნაკლებად—ნიკელი, ქრომი, სულ უმნიშვნელოდ—სილიციუმი, ალუმინი. საწინააღმდეგო მიმართულებით მოქმედებს მხოლოდ კობალტი. კობალტის ზეგავლენით აუსტენიტის მდგრადობა მცირდება,

იზოთერმული გარდაქმნის „ესისმაგვარი“ მრუდები მარცხნივ გადაადგილდება, ე. ი. გარდაქმნის საინკუბაციო პერიოდი მცირდება.

გარდა აღნიშნულისა, კარბიდშემქმნელი მალეგირებელი ელემენტები „ესისმაგვარ“ დიაგრამაზე თვისობრივად ცოკმედებენ და ცვლიან მის ხასიათს (ნახ. 202,ბ).

მრუდების ხასიათის ცვლა მდგომარეობს იმაში, რომ აუსტენიტის მინიმალური საინკუბაციო პერიოდის ტემპერატურა მაღლა იწევს და ქვემოთ ჩნდება კიდევ ერთი ძუხლი, რომელიც აგრეთვე მინიმალურ საინკუბაციო პერიოდს შეესაბამება. სამაგიეროდ შუა ტემპერატურულ ინტერვალში საინკუბაციო პერიოდი პირიქით, მაქსიმალურ მნიშვნელობას იღებს. ამგვარად, იზოთერმული გარდაქმნის მრუდები წარმოადგენს ორ შტოს: ერთი ახასიათებს აუსტენიტის გარდაქმნას ზედა ტემპერატურულ ინტერვალში პერლიტური ოჯახის ფირფიტოვანი სტრუქტურების წარმოქმნით (პერლიტი, სორბიტი, ტროსტიტი), მეორე კი ახასიათებს აუსტენიტის გარდაქმნას ქვედა ტემპერატურულ ინტერვალში, ნემსისებრი



ნახ. 202. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის დიაგრამაზე:

ა—არაკარბიდშემქმნელი მალეგირებელი ელემენტები;

ბ—კარბიდშემქმნელი მალეგირებელი ელემენტები.

სტრუქტურების—ნემსისებრი ტროსტიტის, ანუ ბენიტის წარმოქმნით.

მალეგირებელი ელემენტების გავლენით აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის „ესისმაგვარი“ მრუდების გადაადგილება მარჯვნივ (საინკუბაციო პერიოდის გაზრდა) განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია იმ თვალსაზრისით, რომ ამ დროს მცირდება წრთობის კრიტიკული სიჩქარე. წრთობის კრიტიკული სიჩქარის შემცირება კი, რასაკვირველია, აადვილებს წრთობის ტექნოლოგიურ პროცესს, არბილებს წრთობას და მნიშვნელოვნად ამცირებს თერმული ძაბვებისა და მის საფუძველზე წარმოქმნილი წრთობის დეფექტების საშიშროებას. სწორედ წრთობის კრიტიკული სიჩქარის შემცირების გამო შესაძლებელი ხდება ლეგირებული ფოლადების წრთობა ზეთში, მაშინ როდესაც ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადის წრთობა მხოლოდ წყალში შეიძლება.

ე. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა აუსტენიტის მარტენსიტულ გარდაქმნაზე

მალეგირებელი ელემენტების დიდი უმრავლესობა აუსტენიტის მარტენსიტული გარდაქმნის საწყის ტემპერატურას M_n დაბლა წევს. მხოლოდ ეს გავლენა განსხვავებულია. ყველაზე ძლიერად მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურაზე მოქმედებს მანგანუმი, შემდეგ ქრომი, ვანადიუმი, ნიკელი, მოლიბდენი. მალეგირებელი ელემენტების ასეთი გავლენით გადაცივებული აუსტენიტის მდგრადობა იზრდება მით მეტად, რაც მეტია მალეგირებელი ელემენტის რაოდენობა, ამასთან დაკავშირებით, რაც უფრო დაბლაა მარტენსიტული გარდაქმნის საწყისი ტემპერატურა M_n , მით მეტია ნაწრობ მფლადში მარტენსიტთან ერთად ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა. ბოლოს, ზოგიერთი ელემენტების გარკვეული რაოდენობის ზეგავლენით M_n ტემპერატურა 0° -ის ქვემოთ იწევს. ასეთ ლეგირებულ ფოლადებში წროთობის შედეგად ოთახის ტემპერატურაზე მიიღება აუსტენიტური სტრუქტურა.

სილიციუმი მარტენსიტული გარდაქმნის საწყის ტემპერატურაზე თითქმის სრულებით არ მოქმედებს, ხოლო კობალტი და ალუმინი მოქმედებენ საწინააღმდეგო მიმართულებით—მარტენსიტული გარდაქმნის საწყისი ტემპერატურა მაღლა იწევს.

ვ. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა შეწრობადობაზე

მალეგირებელი ელემენტების დიდი უმრავლესობა აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის „ეისისმავარი“ მრუდებს მარჯვნივ გადაადგილებს, ე. ი. ამცირებს წროთობის კრიტიკულ სიჩქარეს. ამასთან დაკავშირებით მნიშვნელოვნად იზრდება ფოლადის შეწრობადობა და წროთობის კრიტიკული დიამეტრი. ამიტომ, თუ ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადისაგან გამჭოლი წროთობით მხოლოდ ძალიან პატარა ნაკეთობანი მზადდება (განივყვითთ არაუშვტეს 20—25 მმ-ისა), ლეგირებული ფოლადისაგან გამჭოლი წროთობით შედარებით დიდი დეტალების მიღება შეიძლება. რაც უფრო მეტია მალეგირებელი ელემენტის პროცენტი, მით უფრო მარჯვნივაა დაძრული „ეისისმავარი“ მრუდები და მით უფრო დიდია წროთობის კრიტიკული დიამეტრი. ამასთანავე უნდა აღინიშნოს, რომ რამდენიმე მალეგირებელი ელემენტის შეტანის დროს მათი გავლენა ჩვეულებრივად აიჯამება, ისე რომ წროთობის კრიტიკული დიამეტრის მნიშვნელობა საგრძნობლად იზრდება და ზოგიერთ ლეგირებულ ფოლადში 300 მმ-ს აღწევს. დამატებით უნდა აღინიშნოს, რომ მალეგირებელი ელემენტების გავლენა შეწრობადობაზე დამოკიდებულია სხვა მოვლენაზეც. კერძოდ, როცა ფოლადში გვაქვს კარბიდები, ვახურების დროს ისინი იხსნება აუსტენიტში, წარმოიქმნება ლეგირებული აუსტენიტი და, აქედან გამომდინარე, მისი მდგრადობა იზრდება, შეწრობადობა იზრდება. მაგრამ, თუ თვით კარბიდები ძალიან მდგრადია (ვოლფრამის,

ვანადიუმის, ტიტანის კარბიდები), ფოლადის გახურებისას ისინი აუსტენიტში ძნელად იხსნება, უპირატესად რჩება ცალკე ჩანართების სახით. მაშინ წარმოქმნილი აუსტენიტი ნაკლებად ლეგირებულია და მისი თვისებებიც ჩვეულებრივი აუსტენიტისაგან ნაკლებად განსხვავდება. ამრიგად, მალეგირებული ელემენტების გავლენა არ მდლავნდება. ამის თავიდან ასაცილებლად საჭირო ხდება წრთობის დროს გახურების ტემპერატურის სათანადო გადიდება.

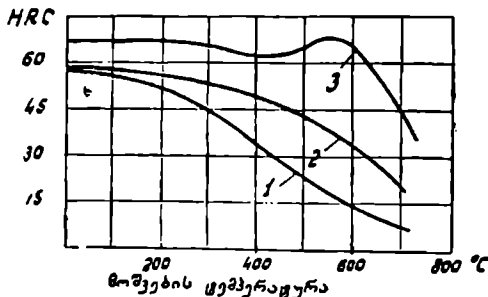
შეწრთობადობაზე მალეგირებული ელემენტის გავლენის განხილვისას ყურადღება უნდა მიექცეს იმას, თუ რომელ ფაზაში იმყოფება ეს ელემენტი.

ზ. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა მოშვებაზე

მოშვება ძირითადად ოთხი პროცესისაგან შედგება: ტეტრაგონული მარტენსიტის გადასვლა კუბურში, ანუ მოშვების მარტენსიტში ($100-200^{\circ}$), ნარჩენი აუსტენიტის გადასვლა მარტენსიტში ($200-300^{\circ}$), კარბიდების გამოყოფა დამოუკიდებელ ჩანართებად ($300-400^{\circ}$) და მათი კოაგულაცია (400° -ზე ზემოთ). აღნიშნულ პროცესებზე ძირითადად მოქმედებს კარბიდშემქმნელი მალეგირებელი ელემენტები. ეს მოქმედება გამოიხატება იმით, რომ მეორე, მესამე და მეოთხე გარდაქმნების ტემპერატურა მნიშვნელოვნად იზრდება. ამგვარად, მარტენსიტული სტრუქტურა ფოლადში იარსებებს საკმაოდ მაღალ ტემპერატურამდე (ხშირად 600° -მდე) და მარტენსიტის დაშლის შემდეგ მაღალ ტემპერატურამდე იქნება შენარჩუნებული კარბიდების მაღალი დისპერსიულობა და მათი კოაგერენტობა დედაფაზასთან, ე. ი. ძალიან ნელა მოხდება სისალისა და სიმტკიცის შემცირება მოშვების ტემპერატურის ზრდასთან ერთად. ამბობენ, რომ ლეგირებული ფოლადი იჩენს მდგრადობას მოშვების მიმართ. ასეთ ფოლადს ახასიათებს კარგი საექსპლოატაციო თვისებები მაღალი ტემპერატურების პირობებში მუშაობის დროს.

კარბიდშემქმნელი ელემენტების გავლენა მოშვებაზე მდგომარეობს

კიდევ იმაში, რომ მაღალი მოშვების პირობებში სისალე არამც თუ არ ეცემა, არამედ წრთობის სისალესთან შედარებით მატულობს კიდევ (წრთობის შედეგად მიღებული სისალე ამ შემთხვევაში დაკვითებულია ნარჩენი აუსტენიტის დიდი რაოდენობით არსებობის გამო). ეს მიეწერება ისევე იმ წვრილდისპერ-



ნახ. 203. სისალის ვარდნა მოშვების დროს; 1—ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადი; 2—საშუალოდლეგირებული ფოლადი; 3—კარბიდშემქმნელი ელემენტებით ლეგირებული ფოლადი.

სიულ კარბიდულ ფაზას, რომელიც მოშვების დროს გამოიყოფა როგორც აუსტენიტიდან, ისე მარტენსიტიდან, კოგერენტულია თავის გამოყოფ დედაფაზასთან და მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს ფოლადის სისალეს.

მოშვების პროცესში წარმოქმნილ სისალეს მეორადი სისალე ეწოდება და იგი დიდ მნიშვნელობას ლებულობს საიარალო ფოლადების თერმული დამუშავების დროს. აღწერილ მოვლენას დისპერსიულ გასალებასაც უწოდებენ.

თუ შევადარებთ ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადის, საშუალოდლევირებული ფოლადისა და ძლიერი კარბიდშემქმნელი ელემენტებით ლეგირებული ფოლადის სისალის ვარდნის მრუდებს მოშვების ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით, მივიღებთ შემდეგ სურათს (ნახ. 203).

თ. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა ფოლადის თვისებებზე

მალეგირებელი ელემენტები, როგორც უკვე აღნიშნული იყო, მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს ფოლადის მექანიკურ და ფიზიკურ-ქიმიურ თვისებებს, რაც განაპირობებს ლეგირებული ფოლადების სულ უფრო ფართო გამოყენებას სახალხო მეურნეობის სხვადასხვა დარგში. მაგრამ ძნელია დავსახოთ მალეგირებელი ელემენტების გავლენის რაიმე რიცხობრივი კანონზომიერებანი, რადგან ლეგირებული ფოლადის თვისებები ყოველ ცალკეულ შემთხვევაში დამოკიდებული იქნება როგორც მალეგირებელი ელემენტების რაობაზე, ისე მათ რაოდენობაზე, ნახშირბადის შემცველობაზე, თერმული დამუშავების სახეობაზე, ნამდვილი მარცვლის სიდიდეზე და სხვა.

ზოგადად შეიძლება ვთქვათ, რომ ლეგირებულ ფოლადებს ახასიათებს უფრო მაღალი თვისებები და თვისებათა უკეთესი შეხამება, ვიდრე ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადებს; ეს უკანასკნელი იმით გამოიხატება, რომ ერთი და იმავე სიმტკიცის შემთხვევაში ლეგირებულ ფოლადებს ექნება უკეთესი პლასტიკურობა და სიბლანტე, ანდა ერთი და იმავე სიბლანტისა და პლასტიკურობის დროს ლეგირებული ფოლადები უფრო მტკიცე იქნება. ყველა ამის მიზეზები ზემოთ უკვე იყო გარჩეული, ახლა მათ კიდევ თავს მოვუყრით.

1. მალეგირებელი ელემენტები იწვევენ ფერიტის განმტკიცებას, რაც იძლევა თერმული დამუშავების გარეშე გამოყენებული ფოლადების თვისებების გაუმჯობესებას.

2. მალეგირებელი ელემენტების გავლენით შეიძლება მივიღოთ უფრო მაღალი სიმტკიცის მაჩვენებლების მქონე ფოლადები. ეს საშუალებას გვაძლევს იგივე სიმტკიცის მანქანათა ნაწილები უფრო მტკიცე განივკვეთით დავამზადოთ, ე. ი. უფრო მსუბუქი. ამ თვალსაზრისით ლეგირებული ფოლადი განსაკუთრებულ მნიშვნელობას იძენს საავიაციო, საავტომობილო, სატრანსპორტო მანქანათმშენებლობაში და სხვ.

3. მიღებული მაღალი სიმტკიცის მაჩვენებლების გამო ლეგირებული ფოლადების მანქანათა ნაწილები შეიძლება გამოვიყენოთ გაცილებით უფრო მძიმე საექსპლოატაციო პირობებში.

4. მალეგირებული ელემენტები აღიღებს აუსტენიტის მდგრადობას, ე. ი. აძნელებს მის დაშლას. აქედან გამომდინარეობს შემდეგი თავისებურებანი. უპირველეს ყოვლისა, იზრდება შეწრობადობა, ე. ი უფრო დიდი ზომის დეტალები შეიძლება მივიღოთ განივკვეთში (250—300 მმ-მდე) ერთნაირი თვისებებით. გარდა ამისა, აუსტენიტის მდგრადობის გადიდება უფლებას გვაძლევს წროთბა ვაწარმოოთ ზეთში, ნაცვლად წყლისა, რაც მნიშვნელოვნად ამცირებს წროთბის ისეთ დეფექტებს, როგორცაა დაბრეცა და ბზარები.

5. მალეგირებული ელემენტები აფერხებს მოშვების დროს მიმდინარე გარდაქმნებს, ამალლებს ამ გარდაქმნების ტემპერატურებს. ეს საშუალებას გვაძლევს ლეგირებული ფოლადები გამოვიყენოთ მაღალი ტემპერატურების პირობებში.

მეორე მხრივ ეს მოვლენა მოითხოვს მოშვების ტემპერატურის გადიდებას, რაც დადებითად მოქმედებს ძაბვების მოხსნაზე.

მოშვების სტრუქტურები ლეგირებულ ფოლადებში ხასიათდება თვისებათა შეხამების განსაკუთრებით მაღალი მაჩვენებლებით.

6. მალეგირებული ელემენტები უმრავლეს შემთხვევაში (სწორი თერმული დამუშავების დროს) უზრუნველყოფს განსაკუთრებით წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურის მიღებას. ეს გვაძლევს დარტყმითი სიბლანტის გადიდებას და ფოლადის მყიფე მდგომარეობაში გადასვლის ტემპერატურის დადაბლებას.

7. კარბიდშემქმნელი მალეგირებული ელემენტების თანხლებით ფოლადი იძენს ძალიან მაღალ სისალეს, ცვეთამდეგობას და წითელმდე გობას, ანუ თვისებებს ინარჩუნებს მაღალი ტემპერატურების პირობებში, რაც ლეგირებულ ფოლადებს შეუცვლელს ხდის საკრელი იარაღისათვის.

8. მალეგირებული ელემენტები, რომელთა ხსნადობის ზღვარი რკინაში ტემპერატურის ვარდნასთან ერთად მცირდება, ხელს უწყობს ფოლადის დისპერსიულ გასალებას—მყარი ხსნარიდან გამოიყოფა მეორადი ფაზები წვრილდისპერსიული ნაწილაკების სახით, რომლებიც კოაგერენტული რჩებიან დედაფაზასთან. ფოლადის თვისებები მნიშვნელოვნად უჯობესდება.

9. მალეგირებული ელემენტების გავლენით ფოლადები იძენს რიგ ღირსშესანიშნავ ფიზიკურ თვისებებს (ელექტროწინალობა, უტანგაობა, სხვადასხვა მაგნიტური თვისებები და სხვა), რაც მათ შეუცვლელს ხდის სპეციალური დანიშნულებით გამოყენებისას.

ყველა ზემოჩამოთვლილ ღირსებასთან ერთად ლეგირებულ ფოლადებს ახასიათებს ნაკლოვანებანი. უპირველეს ყოვლისა, ეს არის მალე-

გირებელი ელემენტების მაღალი ღირებულება, რასაც გადამწყვეტი მნიშვნელობა ეძლევა ლეგირებისათვის ელემენტების შერჩევის დროს. მალე-გირებელი ელემენტების გავლენით რთულდება ფოლადის გამოდნობის ტექნოლოგია, ძნელდება ჩამოსხმა, წნევით დამუშავება, შედუღება, კრით დამუშავება. რიგ შემთხვევებში რთულდება თერმული დამუშავების რეჟიმი და სხვ.

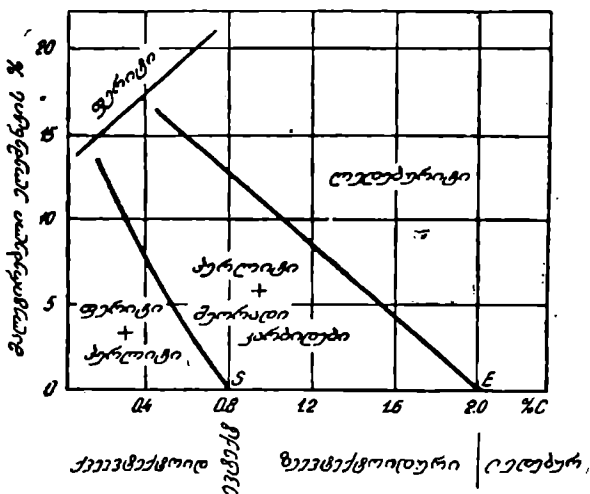
გარდა ამისა, ლეგირებულ ფოლადში თავს იჩენს ზოგიერთი მანკი, რომელიც ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადს არ ახასიათებს (იხ. ქვემოთ, § 62),

აღნიშნული ნაკლოვანებანი მხედველობაშია მისაღები, მაგრამ ისინი სრულიად არ გამოორიცხავენ ლეგირებული ფოლადების გამოყენებას, რომლებიც დღესაც მნიშვნელოვანია და მომავალშიც პერსპექტიული.

§ 59. ლეგირებული ფოლადის კლასიფიკაცია და ნიშანდგება

1. ლეგირებული ფოლადის კლასიფიკაცია

ლეგირებული ფოლადის დაჯგუფება სხედსახვა თვალსაზრისით ხდება. ძირითადად მიმართავენ დაჯგუფებას მომწვარ მდგომარეობაში არსებული სტრუქტურის მიხედვით, ნორმალიზებულ, ჰაერზე გაცივებულ



ნახ. 204* სტრუქტურული კლასები ლეგირებულ ფოლადში*

მდგომარეობაში არსებული სტრუქტურისა და დანიშნულების მიხედვით.

ა. დაჯგუფება მომწვარ მდგომარეობაში არსებული სტრუქტურის მიხედვით ხდება ისევე, როგორც ჩვეულებ-

რივ ნახშირბადიან ფოლადებში. კერძოდ არჩევენ ქვავეტექთოიდურ ფოლადს, რომელშიც პერლიტთან ერთად ჰარბი ფერიტი არსებობს (S წერტილის მარცხნივ), ევტექთოიდურს—S წერტილის შესაბამისი კონცენტრაციით და ზევეტექთოიდურ ფოლადს, რომელშიც პერლიტთან ერთად აუსტენიტიდან გამოკრისტალებული მეორადი კარბიდებია, (S წერტილის მარჯვნივ). ჩვეულებრივი ფოლადებისაგან განსხვავებით ლეგირებულ ფოლადებში არჩევენ კიდევ ლედებურიტულ ფოლადს (E წერტილის მარჯვნივ), რომელშიაც პირველადი კარბიდებია. როგორც 204-ე ნახაზიდან ჩანს, სპეციალური ელემენტების ზეგავლენით S და E წერტილები მარცხნივაა დაძრული, ამიტომ ზევეტექთოიდური და ლედებურიტული სტრუქტურა ლეგირებულ ფოლადებში ნახშირბადის გაცილებით უფრო მცირე რაოდენობის დროს წარმოიქმნება და მით უფრო მცირე რაოდენობის დროს, რაც უფრო მეტაა ფოლადში მალეგირებელი ელემენტი. იმ შემთხვევაში, როდესაც მალეგირებელი ელემენტი ზღუდავს აუსტენიტურ არეს, ნახშირბადის მცირე შემცველობა და მალეგირებელი ელემენტის დიდი რაოდენობა უზრუნველყოფს ფერიტული სტრუქტურის წარმოქმნას (ნახ. 204).

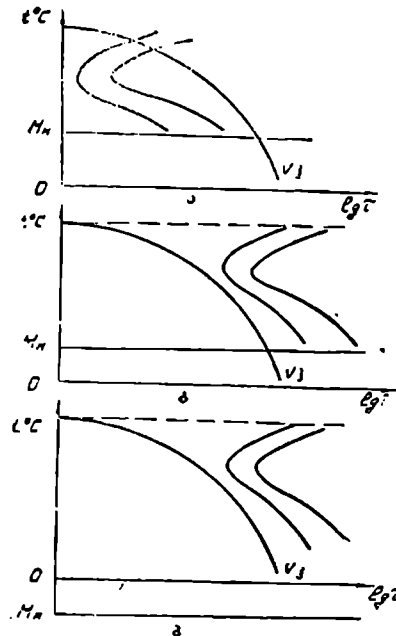
ბ. დაჯგუფება ნორმალზებულ მდგომარეობაში არსებული სტრუქტურის მიხედვით დამყარებულია იმ მოვლენაზე რომ სხვადასხვა ლეგირებული ფოლადი ერთნაირი სიჩქარით გაცივების შედეგად სხვადასხვა სტრუქტურით ხასიათდება. გაცივების სიჩქარედ ამ შემთხვევაში აღებულია ჰაერზე გაცივების სიჩქარე. ჰაერზე გაცივებისას წარმოქმნილი სტრუქტურის მიხედვით ლეგირებული ფოლადები ხუთ კლასად იყოფა:

1. პერლიტური კლასი. ამ ფოლადში გახურებისა და ჰაერზე გაცივების შედეგად მიიღება პერლიტური სტრუქტურა, რადგან, როგორც 205, ა ნახაზზე ვხედავთ, ჰაერზე განუწყვეტელი გაცივების მრული იზოთერმულ მრუდებს პერლიტურ არეში კვეთს. პერლიტულ კლასს ძირითადად მიეკუთვნება მცირედლეგირებული ფოლადები, რომლებშიც მალეგირებელი ელემენტების გავლენა მკვეთრი არ არის და ამიტომ აუსტენიტის დაშლის მრუდები მარჯვნივ დაძრული თითქმის არ არის. ქვავეტექთოიდური ფოლადის სტრუქტურა ამ შემთხვევაში იქნება ფერიტი და პერლიტი. პერლიტური კლასის ფოლადი ძირითადად გამოიყენება როგორც საკონსტრუქციო ფოლადი.

2. მარტენსიტული კლასი. ეს საშუალო და მაღალლეგირებული ფოლადებია, რომლებისთვისაც აუსტენიტის დაშლის მრუდები მარჯვნივაა გადაადგილებული. ასეთი ფოლადების წრთობის კრიტიკული სიჩქარე იმდენად მცირეა, რომ ჰაერზე გაცივების სიჩქარეც კი წრთობის კრიტიკულ სიჩქარეს ეთანადება. მაშინ გახურებისა და ჰაერზე გაცივების შემდეგ აღვილი ექნება მარტენსიტის წარმოქმნას (ნახ. 205, ბ). მარტენსიტული ფოლადი ხასიათდება მაღალი სისალითა და სიმტკიცით და

გამოიყენება როგორც საკონსტრუქციო ფოლადი, უჟანგავი, მხურვალ-მტკიცე და სხვ.

3. აუსტენიტური კლასი. ამ ფოლადებში აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის მრუდები მარჯვნივაა გადაადგილებული და ამავე დროს მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურა იმდენად შემცირებულია, რომ მარტენსიტის წარმოქმნის საწყისი ტემპერატურა M_s ოთახის ტემპერატურაზე ქვევით იმყოფება. ამ შემთხვევაში ჰაერზე გაცივების შემდეგ აუსტენიტი ოთახის ტემპერატურაზე დაუშლელი რჩება და ფოლადს მთლიანად აუსტენიტური სტრუქტურა აქვს (ნახ. 205, გ). სტრუქტურიდან გამომდინარე, მას ახასიათებს ზოგიერთი განსაკუთრებული თვისება და გამოიყენება როგორც უჟანგავი, მხურვალმტკიცე, არამაგნიტური, ცვეთამედეგი და სხვ.



ნახ. 205. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის მრუდები სხვადასხვა ლეგირებული ფოლადისათვის.

ხასიათდება განსაკუთრებული ფიზიკურ-ქიმიური თვისებებით და გამოიყენება სპეციალური დანიშნულებით, მაგალითად, როგორც რბილმაგნიტური, მჟავაგამძლე, მხურვალმედეგი და სხვ.

5. კარბიდული კლასი. ეს არის კარბიდშემქმნელი ელემენტებით ლეგირებული ფოლადები, რომლებშიც ძალიან დიდი რაოდენობით იმყოფება სპეციალური კარბიდები. ასეთ ფოლადში თვისებებს ძირითადად განაპირობებს არა ლითონური არის სტრუქტურა, არამედ სპეციალური კარბიდები. ეს, ჩვეულებრივ მაღალნახშირბადიანი და მაღალლეგირებული ფოლადია. იგი გამოიყენება როგორც საიარაღო ფოლადი, განსაკუთრებული ყურადღება უნდა მიექცეს იმას, რომ ზემოაღწერილი სტრუქტურები მიიღება გახურებული ფოლადის ჰაერზე გაცივებ-

4. ფერიტული კლასი. ამ ფოლადებში მალეგირებელი ელემენტები უპირატესად რკინის α მოდიფიკაციაში იხსნებიან; ფერიტული არე გაფართოებულია ისე, რომ მეორად გარდაქმნებს ადგილი არა აქვს და ოთახის ტემპერატურაზე ფოლადის სტრუქტურა ძირითადად ლეგირებულ ფერიტს წარმოადგენს. ეს ფოლადი, როგორც წესი, მცირენახშირბადიანი და მაღალლეგირებულია,

ბით და ამ თვალსაზრისით ხდება ფოლადის მიკუთვნება ამა თუ იმ კლასისადმი. მაგრამ ფოლადის მიკუთვნება რომელიმე კლასისადმი სრულიად არ ნიშნავს იმას, თითქოს რაიმე სახის თერმული დამუშავებით არ შეიძლებოდეს ამ ფოლადის სტრუქტურის შეცვლა. მაგალითად, პერლიტური კლასის ფოლადში ჰაერზე გაცივებით პერლიტური სტრუქტურა მიიღება, მაგრამ იგივე ფოლადის წყალში ან ზეთში გაცივებით შეიძლება მივიღოთ მარტენსიტული სტრუქტურა, ან კიდევ, თუ მარტენსიტული კლასის ფოლადში ჰაერზე გაცივებით მარტენსიტი მიიღება, მაგალითად, ლუმელში გაცივებით (ე. ი. უფრო ნელი გაცივებით) შეიძლება მივიღოთ პერლიტური სტრუქტურა და სხვ.

გ. დაჯგუფება დანიშნულების მიხედვით. გამოყენების მიხედვით სპეციალური ფოლადები იყოფა სამ ჯგუფად:

1. საკონსტრუქციო (სამანქანო) ფოლადი, რომელიც განკუთვნილია სამშენებლო კონსტრუქციებისა და მანქანათა ნაწილებისათვის.

2. საიარალო ფოლადი—საჰრელი, საზომი და დარტყმით-სატვიფრავი იარაღისათვის.

3. სპეციალური დანიშნულების ფოლადი, რომელსაც ახასიათებს რაიმე განსაკუთრებული თვისება, მაგალითად, უეანგაობა, სხვადასხვა მაგნიტური თვისება და სხვ.

2. ლეგირებული ფოლადის ნიშანდება

ლეგირებული ფოლადის ნიშანდება ხდება ნახშირბადის რაოდენობისა და მალეგირებელი ელემენტების მიხედვით.

თავიდანვე უნდა აღინიშნოს, რომ ეს ნიშანდება ისეთ კანონზომიერ სისტემას არ წარმოადგენს, როგორც ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადში.

მალეგირებელი ელემენტებისათვის შემოღებულია შემდეგი აღნიშვნები (რუსული დასახელების პირველი ასო, ან თუ ეს ასო დაკავებულია სხვა ელემენტით, რომელიმე მომდევნო ასო):

ქრომი—X (Хром).

სილიციუმი—C (Силиций).

კობალტი—K (Кобальт).

ტიტანი—T (Титан).

ნიკელი—H (Никель); ნიობიუმი—B (Нпобий).

ბორი—P (Бор)¹

მოლიბდენი—M (Молибден); მანგანუმი—Г (Марганец);

სპილენძი—Д (Медь).

შენიშვნა: ¹ უნდა ეწეროს მარჯის შიგნით ან ბოლოს, რადგან მარჯის წინ აღნიშნავს სწრაფმკრელ ფოლადს.

ვოლფრამი—В(Вольфрам); ვანადიუმი—Ф(Ванадий).

ფოსფორი—П(Фосфор).

აზოტი—А(Азот)¹; ალუმინი—Ю(Алюминий)

ციკონიუმი—Ц(Цирконий) და სხვ.

რიცხვი მარკის წინ (თუ იგი არსებობს) გვიჩვენებს ნახშირბადის რაოდენობას პროცენტის მეათედებით ან მეასედებით. მაგალითად, ფოლადი 40X შეიცავს ნახშირბადს საშუალოდ 0,40%, მაგრამ ფოლადი 4X13 აგრეთვე შეიცავს ნახშირბადს 0,4%. თუ რიცხვი წინ არ წერია, ეს არ მიუთითებს ნახშირბადის არარსებობაზე, უბრალოდ ნახშირბადის რაოდენობა უნდა ვნახოთ ГОСТ-ით (ჩვეულებრივად ეს ეხება მაღალნახშირბადიან საიარალო ფოლადებს, სადაც ნახშირბადის რაოდენობა 1% და მეტია).

თუ მარკის წინ დგას 0, ეს ნიშნავს, რომ ნახშირბადის რაოდენობა 0,14%-ზე ნაკლებია, თუკი დგას 00, ნახშირბადის რაოდენობა 0,05%-ზე ნაკლები უნდა იყოს.

შემდეგ დგას მალეგირებელი ელემენტის აღმნიშვნელი ასო. თუ ასოს შემდეგ რიცხვი არ არის, ეს იმას ნიშნავს, რომ მისი რაოდენობა 1%-ის ზღვრებში იმყოფება. თუკი მალეგირებელი ელემენტის აღმნიშვნელი ასოს შემდეგ დგას რიცხვი, იგი, როგორც წესი, გვიჩვენებს მალეგირებელი ელემენტის რაოდენობას პროცენტობით. მაგალითად, ფოლადი 40X შეიცავს 0,8—1,1% ქრომს, ხოლო X13 ან 4X13—საშუალოდ 13% ქრომს. ორი და მეტი ელემენტის შემცველობისას მარკაში აღინიშნება ყველა ელემენტის ასო შესაბამისი რიცხვით, მაგალითად, ფოლადი 30XГC შეიცავს 0,32% C, 0,91% Cr, 0,95% Mn, 0,87% Si, ხოლო ფოლადი X18H9 შეიცავს საშუალოდ 18% Cr და 9% Ni.

თუ ფოლადი მაღალხარისხოვანია, მარკის ბოლოში იწერება ასო А (ისევე როგორც ნახშირბადიან საიარალო ფოლადში), მაგალითად, 30XГСА. მაღალხარისხოვნება აქაც მიღებულია მანევ ელემენტების მაქსიმალურად მოცილების ხარჯზე.

როგორც ვთქვით, ლეგირებული ფოლადების ნიშანდება ისეთი ზუსტი კანონზომიერებით არ ხასიათდება, როგორც ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადისა და არსებობს რიგი გადახრა ზემოაღწერილი სისტემიდან. ძირითადი გადახრები შემდეგია: ბურთულა საკისრებისათვის გამოყენებული ფოლადი აღინიშნება ასოთი П(Шарикоподшипниковая), მაგალითად ШХ15, ПХ9. ამასთან, ამ ფოლადებში აღნიშვნის თანახმად უნდა იყოს შესაბამისად 15 და 9% ქრომი, სინამდვილეში კი არის საშუალოდ 1,5 და 0,9%. ასო მ მარკის წინ გვიჩვენებს, რომ ფოლადი გამოდნობილია ელექტროლუმელში. ЭИ ნიშნავს ელექტროფოლადი საკვლევი (Электросталь исследовательская). იგივე მ ასოთი აღინიშნება

¹ უნდა ეწეროს მარკის შიგნით, რადგან მარკის წინ აღნიშნავს საავტომატო ფოლადს, მარკის ბოლოს კი მაღალხარისხოვან ფოლადს.

აგრეთვე ელექტროტექნიკური დანიშნულების ფოლადიც. E-თი ალინიზება განსაკუთრებული მაგნიტური თვისებების მქონე ფოლადები. P-ით ალინიზება სწრაფმჭრელი ფოლადი. კერძოდ, P18 ნიშნავს სწრაფმჭრელ ფოლადს, რომელიც შეიცავს საშუალოდ 18% ვოლფრამს და სხვ.

§ 60. საკონსტრუქციო ლეგირებული ფოლადი

საკონსტრუქციო ლეგირებული ფოლადი თავის მხრივ იყოფა ორ ჯგუფად—სამშენებლო და სამანქანო ფოლადები.

I. სამშენებლო ფოლადი

სამშენებლო ფოლადი, ძირითადად, მცირედლეგირებული ფოლადია. მისი წარმოება ხდება ფურცლების, მილების, სორტული ნაგლინის სახით.

ლეგირებული სამშენებლო ფოლადი გამოიყენება დიდ საპასუხისმგებლო სამშენებლო და სხვა სახის კონსტრუქციებში, როგორცაა შენობების კარკასები, ხიდები, მძლავრი ამწეები, სატრანსპორტო საშუალებანი და სხვ.

სამშენებლო ფოლადი, როგორც წესი, გამოიყენება თერმული დამუშავების გარეშე, როგორც ამობენ, მიწოდების მდგომარეობაში. მას მოეთხოვება მაღალი სიმტკიცე საკმაოდ კარგ სიბლანტესთან ერთად, რასაც ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადი ვერ უზრუნველყოფს, რადგან სიმტკიცის გაუმჯობესება მოითხოვს ნახშირბადის რაოდენობის გადიდებას, ნახშირბადის რაოდენობის ზრდასთან ერთად კი პლასტიკურობა და სიბლანტე მკვეთრად ეცემა. უმრავლეს შემთხვევაში განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა ან ფოლადის შედუღებადობას, რადგან ეს პროცესი მკიდროდ არის დაკავშირებული სამშენებლო კონსტრუქციებთან.

შედუღებადობის მოთხოვნა თავის მხრივ ზღუდავს ფოლადში ნახშირბადის რაოდენობას. რაც მეტია ფოლადში ნახშირბადი, მით ნაკლებია მისი შედუღებადობა. ამიტომ სამშენებლო ფოლადებში უმეტეს შემთხვევაში ნახშირბადის რაოდენობა 0,20—0,25% -ია. მაგრამ ნახშირბადის სიმცირე ადაბლებს სიმტკიცეს—რაც ნაკლებია ფოლადში ნახშირბადი, მით ნაკლებია მისი სიმტკიცე. აქ უკვე გვებმარება მალეგირებული ელემენტები.

ცხადია, თუ შედუღებადობის მოთხოვნა მოხსნილია, გამოიყენება სამშენებლო ფოლადი ნახშირბადის გადიდებული რაოდენობით, რაც მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს სიმტკიცის მაჩვენებლებს.

სამშენებლო ფოლადი, როგორც მცირედლეგირებული, მიეკუთვნება პერლიტური კლასის ლეგირებულ ფოლადს, ნახშირბადის რაოდენობის მიხედვით კი ქვევტექტილოიდურია. ამიტომ ჰაერზე გაცივების შემდეგ მისი სტრუქტურა იქნება ფერიტი და სორბიტისმაგვარი პერლიტი, მხოლოდ ორივე ლეგირებული.

სამშენებლო მცირედლეგირებული ფოლადის საშუალო თვისებები მიწოდების მდგომარეობაში არის: სიმკეციის ზღვარი σ_s 40—70 კგ/მმ², დენადობის ზღვარი σ_b 30—40 კგ/მმ², ფარდობითი წაგრძელება δ 18—15% დარტყმითი სიბლანტის განსაზღვრა ასეთი ფოლადებისათვის ხდება—40°-ზე. ამ ტემპერატურაზე $d_k \geq 3$ კგ/სმ².

მიუხედავად იმისა, რომ, სამშენებლო ფოლადი, როგორც წესი, გამოიყენება თერმული დამუშავების გარეშე, მიწოდების მდგომარეობაში, მისი თერმული დამუშავება ცალკეულ შემთხვევებში გამორიცხული არ არის. თერმული დამუშავების შედეგად სამშენებლო ფოლადის თვისებები, ცხადია, უმჯობესდება და მთლიანად დამოკიდებულია თერმული დამუშავების რეჟიმზე.

ძირითადი მალეგირებელი ელემენტები სამშენებლო ფოლადში არის სელიციუმი, მანგანუმი, ქრომი, გამოიყენება აგრეთვე, ნიკელი, სპილენძი და სხვ.

30-ე ცხრილში წარმოდგენილია ზოგიერთი სამშენებლო მცირედლეგირებული ფოლადის ქიმიური შედგენილობა, ხოლო 31-ე ცხრილში—მათი მექანიკური თვისებები.

ც ხ რ ი ლ ი 30

მცირედლეგირებული საკონსტრუქციო (სამშენებლო) ფოლადი (ГОСТ 5058—57-ით)

ფოლადის მარკა	ქ ი მ ი უ რ ი შე დ გ ე ნ ი ლ ო ბ ა %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
15ГС	0,12—0,18	0,70—1,00	0,90—1,30	≤0,30	≤0,30	≤0,30
25Г2С	0,20—0,29	0,60—0,90	1,20—1,60	≤0,30	≤0,30	≤0,30
10Г2СД	≤0,12	0,80—1,10	1,30—1,65	≤0,30	≤0,30	0,15—0,30
14ХГС	0,11—0,17	0,40—0,70	0,90—1,30	0,50—0,80	≤0,30	≤0,30
30ХГ2С	0,26—0,35	0,60—0,90	1,20—1,60	0,60—0,90	≤0,30	≤0,30
14ХГСН	0,11—0,17	0,40—0,70	0,90—1,30	0,20—0,60	0,80—1,30	≤0,30
10ХГСНД	≤0,12	0,80—1,10	0,80—1,20	0,30—0,50	1,00—1,30	0,30—0,50
10ХСНД	≤0,12	0,80—1,10	0,50—0,80	0,60—0,90	0,50—0,80	0,40—0,65
15ХСНД	0,12—0,18	0,40—0,70	0,40—0,70	0,60—0,90	0,30—0,60	0,20—0,40
12ХГ	≤0,14	0,25—0,50	0,40—0,80	0,40—0,70	≤0,30	≤0,30
12ХГН	≤0,14	0,20—0,40	0,90—1,30	0,20—0,60	0,80—1,30	≤0,30
15ХГН	0,12—0,18	0,20—0,40	0,90—1,30	0,20—0,60	0,80—1,30	≤0,30
14Г	0,12—0,18	0,20—0,40	0,70—1,00	≤0,30	≤0,30	≤0,30
24Г	0,21—0,28	0,20—0,40	0,70—1,00	≤0,30	≤0,30	≤0,30
09Г2	≤0,12	0,20—0,40	1,40—1,80	≤0,30	≤0,30	≤0,30
14Г2	0,12—0,18	0,20—0,40	1,20—1,60	≤0,30	≤0,30	≤0,30
10ГНД	≤0,12	0,20—0,40	0,90—1,30	0,20—0,60	0,80—1,30	0,50—0,80
14ГНД	0,11—0,17	0,20—0,40	0,90—1,30	0,20—0,60	0,80—1,30	0,50—0,80
10ХНДП	≤0,12	0,20—0,40	0,30—0,60	0,50—0,80	0,30—0,60	0,40—0,60
						0,08—0,15P

მცირედლევირებული საკონსტრუქციო (სამშენებლო) ფოლადის
მექანიკური თვისებები (ГОСТ 5058—57-ით)

ფოლადის მარკა	ნაგლინის სისქე, მმ	მექანიკური თვისებები		
		სიმტკიცის σ _b , კგ/მმ ²	ზღვარი 'დენადობის σ _s , კგ/მმ ²	ფარდობითი წაგრძ. δ ₁₀ , %
15ГС	4—10	50	35	18
25Г2С	6—40	60	40	14
10Г2СД	4—32	50	35	18
14ХГС	4—10	50	35	18
30ХГ2С	10—32	90	60	6
14ХГСН	4—10	52	37	18
10ХГСНД	4—32	54	40	16
10ХСНД	4—32	54	40	16
15ХСНД	4—32	52	35	18
12ХГ	8—20	46	33	15
12ХГН	4—10	50	35	18
15ХГН	4—10	52	36	18
14Г	4—10	46	29	18
24Г	4—10	49	33	18
09Г2	4—10	46	31	18
14Г2	4—10	48	34	18
10ГНД	11—20	50	38	15
14ГНД	11—20	52	40	15
10ХНДП	4—12	48	35	18

შენიშვნა: თვისებები დამოკიდებულია ნაგლინის ზომებზე, ამიტომ ცხრილში შემოტანილია ეს მაჩვენებელი.

II. სამანქანო ფოლადი

სამანქანო ფოლადი განკუთვნილია მანქანათა ნაწილების დასანჯაღებლად. თანამედროვე სახალხო მეურნეობაში მზადდება მეტად ნაირგვარი მანქანები და აპარატები ძალიან განსხვავებული საექსპლოატაციო პირობებით. ამიტომ სამანქანო ფოლადები უნდა უზრუნველყოფდნენ თვისებათა დიდ მრავალფეროვნებას. ამის შესაძლებლობას იძლევა, უპირველეს ყოვლისა, ლეგირებული ფოლადების გამოყენება.

ლეგირებულ ფოლადებს თვისებათა სხვადასხვაობას ანიჭებს ნაღვეირებელი ელემენტები და თერმული დამუშავება.

გამოყენებული მალეგირებელი ელემენტების თვალსაზრისით ვხვდებით მრავალნაირ ფოლადებს ერთი ან რამდენიმე მალეგირებელი ელემენტით, მაგალითად, ქრომიანი, მანგანუმიანი, ქრომ-მანგანუმიანი, ქრომ-მანგანუმ-სილიციუმიანი, ქრომ-მანგანუმ-ტიტანიანი და სხვა. ყოველი მათგანი განსხვავებული თვისებებითა და თერმული დამუშავების თავისებური რეჟიმით ხასიათდება.

ასეთი ფოლადების რიცხვი ძალიან დიდია, ამ თვალსაზრისით მათი დაჯგუფება და დახასიათება რთულია.

რაც შეეხება თერმულ დამუშავებას, ამ თვალსაზრისით ლეგირებულ ფოლადების დაჯგუფება გაცილებით უფრო მარტივია: მანქანათა ნაწილების დასამზადებლად ძირითადად ვიყენებთ ლეგირებულ ფოლადებს ნაწრობ და დაბალმოშვებულ მდგომარეობაში და ნაწრობ და მაღალმოშვებულ (გაუმჯობესებულ) მდგომარეობაში.

**1. ნაწრობ და დაბალმოშვებულ მდგომარეობაში
გამოსაყენებელი ლეგირებული სამანქანო ფოლადი
(საცემენტაციო ფოლადი)**

ნაწრობ და დაბალმოშვებულ მდგომარეობაში ფოლადს იყენებენ მაშინ, როდესაც დეტალებს მოეთხოვება მაღალი ზედაპირული სისალე და ცვეთამედგობა. ასეთ მაღალ სისალეს ჩვეულებრივ პირობებში მოყვება ძალიან მცირე პლასტიკურობა და სიბლანტე, რაც უმრავლეს შემთხვევაში დეტალების საექსპლოატაციო მოთხოვნებიდან არ აკმაყოფილებს, ამიტომ ასეთი დანიშნულებით ჩვეულებრივად იყენებენ დაბალნახშირბადიან ფოლადებს (0,15—0,25% C), რომელთაც შემდეგ უკეთებენ ცემენტაციას. წრობისა და დაბალი მოშვების შემდეგ ცემენტირებული ზედაპირი ხასიათდება მარტენსიტული სტრუქტურით, ამიტომ ღებულობს ძალიან მაღალ სისალესა და ცვეთამედგობას და სიმტკიცეს, ხოლო მცირენახშირბადიანი გული თითქმის უწრობი რჩება, რაც უზრუნველყოფს ნაკეთის საერთო სიბლანტეს. ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადების შემთხვევაში ცემენტირებული შრე აგრეთვე ხასიათდება მაღალი სისალითა და ცვეთამედგობით, მაგრამ გული მეტისმეტად რბილი და დაბალი სიმტკიცისაა. ლეგირებულ საცემენტაციო ფოლადებში გული რამდენადმე უკეთესი თვისებებით ხასიათდება, რაც გამოწვეულია მალეგირებელი ელემენტების დადებითი გავლენით. უკანასკნელ ხანებში აღარ კმაყოფილდებიან დაბალნახშირბადიანი ცემენტირებული ლეგირებული ფოლადების თვისებებით და გულის კიდევ უფრო მაღალი სიმტკიცის მისაღებად იყენებენ ლეგირებულ ფოლადებს ნახშირბადის 0,3—0,4% რაოდენობით. ცხადია, რაც უფრო მეტია ნახშირბადისა და მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობა ფოლადში, მით უკეთესი საერთო საექსპლოატაციო თვისებების მიღება შეიძლება ცემენტაციისა და სათანადო თერმული დამუშავების შემდეგ.

რაც უფრო მაღალი მოთხოვნები წაყენება დეტალებს, მით უფრო რთულ თერმულ დამუშავებას მოითხოვს ისინი. ყველაზე კარგ თვისებებს იძლევა ცემენტაციის შემდეგ ორჯერადი წრობა და შემდეგ დაბალი მოშვება. წრობის ტემპერატურა დამოკიდებულია ფოლადის მარკაზე, მაგრამ ზოგადად შეიძლება ვთქვათ, რომ I წრობის ტემპერატურა 850—900°-ია, ხოლო II წრობის ტემპერატურა—770—820°, გაცივება ზეთში. მოშვების ტემპერატურა, როგორც წესი, 150—200°. ასეთი თერ-

მული დამუშავება მნიშვნელოვნად აძვირებს პროცესს და, გარდა ამისა, მოითხოვს დამატებით ოპერაციებს დეტალის გასასწორებლად, რადგან ორჯერ წრთობა მეტ ძაბვებსა და დაბრეცას იწვევს. უფრო ფართოდ მიმართავენ ერთჯერად წრთობასა და დაბალ მოშვებას. წრთობის ტემპერატურა 750—850°, მოშვების ტემპერატურა 150—200° ნაკლებად საპასუხისმგებლო დეტალები იწრთობა უშუალოდ ცემენტაციის ტემპერატურიდან მკირეოდენი შეცივებით. შემდეგ აკრთევე მიმდინარეობს დაბალი მოშვება. ასეთი დამუშავება ყველაზე უფრო იაფია.

საცემენტაციოდ გამოიყენება მრავალი სახის ლეგირებული ფოლადი. ზოგიერთი მათგანის მარკები და ქიმიური შედგენილობა მოცემულია 32-ე ცხრილში, ხოლო მიახლოებითი თვისებები 33-ე ცხრილში.

აღსანიშნავია, რომ რიგ შემთხვევებში განხილული ფოლადი გამოიყენება ცემენტაციის გარეშეც, თერმული დამუშავების შემდეგ. იგივე მარკის ფოლადები ექვემდებარება ციანირებას.

საცემენტაციო ფოლადებისაგან მზადდება მრავალი სახის მანქანათა ნაწილები, როგორცაა, მაგალითად, მილისები, დგუშის რგოლები, დგუშის თითები, საბიძგელები, ლილვები, ღერძები, კბილანები, მუხლა ლილვები, ბარბაცები და სხვ.

ც ხ რ ი ლ ი 32

ნაწრობ და დაბალმოშვებულ მდგომარეობაში გამოხაყენებლად
საცემენტაციო ლეგირებული ფოლადები (ГОСТ 4543—61-ით)

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	
15X	0,12—0,18	0,17—0,37	0,40—0,70	0,70—1,00	—	
15XP	0,12—0,18	0,17—0,37	0,40—0,70	0,70—1,00	—	0,002—0,005B
20X	0,17—0,23	0,17—0,37	0,50—0,80	0,70—1,00	—	—
15XΦ	0,12—0,18	0,17—0,37	0,40—0,70	0,8—1,10	—	0,1—0,2 V
20XΦ	0,17—0,23	0,17—0,37	0,50—0,80	0,8—1,1	—	0,1—0,2 V
18XГТ	0,17—0,23	0,17—0,37	0,80—1,10	1,00—1,30	—	0,06—0,12Ti
18XГН	0,17—0,22	0,17—0,37	0,80—1,10	0,40—0,70	0,40—0,70	
20XH	0,17—0,23	0,17—0,37	0,40—0,70	0,45—0,75	1,00—1,40	
12XH2	0,09—0,16	0,17—0,37	0,30—0,60	0,60—0,90	1,50—1,90	
12XH3A	0,09—0,16	0,17—0,37	0,30—0,60	0,60—0,90	2,75—3,15	
20XH3A	0,17—0,24	0,17—0,37	0,30—0,60	0,60—0,90	2,75—3,15	
20X2H4A	0,16—0,22	0,17—0,37	0,30—0,60	1,25—1,65	3,25—3,65	0,8—1,2 W
12X2H4BA	0,14—0,20	0,17—0,37	0,25—0,55	1,35—1,65	4,0—4,40	0,06—0,12 Ti
15X2ГH4TA	0,13—0,18	0,17—0,37	0,70—1,00	1,40—1,80	1,4—1,80	0,06—0,12 Ti
15X2ГH2TPA	0,13—0,18	0,17—0,37	0,70—1,00	1,40—1,80	1,7—2,10	0,002—0,005B

საცემენტაციო ლეგირებული ფოლადების თვისებები
(თერმული დამუშავების შემდეგ)

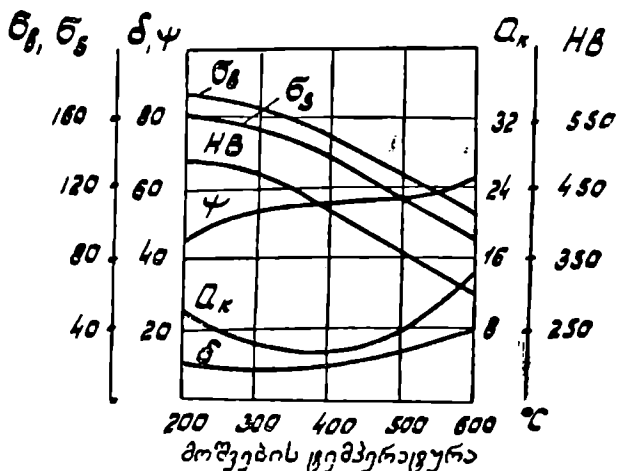
ფოლადის მარკა	მექანიკური თვისებები				
	სიმტკიცის ზღვარი σ_s , კგ/მმ ²	დენადობის ზღვარი σ_d , კგ/მმ ²	ფარდობითი წაგრძელება δ_5 , %	ფარდობითი შევიწროება ψ , %	დარტყმითი სიბლანტე a_k კგმ/სმ ²
15X	70	50	12	45	7
15XP	75	55	12	45	7
20X	80	65	12	40	6
15XΦ	75	55	13	50	8
20XΦ	80	60	12	50	8
18XГТ	110	85	9	50	8
18XГН	85	70	12	50	7
20XH	80	60	14	50	8
12XH2	80	60	12	50	9
12XH3A	95	70	11	55	9
20XH3A	95	75	12	55	10
20X2H4A	130	110	9	45	8
12X2H4BA	115	85	12	50	10
15X2ГН4ТА	100	90	12	55	11
15X2ГН2ТРА	105	90	12	55	10

2. ნაწრობ და მალალმოშვებულ (გაუმჯობესებულ) მდგომარეობაში გამოსაყენებელი ლეგირებული ფოლადი

ამ ჯგუფის ფოლადს იყენებენ ისეთი დეტალებისათვის, რომელთაც არ მოეთხოვება განსაკუთრებით მაღალი სისხალე და ცვეთამდებლობა ზედაპირზე, მაგრამ აუცილებელია დეტალის საერთო მაღალი სიმტკიცე საკმაოდ დიდ პლასტიკურობასა და სიბლანტესთან ერთად, ამიტომ, ამ შემთხვევაში, თერმული დამუშავება მდგომარეობს წრთობასა და მაღალ მოშვებაში. ცხადია, ორივეს ტემპერატურა დამოკიდებულია აღებული ფოლადის მარკაზე, მაგრამ საშუალოდ იცვლება შემდეგ ზღვრებში: წრთობის ტემპერატურა 820—880°-ია, ხოლო მაღალი მოშვების ტემპერატურა 500—600°. მოშვების შემდეგ სტრუქტურა იქნება სორბიტი ან ტროსტიტი (მოშვების ტემპერატურის მიხედვით). ასეთი დამუშავების შემდეგ საშუალო მექანიკური თვისებებია: სიმტკიცის ზღვარი σ_s 70—120 კგ/მმ², დენადობის ზღვარი σ_d 50—100 კგ/მმ², ფარდობითი წაგრძელება δ_5 20—10%, დარტყმითი სიბლანტე a_k 15—6 კგმ/სმ². უფრო ზუსტად რომ ვთქვათ, მექანიკური თვისებები დამოკიდებულია ფოლადის ქიმიურ შედგენილობაზე და მოშვების ტემპერატურაზე. რაც უფრო მეტია ფოლადში მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობა, უმეტეს შემთხვევაში მით უფრო მაღალია სიმტკიცის მაჩვენებლები. პირიქით, რაც უფრო მაღალია მოშვების ტემპერატურა, მით უფრო დაბალია სიმტკიცე

ცის მაჩვენებლები, მაგრამ მატულობს პლასტიკურობა და სიბლანტე. 206-ე ნახაზზე მაგალითისათვის წარმოდგენილია 30X7CA ფოლადის მექანიკური თვისებების ცვლა მოშვების ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით.

ამ ჯგუფის ფოლადებში უდიდეს მნიშვნელობას იღებს შეწრობადობა. რაც უფრო მაღალია შეწრობადობა, მით მეტია წრობის კრიტიკული დიამეტრი, ე. ი. მით უფრო დიდი განივკვეთის დეტალებში მივიღებთ გამკოლ წრობას, მაღალი მოშვების შემდეგ კი სორბიტულ ან ტროსტიტულ სტრუქტურას. ამავე დროს ერთი და იმავე განივკვე-



ნახ. 206. 30X7CA ფოლადის მექანიკური თვისებები მოშვების ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით.

თის დეტალებში რაც უფრო მეტია შეწრობადობა, მით უფრო იქნება დეტალის საექსპლუატაციო სიმტკიცე თერმული დამუშავების შემდეგ და თვისებათა ერთგვარობა განივკვეთში.

გაუმჯობესებულ მდგომარეობაში გამოყენებული ფოლადისაგან შზადდება მანქანათა ნაწილების დიდი უმრავლესობა, როგორცაა, მაგალითად, მუხლა ლილვები, გამანაწილებელი ლილვები, შლიცებიანი ლილვები, ნახევარღერძები, მქნევარები, კბილანები, ფრიქციული დისკოები, საპასუხისმგებლო საშავრი დეტალები და სხვ.

ეს ფოლადები საშუალონახშირბადიანი (0,3—0,5% C). მალეგირებული ელემენტების საერთო რაოდენობის მიხედვით გვხვდება როგორც მცირედლეგირებული, ისე საშუალოდლეგირებული. რაც უფრო მეტია მალეგირებული ელემენტების რაოდენობა, მით უკეთესი თვისებების მიღება შეიძლება.

ნაწრობ და მალალომობებულ (გაუმჯობესებულ) მდგომარეობაში გამოხატუბებელი
 ლეგირებული ფოლადები (ГОСТ 4543-61-ით)

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა %									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V		
40Г	0,37-0,45	0,17-0,37	0,7-1,0							
40Х	0,36-0,44	0,17-0,37	0,5-0,8	0,8-1,1						
40ХГ	0,37-0,45	0,17-0,37	0,9-1,2	0,9-1,2						
40ХС	0,37-0,45	1,2-1,6	0,3-0,6	1,3-1,6						
30ХГСА	0,28-0,35	0,9-1,2	0,8-1,1	0,8-1,1						
30ХМА	0,26-0,34	0,17-0,37	0,4-0,7	0,8-1,1	0,15-0,25	1,0-1,4	0,8-1,2			
40ХН	0,36-0,45	0,17-0,37	0,5-0,8	0,5-0,75		1,25-1,65	0,5-0,8	0,15-0,3		
40ХНВА	0,37-0,44	0,17-0,37	0,5-0,8	0,6-0,9		2,0-2,4				
30ХН2ВФ.1	0,27-0,34	0,17-0,37	0,3-0,6	0,6-0,9						
40ХГР	0,37-0,45	0,17-0,37	0,7-1,0	0,8-1,1	0,002-0,005В					

ლეგირებული ფოლადების ეს ჯგუფი ყველაზე უფრო მრავალრიცხოვანია და ფართოდ გამოყენებული. 34-ე ცხრილში, მაგალითისათვის, წარმოდგენილია რამდენიმე მარკის ფოლადი, ხოლო 35-ე ცხრილში მათი მექანიკური თვისებები. ცხადია, რომ მექანიკური თვისებები დამოკიდებულია მრავალ ფაქტორზე, ამიტომ ცხრილში მოტანილი თვისებები რაღაც საშუალოა.

სააზოტიზაციო ფოლადი შედის აგრეთვე სამანქანო ლეგირებული ფოლადების ჯგუფში. იგი გამოიყენება ისეთი დეტალების დასამზადებლად, რომლებსაც მოეთხოვება განსაკუთრებით მაღალი სისალე

ც ხ რ ი ლ ი 35

ზოგიერთი ლეგირებული ფოლადის თვისება გაუმჯობესების შემდეგ

ფოლადის მარკა	მექანიკური თვისებები					ნაშადის დიამეტრი, მმ
	სიმტკიცის ზღვარი σ _b , კგ/მმ ²	დუნადობის ზღვარი σ _s , კგ/მმ ²	ფარდობითი წაგრძელება δ, %	ფარდობითი შევიწროება ψ, %	დარტყმითი სიბლანტე K _u , კგ/სმ ²	
40Г	80	60	20	60	9	50
40X	85	67	16	58	10	50
40XГ	100	85	9	45	6	25
40XC	90	72	12	45	6	50
30XГCA	110	85	10	45	6	25
30XMA	90	75	17	61	6	40
40XH	100	80	11	45	7	25
40XHBA	110	95	12	50	8	25
30XH2BΦA	90	80	10	40	9	25
40XГP	110	104	14	60	9	25

და ცვეთამედევობა. სააზოტიზაციო ფოლადის ძირითადი მალეგირებული ელემენტია ალუმინი, რომელიც იძლევა მტკიცე და მაღალი სისალის მქონე ნიტრიდებს. სხვა თვისებების გასაუმჯობესებლად შეაქვთ აგრეთვე ქრომი, მოლიბდენი და ვოლფრამი. 36-ე ცხრილში მოცემულია ყველაზე გავრცელებული სააზოტიზაციო ლეგირებული ფოლადები.

ეს ფოლადები აზოტირების წინ სტრუქტურის გასაუმჯობესებლად

ც ხ რ ი ლ ი 36

სააზოტიზაციო ლეგირებული ფოლადი

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %					
	C	Si	Mn	Cr	Al	სხვა ელემენ.
38X10	0,35—0,43	0,17—0,37	0,20—0,50	1,60—1,80	0,50—0,80	0,15—0,25Mo
38XM10A	0,35—0,42	0,17—0,37	0,30—0,60	1,35—1,65	0,70—1,10	0,2—0,4 W
38XBΦ10A	0,35—0,43	0,17—0,37	0,20—0,40	1,50—1,80	0,40—0,70	0,1—0,2 V

განიცდიან თერმულ დამუშავებას—წრთობასა და მაღალ მოშვებას. წრთობის ტემპერატურა 930—950°, მოშვების ტემპერატურა 630—650° და შემდეგ ხდება აზოტირება. აზოტირების შემდეგ თერმული დამუშავება საჭირო აღარ არის. მიახლოებითი თვისებებია: σ_b -100 კგ/კმ², σ_{-1} -85 კგ/კმ², δ -10%, ψ -45%, a_k -მკმ/სმ³; ზედაპირული სისალე ხდება 1200HV მდე, ხოლო სიმტკიცის ზღვარი ნიშანცვალებადი დატვირთვების პირობებში $\sigma_{-1} = 62-63$ კგ/კმ².

§ 61. სპეციალური დანიშნულების ზოგიერთი ლეგირებული საკონსტრუქციო ფოლადი

ლეგირებული საკონსტრუქციო ფოლადის დიდ ჯგუფში დანიშნულების თავისებურების მიხედვით განსაკუთრებით არის გამოყოფილი საზამბარე ფოლადი და ფოლადი გორვის საკისრებისათვის—ბურთულა და გორგოლაქსაკისრებისათვის.

1. საზამბარე ფოლადი

საზამბარე ფოლადს ყველა სხვა ფოლადისაგან განსხვავებით მოეთხოვება მაღალი დრეკადი თვისებები—დრეკადობის ან, რაც თითქმის იგივეა, დენადობის ზღვარის მაღალი მნიშვნელობა. ხშირად განსაზღვრავენ აგრეთვე ფარდობას $\frac{\sigma_s}{\sigma_b}$, რომელიც კარგ საზამბარე ფოლადში დაახლოებით უდრის 0,9.

ზემოთ იყო აღნიშნული (§ 32, ვ), რომ ამ თვალსაზრისით საკმაოდ კარგ თვისებებს იჩენს საშუალონახშირბადიანი ფოლადი, 0,6—0,85% ნახშირბადის შემცველობით (საკონსტრუქციო ფოლადები 65, 70, 75, 80, 85). კიდევ უკეთესი თვისებებით ხასიათდება ლეგირებული საზამბარე ფოლადები, სადაც ნახშირბადის რაოდენობა 0,5—0,7%-ის ზღვრებშია. ძირითადი მალეგირებელი ელემენტები ამ შემთხვევაში არის სილიციუმი, მანგანუმი, ქრომი, უფრო იშვიათად ვანადიუმი, ნიკელი, ვოლფრამი. 37-ე ცხრილში მაგალითისათვის წარმოდგენილია ძირითადი საზამბარე ფოლადების მარკები და ქიმიური შედგენილობა, ხოლო 38-ე ცხრილში მათი მექანიკური თვისებები თერმული დამუშავების შემდეგ.

საზამბარე ლეგირებულ ფოლადს (ისევე როგორც ჩვეულებრივ ნახშირბადიან საზამბარე ფოლადს) უშვებენ მავთულის ან ლენტის სახით, რომელიც ზოგიერთ შემთხვევაში უკვე დამუშავებულია ისე, რომ ზამბარის დახვევის შემდეგ ხდება მხოლოდ მოშვება ძაბვების მოსახსნელად და დრეკადობის ზღვარის გასადიდებლად. უფრო ხშირად ზამბარის დახვევის შემდეგ წარმოებს მისი სათანადო თერმული დამუშავება—წრთობა 820—870°-დან უმეტესად ზეთში და საშუალო მოშვება 400—500° ტემპერატურულ ინტერვალში. წრთობისა და მოშვების ტემპე-

საზამბარე ლეგირებული ფოლადი (ГОСТ 2052—53-ით)

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %				
	C	Si	Mn	Cr	V
55ГС	0,50—0,60	1,30—1,80	0,80—1,00		
50Г2	0,47—0,55	1,50—2,00	0,60—0,90		
55С2	0,52—0,60	1,50—2,00	0,60—0,90		
60С2	0,57—0,65	1,50—2,00	0,60—0,90		
60С2А	0,57—0,65	1,50—2,00	0,60—0,90		
70С3А	0,66—0,74	2,40—2,80	0,60—0,90		
50ХГА	0,48—0,55	0,17—0,37	0,70—1,00	0,90—1,20	
50ХГФА	0,48—0,55	0,17—0,37	0,80—1,00	0,95—1,20	0,15—0,25
50ХФА	0,46—0,54	0,17—0,37	0,50—0,80	0,80—1,10	0,10—0,20
60С2ХА	0,56—0,64	1,40—1,80	0,40—0,70	0,70—1,00	—
60С2ХФА	0,56—0,64	1,40—1,80	0,45—0,70	0,90—1,20	0,10—0,20
65С2ВА	0,60—0,70	1,50—2,00	0,70—1,00	—	0,8 —1,2V
60С2Н2А	0,56—0,64	1,40—1,80	0,45—0,70	—	1,40—1,80Ni

რატურა შეირჩევა ფოლადის მარკის მიხედვით. სისალე წრთობისა და მოშვების შემდეგ არის 40—45HRC.

თვისებათა კიდევ უფრო მაღალი მაჩვენებლების მისაღებად მიმართავენ ზამბარების დამუშავებას საფანტით (იხ. §54).

საზამბარე ლეგირებული ფოლადის მექანიკური თვისებები თერმული დამუშავების შემდეგ (ГОСТ 2052—53-ით)

ფოლადის მარკა	მექანიკური თვისებები			
	სიმტკიცის ზღვარი	დენადობის ზღვარი	ფარდობითი წაგრძელება	ფარდობითი შევიწროება
	σ_s , კგ/მმ ²	σ_b , კგ/მმ ²	δ , %	ψ , %
55ГС	100	80	8	30
50С2	120	110	6	30
55С2	130	120	6	30
60С2	130	120	5	35
60С2А	160	140	5	20
70С3А	180	160	5	25
50ХГА	130	120	6	35
50ХГФА	130	120	6	25
50ХФА	130	110	10	45
60С2ХА	180	160	5	20
60С2ХФА	190	170	5	20
65С2ВА	190	170	5	20
60С2Н2А	175	160	5	20

2. ფოლადი ბურთულა და გორგოლაქსაკისრებისათვის

სასაკისრე შენადნობი, მსგავსად საზამბარე ფოლადისა, ვიწროდ განსაზღვრული დანიშნულების ფოლადია. მას მოეთხოვება ძალიან მაღალი სისალე და ცვეთამედევობა და თვისებების თანაბრობა მთელ განიეკვეთზე. უკანასკნელი თხოულობს მალეგირებელი ელემენტების დამატებას მით მეტი რაოდენობით, რაც უფრო დიდია საკისრების (ბურთულების ან გორგოლაქების და რგოლების) ზომები. მალეგირებელ ელემენტად ამ შემთხვევაში გამოიყენება ქრომი, რომელიც მნიშვნელოვნად ამცირებს წრთობის კრიტიკულ სიჩქარეს და ადიდებს შეწრობადობას. წრთობის კრიტიკული სიჩქარის შემცირება უფლებას გვაძლევს საკისრების დეტალები ვაწროთ ზეთში (და არა წყალში), რაც თავის მხრივ ამცირებს წრთობის ძაბვების წარმოქმნის საშიშროებას.

ძირითადი სასაკისრე ფოლადები მოცემულია 39-ე ცხრილში.

ც ხ რ ი ღ 39

ლეგირებული ფოლადი ბურთულა და გორგოლაქსაკისრებისათვის

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %				გორგოლაქის დიამეტრი მმ
	C	Si	Mn	Cr	
ШХ6	1,05—1,15	0,17—0,37	0,2—0,4	0,40—0,70	< 10
ШХ9	1,00—1,10	0,17—0,37	0,2—0,4	0,90—1,20	10—15
ШХ15	0,95—1,05	0,17—0,37	0,2—0,4	1,30—1,65	15—30
ШХ15С1*	0,95—1,05	0,40—0,65	0,9—1,2	1,30—1,65	> 30
20Х2Н4А	0,15—0,22	0,17—0,37	0,3—0,6	1,25—1,75	> 30
(საცემენტაციო)				3,25—3,75Ni	

შ ე ნ შ ე ა : მარკის აღნიშვნა Ш ნიშნავს Шарикоподшипниковая.

ჩამოთვლილი მარკის ფოლადისაგან დამზადებული ბურთულა და გორგოლაქსაკისრების ნაწილების თერმული დამუშავება მდგომარეობს წრთობასა (820.—850°-დან ზეთში) და დაბალ მოშვებაში (150°—160°, 2 საათის განმავლობაში).

ზუსტ საკისრებში ზომების სტაბილიზაციისათვის წრთობის შემდეგ აწარმოებენ სიცივით დამუშავებას, რათა ნარჩენი აუსტენიტი მაქსიმალური რაოდენობით გადაიყვანონ მარტენსიტში და შემდეგ უკვე დაბალ მოშვებას. სტრუქტურა დაბალი მოშვების შემდეგ მარტენსიტულია, სისალე ზედაპირზე დაახლოებით 60—65HRC.

დიდი ზომის, მძიმედ დატვირთული და დარტყმითი დატვირთვების პირობებში მომუშავე საკისრების ნაწილები მზადდება საცემენტაციო ფოლადისაგან 20Х2Н4А. ამ შემთხვევაში გამოიყენება ღრმა ცემენტაცია (5—10 მმ). ცემენტაციის შემდეგ ხდება წრთობა და დაბალი მოშვება.

§ 62. ლეგირებული საკონსტრუქციო ფოლადების მანკები

ლეგირებულ ფოლადს მრავალ ღირსებასთან ერთად ახასიათებს ის ნაკლი, რომ ფოლადისათვის დამახასიათებელი ყველა მანკი აქ უფრო ძლიერ შელანდება და ზოგიერთი მანკი სავსებით ინდივიდუალურ ხასიათს ატარებს. მაგალითად, ლეგირებულ ფოლადში გაცილებით უფრო მკვეთრად შელანდება დენდრიტული ლიკვაცია; გლინვის შემდეგ მიიღება აშკარად გამოხატული ტექსტურა, რაც იწვევს თვისებათა მკვეთრ ანიზოტროპიულობას. ამიტომ ლეგირებული ფოლადის მსხვილი სხმულები ან ზოდები მოითხოვს ხანგრძლივ საპრობუგნიზაციო მოწვას 1050—1100°-ზე დენდრიტული ლიკვაციის მოსასპობად.

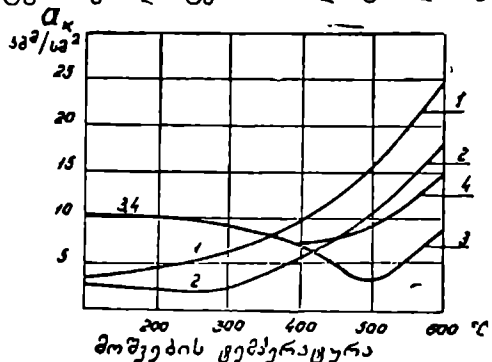
მანკები, რომლებიც მხოლოდ ლეგირებულ ფოლადს ახასიათებს, შემდეგია.

1. მოშვების სიმყაფე

ჩვეულებრივ პირობებში მოშვების შედეგად სიბლანტე იზრდება მით მეტად, რაც უფრო მაღალია მოშვების ტემპერატურა, მაგრამ ზოგიერთ ფოლადში გარკვეული ტემპერატურიდან მოშვების შემდეგ სიბლანტე, პირიქით, ეცემა. ამ მოვლენას უწოდებს მოშვების სიმყაფე. თუ ავაგებთ მოშვების ტემპერატურისაგან დარტყმითი სიბლანტის დამოკიდებულების მრუდს სხვადასხვა ფოლადისათვის, მივიღებთ შემდეგ სურათს (ნახ. 207).

როგორც ვხედავთ, ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადში (ნახ. 207, მრუდი 1) მოშვების ტემპერატურის გადიდებასთან ერთად დარტყმითი სიბლანტე განუხრელად მატულობს, სხვა ფოლადებში კი ადგილი აქვს დარტყმითი სიბლანტის შემცირებას, ანუ წარმოიქმნება გარკვეული სიმყაფე. იმისდა მიხედვით,

თუ რომელ ტემპერატურულ ინტერვალში მოხდა სიბლანტის ვარდნა, არჩევენ ორი სახის სიმყაფეს.



ნახ. 207. დარტყმითი სიბლანტის დამოკიდებულება მოშვების ტემპერატურაზე: 1—ფოლადი 40; 2—ფოლადი 40X; 3—ფოლადი 30XГC (სამივე შემთხვევაში მოშვების ტემპერატურიდან გაცივება ჰაერზე); 4—ფოლადი 30XГC (მოშვების ტემპერატურიდან გაცივება წყალში).

ა. პირველი გვარის სიმყიფე, ანუ შეუქცევადი სიმყიფე

ლეგირებულ ფოლადში (მაგალითად, 40X) შეიმჩნევა დარტყმითი სიბლანტის გარკვეული ვარდნა 250—350° ტემპერატურულ ინტერვალში მოშვების შემდეგ (მრუდი 2). დარტყმითი სიბლანტის ამ მცირეოდენ ვარდნას მიაწერენ ნარჩენი აუსტენიტის გადასვლას მარტენსიტში, დისპერსიული გასაღების მოვლენას და სხვ. მართლაც, ეს სიმყიფე თავს იჩენს იმ ტემპერატურულ ინტერვალში, სადაც მიმდინარეობს მოშვების მეორე გარდაქმნა (აუსტენიტის გარდაქმნა მარტენსიტად). ლეგირებულ ფოლადში მოშვების სიმყიფის მკვეთრი გამომდგენება ჩვეულებრივ ნახშირბადიან ფოლადთან შედარებით უნდა მივაწეროთ იმას, რომ ლეგირებულ ფოლადში წრთობის შემდეგ საკმაოდ დიდი რაოდენობით გვაქვს ნარჩენი აუსტენიტი და მისი გარდაქმნის შედეგად მიღებული ცვლილებები უფრო შესამჩნევია. სიმყიფეს ამ ინტერვალში ეწოდება პირველი გვარის სიმყიფე, ანუ შეუქცევადი სიმყიფე. შეუქცევადი ამ სიმყიფეს ეწოდება იმიტომ, რომ ნებისმიერი რეჟიმით თერმული დამუშავების დროს მოშვება აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში იძლევა დარტყმითი სიბლანტის ვარდნას.

ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე, კეთდება პრაქტიკული დასკვნა, რომ 250—350°-ზე მოშვება მიზანშეწონილი არ არის.

ბ. მეორე გვარის სიმყიფე, ანუ შექცევადი სიმყიფე

ზოგიერთ ფოლადში (მაგალითად, 30X1C) სიმყიფის მკვეთრი ვარდნა ხდება მოშვების უფრო მაღალ ტემპერატურულ ინტერვალში 450—600°-ზე (მრუდი 3). ამ სიმყიფეს მეორე გვარის, ანუ შექცევადი სიმყიფე ეწოდება. სიმყიფის შექცევადობა გამოიხატება იმით, რომ სიბლანტის მკვეთრ ვარდნას ადგილი აქვს მაშინ, თუ მოშვების შემდეგ გაცივება ხდება ნელა, მაგალითად, ჰაერზე. თუკი გაცივებას მოვახდენთ წყალში, მეორე გვარის მოშვების სიმყიფე არ შელავნდება (მრუდი 4). ამით შეგვიძლია ავიცილოთ თავიდან მოშვების სიმყიფე, მაგრამ თუ ასეთი დეტალი შემდგომი ექსპლოატაციის პირობებში გახურდება იგივე ტემპერატურამდე, კვლავ ადგილი ექნება დარტყმითი სიბლანტის ვარდნას.

მეორე გვარის მოშვების სიმყიფე მრავალ ლეგირებულ ფოლადს ახასიათებს (ქრომიანს, ქრომ-მანგანუმთან, ქრომ-ნიკელიანს და სხვ.), რაც მნიშვნელოვნად აძნელებს მათ გამოყენებას. ამიტომ სრულიად გასაგებია ის ინტერესი, რომელსაც იწვევს მეორე გვარის მოშვების სიმ-

ყიფე. მიუხედავად საკითხის დიდი აქტუალობისა, დღემდე მოშვების სიმყიფის ბუნება გახსნილი არ არის. არსებობს მრავალი ჰიპოთეზა, მაგრამ საბოლოოდ სარწმუნო მონაცემებს არც ერთი მათგანი არ იძლევა. დადგენილად შეიძლება ჩაითვალოს მხოლოდ ის, რომ მოშვების ტემპერატურიდან ნელი გაცივების პროცესში მიმდინარეობს მნიშვნელოვანი ცვლილებები მარცვლების საზღვრებში (მეორადი ფაზების გაპოყოფა, გამდიდრება სხვადასხვა ელემენტით, მაგალითად, ფოსფორით, დაძაბულობის ველის წარმოქმნა და სხვ.). ამის შედეგად საზღვრები სუსტდება. ამის დამადასტურებელ მონაცემებს იძლევა ელექტრონოგრაფიული კვლევები, განსაკუთრებული მიკროსტრუქტურული კვლევები და აგრეთვე ის ფაქტი, რომ მოშვების შედეგად გამყიფებული ლითონი ყოველთვის ირღევა მარცვლების საზღვრებზე და არა თვით მარცვლებზე, რასაც ადგილი აქვს ჩვეულებრივი ლითონის რღვევის დროს.

მიუხედავად იმისა, რომ მეორე გვარის მოშვების სიმყიფის ბუნება დღემდე საბოლოოდ ცნობილი არ არის, არსებობს ზოგიერთი პრაქტიკული რეკომენდაცია მოშვების სიმყიფის შესამცირებლად. უპირველეს ყოვლისა, როგორც ვთქვით, ეს არის სწრაფი გაცივება მოშვების ტემპერატურიდან, მაგრამ ეს ხერხი გამოუსადეგარია დეტალებისათვის, რომლებიც შემდეგ მალალი ტემპერატურის პირობებში მუშაობს. გარდა ამისა, მოშვების სიმყიფეს მნიშვნელოვნად ამცირებს მოლიბდენის და ვოლფრამის მცირე დანამატები (0,5%-მდე). უკანასკნელ ხანებში შემჩნეულ იქნა აგრეთვე, რომ მოშვების სიმყიფეს მნიშვნელოვნად ამცირებს თერმომექანიკური დამუშავება.

2. ფლოკენები (ფიფქები)

ფლოკენები ეწოდება მიკრონახლეჩებს, ბზარებს, რომლებიც განივკვეთში ბეწვისმაგვარია, მაგრამ მეორე მიმართულებით, დეფორმაციის მიმართულებით კი მომრგვალებული, ფიფქისმაგვარი. ტეხილში ფლოკენები ღია ფერის ლაქების სახით მელანდდება. ცხადია, რომ ფლოკენები ამცირებს ნაკეთის ცოცხალ კვეთს და მკვეთრად აუარესებს მის სიმტკიცეს.

ამჟამად ფლოკენების წარმოქმნას ფოლადში მიაწერენ წყალბადის არსებობას. ცხელი ფოლადის გაცივების დროს ხდება წყალბადის გამოყოფა ლითონის გარკვეულ მიკროუბნებში (ბლოკების საზღვრებში, მარ-

ცვლებს საზღვრებში), წარმოიქმნება ძალიან მაღალი წნევა და ხდება ლითონის გახლეჩა. თუ გაცივება ძალიან ნელია, წყალბადის გამოყოფა თანდათანობით ხდება, არ ხდება მისი კონცენტრაცია მიკროუბნებში და, აქედან გამომდინარე, ფლოკენების წარმოქმნაც. შემჩნეულია, რომ ფლოკენების წარმოქმნისათვის განსაკუთრებით არახელსაყრელია სწრაფი გაცივება 200°-დან ქვემოთ.

ფლოკენების წარმოქმნისადმი ყველა ფოლადი ერთნაირ მიდრეკილებას არ იჩენს. ყველაზე მგრძობიარეა, ამ მხრივ, ქრომიან შემცველი პერლიტური და მარტენსიტული კლასის ფოლადი, რომელშიც ფლოკენების წარმოქმნა ძალიან ხშირია. ფლოკენები წარმოიქმნება მხოლოდ ნაჭედ ან ნაგლინ ფოლადში, სხმულ ფოლადში კი არა. აღსანიშნავია აგრეთვე ისიც, რომ, თუ ფლოკენებიან ფოლადს კიდევ დავამუშავებთ წნევით, ფლოკენები შედუღდება, მოისპობა.

3. ქვისებრი და ფიქლური ტეხილი

ლეგირებული ფოლადების თვისებებს კარგად ახასიათებს ტეხილი. ნორმალურ მაღალხარისხიან ფოლადს ჩვეულებრივად აქვს თანაბარი მარცვლოვანი ტეხილი. სხვადასხვა სპეციფიკური ტეხილის წარმოქმნა ფოლადის თვისებების გაუარესების მაჩვენებელია. ასეთია, მაგალითად, ქვისებრი და ფიქლური ტეხილი.

ქვისებრი ტეხილი ხასიათდება მსხვილმარცვლოვანებით, გვიჩვენებს, რომ ლითონის რღვევა მარცვლების საზღვრებზე მოხდა, რაც დამახასიათებელია მკვეთრად შემციობებული სიბლანტისა. ჩვეულებრივად იგი ახასიათებს ძლიერ გადახურებულ ლეგირებულ ფოლადს და მისი გამოსწორება ძალიან ძნელია, მოითხოვს ხანგრძლივ საპროგრენიზაციო მოწვას 1050—1100°-ზე, შემდეგი ნორმალიზაციით.

ფიქლური ტეხილი აშკარად შრეობრივია, აგრეთვე მაჩვენებელია ფოლადის თვისებების, განსაკუთრებით სიბლანტის მკვეთრი ვარდნის. წარმოიქმნება მხოლოდ წნევით დამუშავების შემდეგ და ძირითადად გამოწვეულია არალითონური მინარევების არსებობით, რომლებიც გლინვის დროს იქიმება ლეფორმაციის მიმართულებით და ტეხილში გვადლევის შრეულობას.

4. კარბიდული ლიკვაცია

ლეგირებულ ფოლადში, სადაც მალეგირებელი ელემენტები კარბიდშემქმნელია, ხანდახან ადგილი აქვს კარბიდების თავმოყრას განსაკუთრებულ ადგილებში — კარბიდების ლიკვაციას. ცხადია, რომ ეს იწვევს

თვისებათა დიდ არათანაბრობას, ხშირად ადგილობრივ სიმყიფეს და სხვ. მაგალითად, კარბიდული ლიკვაციის გამო ზოგიერთ შემთხვევაში ხდება საჭრელი იარაღის საჭრელი პირის ამოფხვნა, გორვის საკისრების ბურთულეებში ან გორგოლაკებში ადგილობრივი ამოფხვნა და სხვ. კარბიდული ლიკვაციის მოსპობა შეუძლებელია, ამიტომ მკვეთრად გამოძეღვენებული კარბიდული ლიკვაციის შემთხვევაში ნაკეთობანი წუნდება.

§ 63. საიარაღო ფოლადები და შენადნობები

საიარაღო ფოლადი თავისი დანიშნულების მიხედვით იყოფა სამ ჯგუფად: დარტყმით-სატეფრავი იარაღისათვის, საზომი და საჭრელი იარაღისათვის. ჩამოთვლილი ჯგუფების იარაღი სხვადასხვა პირობებში მუშაობს, ამიტომ ფოლადს ნაირგვარი თვისებები მოეთხოვება. იარაღისათვის გამოიყენება როგორც ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადი, ისე ლეგირებული ფოლადი. ზემოთ წარმოდგენილი იყო ნახშირბადიანი საიარაღო ფოლადის მარკები და ქიმიური შედგენილობა, მაგრამ გამოყენებაზე და თერმულ დამუშავებაზე იქ არ შევჩერებულვართ, ამიტომ ახლა ლეგირებულ საიარაღო ფოლადებთან ერთად გავარჩევთ ნახშირბადიან საიარაღო ფოლადებსაც.

1. ფოლადი დარტყმით-სატეფრავი იარაღისათვის (სატეფრე ფოლადი)

დარტყმით-სატეფრავი იარაღის ქვეშ იგულისხმება ძირითადად ტეფრები, მაგრამ ამავე ჯგუფში შედის სათრევი (საადილო) ფილები, მოგორვის გორგოლაკები, გარესახრახნები, წნევით ჩამოსხმის წნებ-ყალიბები და სხვ.

ყველა ეს იარაღი განკუთვნილია იმისათვის, რომ მოახდინოს ლითონის დამუშავება წნევით (დეფორმაცია).

თავის მხრივ დარტყმით-სატეფრავი იარაღი კიდევ იყოფა ორ ჯგუფად: პირველ ჯგუფში შედის იარაღი, რომელიც ლითონის დეფორმაციას აწარმოებს ცივ მდგომარეობაში, მეორე ჯგუფში კი იარაღი, რომელიც ლითონის დეფორმაციას აწარმოებს ცხელ მდგომარეობაში. ცხადია, რომ ორივე შემთხვევაში იარაღის მუშაობის პირობები განსხვავებულია.

ა. საიარალო (სატვიფრე) ფოლადი ცივი ლითონის დეფორმაციისათვის

ტვიფრები (მატრიცები, პუნსონები) ცივი ლითონის დეფორმაციის დროს ძალიან მძიმე პირობებში მუშაობს, რადგან დასამუშავებელი ლითონი არაპლასტიკურ მდგომარეობაშია და დეფორმაციას დიდ წინააღმდეგობას უწევს. სატვიფრე ფოლადს მოეთხოვება მაღალი სისალე, ცვეთამედევობა, სიმტკიცე. ასეთ თვისებებს უზრუნველყოფს ნახშირბადიანი საიარალო ფოლადი ნაწრთობ და დაბალმოშვებულ მდგომარეობაში მარტენსიტული სტრუქტურით. თუ ტვიფარი დარტყმითი დატვირთვების პირობებში მუშაობს, ამავე დროს აუცილებელია მაღალი სიბლანტე. თვისებათა საკირო კომპლექსის უზრუნველსაყოფად გამოიყენება როგორც ნახშირბადიანი საიარალო ფოლადი, ისე ლეგირებული ფოლადი.

ცხადია, რომ ნახშირბადიანი საიარალო ფოლადი გამოიყენება იმ შემთხვევაში, როდესაც ტვიფრები შედარებით მსუბუქ პირობებში მუშაობს (მაგალითად, ფურცლოვანი ფოლადის ტვიფრა და სხვ.). გამოიყენება ყველა მარკის საიარალო ფოლადი Y7-დან Y13-მდე (იხ. § 32). საიარალო ფოლადი გამოიყენება მხოლოდ თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობაში. როგორც წესი, მიმართავენ წრთობასა და დაბალ მოშვებას 160—200°-ზე, რაც უზრუნველყოფს მაქსიმალურ სისალეს 60—65HRC. თუ ტვიფრები ან სხვა იარაღი დარტყმითი დატვირთვების პირობებში მუშაობს, მიმართავენ მოშვების ტემპერატურის გაზრდას, რის შედეგადაც სისალე უცემა, სამაგიეროდ სიბლანტე იზრდება. ნახშირბადიანი საიარალო ფოლადის თერმული დამუშავების რეჟიმები და სისალე მოცემულია მე-40 ცხრილში.

ც ხ რ ი ლ ი 40

ნახშირბადიანი საიარალო ფოლადის თერმული დამუშავების რეჟიმები

ფოლადის მარკა	წრთობა			მოშვება	
	გახურების t°C	მაცივებელი არე	სისალე HRC	გახურების t°C	სისალე HRC
Y7, Y7A	800—830	წყლიდან ზეთში	61—63	160—200 200—300 300—400 400—500 500—600	63—60 60—54 54—43 43—35 35—27
Y8, Y8A	790—820		62—64	160—200 200—300	64—60 60—55
Y9, Y9A	780—810		62—65	160—200 200—300	64—62 62—56
Y10, Y10A	770—800		62—65	160—200	64—62
Y11, Y11A				200—300	62—56
Y12, Y12A				160—200	65—62
Y13, Y13A				200—300	62—57

შ ე ნ ი შ ე ნ ა: სისალის ცვლილება მოშვების ტემპერატურისაგან დამოკიდებულებით მოშვების მთელ ინტერვალში მოცემულია მხოლოდ ერთი მარკისათვის (Y7); დანარჩენი მარკებისათვის ცვლა აღნიშნულის მსგავსად ხდება.

ალსანიშნავია, რომ ყველა ეს ფოლადი ხასიათდება ძალიან დაბალი შეჭრითობადობით (10 მმ), ამიტომ უფრო დიდ განივკვეთში თვისებათა ერთგვარობას ადგილი არა აქვს.

თუ ტვიფრები მუშაობს უფრო მძიმე პირობებში, ნახშირბადიან სიაჩარლო ფოლადი თვისებათა საჭირო კომპლექსს ვედარ უზრუნველყოფს და მიმართავენ ლეგირებულ ფოლადებს. ცივი ლითონის დეფორმაციისათვის გამოყენებული ზოგიერთი ლეგირებული სატიფრე ფოლადი წარმოდგენილია 41-ე ცხრილში, ხოლო მისი თერმული დამუშავების რეჟიმები და სისალე—42-ე ცხრილში.

ცხრილი 41

ხატვფრე ლეგირებული ფოლადი ცივი ლითონის დეფორმაციისათვის

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %					
	C	Si	Mn	Cr	W	V
4XC	0,35—0,45	1,2—1,6	0,3—0,6	1,3—1,6		
6XC	0,60—0,70	0,6—1,0	0,3—0,6	1,0—1,3		
9XC	0,85—0,95	1,2—1,6	0,3—0,6	0,95—1,25		
5XB2C	0,45—0,55	1,0—1,3	0,5—0,8	1,0—1,3	2,0—2,5	
X09	0,25—1,10	≤0,35	≤0,40	0,75—1,05	—	
X11	1,30—1,50	≤0,35	0,45—0,70	1,3—1,6	—	
X12	2,00—2,30	≤0,35	≤0,40	11,5—13,0	—	—
X12M	1,45—1,70	≤0,35	≤0,40	11,0—12,5	0,50—0,80	0,15—0,30
X12Φ1	1,20—1,45	≤0,35	≤0,40	11,0—12,5	—	0,7—0,9

ცხრილი 42

ხატვფრე ლეგირებული ფოლადი ცივი ლითონის დეფორმაციისათვის (თერმული დამუშავების რეჟიმები)

ფოლადის მარკა	წოთონა			მომუშება	
	გახურების °C	მაცივებელი არე	სისალე HRC	გახურების °C	სისალე HRC
4XC	880—900	ზეთი	56—53	200—250	52
				250—350	52—50
				350—450	50—46
				450—550	46—38
6XC	840—860		64—62	150—200	62—60
				200—300	60—55
				300—400	55—52
				400—500	52—42
9XC	850—880		65—61	500—600	42—36
				150—200	64—63
				200—300	63—59
				300—400	59—54
5XB2C	860—900		56—54	150—200	54—52
				200—300	52—48
				300—400	49—42
				150—170	62—60
X09	825—850		65—62	170—250	60—55
				250—320	55—50

ფოლადის მარკა	წრთობა			მოშვება	
	გახურების r_c	მაცივებელი არე	სისალე HRC	გახურების r_c	სისალე HRC
X7	800—840		66—62	150—200	64—61
X12	950—1000	ხეთი, ჰაერის კავალი	64—62	200—300 300—400 200—400 400—500	61—58 58—52 62—58 58—56
X12M	1000—1050		65—62	150—200 200—300	63—62 62—59
X12Φ1	1040—1080		64—62	300—400 100—200 200—400	59—57 63—59 59—57

41-ე ცხრილის მონაცემებიდან ვხედავთ, რომ ამ ჯგუფის სატეფრე ფოლადები მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან ნახშირბადის შემცველობით (0,4%-დან 2%-მდე). ეს გმოწვეულია მუშაობის პირობების სხვადასხვაობით. თუ იარაღი მუშაობს დარტყმითი დატვირთვების პირობებში, ვირჩევთ შედარებით დაბალნახშირბადიან ფოლადებს, როგორცაა 4XC, 6XC, 5XB2C. წრთობისა და მოშვების შემდეგ ვიღებთ სისალეს 58—60HRC. თუ დარტყმით დატვირთვებს აღვლი არა აქვს, შესაძლებელია გვქონდეს მეტი სისალები. მაშინ ვიღებთ შედარებით მაღალნახშირბადიან, მაღალლეგირებულ ფოლადებს, მაგალითად, X12, X12M, X12Φ1. ეს ფოლადები არსებითად კარბიდულ კლასს მიეკუთვნება, მათ ახასიათებს მაღალი სისალე და ცვეთამედეგობა. წრთობისა და მოშვების შემდეგ შეიძლება მივიღოთ სისალე 62—63HRC ან ნაკლები. სისალის რეგულირება ამ შემთხვევაში შეიძლება როგორც წრთობის ტემპერატურის, ისე მოშვების ტემპერატურის ცვლილებით. ლეგირებული ფოლადის მაღალი შეწრთობადობა საშუალებას გვაძლევს დიდი ზომის ტვიფრები მივიღოთ დამაკმაყოფილებელი თვისებებით.

ამ ფოლადების კიდევ ერთი ღირსება მდგომარეობს იმაში, რომ სწორი რეჟიმის შერჩევის შედეგად შეიძლება მივღწიოთ იმას, რომ თერმული დამუშავების დროს მოცულობის ცვლილებები არ მოხდება. ეს აადვილებს ტვიფრების საბოლოო დამუშავებას.

ბ. საიარაღო (სატეფრე) ფოლადი ცხელი ლითონის დეფორმაციისათვის

ცხელი ლითონის დეფორმაციისას ტვიფრები აგრეთვე ძალიან მძიმე პირობებში მუშაობს, ამიტომ სატეფრე ფოლადს მოეთხოვება ისეთივე მაღალი სისალე, ცვეთამედეგობა, სიმტკიცე, მაგრამ დამატებით კიდევ მოეთხოვება ამ თვისებების შენარჩუნება მაღალ ტემპერატურებზე—

მხურვალსიმტკიცე და გარკვეული მხურვალმდებლობა, რადგან ცხელი ლითონისაგან თვით ტვიფრებიც ხურდება 450—550°-მდე. გარდა ამისა, სატვიფრე ფოლადი ამ შემთხვევაში კარგად უნდა უძლებდეს თერმულ დარტყმებს — ტემპერატურის მრავალჯერად აწევდაწევას, რომელიც იწვევს ტვიფრების სამუშაო ზედაპირზე ე. წ. „გაწვის“ ბადის წარმოქმნას. რაც უფრო მაღე წარმოიქმნება გაწვის ბადე, მით უფრო მაღე გამოვა ტვიფრი მწყობრიდან.

ცხელი ლითონის დეფორმაციისათვის განკუთვნილი ტვიფრები, ისე როგორც „ცივი“ ტვიფრები, მზადდება ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი საიარალო ფოლადისაგან და ლეგირებული ფოლადისაგან.

თუ ტვიფრები შედარებით იოლ პირობებში მუშაობს, აქაც გამოიყენება ნახშირბადიანი ფოლადი Y7, Y8, Y9, მაგრამ უმრავლეს შემთხვევაში ტვიფრების მუშაობის პირობები მძიმეა და მათ დასამზადებლად იყენებენ ლეგირებულ სატვიფრე ფოლადებს, რომელთაგან ზოგიერთის ქიმიური შედგენილობა, თერმული დამუშავების რეჟიმები და სისაღე მოცემულია სათანადო ცხრილებში (ცხრილი 43 და ცხრილი 44).

ცხრილი 43

ხატვიფრე ლეგირებული ფოლადი ცხელი ლითონის დეფორმაციისათვის

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %					
	C	Si	Mn	Cr	W	
5XHM	0,50—0,60	≤0,35	0,5—0,8	0,5—0,3	1,4—1,8Ni	0,15—0,30Mo
5XFM	0,50—0,60	0,25—0,65	1,2—1,6	0,6—0,9		0,15—0,30Mo
5XHC	0,50—0,60	0,6—0,9	0,3—0,6	1,3—1,6	0,8—1,2Ni	
5XHT	0,50—0,60	≤0,25	0,5—0,8	0,9—1,25	1,4—1,8Ni	0,09—0,15Ti
5XHB	0,50—0,60	0,15—0,35	0,5—0,8	0,5—0,8	0,6—1,0	1,4—1,8Ni
4XB2C	0,35—0,44	0,6—0,9	0,2—0,4	1,0—1,3	2,0—2,5	
5XB2C	0,45—0,54	0,5—0,8	0,2—0,4	1,0—1,3	2,0—2,5	
6XB2C	0,55—0,65	0,5—0,8	0,2—0,4	1,0—1,3	2,2—2,7	
3X2B8	0,30—0,40	≤0,35	0,2—0,4	2,2—2,7	7,5—9	0,2—0,5V
4XB2	0,35—0,45	≤0,35	0,2—0,4	7,0—9,0	2,0—3,0	

წარმოდგენილი ფოლადებიდან პირველი ხუთი (5XHM, 5XFM, 5XHC, 5XHT, 5XHB) გამოიყენება სამკვდელი ტვიფრებისათვის (ურთხე მუშაობისათვის). როგორც ვხედავთ, ყველა შეიცავს 0,5—0,6% ნახშირბადს, რაც უზრუნველყოფს საკმაო სიბლანტეს, და ქრომს, რომელიც აღიდებს სიმტკიცესა და შეწრთობადობას. სხვა ელემენტები კიდევ უფრო აუმჯობესებენ თვისებებს. გარდა ქიმიური შედგენილობისა, თვისებების რეგულირება ხდება თერმული დამუშავების მეოხებით (ცხრილი 44).

სატყეფრე ლეგირებული ფოლადი ცხელი ლითონის დეფორმაციისათვის (თერმული დამუშავების რეჟიმები)

ფოლადის მარკა	წითობა			მოშვება	
	გაზურების °C	მაცივებელი არე	სისალე HRC	გაზურების °C	სისალე HRC
5XHM	820—860	ზეთი	60—58	150—200	60—58
				200—300	58—53
				300—400	53—48
5XIM	820—860		58—53	200—300	57—52
				300—400	52—46
				400—500	46—40
5XHT	230—860		58—53	400—500	47—40
				500—600	40—33
				400—500	47—41
5XHB	840—860		59—55	500—600	41—34
				400—500	46—40
				500—600	40—34
5XHC	850—970		59—55	400—500	46—40
				500—600	40—34
				200—300	53—51
4XB2C	860—900		56—53	300—400	51—49
				400—500	49—42
				500—600	42—33
5XB2C	860—900		56—54	150—200	54—52
				200—300	52—48
				300—400	48—42
6XB2C	860—900		60—54	400—450	42—36
				200—300	58—53
				300—400	53—49
3X2BS	1075—1125	ზეთი, ჰაერის კავლი	52—49	400—500	49—43
				500—600	43—40
				150—200	52—49
4XB2	1025—1070		54—51	200—300	49—48
				300—400	48—46
				400—500	46—45
				500—575	45—43
				575—700	43—40
				500—600	48—40

დაბალი მოშვების შემდეგ მიიღება მაღალი სისალე 60.—58HRC, ხოლო რაც უფრო მაღალია მოშვების ტემპერატურა, სისალე ეცემა, სიბლანტე კი შესაბამისად იზრდება. 500—600°-ზე მოშვებისას მიიღება ტროსტიტული ან სორბიტული სტრუქტურა შესაბამისი სისალით. ჩვეულებრივად „ცხელ“ ტყეფრებს ნაწითობ და მაღალმოშვებულ მდგომარეობაში იყენებენ, რადგან ისინი ექსპლოატაციის დროს სწორედ ამ ტემპერატურამდე ხურდება. დანარჩენი ფოლადები გამოიყენება ჰორიზონტალურ-სამკედლო მანქანაზე სამუშაო ტყეფრების დასამზადებლად, საწელაეების დასამზადებლად და სხვ.

ფოლადი 3X2BS, 4XB2C გამოიყენება აგრეთვე წნეხალიბების

დასამზადებლად ლითონების წნევით ჩამოსხმისათვის, ხშირად აზოტირებული მდგომარეობაში.

2. ფოლადი საზომი იარაღისათვის

საზომი იარაღისადმი (კალიბრები, ფილები, ლეკალოები, თარგები) წაყენებული მოთხოვნა ძირითადად ერთია — ზომის უცვლელობა ხანგრძლივი დროის განმავლობაში. ამ მოთხოვნის დასაკმაყოფილებლად საზომი იარაღისათვის განკუთვნილ ფოლადს უნდა ახასიათებდეს განსაკუთრებით მაღალი ცვეთამდებლობა, რისთვისაც აუცილებელია მაქსიმალური სისალე 64—65HRC

გარდა ამისა, იარაღის დამზადების შემდეგ, ექსპლოატაციის დროს ფოლადში არ უნდა მიმდინარეობდეს რაიმე სტრუქტურული გარდაქმნები, რომლებმაც შეიძლება გამოიწვიოს მოცულობითი ცვლილებები და, ბოლოს, ფოლადი ნაკლებად მგრძნობიარე უნდა იყოს ტემპერატურის უმნიშვნელო ცვლილებების მიმართ.

ყველა ზემოაღნიშნული გათვალისწინებით საზომი იარაღის დასამზადებლად გამოიყენება მაღალნახშირბადიანი საიარაღო ფოლადი და ლეგირებული ფოლადები XГ (1,3—1,5% C, 0,45—0,7% Mn, 1,3—1,6% Cr), XВГ (0,90—1,05% C, 0,8—1,1% Mn, 0,9—1,2% Cr), ШХ15 (იხ. ცხრილი 39) და სხვ. თერმული დამუშავება მდგომარეობს წრთობასა და დაბალ მოშვებაში (150—200°), რის დროსაც შენარჩუნებულია მარტენსიტული სტრუქტურა მაქსიმალური სისალით. საპასუხისმგებლო საზომი იარაღის დამზადებისას ზომების სტაბილიზაციისათვის მიმართავენ საგანგებო თერმულ დამუშავებას — წრთობას 840—860°, სიცივით დამუშავებას (—50°)-ზე და შემდეგ მოშვებას 125—130°-ზე 100 საათის განმავლობაში (მოშვების ტემპერატურის ცოტაოდენი გადიდება ამცირებს დაყოვნების დროს). ასეთი დამუშავების შემდეგ სისალე აღწევს 66HRC და ზომები პრაქტიკულად უცვლელია ნებისმიერი დროის განმავლობაში.

3. ფოლადი საჭრელი იარაღისათვის

საჭრელი იარაღი ახდენს ლითონის დამუშავებას ბურბუშელის მოქრით, ამიტომ იგი ყველა სხვა ლითონზე უფრო სალი უნდა იყოს. გარდა მაღალი სისალისა, საჭრელ იარაღს მოეთხოვება ცვეთამდებლობა და, რაც მთავარია, ამ თვისებების შენარჩუნება მაღალ ტემპერატურამდე — წითელმდებლობა, რადგან ჭრის დროს წარმოიქმნება დიდი სითბო და იარაღის საჭრელი ნაწილები ხურდება.

როგორც ვიცით, ნახშირბადიანი საიარაღო ფოლადი წრთობისა და დაბალი მოშვების შემდეგ ხსიათდება საკმაოდ მაღალი სისალითა და ცვეთამდებლობით და კიდევაც გამოიყენება საჭრელი იარაღის დასამზადებლად, მაგრამ ექსპლოატაციის დროს გახურებისას იგი 200°-ზე

კარგავს თავის სისალეს (წითელმდედობა 200°-ია). ეს აიხსნება იმით, რომ ნახშირბადიან ფოლადში მაღალ სისალეს წრთობის შემდეგ განაპირობებს მარტენსიტული სტრუქტურა, რომელშიც 200°-ზე მოშვებისას ცემენტიტის ნაწილაკები წარმოქმნილია, მაგრამ მარტენსიტიდან მოწყვეტილი არ არის, კოგერენტულია მასთან (მოშვების ანუ კუბური მარტენსიტი). უფრო მაღალ ტემპერატურაზე გახურებისას მარტენსიტი მთლიანად იშლება ფერიტ-ცემენტიტური ნარევის წარმოქმნით, რაც იწვევს სისალის მკვეთრ ვარდნას.

კარბიდშემქმნელი მალეგირებელი ელემენტები, როგორც ვიცით, აფერხებენ მოშვების დროს მიმდინარე ყველა გარდაქმნას, აღიღებენ ამ გარდაქმნების ტემპერატურას. ამიტომ ლეგირებულ ფოლადში გახურებისას სისალის მნიშვნელოვანი ვარდნა გაცილებით უფრო მაღალ ტემპერატურაზე ხდება. ასეთ გავლენას ფოლადის თვისებებზე ახდენენ ის კარბიდშემქმნელი ელემენტები, რომლებიც წარმოქმნიან მაღალი სისალის მდგრად სპეციალურ კარბიდებს.

აღნიშნულის გამო, ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი საიარალო ფოლადისაგან (Y7A—Y13A) მზადდება ისეთი საჭრელი იარაღი, რომელიც ექსპლოატაციის დროს მცირედ ხურდება. ძირითადად ეს არის საზეინკლო იარაღები, მაგალითად, ქლიბები, ხერხუნები, გარე და შიგსახრახნები და სხვ. მაგრამ მზადდება აგრეთვე სხვა საჭრელი იარაღიც, როგორცაა ბურღები, ფრეზები, საფართები და სხვ. მათი თერმული დამუშავება მდგომარეობს წრთობასა და დაბალ მოშვებაში.

ნახშირბადიანი ფოლადის ძალიან მცირე შეწრთობადობის გამო დიდი ზომის იარაღის დამზადება მისგან შეუძლებელია.

ლეგირებული საიარალო ფოლადი ორი სახისაა—მცირედლეგირებული და მაღალლეგირებული.

მცირედლეგირებული საიარალო ფოლადებია X05 (1,25—1,40% C, 0,4—0,6% Cr), XB5 (1,25—1,50% C, 0,4—0,7% Cr, 4,5—5,5% W), X (0,95—1,10% C, 1,3—1,6% Cr), 9XC (იხ. ცხრილი 41), XBГ (0,90—1,05% C, 0,8—1,1% Mn, 0,90—1,20% Cr). ეს ფოლადები ხასიათდება მაღალი სისალითა და ცვეთამდედობით, ჩვეულებრივ ნახშირბადიან საიარალო ფოლადთან შედარებით აქვს უფრო დიდი შეწრთობადობა, მაგრამ წითელმდედობა მნიშვნელოვნად გაზრდილი არ არის, 220°-ია. განსაკუთრებით დიდი სისალით ხასიათდება ფოლადი XB5 და მას ალმასისებრ ფოლადს უწოდებენ.

ჩამოთვლილი და მსგავსი მცირედლეგირებული საიარალო ფოლადისაგან მზადდება საჭრელი იარაღი, როგორცაა: ხის დასამუშავებელი იარაღი (9X), სანართების დანები, ქირურგიული იარაღი (X05), სახარატო და სხვა საჭრისები (X09, X), ბურღები, საფართები, ფრეზები, გარედა შიგსახრახნები (9XC), იარაღი ძალიან სალი ლითონების და

სამუშაებლად (XB5), საწვლავები, გრძელი შიგსახახნები და საფარაკები და სხვა სპეციალური დანიშნულების იარაღი (XBГ).

მაღალლეგირებული საიარაღო ფოლადი დიდი რაოდენობით შეიცავს მალეგირებელ ელემენტებს, ხასიათდება მაღალი სისალითა და ცვეთამდებლობით და მნიშვნელოვნად გადიდებული წითელმედეგობით. მას სწრაფმჭრელი ფოლადი ეწოდება.

სწრაფმჭრელი ფოლადი გამოიყენება შიშვე პირობებში, დიდი ჭრის სიჩქარეებით მაღალი სისალის ფოლადების დასამუშაებლად. მისგან მზადდება თითქმის ყველა სახის საჭრელი იარაღი. სწრაფმჭრელი ფოლადი მაღალლეგირებული და ამავე დროს რთულად ლეგირებული ფოლადია.

ტიპური სწრაფმჭრელი ფოლადი არის P18 (0,7—0,8% C, 3,8—4,4% Cr, 17,5—19,0% W, 1,0—1,4% V). ასეთი ფოლადის სისალე თერმული დამუშავების შემდეგ აღწევს 66HRC-ს, წითელმედეგობა 600°-ია.

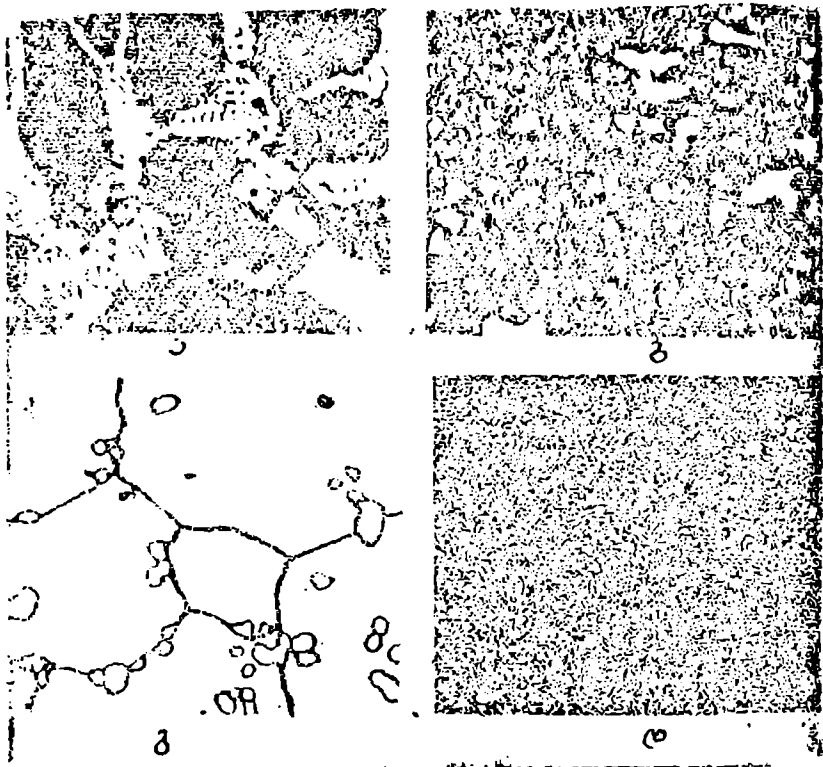
თავისი სტრუქტურით სწრაფმჭრელი ფოლადი ლედებურიტულია; ლედებურიტის არსებობა ნახშირბადის ასეთი მცირე რაოდენობის დროს განპირობებულია იმით, რომ, როგორც ზემოთ ვთქვით, მალეგირებელი ელემენტები აუსტენიტისა და ლედებურიტის ზღვრულ E წერტილის რკინა ნახშირბადის ჯდგომარეობის დიაგრამაზე მარცხნივ გადაადგილებენ. ამგვარად, ფოლადის საზღვრებში შემოიჭრება ლედებურიტული არე. ლედებურიტი, რასაკვირველია, ამ დროს სპეციალურ კარბიდებს შეიცავს.

სხმული სწრაფმჭრელი ფოლადის სტრუქტურა მეტად უხეში, მსხვილ-მარცვლოვანია, მაგრამ გლინვის ან ქედვის დროს ლედებურიტი იმსხვრევა და მიიღება განცალკევებული კარბიდები. ქედვის სწორმა რეეიმმა უნდა უხრუნველყოს კარბიდების თანაბარი განლაგება ლითონურ არეში. მჭრელი იარაღის ფორმის მიღების შემდეგ ფოლადის სტრუქტურა უნდა მომზადდეს შემდეგი დამუშავებისათვის, რისთვისაც 830—860°-ზე აწარმოებენ მოწვას რამდენიმე საათის განმავლობაში. გაცივება ხდება ჯერ ღუმელთან ერთად, 600°-დან კი ჰაერზე. მომწვარ ფოლადში მალეგირებელი ელემენტები ნაწილობრივ (მცირე რაოდენობით) გახსნილია ფერიტში, დანარჩენი კი კარბიდებშია: Cr₂₃C₆, Fe₂W₂C, VC. კარბიდების რაოდენობა 25% -ს აღწევს; დანარჩენი სტრუქტურა სორბიტისმაგვარი პერიტიია.

სწრაფმჭრელი ფოლადი თავის მაღალ საჭრელ თვისებებს იძენს მხოლოდ თერმული დამუშავების შემდეგ. სწრაფმჭრელი ფოლადის სტრუქტურები და თერმული დამუშავების რეეიმის ზოგადი სქემა წარმოდგენილია 208-ე ნახაზზე.

როგორც ვხედავთ, უპირველეს ყოვლისა ხდება წრთობა. წრთობისათვის გახურება 850°-მდე შედარებით ნელა ხდება, რადგან ასეთი მა-
23. ე. გიორგიძე

ღალღეგირებული ფოლადი ხასიათდება მცირე თბოგამტარობით და სწრაფი გახუება მასში ძაბვებს გამი.იწვევს. პირველი გახუება ხორციელდება ღუმელში ან მარლის აბაზანაში. ამის შემდეგ ხდება სწრაფი გახუება წოთობის ტემპერატურაზე—1280°-მდე. აი ინტერვალში ნელი გახუება ხელსაყრელი აღარ არის, რადგან შესაძლებელია ფოლადის

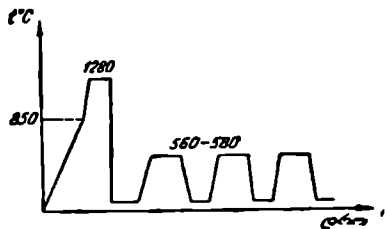


ნახ. 208. სწრაფმკრელი ფოლადის სტრუქტურები და თერმული დამუშავების რეჟიმის სქემა: ა—სხმული; ბ—ნ: კედი და მომწვარი; გ—ნაწოთობი; დ—წომეებული;

ინტენსიური წანგვა და ზედაპირის გაუნაზირობადიანება, ძაბვების წარმოქმნის საშიშროება კი აღარ არსებობს, რადგან მაღალი ტემპერატურის გამო ლითონი შედარებით პლასტიკურ მდგომარეობაში იმყოფება. მეორე გახუება ხორციელდება მარლის (BaCl₂) აბაზანაში. ზოგ შემთხვევაში გახუება სამ საფ.ხურად მიმდინარეობს.

წოთობის ასეთი მაღალი ტემპერატურა საჭიროა იმისათვის, რომ სპეციალური კარბიდების მაქსიმალური რაოდენობა გაიხსნას აუსტენიტ-

ში, მივიღოთ მაღალლევირებული აუსტენიტი, თუ კარბიდების დიდ რაოდენობა არ გაიხსნება, გვექნება მკირეღლევირებული აუსტენიტი და წრათობის შედეგად საჭირო ეფექტს არ მივიღებთ. გახურების პროცესში პირველად იხსნება ქრომის კარბიდები, რომლებიც მინიმალურ მდგრად იბით ხსნაა ჯდება. მეძღვე კი იხსნება ვოლფრამის და ვანადიუმის კაობადები. 1230° ტემპერატურაზე ქრომის და ვანადიუმის კარბიდები მთლიანად არის გახსნილი აუსტენიტში, ვოლფრამის კარბიდები კი ნაწილობრივ. გაუხსნელი ვოლფრამის კარბიდები, აუსტენიტის არეში წვრილი ნაწილაკების სახით დარჩენილი. განლაგდება აუსტენიტის მარცვლების საზღვრებში და აფერხებს ათ ზრდას თვით აუსტენიტი ძალიან მაღალლევირებულია, რაც გავლენას ახდენს ძემდგომ წრათობაზე. მაღალი ლევირების გამო აუსტენიტი ძალიან მდგრადია, ხისი იზოთერმული დაშლის „ესისმაგვარი“ მრუდები იარჯენივა დაძრული. ეს საშუალებას გვაძლევს წრათობა ვაწარმოოთ ხეთში.



ნახ. 228. ე-თერმული დამუშავების რეჟიმი.

ლევირებული აუსტენიტის მნიშვნელოვანი მდგრადობის გამო მარტენსიტული გარდაქმნის საწყისი ტემპერატურა M_{H} დაბლა იწევს და წრათობის შედეგ დიდი რაოდენობით (30%-მდე) გვაქვს ნარჩენი აუსტენიტი; 15%-მდე კარბიდებია და დანარჩენი მარტენსიტი. ამასთან, რაც უფრო მაღალი იყო წრათობის ტემპერატურა, მით მეტადაა ლევირებული აუსტენიტი, უფრო დაბალია M_{H} და მეტია ნარჩენის აუსტენიტი.

ცხადია, რომ ნარჩენი აუსტენიტის ასეთი დიდი რაოდენობა მკვეთრად ადაბლებს ფოლადის თვისებებს შესაძლებელ თვისებებთან შედარებით. კერძოდ, სისალე არის 60-62HRC, თბოგამტარობა შედარებით მცირეა, წითელქედებობა მცირეა და სხვ. წრათობის შემდეგ სწრაფმჭრელი ფოლადი განიცდის მაღალ მოშვებას 560-580° ზე, რომლის დროსაც მიწინარეობა მოშვებისათვის დამახასიათებელი გარდაქმნები, მხოლოდ კარბიდქექმენელი მალევირებელი ელემენტების არსებობის პირობებში.

მაშვეების დროს აუსტენიტიდან ნაწილობრივ ხდება გახსნილი კარბიდების გამოყოფა ძალიან წვრილი მარცვლების სახით. დარჩენილი აუსტენიტი უკვე მკირეღლევირებულია და გაცივების დროს ცოტა უფრო მაღალ M_{H} ტემპერატურაზე მარტენსიტში გადადის. ორივე ამ მოვლენის გამო ფოლადის სისალე მატულობს და 65HRC-ს აღწევს (ე. წ. მეორადი სისალე). აღწერილი პროცესი მოშვების ერთი ციკლის

დროს არ მთავრდება, ამიტომ მოშვებას ჩვეულებრივ სამჯერ აწარმოებენ უოველ ოპერაციაზე დაყოვნება ერთი საათია (აღსანიშნავია, რომ სწრაფ-მჭრელი ფოლადის მოშვების დროს პირველად, 200—300°-ზე გახურებისას ადგილი აქვს სისალის ვარდნას, რაც გამოწვეულია მარტენსიტის გარდაქმნებით, შემდეგ კი იწყება სისალის მატება, რომელიც გრძელდება 560—580°-მდე).

ცხადია, რომ ასეთი დამუშავების შემდეგ სწრაფმჭრელ ფოლადში გარკვეული რაოდენობით ნარჩენი აუსტენიტი მაინც რჩება, რადგან ამ აუსტენიტის გარდაქმნის საბოლოო ტემპერატურა M_{12} 0°-ზე დაბლაა. ამიტომ, უკანასკნელ ხანებში, კიდევ უფრო მაღალი სისალის მისაღებად, სწრაფმჭრელი ფოლადის დამუშავება ხდება სიცივით (—80°)-ზე. ამ დროს ნარჩენი აუსტენიტი განიცდის მაქსიმალურ გარდაქმნას მარტენსიტად და სისალე მატულობს.

სწრაფმჭრელი ფოლადის თვისებათა კიდევ მეტად გადიდებისათვის მიმართავენ სწრაფმჭრელი ფოლადის მზა საჭრელი იარაღის დაბალტემპერატურულ ციანირებას 20—40 წუთის განმავლობაში. მიიღება რამდენიმე მიკრონის სისქის ციანირებული შრე, რომელიც მკვეთრად აღი-
დებს იარაღის ცვეთამდებობას. იგივე დანიშნულებით მიმართავენ აგრეთვე სულფიდირებას (450—550°, 1—3 სთ), წყლის ორთქლში დამუშავებას (300—350°, 0,5—1,0 სთ) და სხვ.

როგორც ზემოაღწერილიდან ჩანს, სწრაფმჭრელი ფოლადი მიეკუთვნება კარბიდული კლასის სპეციალურ ფოლადებს; მისი მაღალი მჭრელი თვისებები ძირითადად გაპირობებულია მალეგირებელი ელემენტების და, კერძოდ, კარბიდების არსებობით. ტიპური სწრაფმჭრელი ფოლადის ძირითადი შემცველი ელემენტია ვოლფრამი, მაგრამ ვოლფრამი შედარებით ძვირი მალეგირებელი ელემენტია, ამიტომ ცდილობენ მის შეცვლას სხვა ელემენტებით. ამ პრინციპზე გამომუშავებულია სწრაფმჭრელი ფოლადის მრავალი შემცველი. ყველა ისინი უფრო იაფია, მაგრამ რამდენადმე შემცირებული თვისებებით ხასიათდება. შემცველებიდან ყველაზე კარგი თვისებები აქვს P9 მარკის სწრაფმჭრელ ფოლადს, რომელიც P18-ის პარალელურად გამოიყენება. ამავე დროს შეიქმნა სწრაფმჭრელი ფოლადების ახალი მარკები—კობალტისანი და ვანადიუმისანი. ორივე ამ ელემენტის გავლენით იზრდება სწრაფმჭრელი ფოლადის სისალე 66—67 HRC-მდე, წითელმდებობა 650°-მდე და საერთო მწარმოებლობა 45-ე ცხრილში მოცემულია ამჟამად გამოყენებული სწრაფმჭრელი ფოლადების მარკები და ჰიმეური შედგენილობა, ხოლო 46-ე ცხრილში—თერმული დამუშავების რეჟიმები.

სწრაფმჭრელი ფოლადისაგან მჭრელი იარაღის დამზადება უმეტესად ხდება ქედვით, თუმცა აწარმოებენ აგრეთვე მის ჩამოსხმას ე. წ. პრეციზიული ხერხით, ცვილის გამოსადნობი მოდელებით, რაც საკმაოდ კარგ შედეგებს იძლევა.

საჭრელი იარაღი მთლიანად სწრაფმჭრელი ფოლადისაგან იშვიათად მზადდება მისი სიძვირის გამო. ჩვეულებრივად სწრაფმჭრელი ფოლადისგან დამზადებულია მხოლოდ საიუშაო ნაწილი, რომელსაც მ.ი.ე. თხოვება შესაბამისი თვისებები, ტანი კი ნახშირბადიანი ფოლადისაა (ფოლადი 40, 45).

ცხრილი 45

სწრაფმჭრელი ფოლადი

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %				
	C	Cr	W	V	Co
P18	0,7—0,8	3,8—4,4	17,5—19,0	1,0—1,4	—
P9	0,35—0,95	3,8—4,4	8,5—10,0	2,0—2,6	—
P9K5	1,4—1,5	3,8—4,4	9,0—10,5	4,3—5,1	—
P14K4	1,2—1,3	4,0—4,6	1,0—1,5	3,4—4,1	—
P10K2	0,85—0,95	3,4—4,4	17,5—19,0	1,8—2,4	—
P9K5	0,9—1,0	3,8—4,4	9,0—10,5	2,0—2,4	5,0—6,0
P9K10	0,9—1,0	3,8—4,4	1,0—10,5	2,0—2,6	9,5—10,5
P10K5K5	1,35—1,55	4,0—4,6	10,0—11,5	4,3—5,1	5,0—6,0
P18K5K2	0,85—0,95	3,8—4,4	17,5—19,0	1,8—2,4	5,0—6,0

ცხრილი 46

სწრაფმჭრელი ფოლადის თერმული დამუშავება და სისალე

ფოლადის მარკა	წითობა			მოშვება	
	გახურების °C	მაცივებელი არე	სისალე HRC	გახურების °C	სისალე HRC
P18	1280—1300	ზეთი	62—64	540—580	≥62
P9	1230—1250	"	61—63	540—580	≥62
P9K5	12,0—1250	"	62—64	575—585	64—66
P14K4	1250—1270	"	62—64	575—585	65—66
P10K2	1260—1300	"	61—65	575—585	6—66
P9K5	1230—1250	"	62—64	575—585	65—66
P9K10	1200—1250	"	62—64	575—585	65—66
P10K5K5	1230—1250	"	62—64	575—585	65—67
P18K5K2	1280—1300	"	63—65	575—585	64—66

შენიშვნა: მოშვება, როგორც წესი, ყველა შემთხვევაში სამჯერადაა.

საჭრისების წარმოებისას სწრაფმჭრელი ფოლადისაგან დამზადებულია ფირფიტები, რომლებიც დადულდება ნახშირბადიანი ფოლადის ტანზე. ფირფიტის დასადულებლად გამოიყენება სათანადო ფხვნილები, ძირითადად ფერომანგანუმი ბორაკით. ძირითადი შემაერთებელი აქ არის ფერომანგანუმის ფხვნილი, ბორაკი კი მდნობის როლშია. მანგანუმს უხსნება რა რაინაში, წარმოქმნის მჭიდრო კავშირს ფირფიტასა და საჭრისის ტანს შორის. ფირფიტის დადულების დროს გახურება ხდება 1280—1300° მდე და შეიძლება უშუალოდ ამ გახურებიდან წითობა. თერმული დამუშავების რეჟიმში ისეთია, როგორიც აღწერილი იყო ზემოთ.

სხვა სახის საჭრელი იარაღის წარმოებისას (ბურღები, ფრეზები, საფარები, შიგსაღრებები) სწრაფმჭრელი ფოლადისაგან მზადდება შეთელი სამუშაო ნაწილი და შემდეგ იგი შედურდება ბოლოვანასთან.

4. სალი შენადნობები

სწრაფმჭრელი ფოლადის წითელმედგობა 600° თანამედროვე მაღალი ჭრის რეჟიმებისათვის ყოველთვის არ არის დამაკმაყოფილებელი, ამიტომ სულ უფრო ხიარად მიიართავენ ე. წ. სალ შენადნობებს.

სალი შენადნობები ძირითადად ორი სახისაა—სხმული და ლითონკერამიკული (ფხვნილებისაგან დამზადებული). სხმული სალი შენადნობებია სტელიტი და სორმაიტი, მათ საჭრელი იარაღისათვის თითქმის არ იყენებენ, ერთი მხრივ დიდი სიმყიფისა და მეორე მხრივ კი სიძვირის გამო.

საჭრელი იარაღისათვის ფართოდ იყენებენ ლითონკერამიკულ შენადნობებს, რომლებიც მაღალმდგრადი კარბიდების ფხვნილების შეცხობით იიღება.

კარბიდების ფხვნილების დაწნეხვით მაღალი წნევის პირობებში (5000 ატ) ხდება საჭირო მოყვანილობის ფირფიტების დამზადება. ეს ფირფიტები შემდეგ ხურდება 1500–2000° ტემპერატურამდე. ამ დროს წარმოებს კარბიდების ნაწილაკების შეცხობა, მიიღება მაღალი სიმტკიცის შენადნობი.

შეცხობისათვის ძირითადად გამოიყენება ვოლფრამის და ტიტანის კარბიდები. კარბიდების შეაკავშირებელ ბლანტ მასალად გამოიყენება კობალტი.

შედგენილობის მიხედვით სალი შენადნობები ორი ტიპისაა—ერთკარბიდიანი და ორკარბიდიანი.

ერთკარბიდიანი შენადნობები წარმოადგენს ვოლფრამის კარბიდს, რომლის ნაწილაკები შეკავშირებულია კობალტით. ასეთი შენადნობების მარკები აღინიშნება BK-თი, მაგალითად, BK3, BK6, BK8, BK10, BK15, სადაც B ნიშნავს ვოლფრამის კარბიდებს, K—კობალტს და რიცხვი K ს შემდეგ გვიჩვენებს კობალტის რაოდენობას (დანარჩენი ვოლფრამის კარბიდი).

ორკარბიდიანი სალი შენადნობები შეიცავს ტიტანის კარბიდს, ვოლფრამის კარბიდს და კობალტს; მარკები აღინიშნება TK-თი, მაგალითად, T5K10, T15K6, T30K4, სადაც T ნიშნავს ტიტანის კარბიდს და რიცხვი მის შემდეგ გვიჩვენებს ამ კარბიდის რაოდენობას. K ნიშნავს კობალტს და რიცხვი K-ს შემდეგ გვიჩვენებს კობალტის რაოდენობას; დანარჩენი ვოლფრამის კარბიდი (ე. წ. პობედიტის ტიპის შენადნობები).

სალი ლითონკერამიკული შენადნობების სისალე 90HRC-ს აღწევს, წითელმედგობა კი 1000—1200°-ია. მაგრამ სალ ლითონკერამიკულ შე-

წადნობებს გააჩნიათ მნიშვნელოვანი ნაკლიც—სიმყიფე; ეს აფერხებს მათ გამოყენებას ისეთი რეჟიმებით ჭრის დროს, რომელთაც თან ახლავს დარტყმითი დატვირთვები. ცხადია, რომ, რაც უფრო ბევრია შენადნობში კობალტი, მით უფრო ნაკლებია მისი სისალე და მეტია სიბლანტე. ეს უნდა იქნეს მიღებული მხედველობაში ამა თუ იმ რეჟიმით მუშაობისათვის სალი შენადნობების შერჩევის დროს.

როგორც ვთქვით, სალი შენადნობები მზადდება გარკვეული ფორმის ფირფიტების სახით. ეს ფირფიტები შემდეგ მაგრდება ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადის იარაღის მჭრელ ნაწილზე. ფირფიტების დამაგრება შეიძლება სხვადასხვა ხერხით. ჩვეულებრივად დამაგრებას ახდენენ სპილენძის მინარჩილით. ამის შემდეგ იარაღს მხოლოდ ალესავენ სახებ ქვაზე.

ამჟამად ლითონტერამიკული სალი შენადნობები ძალიან ფართოდ არის გავრცელებული მანქანათმშენებლობაში და წარმოადგენს პროგრესიული ჭრის რეჟიმების გამოყენების ძირითად საფუძველს.

§ 64. განსაკუთრებული თვისებების მქონე ფოლადები და შენადნობები

მთელ რიგ შემთხვევებში მანქანათა და ხელსაწყოთა ნაწილებს მოეთხოვება რაიმე განსაკუთრებული ფიზიკური ან ქიმიური თვისებები. მათ მისაღებად მიმართავენ სხვადასხვა კლასის ლეგირებულ ფოლადებს, ან რაიმე სხვა შენადნობებს.

გაეარჩიოთ ზოგიერთი მათგანი.

1. უჟანგავი ფოლადები

გარეშე არის ქიმიური ზეკავლენით ლითონების დიდი უმრავლესობა განიცდის რღვევას, რომელსაც კოროზია ეწოდება. კოროზიისაგან ლითონების დაცვა არც თუ ადვილი საქმეა, ამიტომ დღეისათვის ლითონების ძალიან დიდი რაოდენობა ხმარებიდან გამოდის კოროზიის გამო. უადრესად მიახლოებითი სტატისტიკური ცნობები გვაფიქრებინებს, რომ მსოფლიოში წელიწადში 10-დან 2-მდე მილიონი ტონა ლითონი იკარგება კოროზიის გამო. ასეთი დიდი დანაკარგები, რასაკვირველია, გვაიძულებს გამოვიშვათ კოროზიისაგან ლითონების დაცვის ხერხები.

ლითონთა დაცვა კოროზიისაგან მრავალი მეთოდით შეიძლება, მათგან ყველაზე გავრცელებული შეიძლება:

1. ლითონთა გალვანური დაფარვა სხვა, უჟანგავი ლითონით. ასეთი დაფარვის შედეგად ძირითადი ლითონი სრულიად უცვლელი რჩება და მას ზემოდან, ელექტროლიზური გზით დაეფარება მეორე ლითონი. ასეთია, მაგალითად, მონიკვლება, მოთუთობა და სხვ.

2. ლითონთა დაფარვა სხვა ლითონებით, მათში ამოვლების საშუალებით (მოკალვა, ცხელი მოათუთიება), პულვერიზაციის საშუალებით (მოკალვა, მათუთიება, მოსპილენქება და სხვ.).

3. ლითონთა დაფარვა სხვა ლითონის თხელი ფურცლით, წნევით დამუშავების პროცესში — პლაკირება, მაგალითად, დურალუმინის დაფარვა ალუმინის თხელი ფურცლით.

4. ოქსიდირება ანუ პასივირება — ლითონის დაფარვა ენგველთა თხელი მტკიცე ფურჩით, რომელიც აფერხებს შემდგომ ენგველს. ასეთია, მაგალითად, ფოლადის მოსეკადება, რომელიც ხორციელდება გამდნარი მარილის აბაზანებში.

5. ლითონთა დაფარვა საღებავით, ლაქით ან მინანქრით და სხვ. როგორც ვხედავთ, ყველა შემთხვევაში ადგილი აქვს ძირითადი ლითონის დაფარვას სხვა ლითონით ან მასალით, ძაგრამ რიც შექთხვევებში ლითონთა დაცვის ასეთი ხერხი გამოუსადეგარია და ნაკეთობანი დამზადებული უნდა იყოს უშუალოდ უქანგავი შენადნობებისაგან.

უქანგავი ფოლადების შექმნისათვის, უპირველეს ყოვლისა, უნდა ვიცნობდეთ თვით ენგველს (კოროზიის) ბუნებას.

ა, ლითონთა კოროზია

ზოგადად შეიძლება ითქვას, რომ ლითონთა კოროზია ორგვარია — ქიმიური და ელექტროქიმიური.

ქიმიური კოროზია ეწოდება ისეთ კოროზიას, რომელსაც თან არ ახლავს ელექტროდენის წარმოქმნა. იგი ძირითადად გამოწვეულია გარემოს ქიმიური ურთიერთობით ლითონთან. ჩვეულებრივად ქიმიური კოროზია მდგომარეობს ლითონის შეერთებაში ენგვბადთან, რის შედეგადაც ლითონის ზედაპირზე წარმოიქმნება და თანდათან სქელდება ენგვეულების ფურჩი. ზოგიერთი ლითონი იძლევა ენგვეულების მდგრად ფურჩს, რომელიც ეფინება ლითონის ზედაპირს და აფერხებს გარემოს ენგვბადის კორტაქტს ლითონთან. მაშინ ენგველს პროცესი წყდება. ამგვარად ლითონები, რომლებიც წარმოქმნიან ენგვეულების მტკიცე ფურჩს (ალუმინი, ქრომი), ენგველისადმი მაღალი წინაღობით ხასიათდება.

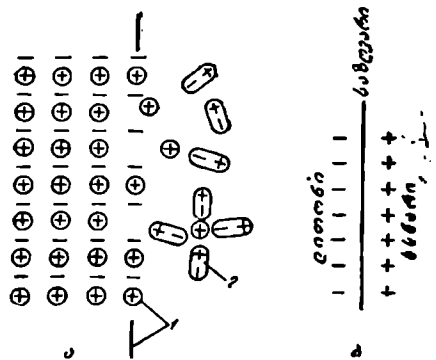
ელექტროქიმიური კოროზია ეწოდება კოროზიის ისეთ სახეს, რომელსაც თან ახლავს ელექტროდენის წარმოქმნა. უნდა აღინიშნოს, რომ ლითონების ექსპლოატაციაში უფრო ხშირად ვხვდებით ელექტროქიმიურ კოროზიას.

ელექტროქიმიური კოროზიის ძირითადი საფუძვლები მდგომარეობს შემდეგში.

თუ ლითონს ჩაუშვებთ წყალში ან რაიმე წყალხსნარში, ლითონსა და ხსნარს შორის იწყება გარკვეული ურთიერთობა. კერძოდ, ლითონის ზედაპირთან ახლო მყოფი დაღებთი იონები (კათიონები); რომლებიც

კრისტალურ გისოსში გარშემორტყმულია ელექტრონული აირით, იწყებენ ლითონიდან მოწყვეტას და ხსნარში გადასვლას. ასეთი მოწყვეტისათვის, რასაკვირველია, უნდა შესრულდეს გარკვეული მუშაობა, რასაც ხელს უწყობს ის, რომ წყალში მოლეკულები დიპოლების სახითაა (ნახ. 209). ეს დიპოლები განლაგდება ისე, რომ მათი უარყოფითი პოლუსები გარს ერტყვიან ლითონიდან მოწყვეტილ დადებით იონს და იჭერენ მას. ლითონის დადებითი იონების (კათიონება) ხსნარში გადასვლის მომენტიდან ლითონის ზედაპირი ხასიათდება ქარბი უარყოფითი მუხტით, ლითონის ზედაპირთან მიქდებარე ხსნარი კი ქარბი დადებითი მუხტით (ნახ. 209, მარჯვენა),

ე. ი. მათ შორის ადგილი აქვს პოტენციალთა სხვაობას, რომელიც არსებითად გვიჩვენებს ლითონის ალბელ ხსნარში გახსნის უნარს. მას ელექტროდული პოტენციალი ეწოდება. ყოველ ლითონს რაიმე ალბელ ხსნარში ახასიათებს გარკვეული ელექტროდული პოტენციალი, რომლის მიღწევის შემდეგ კათიონების გადასვლა ხსნარში წყდება (სინამდვილეში აქ ადგილი აქვს დინამიკურ წონასწორობას, ე. ი. კათიონების



ნახ. 209. ელექტროქიმიური კოროზიის სქემა: 1—ლითონის ზედაპირი; 2—წყლის დიპოლები.

გადასვლა ხსნარში გრძელდება, მაგრამ ელექტრონების ექვივალენტური რაოდენობა გადადის ხსნარიდან ლითონზე ისე, რომ პოტენციალთა სხვაობა საზღვარზე მუდმივი რჩება).

ელექტროდულ პოტენციალს, რომელიც წარმოიქმნება ლითონსა და მისი მარილის ნორმალურ ხსნარს შორის, ნორმალური ელექტროდული პოტენციალი ეწოდება.

სხვადასხვა ლითონის ნორმალური ელექტროდული პოტენციალის განსაზღვრა ხდება წყალბადის ნორმალურ პოტენციალთან შედარებით, რომელიც პირობით მიღებულია ნულის ტოლად. ამგვარად მიიღება შემდეგი რიგი:

კალიუმი — 2,92	მაგნიუმი — 1,55
კალციუმი — 2,76	ალუმინი — 1,33
ნატრიუმი — 2,71	მანგანუმი — 1,10

თუთია	-0,76	წყალბადი	$\pm 0,00$
ქრომი	-0,56	ანთიმონი	+0,20
რკინა	-0,44	ბისმუტი	+0,23
კობალტი	-0,27	სპილენძი	+0,344
ნიკელი	-0,23	სინდიცი	+0,799
კალა	-0,14	ვერცხლი	+0,798
ტყვია	-0,13	ოქრო	+1,29

რაც უფრო უარყოფითია პოტენციალი, მით უფრო მეტი კათიონები უნდა გადავიდეს ხსნარში წონასწოების დამყარებამდე, ე. ი. მით უფრო მეტად ხდება ლითონის გახსნა არეში. ამგვარად, წყალბადის ზემოთ მოთავსებული ლითონები გაიხსნება მით მეტად, რაც უფრო დიდია მათი უარყოფითი პოტენციალი და პირობით, წყალბადის ქვემოთ მოთავსებული ლითონები ხსნარებში ძალიან სუსტად იხსნებიან და პრაქტიკულად მათი კოროზია არ ხდება.

ორი ლითონის (ან შენადნობში ორი ფაზის) კონტაქტში მუშაობის დროს ერთი ლითონი კათოდის როლში გამოდის, მეორე კი ანოდის როლში.

ანოდიდან დადებითი იონების ხსნარში გადასვლის გამო ელექტრონები თავისუფლდებიან და ისინი განიცდიან დენას კათოდისა და ანოდის მიმართ. ამგვარად, განუწყვეტლივ გრძელდება ანოდის გახსნა არეში, ე. ი. მისი კოროზია. თქმულიდან გამომდინარე, ელექტროქიმიური კოროზიისაგან ლითონების დაცვის ერთ-ერთ მთავარ ხერხს წარმოადგენს შენადნობების ერთგვაროვნობის შექმნა (ერთფაზა შენადნობები).

ბ. უჯანგავი ფოლადები

ფოლადის უჯანგაობას ძირითადად აღწევენ ორი გზით:

1. ფოლადის ზედაპირზე ქანგეულების ძალიან მტკიცე ფურჩის წარმოქმნით, რომელიც იზოლაციის როლს ასრულებს ფოლადის ზედაპირსა და დამყანველ არეს შორის.

2. ფოლადის სტრუქტურის მაქსიმალური ერთგვარობით, რაც ელექტროქიმიური კოროზიის შესაძლებლობას მკვეთრად ამცირებს.

ამეხად გავრცელებულია ორი სახის უჯანგავი ფოლადები—ქრომიანი და ქრომიანი ფოლადი.

ქრომიანი უჯანგავი ფოლადი ლეგირებულია მხოლოდ ქრომით. ქრომი ფოლადის ზედაპირზე იძლევა Cr_2O_3 ქანგეულის ძალიან თხელ, მაგრამ მტკიცე ფენას, რითაც ღერხდება შემდგომი კოროზია, ანუ ხდება ლითონის პასივირება. ამავ დროს ქრომის გველენით, როცა მისი რაოდენობა 12%-ზე მეტია, რკინის უარყოფითი ელექტროდული

პოტენციური დადებითად იქცევა, სწორედ აქედან გამომდინარეობს ქრომის უდიდესი როლი უჯანგავი ფოლადების შექმნაში. ქრომიანი უჯანგავი ფოლადები მრავალი დანიზნულებისათვის გამოიყენება, ამიტომ ისინი მზადდება სხვადასხვა ქიმიური შედგენილობით. ძირითადი მარკები წარმოდგენილია 47-ე ცხრილში. ქრომიანი ფოლადები 0X13, 1X13, 2X13, 3X13 და 4X13, როგორც ვხედავთ, ყველა შეიცავს 12—14% ქრომს, მაგრამ ერთმანეთისაგან განსხვავდებიან ნახშირბადის რაოდენობით. რაკ უფრო მეტია უჯანგავ ფოლადში ნახშირბადი, მით უფრო მაღალი მექანიკური თვისებები მიიღება, მაგრამ უჯანგაობა მცირდება. ყველა ეს ფოლადი გამოიყენება თერმული დამუშავების შემდეგ, რომელიც მდგომარეობს წრთობასა და მოშეებაში. წრთობის ტემპერატურა 1000—1100°-ია, მოშეების ტემპერატურა სხვადასხვაა.

ფოლადი 0X13, 1X13, 2X13 გამოიყენება ნაწრთობ და მაღალპოშვებულ მდგომარეობაში, მოშეების ტემპერატურა 600—700°. ეს ფოლადები მაღალპლასტიკურია, ამიტომ მათგან მზადდება წნეით დასაძლავებელი დეტალები; მათ ახასიათებთ კარგი შედუღებადობა. გამოიყენება ორთქლის ტურბინების ფრთების, ნაეთობის გადასაწეველები აპარატურის დეტალებისა და სხვათა დასამზადებლად. ექსპლოატაციის დროს კარგად უძლებს დარტყმით დატვირთვებს.

ფოლადი 3X13, 4X13, როგორც ცხრილიდან ჩანს, მარტენსიტული კლასისაა. ნახშირბადის გადიღებული რაოდენობის გამო უპირატესად გამოიყენება ნაწრთობ და დაბალმოშვებულ მდგომარეობაში (მოშეების ტემპერატურა 250°). მათ ახასიათებს მაღალი სისალე (50 HRC) და გადიღებული სიმტკიცე. გამოიყენება საკრელი, საზომი, ქიურგიული იარაღის, სამართებლების, დანების, ზამბაზების და სხვათა დასამზადებლად, რომელთაც თავის ძირითად თვისებებთან ერთად შოთხობევა უჯანგაობა.

ქრომიანი უჯანგავ ფოლადებს ეკუთვნის აგრეთვე X17 და X28 (შესაბამისად ქრომის 17 და 28%-ის შემცველობით). ქრომის ასეთი დიდ რაოდენობისა და ნახშირბადის უმნიშვნელო შემცველობის გამო ეს ფოლადები მიეკუთვნება ფერიტულ კლასს და ხასიათდება ერთგვაროვანი ფერიტული სტრუქტურით. თეომულ დამუშავებას არ ექვემდებარება; აქვს დაბალი სისალე და სიმტკიცე და ძალიან მაღალი უჯანგაობა ატმოსფეროში, წყალში, ზევე არეებში (მაგალითად, აზოტმევაში და სხვ.), ამიტომ ხშირად გამოიყენება როგორც შეავაგამძლე, ქიურგი აპარატურის დასამზადებლად. იგივე ფოლადი გამოიყენება როგორც მხურვალე დეგი.

ქრომნიკელიანი უჟანგავი ფოლადები ლეგირებულია ქრომით და ნიკელით. ნიკელი ძალიან მაღალი უჟანგაობით ხასიათდება. რკინასთან შედნობისას იგი აუმჯობესებს რკინის ჟანგვის წინაღობას, მაგრამ განსაკუთრებით დადებით თვისებებს იჩენს იგი მაღალქრომიან ფოლადში, როგორც უჟანგავია როგორც ატმოსფერულ, წყლის არეში, ისე აგრესიულ ტუტე და ხევა არეებში.

ქრომნიკელიანი უჟანგავი ფოლადების ტიპური წარმომადგენლებია X18H9 და X18H9T (ცხრილი 47). ქრომნიკელიანი ფოლადი გამოი-

ცხრილი 47

ქრომიანი და ქრომნიკელიანი უჟანგავი ფოლადი

ფოლადის მარკა	ს. ქ. რხნო აღნიშვნა	ქიმიური შედგენილობა, %			კლასი
		C	Cr	Ni	
ქრომიანი					
0X13	ЭЖ0	<0,08	11—13		ფერიტული
1X13	ЭЖ1	<0,14	12—14		ნახევრად ფერიტული
2X13	ЭЖ2	0,14—0,24	12—14		მარტენაიტული
3X13	ЭЖ3	0,25—0,34	12—14		"
4X13	ЭЖ4	0,37—0,45	12—14		"
X17		<0,12	6—8		ფერიტული
X28		<0,15	27—30		"
ქრომნიკელიანი					
X18H9	ЭЖ1	<0,12	17—19	8—10	აუსტენიტური
X18H9T	ЭЖ1Т	<0,12	17—19	8—10; 0,5—0,5Ti	"
2X18H9	ЭЖ2	0,15—0,25	17—19	8—10	"

ყენება თერმული დამუშავების შემდეგ. 1100° ტემპერატურიდან წითლობა X18H9 ფოლადში იძლევა ერთგვაროვან აუსტენიტურ სტრუქტურას, რომელიც ძალიან მაღალი უჟანგაობით ხასიათდება. მაგრამ ამ ფოლადს გააჩნია ის ნაკლი, რომ მაღალ ტემპერატურაზე (600—700°-ზე) გადაჯერებული აუსტენიტიდან იწყება ქრომის გამოყოფა და რადგან ნახშირბადის დაქერა სასურველ დაბალ დონეზე (0,06%) ძალიან ძნელია და პრაქტიკულად ნახშირბადის რაოდენობა აქ 0,12%-ს აღწევს, აუსტენიტის მარცვლებს შორის იწყება ქრომის კარბიდების წვრილი მარცვლების გამოყოფა. ეს არღვევს სტრუქტურის ერთგვარობას, ანუ უჟანგაობის ერთ-ერთ მთავარ პირობას. იწყება ფოლადის ინტერკრისტალური (მარცვალთშორისი) ანუ მარცვლების საზღვრების გასწვრივ კოროზია. ალწერილი მოვლენის თავიდან ასაცილებლად ფოლადში 0,5—0,8%

რაოდენობით შეაქვთ ძლიერი კარბიდშემქმნელი ელემენტი Ti, რომელიც აკავშირებს ფოლადში ჰყოფ მთელ ნახშირბადს. ქრომის კარბიდების გამოყოფა აღარ ხდება და ფოლადის უქანგაობა მკვეთრად იზრდება. იგივე დანიშნულებით უკანასკნელ ხანებში მიმართავენ ნიობიუმს 1—1,5% რაოდენობით.

აუსტენიტური კლასის უქანგავი ფოლადები ხასიათდება მაღალი პლასტიკურობით, აქედან გამომდინარე კარგი ტექნოლოგიური თვისებებით, კერძოდ, კარგად იგლინება. ადვილად განიცდის ღრმა გამოჭიმვას, კარგად ღებულობს ზუსტ პროფილს, კარგად შედუღდება და სხვ. გარდა ამისა, ამ ფოლადებს ახასიათებს საკმაოდ კარგი სიმტკიცე ($\sigma_b = 60—70$ კგ/სმ²; $\delta = 45—60\%$). ცივად წნევით დამუშავების შემდეგ ცივჭედვის გამო სიმტკიცე კიდევ იზრდება და შეიძლება 100 კგ/სმ² მიაღწიოს. ქრომნიკელიან უქანგავ ფოლადებს იყენებენ აგრეთვე ნახშირბადის შემცირებული ან გადიდებული რაოდენობით. ნახშირბადის შემცირებული რაოდენობით გამოიყენება 0X18H9 ($C < 0,08\%$), რომელიც მაქსიმალური უქანგაობით და პლასტიკურობით ხასიათდება; შედარებით იშვიათად გამოიყენება ფოლადი 2X18H9 ($0,15—0,25\% C$), რომელიც ხასიათდება გადიდებული სიმტკიცის მაჩვენებლებით, მაგრამ შემცირებული უქანგაობით.

გარდა ზემოხსენებულისა, არსებობს აგრეთვე სხვა მარკების უფრო რთულლეკირებული უქანგავი და მკვავამძლე ფოლადები, მაგალითად X18H10T, 0X18H12T, 0X18H12B, 0X17H18M2T, 0X23H28M3D3T და სხვ.

2. მხურვალმდევი და მხურვალმტკიცე ფოლადები

განვითარების თანამედროვე ეტაპზე ტექნიკის რიგ დარგებში მანქანათა ნაწილებს მუშაობა უხდებათ მაღალი ტემპერატურებისა და წნევების პირობებში, ასე. მაგალითად. ნძლავრი შიგაწვევის ძრავები და ორთქლის ტურბინები, ორთქლის ქვაბები და სხვა დანადგარები მოითხოვენ 600°-ზე მომუშავე მანქანათა ნაწილებს. რეაქტიულ ძრავებში და აირტურბინულ ძრავებში ზოგიერთი ნაწილები 1000—1200°-ზე მუშაობს. მაღალ ტემპერატურებთან და წნევებთან არის დაკავშირებული აგრეთვე ატომური ენერგეტიკა, რაკეტული ტექნიკა და სხვ.

ამასთან დაკავშირებით ისმება მხურვალმდევეობისა და მხურვალმტკიცეობის საკითხი.

ა. მხურვალმდევეობა

მხურვალმდევეობა ანუ ხენჯმდევეობა ეწოდება ლითონების ეანგვისადმი წინალობას მაღალ ტემპერატურაზე.

როგორც ვიცით, ლითონები ხასიათდებიან ეანგბადის მიმართ ამა

თუ იმ ნათესაობით, რაც აპირობებს შათი ზედაპირის ქანგვას. დაბალ ტემპერატურაზე ქანგვა შედარებით ნელა ხდება, რაც აიხსნება შემდეგი მოსაზრებით. ლითონის ზედაპირზე ქანგეულის პირველი ფენის წარმოქმნის შემდეგ ქანგვის პროცესის შემდგომი გაგრძელებისათვის საჭიროა ქანგბადის შექრა ლითონის მიერთებით, ან პირიქით, ლითონის ატომების გამოსვლა ქანგეულის გარეთა შრეში. ორივე შემთხვევაში უნდა მოხდეს ატომების დიფუზია, დიფუზია კი დაბალ ტემპერატურაზე შედარებით ძნელად მიმდინარეობს. ძდგომარეობა მკვეთრად იცვლება, როდესაც ლითონის ექსპლოატაცია მაღალი ტემპერატურის პირობებში ხდება. ამ დროს დიფუზია გაცილებით უფრო გაადვილებულია და ქანგვაც ინტენსიურად მდინარეობს.

აღნიშნულის გამო, ლითონების მხურვალმედდგობის (ხენჯმედდგობის) მიღწევა მხოლოდ განსაკუთრებული ზოძებით შეიძლება. ეს ზოძები ძირითადად გამოიხატება იმაში, რომ ცდილობენ ლითონის ზედაპირზე შექანან ქანგეულების განსაკუთრებით მტკიცე ფურჩი, ამასთან ისეთი აგეაულებით, რომელიც აძნელებს ლითონის ატომების დიფუზიას შიგნიდან დამქანგველი არისაკენ. მაგალითად, ფოლადისათვის ასეთი ქანგეულებია ქრომის, ალუმინისა და სილიციუმის ქანგეულები, რომლებშიც გახსნილია რკინა: $(Cr, Fe)_2O_3$, $(Al, Fe)_2O_3$ და სხვ. ეს ქანგეულები მკვეთრად ადიდებენ ფოლადის მხურვალმედდგობას; რაც მეტია ფოლადში ქრომის, ალუმინის, სილიციუმის რაოდენობა, მით მეტია მისი მხურვალმედდგობა.

ბ. მხურვალსიმტკიცე

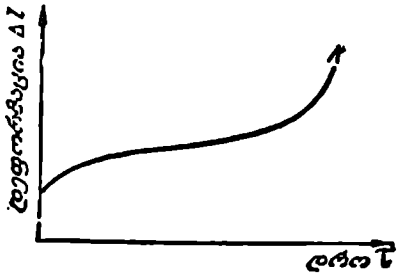
მაღალი ტემპერატურის პირობებში მომუშავე მანქანათა ნაწილებზე უმრავლეს შემთხვევაში მოქმედებს გარკვეული ძაბვები, ამიტომ ლითონებს, გარდა მხურვალმედდგობისა, მოეთხოვება აგრეთვე მხურვალსიმტკიცე (სიმტკიცე მაღალი ტემპერატურის პირობებში).

უნდა აღინიშნოს, რომ ლითონის თვისებები მაღალი ტემპერატურების პირობებში მკვეთრად განსხვავდება მისი ჩვეულებრივი თვისებებისაგან. ასე, მაგალითად, ოთახის ტემპერატურაზე ლითონის სიატკიცე თითქმის არ არის დამოკიდებული ძაბვის მოქმედების ხანგრძლიობაზე და ნებისმიერად ხანგრძლივი დატვირთვის პირობებში ერთ დონეზე რჩება, მაგრამ, როგორც კი მოხდება საექსპლოატაციო ტემპერატურის გაზრდა, საგრძნობი ხდება დატვირთვის ხანგრძლიობის გავლენა.

ღარვირთვის მოქმედების დროის გავლენა გამოიხატება იმით, რომ გარკვეული დროის შემდეგ მუდმივი დატვირთვის პირობებში პირვანდელი დეფორმაციის შედეგ იწყება დამატებითი დეფორმაცია, ანუ მიმდინარეობს დეფორმაცია დროში, რასაც ცოცვადობა ეწოდება. ასეთი დეფორმაციის შედეგად ლითონის სიმტკიცის ზღვართან შედარებით გაცი-

ლებით უფრო დაბალი ძაბვების პირობებში ხდება ლითონის რღვევა-
 აღნიშნული მოვლენა აუცილებლად უნდა იქნეს მიღებული ნხედვე-
 ლობაში, რისთვისაც სწავლობენ ლითონის დეფორმაციას დროში (ნახ.
 210). როგორც ვხედავთ, ძალის მოდებისას ნიმუშის საწყისი დეფორმა-
 ცია ხდება მოკლე დროში (დრეკადი და პლასტიკური დეფორმაცია).
 შემდეგ კი იწყება დეფორმაცია დროში, რომელიც სხვადასხვა უბანზე
 სხვადასხვა სიჩქარით ვითარდება და რღვევის წინა პერიოდში დეფორ-
 მაციის სიჩქარე მაქსიმალურია (რასაც მრუდის დახრის კუთხის ტანგენსი
 გვიჩვენებს); K წერტილში ლითონი განიცდის რღვევას.

ცოცვადობის არსებობას ხსნიან იმით, რომ, თუ ჩვეულებრივ ტემ-
 პერატურაზე პლასტიკურ დეფორმაციას თან ახლავს განტკიცება, მაღალ-
 ტემპერატურაზე რეკრისტალიზაციის მოვლენის გამო უკიდურესობას
 ადგილი აღარ აქვს და ლითონი იწყებს ინტენსიურ
 დეფორმაციას ძალის გაუზრ-
 დელად (ცოცვა).



ნახ. 210. დეფორმაციის დამოკიდებულება
 დროზე.

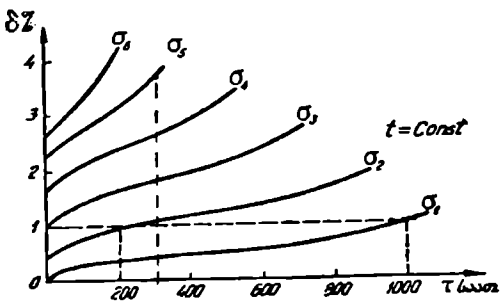
ამგვარად, ცოცვას ადგი-
 ლი აქვს მაშინ, როდესაც ლი-
 თონის სამუშაო ტემპერატურა
 აღემატება მის რეკრისტალიზა-
 ციის ზღვარს. ცოცვადობის

მოვლენის შემცირება შეიძლება სხვადასხვა გზით. მაგალითად, თუ გავ-
 ზრდით ლითონის რეკრისტალიზაციის ტემპერატურას, შევამცირებთ
 რეკრისტალიზაციის სიჩქარეს აღებულ ტემპერატურაზე ან შევამცირებთ
 ლითონის პლასტიკურ დეფორმაციას აღებულ ძაბვაზე.

მზურვალმტკიცე ფოლადებში მნიშვნელოვანია აგრეთვე რელაქსა-
 ციის პროცესი—ძაბვითა თვითნებური მოხსნა დრეკადი დეფორმაციის
 პლასტიკურში გადასვლის გზით; მაგალითად, სამაგრი დეტალები ყოველ-
 თვის დაქიმულია, მაგრამ თუ დროთა განმავლობაში რელაქსაციის გამო
 დრეკადი დეფორმაცია გადავა პლასტიკურში, დაქიმულობა მოიხსნება
 და დამაგრება შესუსტდება. მზურვალმტკიცის განსაზღვრისათვის ძი-
 რითადად მიმართავენ ცოცვადობის ზღვრის ან ხანგრძლივი სიმტკიცის
 განსაზღვრას.

ცოცვადობის ზღვარი ეწოდება ძაბვას, რომელიც აღებულ
 ტემპერატურაზე გარკვეულ დროში იძლევა გარკვეულ დეფორმაციას.
 გამოცდის დრო და დეფორმაციის დასაშვები ხარისხი აიღება მანქანის
 საექსპლუატაციო პირობების მიხედვით (მაგალითად, მანქანაში მაღალ
 ძაბვების არსებობის შემთხვევაში მისი საექსპლუატაციო დრო ძალაუნე-
 ბურად ნაკლები იქნება და პირიქით). ცოცვის ზღვრის განსაზღვრისა-

თვის ყოველი ლითონისათვის ყოველ აღებულ ტემპერატურაზე აიგებ⁵ ცოცვის ზრუდების წთელი სერია კოორდინატთა სისტემაში დეფორმაცია $\delta\%$ — დრო τ სხვადასხვა დაბეებისათვის (ნახ. 211), სადა $\sigma_1 < \sigma_2 < \dots < \sigma_6$. არჩეული საწუშაო დროისა და დასაწებები დეფორმაციის მიხედვით ასეთ მრუდებზე გამოვლინობ დასაწებებ დაბეას. მაგ ლითად, 200 საათში დეფორმაცია 1%-ს არ აღემატება σ_6 დაბეაზე ნაკლები ყველა დაბეის შემთხვევაში. იგივე 200 საათის განმავლობაში თუ დასაწებებია 3% დეფორმაცია, დაბეა წეიდლება იყოს σ_6 , რომელიც გაცილებით მეტია σ_2 -ზე. თუ, პირიქით, საექსპლოატაციო დრო დიდი გვჭირდება, იგივე 1% დეფორმაციის



ნახ. 211. ცოცვადობის მრუდები.

შესაანარჩუნებლად დასაწებობია უკვე მხოლოდ σ_1 დაბეა და ა. შ.

რალაც სხვა ტემპერატურის პირობებში ცოცვის მრუდების სერია აღწერილი-საგან განსხვავებული იქნება.

ცოცვადობის ზღვარი აღინიშნება σ_c -თი. მას იქვე ეწერება ყველა საჭირო მაჩვენებელი, სახელდობრ: ხარისხის მაჩვენებლად — ტემპერატურა,

ინდექსად კი წილადი, რომლის შრიცხველში დეფორმაციის ხარისხია, მნიშვნელში კი მუშაობის ხანგრძლიობა. მაგალითად, $\sigma_{c1/200}^{500}$ ნიშნავს: ცო-

ცვადობის ზღვარი 500° ტემპერატურაზე, თუ 200 საათის განმავლობაში დეფორმაცია 1% არ აღემატება.

ხანგრძლივი სიმტკიცე ეწოდება დაბეას. რომელიც გარკვეულ ტემპერატურაზე გარკვეულ დროში გამოიწვევს ლითონის რღვევას. ხანგრძლივ სიმტკიცეს ჩვეულებრივ განსაზღვრავენ 200 და 300-საათიანი ხანგრძლიობისათვის, რისთვისაც ყოველი ტემპერატურისათვის აგებენ მრუდების სერიას (ნახ. 211) და ნებისმიერი ტემპერატურისათვის პოულარბენ იმ დაბეას, რომელიც მოცემული ხანგრძლიობის პირობებში გამოიწვევს ლითონის რღვევას. მაგალითად, 211-ე ნახაზზე 300 საათი ხანგრძლიობისათვის ასეთი დაბეა იქნება σ_6 . თუ მრუდების ეს სერია

აგებულია 500° ტემპერატურისათვის, აღნიშვნა იქნება σ_{300}^{500} , სადაც 500 გვიჩვენებს ტემპერატურას, 300 კი მუშაობის ხანგრძლიობას რღვევამდე.

გ. მხურვალმედეგი და მხურვალმტკიცე ფოლადები და შენადნობები

როგორც ვთქვი, მაღალ ტემპერატურაზე უფანგაობის პრინციპი იგივეა, რაც დაბალ ტემპერატურაზე — მტკიცე ქანგელის ფურჩის შექმნა...

ამიტომ მხურვალმედვეგი ფოლადისაჯვის ძირითადი მალეგირებელი ელემენტებია ქრომი, ალუმინი, სილიციუმი, რომელთა ჯანგეულები ძალიან მტკიცე ფურჩს ქმნიან. საკმარისია, მაგალითად, 5% ქრომი, რომ ფოლადმა მიიღოს მხურვალმედვეგობა 700° ტემპერატურაზე, 7% ქრომის დროს მხურვალმედვეგობა უკვე 800° -ია, 15% ქრომისას— 900° , ხოლო 20% ქრომის შემცველობისას 1000° . ქრომთან ერთად სილიციუმის (1,5-2,5%) და ალუმინის (2,5%-მდე) დამატება მხურვალმედვეგობას კიდევ უფრო ადიდებს და ამგვარად არსებობს ფოლადები, რომელთა მხურვალმედვეგობა $1100-1200^{\circ}$ -ს აღწევს. მხურვალმედვეგ ფოლადებს განსაკუთრებით მაღალი სიმტკიცე არ მოეთხოვება. მათი გამოყენება შედარებით შეზღუდულია და დასაშვებია მხოლოდ იქ, სადაც ნაკეთობათა საექსპლოატაციო დატვირთვები შედარებით მცირეა, მაგალითად, საქვაბე დანადგარები, მილები, კრეკინგდანადგარის დეტალები, ტუმბოები, ურდულები და სხვ.

მხურვალსიმტკიცის მისანიჭებლად შეაქვთ ისეთი ელემენტები, როგორცაა მოლიბდენი, ვოლფრამი, ვანადიუმი, ნიკელი და სხვ. მაგრამ მხურვალმტკიცე ფოლადები უნდა ხასიათდებოდეს აგრეთვე მხურვალმედვეგობით, ამიტომ აუცილებლად ლეგირებულია ქრომით, სილიციუმით ან ალუმინით. გარდა ამისა, მხურვალმედვეგი და მხურვალმტკიცე ფოლადები უნდა ხასიათდებოდეს კარგი ტექნოლოგიური თვისებებით—ქედადობით, შედუღებადობით, კრით დამუშავების სიადვილით.

მხურვალმედვეგ და მხურვალმტკიცე ფოლადს მრავალი მარკისას ამზადებენ და ისინი სხვადასხვა კლასს მიეკუთვნებიან. 48-ე ცხრილში მაგალითისათვის მოცემულია რამდენიმე მარკის მხურვალმედვეგი და მხურვალმტკიცე ფოლადი. პირველი ორი არის სილქრომის ტიპის შენადნობები, დანარჩენები კი აუსტენიტური კლასის მხურვალმტკიცე ფოლადები.

უმრავლეს შემთხვევაში ეს ფოლადები გამოიყენება თერმული დამუშავების შემდეგ ნაწრთობ და მაღალმოშვებულ მდგომარეობაში. წრთობის ტემპერატურა $1050-1100^{\circ}$, მოშვების ტემპერატურა 750° . უკანასკნელი ორი შენადნობის ტიპის შენადნობები განიცდის ხანგრძლივ მოშვებას მაღალ ტემპერატურაზე—დაძველებას დისპერსიული გასალების მიზნით.

მაღალი ტემპერატურებისა და წნევების პირობებში წარმატებით გამოიყენება აგრეთვე შენადნობები ნიკელისა და კობალტის ფუძეზე და აგრეთვე ძნელდნობადი ლითონები—ქრომი, მოლიბდენი, ვოლფრამი, ნიობიუმი და მათი შენადნობები.

ნიკელის ფუძეზე დამზადებული შენადნობები მრავალი სახისაა, მათგან ერთ-ერთ ჯგუფს შეადგენს ნიმონიკის ტიპის შენადნობები. ტიპიური ნიმონიკი შეიცავს 0,08—0,15% C, 18—21% Cr, 5% Fe, 0,2—0,6% Ti, 1% Mn, 1% Si, დანარჩენი ნიკელია.

კობალტის ფუძეზე დამზადებული შენადნობები აგრეთვე მრავალი სახისაა. მათგან ერთ-ერთ ჯგუფს წარმოადგენს ვიტალიუმის ტიპის შენადნობები (სამსხელო შენადნობი). ტიპური ვიტალიუმი შეიცავს 0,2—0,3% C, 1,5—3,5% Ni, 25—30% Cr, 2% Fe, 4,5—6,5% Mo, 0,3% Mn, 0,6% Si, დანარჩენი კობალტია. თერმული დამუშავება მდგომარეობს სხმულის დაძველებაში 730—870°-ზე 50 საათის განმავლობაში.

ცხრილი 48

მხურვალმედევი და მხურვალმტკიცე ფოლადები

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	
X9C2	0,35—0,50	2,0—3,0	≤0,7	3,0—10,0	—	—
X1CM	≤0,15	1,5—2,0	≤0,7	5,0—6,5	—	0,45—0,60 Mo
X15H10T	≤0,12	≤0,7		17,0—19,0	11,0—13,0	0,5—0,7 Ti
X18H12B	≤0,05			17,0—19,0	11,0—13,0	0,8—1,2 Nb
IX14H18B2B	0,07—0,12			13,0—15,0	18,0—20,0	2,0—2,7 W 0,9—1,3 Nb
IX14H19B2BP	0,07—0,12			13,0—15,0	18,0—20,0	2,0—2,7 W 0,9—1,3 Nb 0,002—0,003 B
X14H14BC	0,4—0,5	2,7—3,3	≤0,7	13,0—15,0	13,0—14,0	0,5 Mo; 2—2,8 W
IX14H14B2M	0,4—0,5	0,2—0,3	≤0,7	13,0—15,0	13,0—15,0	2,0—2,7 W 0,2—0,4 Mo
OX14H23B3T31OP	≤0,05			13,0—15,0	26,0—29,0	2,8—3,5 W 2,4—3,2 Ti 0,5—1,2 Al 0,002—0,003 B

ძნელდნობადი ლითონები აგრეთვე შეიძლება გამოყენებულ იქნეს მაღალი ტემპერატურების პირობებში, ამასთან ისეთ ტემპერატურებზე, სადაც მხურვალმტკიცე ფოლადები და ნიკელის და კობალტის ფუძეზე შექმნილი შენადნობები ვერ მუშაობენ (1500°-ზე ზემოთ). ასეთი მაღალი სამუშაო ტემპერატურები გვხვდება ზესწრაფ თვითმფრინავებში, ტურბორეაქტიულ თვითმფრინავებში და სხვ. ძირითადი ძნელდნობადი ლითონებია: ქრომი (1890°), ვანადიუმი (1900°), ჰაფნიუმი (1975°), ნიობიუმი (2415°), მოლიბდენი (2625°), ტანტალი (2996°), რენიუმი (3170°), ვოლფრამი (3410°). ყველა ამ ლითონს დნობის მაღალ ტემპერატურასთან ერთად ახასიათებს რეკრისტალიზაციის შეტ-ნაკლებად მაღალი ტემპერატურა, რაც ხელს უწყობს მათ ძლიერ მხურვალსიმტკიცეს. ზოგიერთი მალე-გირებელი ელემენტი ძირითადი ლითონის მხურვალსიმტკიცეს ამაღლებს, მაგრამ ზოგი კი მავნეა, რადგან მნიშვნელოვნად აღიღებს სიყვიფს. ამგვარად ჯერჯერობით გამოიყენება ისეთი ძნელდნობადი ლითონები, როგორცაა ქრომი, ვოლფრამი, მოლიბდენი, ნიობიუმი. ძნელდნობადი ლითონების ნაკლი მათ მცირე მხურვალმედეგობაშია. ისინი ინტენსიურად იყენებიან, ამიტომ პრაქტიკაში მიღებულია მათი დაცვა. მიმართვენ

პლაკირებას რაიმე სხვა ლითონით, დიფუზიურ სილიცირებას ანდა გალვანურ დჰარაგებს, მაგრამ ყველა შემთხვევაში მხურვალმედვეობა ჯერჯერობით დაბალია. გამოიყენება აგრეთვე ჩამოთვლილი ლითონების შენადნობები. მაგალითად, შენადნობები ქრომის ფუძეზე ძირითადად ლეგირებულია მოლიბდენითა და რკინით. ცნობილია ამ სისტემის შენადნობი 60% ქრომის, 25% მოლიბდენისა და 15% რკინის შემცველობით, რომელიც 900°-მდე საკმაოდ კარგად მუშაობს, მაგრამ ძალიან მყიფეა, რაც აბრუნებს ტექნოლოგიურ პროცესებს.

შენადნობები მოლიბდენის ფუძეზე ლეგირებულია ტიტანით, ნიობიუმით ან კობალტით; ხასიათდება კიდევ უფრო მაღალი მხურვალსიმტკიცით—კარგად მუშაობს 900—1100°-ის პირობებში, მაგრამ საჭიროა მისი მხურვალმედვეობის გადიდება და სხვ.

3. მაღალი ელექტროწინალობის მქონე შენადნობები

მაღალი ელექტროწინალობის შენადნობები გამოიყენება სხვადასხვა სახის ხელსაწყოებში, რეოსტატებში და ელექტროლუმენებში სახურებელი ელემენტების სახით.

ამ შენადნობებს მოეთხოვება მაღალი ელექტროწინალობა და ელექტროწინალობის მცირე ტემპერატურული კოეფიციენტი (პრაქტიკულად გახურების დროს ელექტროწინალობა არ უნდა იცვლებოდეს). სახურებელი ელემენტებისათვის განკუთვნილ შენადნობებს კიდევ მოეთხოვება თანგვის წინალობა მაღალი ტემპერატურების პირობებში (ხენჯმედვეობა).

შენადნობებში მაღალი ელექტროწინალობის შექმნისათვის ხელმძღვანელობენ კურნაკოვის კანონით, რომლის თანახმად კარგ შედეგს იძლევა შენადნობები—მყარი ხსნარები. მათი გამოშვება წარმოებს ფურკლების, ლენტის ან მავთულის სახით. მყარი ხსნარების განუწყვეტელ რიგს იძლევა სპილენძ-ნიკელის შენადნობები, სადაც სპილენძში ნიკელის დამატება ელექტროწინალობას მკვეთრად ადიდებს. მაქსიმალურ მატებას აქვს ადგილი ნიკელის 40—60% ზღვრებში, სადაც ელექტროწინალობა აღწევს 0,4—0,5 ომ·მმ²/მ. აღნიშნულის საფუძველზე რეოსტატებისათვის და სხვა დანიშნულებისათვის ფართოდ გამოიყენება სპილენძ-ნიკელის შენადნობი ნიკელის 40% და მანგანუმის 1—2% შემცველობით, რომელსაც კონსტანტანი ეწოდება (MHM₁₁ 40—1,5).

ამჟამად შემუშავებულია უფრო იაფი შენადნობი სპილენძისა მანგანუმთან—მანგანინი MHM₁₁ 3—12, რომელიც შეიცავს 3% ნიკელს და 12% მანგანუმს. მისი ელექტროწინალობა რამდენადმე ნაკლებია. ამ ტიპის შენადნობებს ეკუთვნის აგრეთვე შენადნობი კობელი MHM₁₁ 43—0,5, რომელიც შეიცავს 43% ნიკელს და 0,5% მანგანუმს. ყველა ამ შენადნობს სარეოსტატე შენადნობები ეწოდება და მათი საშუალო ტემპერატურა 300—400°-ია.

სახურებელი ელემენტებისათვის ფართოდ გამოიყენება ნიკელისა და ქრომის შენადნობები ე. წ. ნიქრომები და რკინა-ქრომ-ალუმინის სისტემის შენადნობები (ი. ი. კორნილოვის მიერ შექმნილი შენადნობები № 1, 2, 3). აღნიშნული ტიპის შენადნობები მოცემულია 49-ე ცხრილში, სადაც ნაჩვენებია აგრეთვე მათი ელექტროწინალობა და მაქსიმალური სამუშაო ტემპერატურა.

ცხრილი 49

მაღალი ელექტროწინალობის შენადნობები

შენადნობის მარკა	დასახელება	ქიმიური შედგენილობა, %						ელექტროწინალობა ომ.მმ ² /მ	სამუშაო ტემპერატურა °C
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Al		
1X13104 1X17105	ნიქროლი შენადნობი № 1	≤0,15	≤1,0	≤0,7	12-15	≤0,6	3,5-5,5	1,26	850
0X25105	" № 2	≤0,12	≤1,2	≤0,7	16-19	≤0,6	4,0-6,0	1,30	1000
	" № 3	≤0,05	≤0,6	≤0,7	23-27	≤0,6	4,5-7,0	1,40	1250
	" № 4	≤0,05	≤0,6	≤0,7	40-45	≤0,6	7,5-12,0	1,80	1350
	" № 4	≤0,05	≤0,6	≤0,7	65-68	≤0,6	7,5-12,5	2,00	1500
X15H(X)	ნიქრომი	≤0,5	≤1,0	≤1,5	15-18	55-61	—	1,10	1000
X20H80	ნიქრომი	≤0,15	≤0,5	≤1,5	20-23	75-78	—	1,10	1100
X20H80T3	ნიქრომი	≤0,08	≤1,0	≤0,5	19-23	დანარ.	0,4-1,1 2,2-2,9Ti	1,27	1150

4. მაგნიტური ფოლადები და შენადნობები

მაგნიტური თვისებების მიხედვით შენადნობები იყოფა სამ ჯგუფად — რბილმაგნიტური, სალმაგნიტური და არამაგნიტური.

რბილმაგნიტური ეწოდება ისეთ ლითონებს, რომლებიც ხასიათდება მაღალი მაგნიტური შეღწევადობით μ , ძალიან მცირე ნარჩენი ინდუქციით B_r და მცირე კოერციტული ძალით H_c (ნახ. 212, ბ). გარდა ამისა, მათ უნდა ახასიათებდეს მაღალი ელექტროწინალობა ρ და მცირე კარგვები ჰისტერეზისზე და გრივალურ დენებზე.

ყველაზე გავრცელებული რბილმაგნიტური მასალა არის სუფთა რკინა. რაც უფრო დიდი სისუფთავისაა რკინა (ნაკლებ მინარევებს შეიცავს), მით უფრო მაღალია მისი რბილმაგნიტური თვისებები. მაგრამ მაღალი სისუფთავის რკინის მიღება დაკავშირებულია მთელ რიგ სიძნელებებთან. მიღწეული სისუფთავის რკინას ჩვეულებრივად უწოდებენ ტექნიკური სისუფთავის რკინას. მისი მიღება სხვადასხვა ხერხით ხდება. გავრცელებულია არმკო-რკინა, ელექტროლიტური და კარბონილური რკინა (ცხრილი 50).

სხვადასხვა მარკის სუფთა რკინის მაქსიმალური მაგნიტური შეღწე-

ფადობა იცვლება 15000—20000. ჰაუსი/ერსტედის ფარგლებში, ხოლო კოერციტული ძალა $H_c = 0,1 - 0,4$ ერსტედს.

გარდა მინარევების რაოდენობისა, რკინის მაგნიტური თვისებები დამოკიდებულია მის სტრუქტურაზე. საუკეთესო თვისებებს იჩენს მსხვილ-მარცლოვანი რკინა, რომლის კრისტალური გისოსები მოკლებულია ყოველგვარ ძაბვებს. ამიტომ, ჩვეულებრივ, მიმართავენ მალალტემპერატურულ მოწვას (ცივი დეფორმაცია და ე. ი. ცივკადვა მნიშვნელოვნად აღიდეგს კოერციტულ ძალას). რბილმაგნიტური თვისებების მქონე რკინისაგან ამზადებენ სხვადასხვა სახის გულარებს, მუდმივი დენის ელექტრომაგნიტებს, ელექტრული მანქანების პოლუსებს და სხვ.

ტ ბ რ ი ლ ი 50

ტექნიკურად სუფთა რკინის ქიმიური შედგენილობა

დასახელება	ქიმიური შედგენილობა, %					
	C	Si	Mn	P	S	Cu
არშკო-რკინა A	0,025	0,03	0,035	0,015	0,025	0,15
ელექტროლიტური რკინა 3	0,040	0,20	0,200	0,025	0,030	0,15
კარბონილური რკინა	0,02	0,01	—	კვალი	0,004	—

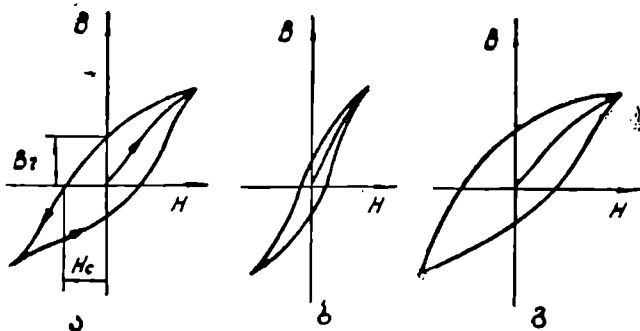
სუფთა რკინას, როგორც რბილმაგნიტურ მასალას, გააჩნია გარკვეული ნაკლოვანებაც. ძირითადად ეს არის მისი საკმაოდ დიდი ელექტროგამტარობა, რომელიც გადამაგნიტების დროს იწვევს დიდ ქარგვებს ჰისტერეზისზე და გრივალურ დენებზე.

ელექტროგამტარობის შესამცირებლად რკინაში შეაქვთ სილიციუმი. სილიციუმი იხსნება რა ფერიტში, კურნაკოვის კანონის შესაბამისად მკვეთრად აღიდეგს რკინის ელექტროწინაღობას. გარდა ამისა, სილიციუმი აღიდეგს მაგნიტურ შედწევადობას, ამცირებს კოერციტულ ძალას, ამსხვილებს რკინის მარცვალს, ასუსტებს სხვა მინარევების მაგნე გავლენას; სიმტკიცე იზრდება, პლასტიკურობა მცირდება. მიღებულ შენადნობს ელექტროტექნიკურ ფოლადს უწოდებენ და აღნიშნავენ მ ასოთი. სილიციუმის რაოდენობა ელექტროტექნიკურ ფოლადში იცვლება 0,8—4,8% ზღვრებში, რასაც გვიჩვენებს ციფრი მ ასოს შემდეგ (მ1—0,8—1,8% Si; მ2—1,8—2,8% Si; მ3—2,8—3,8% Si; მ4—3,8—4,8% Si). შემდეგ კიდევ იწერება ციფრები. მეორე ციფრი გვიჩვენებს გარანტირებულ ელექტროტექნიკურ და მაგნიტურ თვისებებს. მესამე ციფრი მ აღნიშნავს, რომ ფოლადი ცივგლინულია და ტექსტურიერებული, ხოლო მესამე და მეოთხე ციფრები 00 გვიჩვენებს, რომ ფოლადი ცივგლინულია, მაგრამ მცირედ ტექსტურიერებული. ელექტროტექნიკურ ფოლადს უშვებენ თხელი ფურკლის სახით (ცხელნაგლინი ან ცივნაგლინი).

მცირესილიციუმის მარკების მ1, მ2 ელექტროტექნიკური ფო-

ლადისაგან მზადდება მუდმივი დენის ელექტრული მანქანების ღუზები და პოლუსები, ელექტროძრავების როტორები და სტატორები. ამ მარკის ფოლადებს ჩვეულებრივად სადინამო ფოლადი ეწოდება. სილიციუმის გადიდებული რაოდენობის დროს, როგორც ვთქვით, მნიშვნელოვნად ეცემა სიბლანტე, ამიტომ 33 და 34 მარკის ელექტროტექნიკური ფოლადი ძირითადად გამოიყენება ტრანსფორმატორებისათვის, სხვადასხვა აპარატებისა და ხელსაწყოებისათვის. ამ მარკის ფოლადებს სატრანსფორმატოროს უწოდებენ.

რბილმაგნიტური დანიშნულებით გამოიყენება აგრეთვე ნიკელიანი შენადნობები, რომლებსაც ზოგადად პერმალოი ეწოდება (40—80% Ni შემცველობით, მაგალითად, 45H, 50H, 65H და სხვ.). საუკეთესო თვისებებით ხასიათდება პერმალოი 79HM, რომელიც შეიცავს 78,5% Ni, 3—4% Mo, 0,07% C, 0,3% Si, 1% Mn (ძველი აღნიშვნა H80M3). მას ახასიათებს ძალიან მაღალი რბილმაგნიტური თვისებები; კერძოდ, მაღალი მაგნიტური შეღწევადობა სუსტ ველში (ათჯერ და ასჯერ



ნახ. 212. ჰისტერეზისის (დამაგნიტების) მარყუვი:
 ა—ზოგადი სახით; ბ— რბილმაგნიტური შენადნობებისათვის;
 გ—სალმაგნიტური შენადნობებისათვის.

ზეტი, ვიდრე სუფთა რკინას და ელექტროტექნიკურ ფოლადს), ამიტომ ფართოდ გამოიყენება სუსტი დენებით მომუშავე დანადგარებში (ტელეგრაფი, ტელეფონი, რადიო). უკანასკნელ ხანებში ხდება აგრეთვე პერმალოის ტიპის შენადნობების ლეგირება ქრომით, სილიციუმით, მაგალითად 50HXc, 80HXc და სხვ.

სალმაგნიტური ეწოდება ისეთ შენადნობებს, რომლებსაც ახასიათებს დიდი ნარჩენი ინდუქცია B_r და დიდი კოერციტული ძალა H_c (ნახ. 212, გ). ამ მოთხოვნას, უპირველეს ყოვლისა, აკმაყოფილებს ჩვეულებრივი მაღალნახშირბადიანი ფოლადი მარტენსიტზე ნაწრობით. მისი ნარჩენი ინდუქცია $B_r = 8000$ ჰაუსს, ხოლო კოერციტული ძალა $H_c = 60$ ერსტედს. მაგრამ ამ ფოლადს ახასიათებს უდიდესი ნაკლი—

მცირე შეწრთობადობა, რაც ზღუდავს ნაკეთის განიევკეთს გამჭოლი მარტენსიტული სტრუქტურით. შეწრთობადობის გასადიდებლად ხდება ფოლადის ლეგირება ვოლფრამით, ქრომით, კობალტით. ლეგირების შედეგად უმჯობესდება აგრეთვე სალმაგნიტური თვისებები, კერძოდ, ნარჩენი ინდუქცია 9000—10000 ჰაუსი ხდება, ხოლო კოერციტული ძალა 170 ერსტედს აღწევს. ლეგირებული სალმაგნიტური ფოლადები გამოიყენება თერმული დამუშავების მდგომარეობაში, ამასთან თერმული დამუშავების რეჟიმი საქმაოდ რთულია. თერმული დამუშავების საბოლოო ოპერაციებია წრთობა მარტენსიტზე 800—1000°-დან ზეთში და დაბალი მოშვება. მაგნიტური თვისებების სტაბილიზაციისათვის ხშირად მიმართავენ ხანგრძლივ, შედარებით დაბალტემპერატურულ დამუშავებას (დუღებას).

სალმაგნიტური ფოლადები გამოიყენება მუდმივი მაგნიტების დასამზადებლად. იგი აღინიშნება E ასოთი.

გავრცელებული სალმაგნიტური შენადნობები მოცემულია 51-ე ცხრილში.

ცხრილი 51

სალმაგნიტური ფოლადი

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %					
	C	Cr	W	Co	Mn	Ni
EX	0,95—1,10	1,3—1,6	—	—	—	<0,3
EX3	0,90—1,10	2,8—3,6	—	—	—	<0,3
E7B6	0,68—0,78	0,3—0,5	5,2—6,2	—	—	<0,3
EX5K5	0,90—1,05	5,5—6,5	—	5,5—6,5	—	<0,6
EX9K15M	0,90—1,05	8,0—10,0	—	13,5—16,5	1,2—1,7	<0,6

შ ე ნ ი შ ვ ნ ა : სილიციუმის რაოდენობა ყველა შენადნობში არის 0,17—0,40%, მანგანუმი—0,2—0,4%.

სალმაგნიტური თვისებები გააჩნია რიგ შენადნობებსაც. მათგან ძირითადად გამოიყენება შენადნობები აღნი და აღნიკო. მათი ნარჩენი ინდუქცია $B_r = 5000—7000$ ჰაუსს, ხოლო კოერციტული ძალა $H_c = 250—600$ (გაცილებით მეტია, ვიდრე ფოლადისა). აღნიშნული შენადნობების მარკები და ქიმიური შედგენილობა მოცემულია 52-ე ცხრილში.

შენადნობები გამოიყენება თერმული დამუშავების მდგომარეობაში. თერმული დამუშავების რეჟიმი სხვადასხვაა: აღნის ტიპის შენადნობებისათვის—წრთობა 1200°-დან და გაცივება მდუღარე წყალში, დანარჩენებისათვის კი ნორმალიზაცია 1100—1300°-ზე.

სალმაგნიტური შენადნობები ლითონკერამიკული წესითაც მზადდება ხდება რკინის, ნიკელის, კობალტის ფხენილების შეცბობა აღუშინთან ერთად. ეს ხერხი გამოსადეგია ძალიან მცირე ზომის (100 გ-მდე) მაგნიტების დასამზადებლად.

ხალმაცნიტური შენადნობები

შენადნობის მარკა	დასახელება	ქიმიური შედგენილობა, %					
		Ni	Al	Co	Cu	Si	Fe
AH1	აღნი 1	22,0	11,0	—	—	—	დანარჩენი
AH2	აღნი 2	24,5	13,5	—	3,5	—	"
AH3	აღნი 3	23,5	15,5	—	4,0	—	"
AHK	აღნისი	33,0	13,5	—	—	1,0	"
AHK01	აღნიკო	18,0	10,0	12,0	6,0	—	"
AHK02	აღნიკო15	20,0	9,0	15,0	4,0	—	"
AHK04	მაგნიკო	13,5	9,0	24,0	3,0	—	"

არამაცნიტური ფოლადი

ფოლადის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	
H24X2	0,25—0,35	0,25—0,60	0,7	2,0—3,0	22,5—25,0	—
H12X1	0,50—0,60	≤0,60	4,0—5,5	3,0—4,5	11,5—13,5	—
55Г9Н9	0,45—0,55	0,17—0,37	8,0—9,0	0,2	8,0—9,0	—
3Н269	0,50—0,60	≤0,60	4,0—5,5	≤0,25	18,5—21,5	—
3Н423	0,60—0,70	0,2—0,4	8,0—9,0	2,5—3,2	8,0—9,0	—
3Н429	0,15—0,25	≤0,50	6,0—7,0	11,0—15,0	10,0—13,0	—
Г13	1,0—1,4	≤0,70	11,0—14,0	—	—	—
45Г17К3	0,40—0,50	—	16,0—18,0	≤0,50	—	2,5—3,2 Al

არამაცნიტური ფოლადი იჭერს განსაკუთრებულ ადგილს შენადნობებს შორის და ხშირად აუცილებელია სხვადასხვა ხელსაწყოების დასამზადებლად, ელექტრომანქანათმშენებლობაში, გემთმშენებლობაში და სხვ.

წინათ ამ დანიშნულებით გამოიყენებოდა ფერადი ლითონები და შენადნობები. მაგრამ, ერთი მხრივ მათი სიძვირე, მეორე მხრივ კი დაბალი სისაღე და სიმტკიცე და დიდი კარგვები გრიგალურ ღენებზე (მაღალი ელექტროგამტარობის გამო) მოითხოვდა ფოლადებზე გადასვლას.

არამაცნიტურ ფოლადს მიეკუთვნება აუსტენიტური კლასის ნიკელიანი და მანგანუმიანი ლეგირებული ფოლადები.

აღრე ყველაზე გავრცელებული არამაცნიტური ფოლადი იყო H24X2, რომელიც მაღალ არამაცნიტურობასთან ერთად იჩენს კარგ ტექნოლოგიურ თვისებებს, შედარებით ადვილად მუშავდება ჰრით, მაგრამ ნიკელის დიდი რაოდენობით შემცველობის გამო ძვირია.

არამაცნიტური ფოლადების გაიაფების მიზნით ნიკელს ნაწილობრივ ცვლიან მანგანუმით. ასეთი ფოლადები კარგი თვისებებით ხასიათდება, იაფია, მაგრამ ჰრით უფრო ძნელად მუშავდება.

იგივე დანიშნულებით გამოიყენება აგრეთვე აუსტენიტური კლასის მანგანუმიანი ფოლადი Г13, მაგრამ იგი ქრით კიდევ უფრო ძნელად მუშავდება; ამიტომ მას შედარებით იშვიათად მიმართავენ.

არამაგნიტურ ფოლადებთან ერთად გამოიყენება აგრეთვე არამაგნიტური თუჯი, რომელსაც აქვს სტრუქტურა—აუსტენიტი + გრაფიტი (აუსტენ იტური რუხი თუჯი). თუჯს სხვა შენადნობებთან შედარებით ის უპირატესობა აქვს, რომ იგი გაცილებით უფრო იაფია და, გარდა ამისა, დაბალი ელექტროგამტარობის გამო ხასიათდება მცირე ელექტრული კარგვებით გრივალურ დენებზე.

არამაგნიტური აუსტენიტური თუჯი მიიღება მანგანუმით, ნიკელით, ალუმინით ან სპილენძით ლეგირების საშუალებით. ისევე როგორც ფოლადის შემთხვევაში, მანგანუმიანი აუსტენიტური თუჯი უფრო იაფია, მაგრამ ქრით გაცილებით უფრო ძნელად მუშავდება, ვიდრე ნიკელიანი. ძირითადი არამაგნიტური ფოლადების მარკები მოცემულია 53-ე ცხრილში.

5. ცვეთამედვეი ფოლადი

მანქანათა ნაწილების უმრავლესობა ხახუნზე მუშაობს, ხახუნი კი ლითონის ცვეთას იწვევს. ლითონის ცვეთამედვეობა სხვა მექანიკურ თვისებებთან პირდაპირ დამოკიდებულებას არ იჩენს, ამიტომ აუცილებელი ხდება უშუალო გამოცდა ცვეთაზე. ცვეთაზე გამოცდა ლითონის სტანდარტულ გამოცდათა რიცხვში არ შედის და მიეკუთვნება გამოცდის სპეციალურ სახეებს.

ცვეთისადმი ძალიან მაღალი წინაღობით ხასიათდება მალამანგანუმიანი აუსტენიტური ფოლადი Г13(1,0—1,4% C; 11—14% Mn), რომელიც გამოიყენება ნაწრობ მდგომარეობაში, აუსტენიტური სტრუქტურით. ამ ფოლადის მაღალი ცვეთამედვეობა განსაკუთრებით თავს იჩენს წნევის ქვეშე მუშაობის პროცესში, როდესაც აუსტენიტი ცივქედვას განიცდის. ამიტომ მანგანუმიანი ცვეთამედვეი ფოლადი გამოიყენება მხოლოდ ისეთი დეტალებისათვის, რომლებიც მუშაობის დროს გარკვეულ წნევას განიცდიან. ასეთია, მაგალითად, ტრაქტორების მუხლუხები, ექსკავატორის ციხვები, რკინიგზის და ტრამვაის ლიანდაგების ისრები და ჯვარედები და სხვ. წნევის გარეშე ცვეთისას ეს ფოლადი მაღალ თვისებებს არ იჩენს. ამავე დროს ამ ფოლადს აქვს მაღალი დარტყმითი სიბლანტე, ამიტომ მისგან ამზადებენ სამსხვრეველას ყბებს, ბურთულა წისქვილების კორპუსებს და სხვ.

აუსტენიტური ცვეთამედვეი ფოლადი Г13 თავისი ასეთი თვისებების გამო ქრითაც ძნელად მუშავდება, ამიტომ მისგან მანქანათა ნაწილები უპირატესად ჩამოსხმით მზადდება, შემდეგი მცირეოდენი ქრით

დამუშავებით (სალი შენადნობების გამოყენებით). ამ შემთხვევაში მარკა აღინიშნება F13.1. როგორც ვთქვით, ფოლადი F13 გამოიყენება მხოლოდ ნაწრთობ მდგომარეობაში; მისი თვისებებია: $\sigma_s = 80-100$ კგ/მმ², $\sigma_t = 40-50$ კგ/მმ², $\delta = 50-60\%$, $a_k = 20$ კგ/სმ².

6. ფოლადები განსაკუთრებული თბური თვისებებით

ზუსტ ხელსაწყოთა წარმოებაში ხშირად გადანიჭვეტი მნიშვნელობა აქვს შენადნობის ხაზობრივი გაფართოების კოეფიციენტი, რომელიც ზოგ შემთხვევაში მინიმალური უნდა იყოს, ზოგ შემთხვევაში რაღაც გარკვეული სიდიდის (რაიმე სხვა ნივთიერებების კოეფიციენტის ტოლი), ზოგ შემთხვევაში ტემპერატურის ცვლასთან ერთად მინიმალურად უნდა იცვლებოდეს და სხვ.

ამ თვალსაზრისით საინტერესოა ნიკელიანი აუსტენიტური კლასის ფოლადები, როგორცაა, მაგალითად:

ინვარი H36(35—37% Ni, 0,3% C, 0,3% Si, 0,7% Mn). ($-80 \div 100$)^o ტემპერატურის ფარგლებში ინვარს ახასიათებს უმნიშვნელო ხაზობრივი გაფართოების კოეფიციენტი ($\leq 1,5 \cdot 10^{-6}$), ე. ი. ტემპერატურის ამ ზღვრებში იგი გაფართოებას თითქმის არ განიცდის (ტემპერატურის შემდგომი ზრდა უკვე იწვევს შენადნობის მკვეთრ გაფართოებას). ინვარი გამოიყენება ზომის ეტალონების დასამზადებლად, ზუსტ ხელსაწყოებში და სხვ.

პლატინიტი H48(48% Ni, 0,3% C, 0,4% Si, 0,8% Mn) ხასიათდება გაფართოების კოეფიციენტით ($\sim 9 \cdot 10^{-6}$), რომელიც მინის და პლატინის გაფართოების კოეფიციენტის ტოლია და 20-დან 300^o-მდე თითქმის არ იცვლება. ამიტომ პლატინიტი გამოიყენება მინისა და ლითონის ნაწილების შესაკავშირებლად. წინათ ამ დანიშნულებისათვის მხოლოდ პლატინა გამოდგებოდა. ამგვარად, შენადნობი პლატინიტი პლატინის შედარებით იაფი შემცვლელია.

ელინვარი (36% Ni, 7—12% Cr, 0,3—0,5% C, 0,5% Si, 0,6% Mn) ხასიათდება იმით, რომ ტემპერატურის ზეგაღწეით (დაახლოებით 100^o-ის ფარგლებში) მისი დრეკადობის მოდული არ განიცდის ცვლილებებს. ელინვარი გამოიყენება ზუსტი ხელსაწყოების ზამბარებისათვის, საათების ზამბარებისათვის, კამერტონებისათვის და სხვ.

არსებობს აგრეთვე შენადნობი სუპერინვარი (30% Ni, 4—6% Co), უქანგავი ინვარი (54% Co, 9% Cr) და სხვ.

ფერადი ლითონები და მათი შენადნობები

შავ ლითონებთან ერთად ტექნიკაში ფართოდ იყენებენ ზოგიერთ ფერად ლითონს და მათ შენადნობებს.

ძირითადი ტექნიკური ფერადი ლითონებია: სპილენძი (Cu), ნიკელი (Ni), ტიტანი (Ti), ალუმინი (Al), მაგნიუმი (Mg), თუთია (Zn), ტყვია (Pb), კალა (Sn).

ძირითადი ფერადი ლითონები მათი დნობის ტემპერატურისა და კუთრი წონის მიხედვით სამ ჯგუფად იყოფა: მძიმე ძნელდნობადი (Cu, Ni), მსუბუქი (Al, Mg) და მძიმე ადვილდნობადი (Zn, Pb, Sn), რაც კარგად ჩანს 54-ე ცხრილიდან.

რაც შეეხება ტიტანს, დნობის ტემპერატურის მიხედვით (1665°) იგი მიეკუთვნება ძნელდნობად ლითონებს, ხოლო კუთრი წონის მიხედვით კი (4,5) მას საშუალო ადგილი უჭირავს მძიმე და მსუბუქ ლითონებს შორის.

§ 65. სპილენძი და მისი შენადნობები

1. სპილენძი

სუფთა სპილენძს, ჩვეულებრივ, წითელი სპილენძი ეწოდება მისთვის დამახასიათებელი წითელი ფერის გამო.

სპილენძის ღირსშესანიშნავი თვისებებია: მაღალი თბო და ელექტროგამტარობა (ვერცხლის შემდეგ), პლასტიკურობა, განგვისადმი მაღალი წინაღობა ჰაერზე და ლანაზე ფერი.

სპილენძის მარკები განირჩევა მისი სისუფთავის მიხედვით. ასე, მაგალითად, სპილენძი M0 შეიცავს 99,95% Cu, M1—99,9%, M2—99,7%, M3—99,5% და M4—99% Cu. ყველა მინარევი—ბისმუტი, ანთიმონი, დარიშხანი, კალა, რკინა, მანგანუმი, კობალტი ამცირებს სპილენძის ელექტროგამტარობას.

ელექტროგამტარობაზე ზემოქმედების მიხედვით უნდა გავარჩიოთ ელემენტების ორი ჯგუფი: ელემენტები, რომლებიც სპილენძში არ იხსნებიან და მასთან წარმოქმნიან მექანიკურ ნარევს. კურნაკოვის კანონის თანახმად ასეთი ელემენტები იძლევიან თვისებათა სწორხაზოვან ცვლას და ამიტომ მცირე რაოდენობით მათი შერევის დროს სპილენძის ელექტროგამტარობა ძალიან უმნიშვნელოდ იცვლება. ასეთი ელემენტებია კად-

მიუხედავად იმისა, რომ სხვათა შორის, კადმიუმის ასეთი გავლენა კარგად არის გამოყენებული სპილენძისაგან ისეთი მავთულის დამზადებისას, რომელსაც მოეთხოვება მაღალი სიმტკიცე, კადმიუმის დამატება 0,9—1% რაოდენობით ერთიორად და მეტად ადიდებს სიმტკიცეს და მხოლოდ 10—15% -ით ამცირებს ელექტროგამტარობას. სამაგიეროდ ელემენტები, რომლებიც იხსნებიან სპილენძში, ამახინჯებენ რა მის კრისტალურ გი-

ცხრილი 54

ძირითადი ფერალი ლითონები

№ რიგზე	ლითონის დასახელება	დნობის ტემპერატურა °C	კუთრი წონა
1	სპილენძი	1083	8,93
2	ნიკელი	1452	8,9
3	ალუმინი	660	2,7
4	მაგნიუმი	650	1,74
5	თუთია	419	7,14
6	ტყვია	327	11,34
7	კალა	232	7,3
8	ტიტანი	1665	4,5

სასს, უმნიშვნელო რაოდენობის დროსაც მკვეთრად მოქმედებენ ელექტროგამტარობაზე, ამცირებენ მას. ასეთი ელემენტებია ფოსფორი, სტიბიუმი, დარიშხანი, ბერილიუმი. ამასთან, რაც უფრო მცირეა ელემენტის ხსნადობის ზღვარი სპილენძში, მით უფრო მკვეთრია მისი გავლენა ელექტროგამტარობის შემცირებაზე.

აღნიშნულის გამო, ელექტროტექნიკაში გამოიყენება უმაღლესი სისუფთავის სპილენძი M1 და M2. დანარჩენი შარკის სპილენძი გამოიყენება შენადნობების წარმოებაში.

სუფთა სპილენძი ხასიათდება მაღალი პლასტიკურობით ($\delta = 45\%$), რაც აადვილებს მისგან მავთულისა და ფურცლის დამზადებას.

სპილენძის სიმტკიცე ($\sigma_b = 20 \text{ კგ/მმ}^2$) და სისალე ($HB = 35$) შედარებით მცირეა, მაგრამ შეიძლება გადიდებულ იქნეს ციკვედით, რომლის დროსაც σ_b იზრდება 40—50 კგ/მმ²-მდე, ხოლო HB—100—120-მდე (ამ დროს, რასაკვირველია, პლასტიკური თვისებები მცირდება). ციკვედვის მოხსნა სპილენძში, ისე როგორც სხვა ლითონებში, შესაძლებელია მოწვით. სპილენძის სარეკრისტალიზაციო მოწვის ტემპერატურაა 500—600°. მეტი ტემპერატურის გავლენით იწყება მარცვლის ინტენსიური ზრდა და მექანიკური თვისებები მკვეთრად ეცემა—ადგილი აქვს გადახურების მოვლენას.

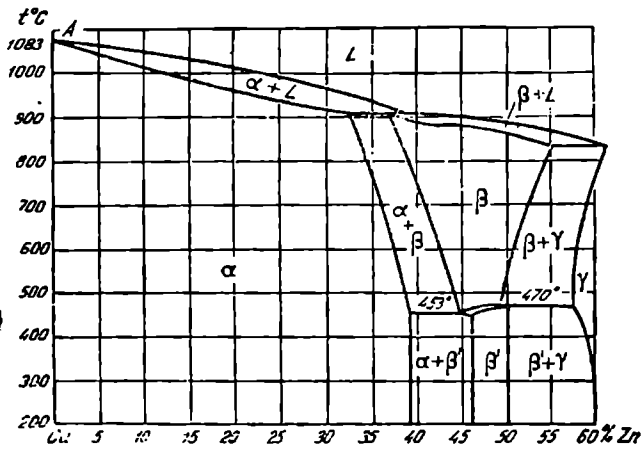
სპილენძის მექანიკურ თვისებებზე და წნევით დამუშავებაზე ზეგავლენის თვალსაზრისით ზოგიერთი მინარევი ძალიან მავნეა. ასეთია,

მაგალითად, ბისმუტი და ტყვია, რომლებიც სპილენძში არ იხსნებიან, წარმოქმნიან მასთან ძალიან ადვილდნობად ევტექტიკას. ეს ევტექტიკა თავს იყრის მარცვლებს შორის და იწვევს სპილენძის სიმკვრივესა და ცხელმეტეობას. დაახლოებით ასეთივე ხასიათისაა გოგირდისა და ეანგბადის გავლენა, რადგან აქაც წარმოიქმნება მყოფე ევტექტიკები $Cu-Cu_2S$ და $Cu-Cu_2O$. მინარევეები, რომლებიც იხსნებიან სპილენძში (კალა, თუთია, ნიკელი, ვერცხლი და ოქრო), პლასტიკურობაზე უარყოფით გავლენას არ ახდენს.

ძანქანათმშენებლობაში სუფთა სპილენძი შედარებით იშვიათად გამოიყენება. როგორც ძანქანათმშენებელი მასალა, გავრცელებულია სპილენძის შენადნობები თითბერი და ბრინჯაო. სპილენძის შენადნობებში სხვა ელემენტების აღნიშვნისათვის შემოღებულია შემდეგი ასოები: ალუმინი—A, ბერილიუმი—B, რკინა—Ж, სილიციუმი—K, მაგნიუმი—Mg, ნიკელი—H, კალა—O, ტყვია—C, ქრომი—X, თუთია—II, ფოსფორი—P, მანგანუმი—Mn.

2. სპილენძის შენადნობები თუთიასთან—თითბერი

სპილენძის შენადნობებს თუთიასთან (სისტემა $Cu-Zn$) თითბერი ეწოდება. თითბერი, ისე როგორც სხვა შენადნობები, იშვიათად არის



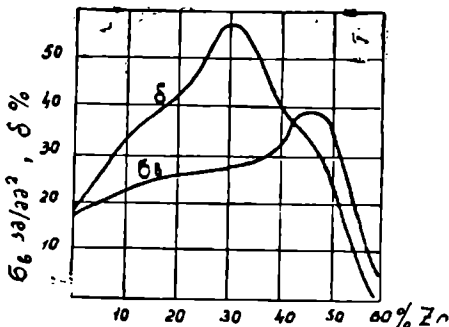
ნახ. 213. $Cu-Zn$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა.

ორი სუფთა ლითონის შენადნობი; უფრო ხშირად თითბერი დამატებით შეიცავს სხვა ელემენტებს, რომლებიც უნებლიედ ან ხელოვნურად არიან შეტანილი შენადნობებში.

თითბრის შესწავლა მიმდინარეობს სუფთა $Cu-Zn$ სისტემის მდგომარეობის დიაგრამაზე, სხვა ელემენტების გავლენა კი ცალკე განიხილე-

ბა. Cu—Zn სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა წარმოდგენილია 213-ე ნახაზზე.

როგორც ვხედავთ, თუთიის შემცველობის 39%-მდე შენადნობები წარმოადგენენ ერთგვაროვან α მყარ ხსნარს. აქ აუცილებლად ყურადღების მისაქცევია ის, რომ თუთია α მყარი ხსნარის არეში სპილენძის პლასტიკურ თვისებებს არამც თუ ამცირებს, პირიქით, გარკვეულ ზღვრამდე ადიდებს კიდეც (32% თუთიის შემცველობისას $\delta=55\%$). ამრიგად, ერთდროულად ხდება პლასტიკურობისა და სიმტკიცის გადიდება (ნახ. 214). თუთიის რაოდენობის ზრდა 39%-ის ზემოთ იწვევს არაერთგვაროვანი შენადნობების—მექანიკური ნარეგების წარმოქმნას. უკანასკნელი, რასაკვირველია, გაცილებით ნაკლები პლასტიკურობით ხასიათდება, თუმცა მათი სიმტკიცე უფრო მაღალია ($\sigma_s=35$ კგ/მმ²). პრაქტიკული გამოყენება მოიპოვეს შენადნობებმა თუთიის 45%-მდე შემცველობით. თუ-



ნახ. 214. თუთიის გავლენა თითბერის სიმტკიცესა და პლასტიკურობაზე.

თიის მეტი რაოდენობის დროს შენადნობები იმდენად მყიფეა, რომ მანქანათმშენებლობაში მათი გამოყენება შეუძლებელია. ციკლევის შედეგად თითბერის სიმტკიცე იზრდება და 80% დეფორმაციის შემდეგ აღწევს 70კგ/მმ²; პლასტიკურობა ამ დროს პრაქტიკულად ნულამდე ეცემა. სარეკრისტალიზაციო ძოწვის დროს თვისებები საწინააღმდეგო მიმართულებით იცვლება და საწყის დონეს აღწევს.

პრაქტიკაში გამოყენებული თითბერი იყოფა ორ ჯგუფად: ერთფაზიანი შენადნობები, რომლებსაც სპირად α შენადნობებს უწოდებენ, და ორფაზიანი შენადნობები. ეს შენადნობები ერთმანეთისაგან განსხვავდებიან როგორც სტრუქტურით, ისე თვისებებით. α თითბერი პლასტიკურია და ადვილად მუზავდება წნევით როგორც ცხელ, ისე ცივ მდგომარეობაში. ასეთია, მაგალითად, №96 (ასო № ნიშნავს თითბერს—*ИТУ*ს, რიცხვი კი გვიჩვენებს სპილენძის რაოდენობას, ე. ი. №96 შეიცავს 96% სპილენძს, დანარჩენი 4% თუთიაა), №90, №85, №80. ყველა ამათ ტომბაკები ეწოდება. აგრეთვე თითბერი №70, №68, №62 (ცხრილი 55).

მექანიკური თვისებებისა და ჯანგის წინალობის გასადიდებლად თითბერში შეაქვთ სხვა ელემენტები, მაგალითად, თითბერი №A85—0,5 (შეიცავს 85% სპილენძს, 0,5 ალუმინს, დანარჩენი თუთიაა), №A77—2 (2% ალუმინი) და სხვ. ქიმიური შედგენილობის მიხედვით ეს არის რთუ-

ლი თითბერები, მაგრამ სტრუქტურის მიხედვით მიეკუთვნება ერთფაზა ოთბერს.

215-ე ნახაზზე მოცემულია სხმული (ა) და წნევით დამუშავებული (ბ) თითბერის მიკროსტრუქტურა.

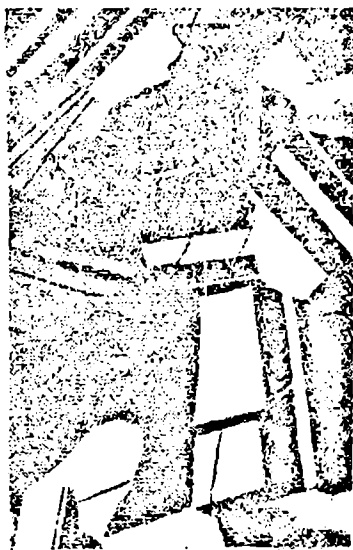
მეორე ჯგუფის (ორფაზა) თითბერი მაღალი სიმტკიცით ხასიათდება, მაგრამ შედარებით მყიფეა და ამიტომ მისგან ნაკეთობათა დამზადება ჩამოსხმით ხდება.

ეს თითბერი, როგორც წესი, გარდა თუთიისა შეიცავს სხვა ელემენტებსაც, რომელთაგან ყოველი განაპირობებს რაიმე თვისებას, მაგალითად, ალუმინი და ნიკელი აღიღებენ მექანიკურ თვისებებს; იგივე ალუმინი და კალა—ქანგვისადმი წინააღობას; ტყვია აადვილებს ქრით დამუშავებადობას და სხვ.

თითბერის მარკაში დამატებული ელემენტი აღინიშნება შესაბამის



ა



ბ

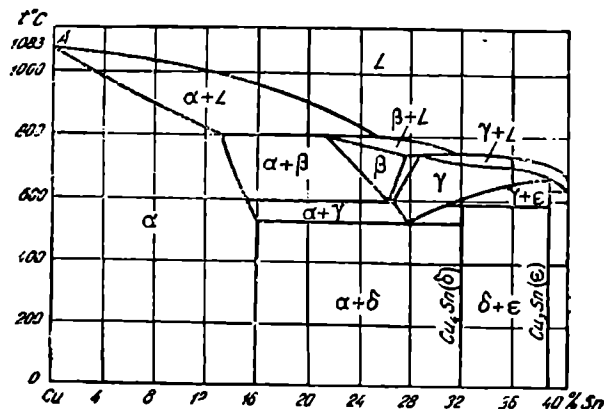
ნახ. 215. ა—თითბერი; ბ—წნევით დამუშავებული.

სი ასოთი და მისი რაოდენობა კი რიცხვით, მაგალითად, TiAlCu 80—6—3—1 შეიცავს 80% სპილენძს, 6% ალუმინს, 3% რკინას და 1% მანგანუმს; დანარჩენი თუთიაა. 55-ე ცხრილში მოცემულია ზოგიერთი თითბერის ქიმიური შედგენილობა და ძირითადი თვისებები.

თითბერისაგან მზადდება მრავალნაირი ნაკეთობანი, როგორცაა რადიატორების მილები, ფურცლები, ლენტები, მავთული, კონდენსატორების მილები, წყალში და აგრესიულ აოქებში მომუშავე დეტალები, კიახრახნები, მილისები, საკისრები, კბილანები და სხვ.

მ. სპილენძის შენადნობები კალასთან, ალუმინთან, სილიციუმთან, ბერილიუმთან და სხვა ელემენტებთან—ბრინჯაო

კალიანი ბრინჯაო წარმოადგენს კლასიკურ ბრინჯაოს, რომელიც ისტორიულად პირველი იქნა გამოყენებული და დღემდე შენარჩუნებულია (არქეოლოგიური გათხრების მასალების შესწავლის შედეგად



ნახ. 216. Cu—Sn შენადნობთა მდგომარეობის დიაგრამა.

დადგინდა, რომ საქართველოში პირველად გამოყენებული იყო არა კალიანი, არამედ დარიშხანიანი ბრინჯაო, რომელსაც აგრეთვე ძალიან მაღალი თვისებები ახასიათებს).

კალიანი ბრინჯაო განიხილება Cu—Sn მდგომარეობის დიაგრამაზე (ნახ. 216).

უცხოელი 55

თითბერის ქიმიური შედგენილობა და ძირითადი თვისებები

თითბერის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %			მექანიკური თვისებები		
	Cu	Zn	მაღვეირებელი ელემენტები	სიმტკიცის ზღვარი σ_b , კგ/მმ ²	ფარდობითი წაგრძელება δ , %	სისაღე HB
Л16	96	4	—	24	50	60
Л30	90	10	—	26	45	53
Л-5	85	15	—	28	45	54
Л80	80	20	—	32	52	53
Л70	70	30	—	32	55	—
Л68	68	32	—	32	55	52
Л62	62	38	—	33	49	56

1	2	3	4	5	6	7	
		II. რთული თითბერი					
ЛА 85—0.5	85	დანარ.	0,5Al	30	60	54	
ЛА 77—2	77	"	2,0Al	40	55	60	
ЛО 40—1	90	"	1Sn	28	45	58	
ЛО 70—1	70	"	1Sn	55	60	—	
ЛО 60—1	60	"	1Sn	39	40	85	
ЛС 74—3	74	"	3Pb	35	50	55	
ЛС 64—2	64	"	2Pb	35	55	50	
ЛАН 9—2—2	59	"	3Al; 2Ni	38	50	75	
ЛЖМ459—1—1	59	"	1Fe; 1Mn	45	50	88	
ЛАЖ 60—1—1	60	"	1Al; 1Fe	45	45	—	

როგორც ვხედავთ, ოთახის ტემპერატურაზე კალა იხსნება სპილენძში 14%-მდე და წარმოიქმნება α მუარი ხსნარი.

მაგრამ კალიან ბრინჯაოს განსაკუთრებით ახასიათებს ქიმიური არაერთგვარობა (ლიკვაცია), რის გამოც იმ შენადნობებშიც, რომლებიც

შეიცავენ 8% კალას, ხშირად არსებობს ევტექტოიდი (ნახ. 217). ეს უკანასკნელი თვითონ მეტად მყიფეა და ამავე თვისებას ანიჭებს ბრინჯაოს. აღნიშნულის გამო კალა მხოლოდ 8%-მდე ადიდებს პლასტიკურობას (ნახ. 218). ევტექტოიდის შცირე რაოდენობით არსებობის დროს პლასტიკურობა შედარებით ნაკლებად ეცემა

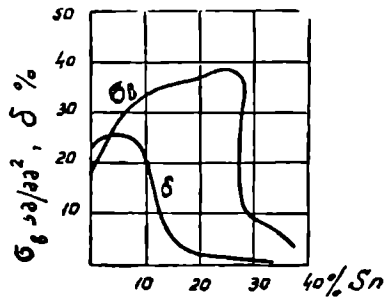


ნახ. 217. სხმული კალიანი ბრინჯაო (8% Sn); X 100.

და 10%-ზე მეტი კალის შემცველობისას—ნიშვნელოვნად კლებულობს. სიმტკიცის ზრდა ხდება კალის შემცველობით 25%-მდე, რის შემდეგაც მკვეთრად ეცემა. ამრიგად, 5—6%-მდე კალის შემცველი ბრინჯაო წნევით მუშავდება და შედარებით იშვიათად გამოიყენება, დანარჩენი კი ჩამოისხმება. მანქანათა ნაწილების დასამზადებლად ფართოდ გამოიყენება 8—10% კალის შემცველი ბრინჯაო, ე. წ. სამანქანო ან სასაკისრე ბრინჯაო. კალიანი ბრინჯაოს განსაკუთრებულ ღირსებად შეიძლება ჩაითვალოს მისი შედარებით მცირე ჩაჯდომა—1%-მდე, რაც კარგ პირობებს ქმნის რთული ფორმის დეტალების ჩამოსხმისათვის, მხატვრული სხმულის დამზადებისათვის და სხვ.

ბრინჯაოს მარკა აღინიშნება ასოებით Бр (სიტყვიდან Бронза)-
ტექნიკაში უფრო ხშირად იყენებენ რთულ კალიან ბრინჯაოს, რო-
მელიც კალის გარდა შეიცავს სხვა ელემენტებსაც, მაგალითად.

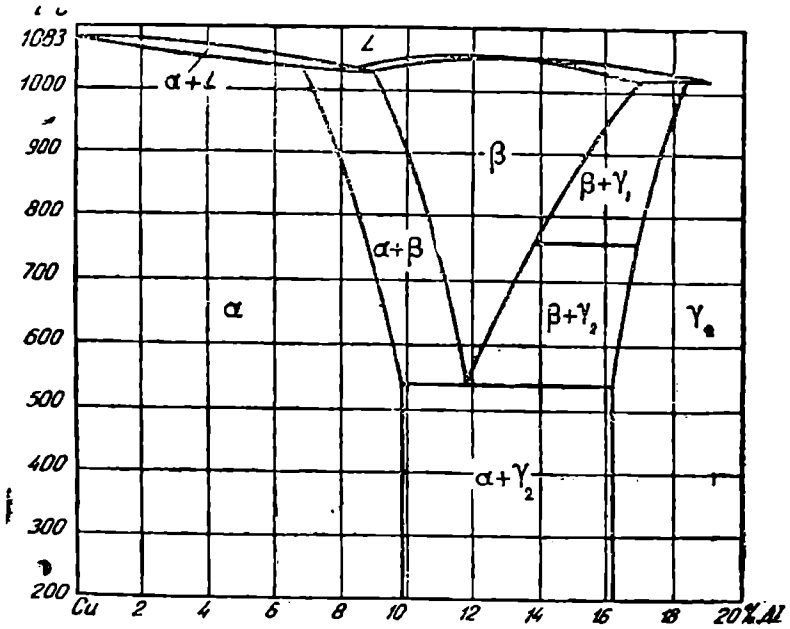
Бр(Ц)10-2 (ბრინჯაო, რომელიც
შეიცავს კალას 10% და თუთიას—
2%), Бр(Ф)10-1 (10% Sn,
1% P) და სხვ. ამ ბრინჯაოსაგან
მზადდება კბილანები, მალალი წნე-
ვის არმატურა, სრიალის საკისრე-
ბი, მავთული, წნელი, ლენტები,
ანტიფრიქციული ლეტალები და
სხვ.



აღსანიშნავია, რომ ტექნი-

ნახ. 218. კალის გავლენა ბრინჯაოს სიმტკი-
ცესა და პლასტიკურობაზე.
ნია, ამიტომ ანეამად ცდილობენ ბრინჯაოში კალა შექლებისდაგვარად
შეევალონ სხვა ელემენტებით.

კური ფერადი ლითონებიდან კა-
ლა ყველაზე უფრო ძვირი ლითონ-
ია.



ნახ. 219. Cu—Al შენადნობთა მდგომარეობის დიაგრამა.

ალუმინიანი ბრინჯაო—კალიანი ბრინჯაოს მთავარი შემ-
ცველია. უკანასკნელთან შედარებით იგი ხასიათდება მეტი სიმტკიცით.

ცვეთამედევობით, პლასტიკურობით, უფრო მდგრადია ეანგვის მიმართ და ნაკლებად განიცდის ლიკვაციას, მაგრამ გაცილებით მეტი ჩაჯდომა გააჩნია. ერთფაზა არე სპილენძ-ალუმინის მდგომარეობის დიაგრამაზე ალუმინის 9%-მდე ვრცელდება (ნახ. 219).

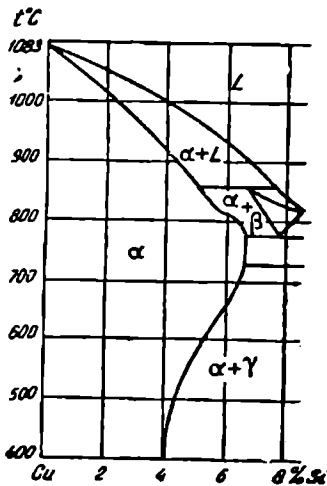
პრაქტიკულად ალუმინიანი ბრინჯაო გამოიყენება ალუმინის 5 და 7%-ის შემცველობით (ნახ. 5 და ნახ. 7) და ცვლის ასეთსავე კალიბრ ბრინჯაოს. ნახ. 5 ტიპური α ბრინჯაოა. გამოიყენება მონეტების და სამზადებლად და სხვ; ნახ. 7 — საზამბარე ბრინჯაოა, გამოიყენება ციფნაქედ მდგომარეობაში.

რკინის დამატებით ალუმინიანი ბრინჯაო იძენს მალალ ანტიფრიქციულ თვისებებს (მაგალითად, ნახ. 9—4), ნიკელის დამატებით ხდება სიმტკიცისა და ანტიკოროზიულობის გადიდება (მაგალითად, ნახ. 10—4—4); ასეთი ბრინჯაო ფართოდ გამოიყენება ჰაერზე, წყალში, ზღვის წყალში მომუშავე არმატურისა და მანქანათა ნაწილების დასამზადებლად.

სილიციუმისანი ბრინჯაო — აგრეთვე კალიანი ბრინჯაოს შემცველია. $Cu-Si$ მდგომარეობის დიაგრამაზე (ნახ. 220) ჩანს, რომ α მყარი ხსნარის არე აქ ვრცელდება სილიციუმის 4%-მდე. პრაქტიკულად გამოიყენება შენადნობები სილიციუმის 2—5% შემცველობით, ხშირად მასში დამატებით შეტანილია მანგანუმი (მაგალითად, ნახ. 1—1), თუთია (ნახ. 4 — 4) ან ნიკელი (ნახ. 1—3) და სხვ.

სილიციუმისანი ბრინჯაო ყველა თვისებით თითქმის უკეთესია კალიანი ბრინჯაოზე, მაგრამ ჩაჯდომა მას მეტი აქვს.

ბერილიუმისანი ბრინჯაო — ამჟამად სულ უფრო გამოიყენებას პოულობს. მას ახასიათებს დისპერსიული გასაღების უნარი (ნახ. 221), ამიტომ დაძველების შემდეგ სისალე მნიშვნელოვნად იზრდება და ხშირად 400 HB-ს აღწევს; ახასიათებს, აგრეთვე, მაღალი დრეკადობა, ამიტომ გამოიყენება საპასუხისმგებლო ზამბარებისათვის და სხვ. 56-ე



ნახ. 220. $Cu-Si$ შენადნობთა მდგომარეობის დიაგრამა.

ბრინჯაოს ქიმიური შედგენილობა და თვისებები

ბრინჯაოს მარკა	ქიმიური შედგენილობა, % (საშუალო)				მექანიკური თვისებები		
	Sn	Zn	Pb	სხვა ელემენტები	სიბრტყილი ზღვარი ა _კ , კგ/მმ ²	შრდობითი წიგ- რძელება ბ, %	სისხ- ლე HB
კალიანი ბრინჯაო							
BrO 10	10	—	—	—	20	10	—
BrOΦ 10-1	10	—	—	1P	30	3	—
BrOЦ 4-3	4	3	—	—	35	40	60
BrOЦC 4-4-2.5	4	4	2.5	—	30	40	60
BrOHC 11-4-3	11	—	3	4Ni	25	—	—
ალუმინიანი ბრინჯაო							
BrA-5	—	—	—	5Al	—	—	—
BrA-7	—	—	—	7Al	60	10	70
BrAMu 9-2	—	2	—	9Al	50	20	100
BrAJ 9-4	—	—	—	9Al; 4Fe	60	10	110
BrAJMu10-3-1.5	—	—	—	10Al; 3Fe; 1.5Mn	10	10	120
BrAJH 10-4-4	—	—	—	10Al; 4Fe; 4Ni	70	10	150
სილიციუმიანი ბრინჯაო							
BrKц 4-4	—	4	—	4Si	—	—	—
BrKMu 3-1	—	—	—	3Si; 1Mn	—	—	—
BrKH 1-3	—	—	—	1Si; 3Ni	—	—	—
ბერილიუმიანი ბრინჯაო							
BrB 2	—	—	—	2Be	—	—	—
BrBH 1,7	—	—	—	1,7Be; 0,4Ni; 0,2Ti	—	—	—
BrBH 1,9	—	—	—	1,9Be; 0,4Ni; 0,2Ti	—	—	—

ცხრილში მაგალითისათვის მოცემულია ზოგიერთი ბრინჯაოს ქიმიური შედგენილობა და თვისებები.

§ 66. ნიკელი და მისი შენადნობები

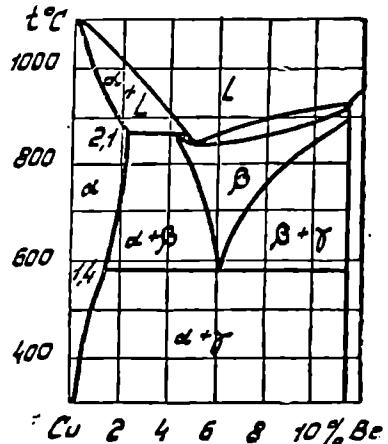
ნიკელი მოვერცხლისფრო ლითონია, ხასიათდება საკმაოდ მაღალი სიმტკიცითა და პლასტიკურობით (HB=60; ა_კ=კგ/მმ²; ბ=50—70%). ნიკელის განსაკუთრებულ ღირსებას წარმოადგენს მისი მკდეგობა კოროზიის მიმართ ჰაერზე და ზოგიერთ სხვა არეში. გარდა ამისა, ნიკელი ძალიან კარგად პრიალდება. აღნიშნულის გამო, ნიკელი ფართოდ გამოიყენება სხვა ლითონების დასაფარავად.

ნიკელის შენადნობებიდან ძირითადად ცნობილია შემდეგი: 1. შენადნობები სპილენძთან, რომელთაგან გამოირჩევა მონელლითონი (30% Cu). იგი თავისი თვისებებით წააგავს სუფთა ნიკელს, მაგრამ უფრო იაფია და ამიტომ მანქანათა ნაწილების დამზადებისას სცვლის მას. იგივე უკუფს მიეკუთვნება მელქიორი (80% Cu), რომელიც ხასიათდება მაღალ-

ლი უქანგაობით და ფართოდ გამოიყენება საყოფაცხოვრებო ნივთების დასამზადებლად.

2. შენადნობები რკინასთან, რომელთაგან გამოირჩევა პერმანოზი ავი ხასიათდება მაღალი მაგნიტური შეღწევადობით; ინვარი და პლატინიტი ხასიათდებიან განსაკუთრებული გაფართოების კოეფიციენტით (იხ. თავი VIII, § 64).

3. შენადნობები ქროსთან—ნიქრომები, რომლებიც ხასიათდება მაღალი ელექტროწინალობით და გამოიყენება სახურებელი ელემენტების დასამზადებლად (იხ. თავი VIII, § 64); ქრომელი და ალუმელი, რომლებიც თერმოწყვილების დასამზადებლად გამოიყენება და სხვ. ნიკელის შენადნობებისათვის მარკაში პირველ ადგილზე იწერება ასო H (ნიკელი), შემდეგ კი სხვა ელემენტების აღმნიშვნელი ასოები და მათი რაოდენობის აღმნიშვნელი რიცხვები (ნსგავსად ბრინჯაოსი).



ნ.ხ. 221. Cu—Be შენადნობთა მდგომარეობის დიაგრამა.

ნ.ხ. 221. Cu—Be შენადნობთა მდგომარეობის დიაგრამა. ;

§ 67. ტიტანი და მისი შენადნობები

ტექნიკაში გამოყენებულ ფერად ლითონებს შორის ტიტანი ერთ-ერთ ახალთაგანს მიეკუთვნება. თავისი კუთრი წონით (4,5) იგი იმყოფება ალუმინსა და რკინას შორის, მაგრამ აქვს ორივეზე უფრო მაღალი დნობის ტემპერატურა (1665°).

ძალიან სუფთა ტიტანი ხასიათდება შედარებით მცირე სისალითა და სიმტკიცით (HB=100; $\sigma_b=30$ კგ/მმ²) და მაღალი პლასტიკურობით ($\delta=50\%$; $\psi=60-70\%$).

ფიზიკური თვისებებიდან განსაკუთრებით აღსანიშნავია ტიტანის მაღალი ტანგენსის წინალობა ჰაერზე, წყალში, ზღვის წყალში, ზოგიერთ მჟავაში, რობელიც გამოწვეულია დაქცეული ფურჩის წარმოქმნით; ეს უკანასკნელი განაპირობებს ტიტანის პასივირებას (არსებითად ტიტანი კიმიურად აქტიური ელემენტია).

ამჟამად მიღებული ტიტანის სისუფთავე აღწევს 99,9%, ე. ი. მონარეგების რაოდენობა არ აღემატება 0,1%; გამოყენებულია აგრეთვე 99,8%, 99,6%, 99,4% სისუფთავის ტიტანი.

სუფთა ტიტანში გარღვეული მინარეგების სახით გვხვდება ნახშირ-

ჰადი, აზოტი, ჟანგბადი, წყალბადი. ეს მინარევები ტიტანთან იძლევა ჩანერგვის მყარ ხსნარებს, ამიტომ მათი გავლენით ტიტანის სისალე და სიმტკიცე იზრდება, მაგრამ პლასტიკურობა მნიშვნელოვნად მცირდება. ეს ელემენტები ზაგნე მინარევებად ითვლება.

ტიქნიკურად სუფთა ტიტანს უშვებენ BT1 და BT2 მარკით (სისუფთავით 99,1%). რომლის თვისებებია: $\alpha = 50 - 60 \text{ კგ/მმ}^2$; $\delta = 20 - 25\%$; ეს თვისებები მნიშვნელოვნად იცვლება ციკლდვის შედეგად. ასე, 50% დეფორმაციის შემდეგ სიმტკიცის ზღვარი $\sigma_s = 90 \text{ კგ/მმ}^2$, ხოლო ფარლობითი წაგრძელება $\delta < 10\%$. ცხადია, რომ რეკრისტალიზაციის შემდეგ ხდება თვისებების აღდგენა საწყის დონემდე.

ტიქნიკური ტიტანი გამოიყენება როგ შემთავრებში, როდესაც იგი თავისი მაღალი უქანგაობის გაზო თითქმის შეუცვლელია. ტიტანისაგან მზადდება დეტალები ტუმბოებისათვის, რომლებიც ბუშაობს აგრესიულ არეებში, კომარესორების სარკველები, ვალვანური აბაზანების დეტალები და სხვ. ყველა ამ დანიბნულებით ტიტანი გაცილებით უკეთ ბუშაობს, ვიდრე უქანგავი ფოლადი. ტიტანი გამოიყენება აგრეთვე გემომშეხებლობაში, ზოგიერთი ფერადი ლითონის ჰიდრომეტალურგიაში მოწყობილობის დასაბზადებლად და სხვ. ამრიგად, სუფთა ტიტანი ძირითადად გამოიყენება როგორც უქანგავი და შეავაგაძლე ლითონი.

კიდევ უფრო დიდია ტიტანის შენადნობთა პერსპექტივები. ტიტანის შენადნობთა წარმოებაში მალეგირებელი ელემენტების სახით გამოიყენება ალუმინი, რკინა, ქრომი, მანგანუმი, მალიბდენი, ვოლფრამი, ვანადიუმი და სხვ. მათი უმრავლესობა ტიტანთან იძლევა ჩანაცვლების მყარ ხსნარებს. მიღებული შენადნობები ხასიათდება ძალიან მაღალი სიმტკიცით (საშუალოდ 120 კგ/მმ^2 -მდე). ტიტანი ხასიათდება ორი ალოტროპიული სახესხვაობით α და β , რაც ტიტანის შენადნობთა თერბული დამუშავების საშუალებას იძლევა. თერბული დამუშავება მდგომარეობს წრთობაში. წრთობის შემდეგ ტიტანის შენადნობთა თვისებები მნიშვნელოვნად უმჯობესდება. კიდევ უკეთეს მაჩვენებლებს იძლევა თერბომექანიკური დამუშავება.

ცვეთამედგობის გასადიდებლად ხანდახან მიმართავენ აგრეთვე აზოტირებას. აზოტირებული შრის სისქე 0,1 მმ აღწევს, ზედაპირული სისალე $1000 - 1200 \text{ HV}$.

მექანიკური თვისებების თვალსაზრისით ტიტანში ყველაზე ღირსშესანიშნავია მისი კუთრი სიმტკიცე (სიმტკიცის ზღვარის შეფარდება კუთრ წონასთან). ეს მაჩვენებელი შემოღებულია სხვადასხვა ლითონისა და შენადნობის ერთმანეთთან შესადარებლად. თუ ფოლადისათვის საშუალო კუთრი სიმტკიცე არის $120 : 7,8 \approx 15$, ალუმინის შენადნობებისათვის არის $50 : 2,7 \approx 18$, ტიტანის შენადნობებისათვის კი $120 : 4,5 \approx 26$. როგორც ვხედავთ, ტიტანის შენადნობთა კუთრი სიმტკიცე მნიშვნე-

ლონად აღემატება როგორც ალუმინის შენადნობების, ისე ფოლადის კუთრ სიმტკიცეს; სწორედ ეს განაპირობებს მათ პერსპექტიულობას. განსაკუთრებით ისეთი დარგების განვითარებასთან დაკავშირებით, როდესაც კონსტრუქციის წონას გადაწყვეტი წინმენელობა აქვს. ასეთია. ძირითადად, ავიაცია, რაკეტული ტექნიკა და სხვ.

ტემპერატურის აწევასთან ერთად ტიტანის შენადნობები კარგავენ სიმტკიცეს, მაგრამ 400—500°-მდე მათი კუთრი სიმტკიცე უფანგავ და მხურვალმტკიცე ფოლადებთან შედარებით მაინც მაღალია. ამიტომ ტიტანის ზოგიერთი შენადნობი, მაგალითად, BT3, BT3—1, BT8 გამოიყენება როგორც მხურვალმტკიცე.

ტექნიკაში გამოყენებული ტიტანის შენადნობები მოცემულია 57-ე ცხრილში.

ც ხ რ ი ლ ი 57

ტიტანის შენადნობები

მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %		მექანიკური თვისებები				
	Al	სხვა ელემენტები	σ _ბ კგ/მმ ²	σ _{0.2} კგ/მმ ²	ბ, %	ψ, %	α _მ კგ/მმ ²
OT4	2,0—3,5	1—2Mn	70—85	55—65	5—40	25—55	3,5—6,5
BT3	4,1—6,2	2—3Cr	85—115	85—105	10—16	25—40	3—6
BT3—1	4,0—6,2	1,5—2,5 Cr; 1,0—2,5 Mo	95—120	85—110	10—16	25—40	3—6
BT4	4,0—5,0	1—2Mn	80—90	70—80	15—22	21—30	—
BT5	4,1—5,5	—	80—95	70—85	12—25	30—45	3—6
BT6	5,1—6,5	3,5—4,5 V	97—100	80—90	8—13	30—45	4—6
BT8	5,8—6,8	2,8—3,8 Mo	115—118	95—110	9—45	30—55	3—6

შენიშვნა: ამჟამად გამოუმუშავებულია ტიტანის კიდევ ახალი შენადნობები T-3, T-4, T-6, T-8, T-9, T-10. არსებობს არსებულ შენადნობებთან შედარებით უფრო მრავალკომპონენტანია და გადიდებული თვისებებითაც ხასიათდება.

§ 68. ალუმინი და მისი შენადნობები

ალუმინი თეთრი ფერის ძალიან რბილი და პლასტიკური ლითონია ($HB=2$), $\sigma_b=6—12$ კგ/მმ², $\delta=35\%$). ფიზიკური თვისებებიდან აღსანიშნავია ალუმინის მაღალი ელექტროგამტარობა (სპილენძის ელექტროგამტარობის 60%), თბოგამტარობა, მცირე კუთრი წონა (2,7) და ჟანგვისადმი წინაღობა (ზედაპირზე ქანგეულის Al_2O_3 -ის შტკიცე ფურჩის წარმოქმნის გამო).

სუფთა ალუმინი ძირითადად გამოიყენება ელექტროტექნიკაში, საოჯახო საგნების (ქურჭელი) დასამზადებლად და სხვა ლითონების დასაფარავად ქანგის საწინააღმდეგოდ.

ძალიან დაბალი სიმტკიცისა და სისალის გამო მანქანათმშენებლობაში სუფთა ალუმინი არ გამოიყენება.

ალუმინის დაბალი მექანიკური თვისებების რამდენადმე გადიდება შესაძლებელია ციკვიდვით, ცივანქვლი ალუმინის სიმტკიცის ზღვარი

მ. 17—18კგ/მ³ აღწევს, ხოლო სისალე 45HB-ს. ციკლედვის მოხსნა შესაძლებელია სარეკრისტალიზაციო მოწვეით 300° ტემპერატურაზე.

სუფთა ალუმინის ნიშანდება მისი სისუფთავის ხარისხის მიხედვით ხდება (ალუმინის ძირითადი გარდუვალი მინარევებია რკინა და სილიციუმი). სუფთა ალუმინის მარკები მოცემულია 58-ე ცხრილში.

ც ხ რ ი ლ ი 58

ალუმინის მარკები

მარკა	ალუმინის რაოდენობა
AB 0000	99,996
AB100	99,99
AE00	99,97
A10	99,93
A10	99,7
A0	99,6
A1	99,5
A2	99,0
A3	98,0

AB0000 და AB000 მარკების ალუმინი იშვიათია და იყენებენ მხოლოდ განსაკუთრებულ შემთხვევებში. AB00, A10, A00, A0, A1 მარკების ალუმინი გამოიყენება ქიმიური აპარატურისათვის, დურალუმინის პლაკირებისათვის უტანგაობის შექმნის მიზნით, ელექტროსადენებისა და კილიტის დასამზადებლად, ჭურჭლის დასამზადებლად; A2 და A3 ძირითადად გამოიყენება შენადნობთა წარმოებაში და ფართო მოხმარების საგნების დასამზადებლად. მანქანათმშენებლობაში ძირითადად გამოიყენება ალუმინის შენადნობები.

ალუმინის ყველა შენადნობი შექმნილია დამუშავების მიხედვით გაიყოფა ორ ჯგუფად: სამსხელო შენადნობები და შენადნობები, რომ-

ც ხ რ ი ლ ი 59

ალუმინის სამსხელო შენადნობები

მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %				
	Si	Mg	Mn	Cu	Zn
AL1	—	1,25—1,75	—	3,75—4,5	1,75—2,25Ni
AL2	10—13	—	—	—	—
AL3	4,0—6,0	0,2—0,8	0,2—0,8	1,3—3,5	—
AL4	8—11,5	0,17—0,30	0,25—0,50	—	—
AL5	4,5—5,5	0,5—0,60	—	1,0—1,5	—
AL6	4,5—6,0	—	—	2,0—3,0	—
AL7	—	—	—	4,0—5,0	—
AL8	—	9,5—11,5	—	—	—
AL11	6,0—8,0	0,1—0,3	—	—	10—14 Zn
AL12	—	—	—	9,0—11,0	—

შენიშვნა: რიცხვი მარკაში მხოლოდ რიგითი ნომერია და კონკრეტულად არაფერზე მიგვიითებს.

ლებიც წინვით მუშავდება. ასეთი დაყოფა, რასაკვირველია, გაპირობებულია სტრუქტურით. შენადნობები, რომლებიც მყარი ხსნარების არეში იმყოფება, ხასიათდება მაღალი პლასტიკურობით და ამიტომ ადვილად მუშავდება წნევით. შენადნობები კი, რომელთა სტრუქტურა მექანიკურ ნარევეს წარმოადგენს, მყიფეა და ამავე დროს უკეთესი სამსხელო თვისებებით ხასიათდება (ეგზეტიკურობა ახლო მდებარე შენადნობები). ამიტომ მათგან ნაკეთობათა დამზადება ჩამოსხმით ხდება.

სამსხელო შენადნობები. სამსხელო შენადნობებიდან

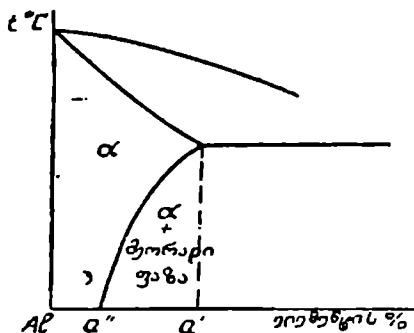
ვეელაზე ფართოდ არის გავრცელებული ალუმინისა და სილიციუმის ეტექტიკურთან ახლო შენადნობი—სილუმინი, სილიციუმის 12—14% რაოდენობით (ეტექტიკაში 11,6% სილიციუმი). სილუმინი ხასიათდება ძალიან მაღალი სამსხმელო თვისებებით, ამავე დროს მისი სიმტკიცის მაჩვენებლები სუფთა ალუმინთან შედარებით რამდენადმე გადიდებულია, სახელობრივ $\sigma_b = 14 \text{ კგ/მმ}^2$, $\delta = 3\%$. სხმულ სილუმინს აქვს ძალიან მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურა, ამიტომ სტრუქტურისა და თვისებების გასაუმჯობესებლად თხევადი სილუმინი განიკდის განსაკუთრებულ დამუშავებას—მოდულირებას. მოდიფიკატორად გამოიყენება ნატრიუმი 0,1% რაოდენობით. მოდიფიკირების შემდეგ მექანიკური თვისებები უმჯობესდება: $\sigma_b = 20 \text{ კგ/მმ}^2$, $\delta = 8\%$. სილუმინის მარკა აღინიშნება АИ1, АИ2 (რაც ნიშნავს алюминийный литейный). ეს შენადნობები ხასიათდება მაღალი სამსხმელო თვისებებით, მაგრამ, როგორც დავინახეთ, მათი მექანიკური თვისებები დიდად სახარბიელო მაინც არ არის, ამიტომ ისინი გამოიყენება რთული მოყვანილობის სხმული დეტალების დასაზღვრებლად, როცა მათ მაინცდამაინც მაღალი მექანიკური თვისებები არ მოეთხოვება. მაგრამ ორკომპონენტთან სილუმინს ბევრ ღირსებასთან ერთად ახასიათებს მთელი რიგი ნაკლოვანებანი. მათგან ძირითადია სხმულის ფორიანობა და ის, რომ სილუმინი არ ექვემდებარება შემდგომ თერმულ დამუშავებას, ამიტომ სიმტკიცის თვალსაზრისით ვერ აკმაყოფილებს მანქანათმშენებლობის მოთხოვნებს. პირველი ნაკლის თავიდან აცილება შესაძლებელია წნევის ქვეშ კრისტალიზაციის შედეგად, რის დროსაც მკვეთრად მცირდება შენადნობის ფორიანობა. ამიტომ ფართოდ მიმართავენ სილუმინის წნევით ჩამოსხმას. მეორე ნაკლი არ ახასიათებს სილუმინს, რომელიც გამდიდრებულია სხვადასხვა ელემენტით, როგორცაა მაგნიუმი, სპილენძი, მანგანუმი (მარკები АИ4, АИ5, АИ7). ასეთი სილუმინი თერმული დამუშავების შემდეგ კიდევ მტკიცდება, რაც საგრძნობლად აფართოებს მისი გამოყენების არეს. სხვადასხვა ელემენტის შემცველი სილუმინი გამოიყენება, კერძოდ, დგუშების ჩამოსასხმელად. სილუმინის დგუშები თუჯის დგუშებთან შედარებით ხასიათდება საგრძნობი სიმსუბუქით, თბოგანტარობით, ადვილად მუშავდება კრით, მაგრამ ჯერჯერობით თუჯის დგუშებზე უფრო ძვირია. 59-ე ცხრილში მოცემულია ალუმინის ძირითადი სამსხმელო შენადნობები.

წნევით დასამუშავებელი შენადნობები. როგორც ზემოთ ვთქვით, ამ შენადნობების სტრუქტურა ძირითადად წარმოადგენს ძყარ ხსნარს ალუმინის ფუძეზე, რაც უზრუნველყოფს შენადნობთა მაღალ პლასტიკურობას. მაგრამ ამავე დროს აღსანიშნავია, რომ ამ შენადნობების შემცველი კომპონენტების (Cu, Mn, Mg) ხსნადობის ზღვარი ალუმინში ტემპერატურის დაწვეასთან (ეტექტიკის ტემპერატურიდან ოთახის ტემპერატურამდე) მცირდება, სწორედ ეს განაპირობებს ალუ-

მინის ასეთი შენადნობების თერმული დამუშავების შესაძლებლობას და ამ დამუშავების შედეგად სიმტკიცის ძალიან საკრძნობ გადიდებას.

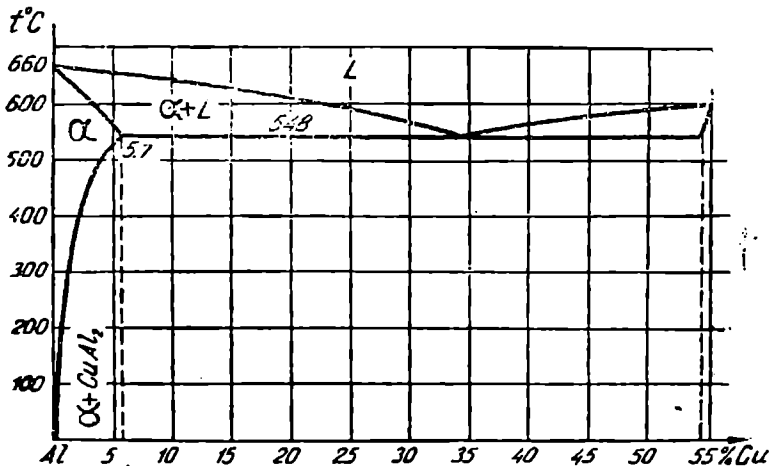
ამის საფუძველზე წნევით დასამუშავებელი შენადნობები თავის მხრივ კიდევ ორ ჯგუფად იყოფა:

1) შენადნობები, რომლებიც თავისი კონცენტრაციით მდგომარეობის დიაგრამაზე განლაგებულია ოთახის ტემპერატურისათვის დამახასიათებელი ხსნადობის ზღვარის მარცხნივ (ნახ. 222, a'' წერტილის მარცხნივ), გახურება-გაცივების პროცესში არაფითარ ფაზურ გარდაქმნებს არ განიცდიან. ანიტომ მათი თერმული დამუშავება, ე. ი. გამტკიცება შეუძლებელია; 2) შენადნობები, რომელთა კონცენტრაცია a'' a' ინტერვალში



ნახ. 222. ალუმინისა და რაიმე ლითონის მდგომარეობის დიაგრამა (სქემა).

იმყოფება, ხსნადობის ზღვარის შემცირების გამო განიცდის მეორად გარდაქმნებს, ამიტომ ექვემდებარება თერმულ დამუშავებას, რომლის



ნახ. 223. Al—Cu შენ დნობთა მდგომარეობის დიაგრამა

შედეგადაც ხდება მნიშვნელოვანი გამტკიცება. მაგალითისათვის განვიხილოთ Al—Cu სისტემა (ნახ. 223). როგორც ვხედავთ, სპილენძი ალუმინში იხსნება განსაზღვრული რაოდენობით. 548°-ზე ხსნადობის ზღვარია 7%-ია, ოთახის ტემპერატურაზე კი ხსნადობას თითქმის არა აქვს ადგილი. ასეთ პირობებში, ცხადია, 0—5,7%-მდე სპილენძის შემცველ-

ყველა შენადნობში სოლიდუსის ქვემოთ არსებული მყარი ხსნარი დაიწყებს მეორად გარდაქმნას (იხ. თავი III, § 22). მეორადი გარდაქმნა მდგომარეობს ჭარბი ფაზის წარმოქმნაში. ეს ჭარბი ფაზა აქ CuAl_2 -ის სახით გამოკრისტალდება (უფრო რთულ შენადნობებში, სადაც სპილენძთან ერთად არსებობს მაგნიუმი, სილიციუმი, ო.უთია და სხვ. ჭარბი ფაზები შეიძლება იყოს Mg_2Si , MgZn_2 , CuMgAl_2 და სხვ.).

სწორედ ამ ჭარბი (მეორადი) ფაზების არსებობაზეა დამყარებული ალუმინის შენადნობებისა თერმული დამუშავება.

დამუშავება მდგომარეობს იმაში, რომ შენადნობს აწრობენ დაახლოებით 500° -დან. წრთობის შედეგად ფიქსირებულია მყარი ხსნარი ალუმინის ფუძეზე. მაგრამ ოთახის ტემპერატურაზე ეს მყარი ხსნარი მეტად გადაჯეკებულია სპილენძით.

რადგან მყარი ხსნარი გადაჯეკებულია, იგი არ შეიძლება მდგრადი იყოს. ამიტომ წრთობის შემდეგ იგი უცვლელი რჩება მხოლოდ გარკვეული, საკმაოდ მცირე დროის განსაველობაში. ჩვეულებრივად დროის ამ მონაკვეთს საინკუბაციო პერიოდს უწოდებენ. ამ პერიოდში ნაწრთობ შენადნობში შენარჩუნებულია ერთგვაროვანი მყარი ხსნარი, იგი მაღალ პლასტაკურია, რაც კარგად გამოიყენება ტექნოლოგიური თვალსაზრისით — შესაძლებელია ნაკეთობათა სწორება, მოქლონების თავების დეფორმაცია და სხვ. საინკუბაციო პერიოდის დამთავრების შემდეგ შენადნობში იწყება ცვლილებები, რომლებიც იწვევს მის ჭკვეთრ განმტკიცებას. ამ მოვლენას დაძველება ეწოდება. რადგან იგი მიმდინარეობს ჩვენგან დამოუკიდებლად, ოთახის ტემპერატურაზე, მას ხშირად ბუნებრივ დაძველებას უწოდებენ. დაძველება შეიძლება ხელოვნურადაც ჩავატაროთ, რისთვისაც საკმარისია ტემპერატურა აწვიოთ $160-200^\circ$ -მდე. ასეთი ოპერაცია იწვევს გამტკიცებას, მხოლოდ რამდენადმე უფრო ნაკლებს და მას ხელოვნური დაძველება ეწოდება.

დაძველების საკითხი მრავალი კვლევის საგანი იყო, მაგრამ უნდა ვიფიქროთ, რომ იგი დღემდე საბოლოოდ ახსნილი არ არის. პირველად გამტკიცების მოვლენას ხსნიდნენ იმით, რომ გადაჯეკებული მყარი ხსნარიდან ხდება ქიმიური ნაერთების ძალიან წვრილდიამეტრიული ნაწილაკების გამოყოფა და ეს ნაწილაკები ასრულებენ რა სოლების როლს, აფერხებენ დატურებებს კრისტალებში და მკვეთრად აღიდებენ სიმტკიცეს. აქედან წარმოსდგა ტერმინი - დისპერსიული გამტკიცება. მაგრამ შემდეგ რენტგენოსტრუქტურულმა და მიკროსტრუქტურულმა კვლევამ დაამტკიცა, რომ, როდესაც იწყება გამტკიცება, ქიმიური ნაერთების შარცვლები ჯერ გამოკრისტალებული არ არის, ხოლო როდესაც უკვე ჩნდება გამოკრისტალებული შარცვლები, სიმტკიცე და სისაღრმე იწყებს ვარდნას. მაშინ იკვლევარები მივიდნენ იმ დასკვნამდე, რომ გამტკიცებას იწვევს არა მეორადი ფაზების — ლითონთშორისი ქიმიური ნაერთების

საბოლოო გამოკრისტალება, არამედ ამ გამოკრისტალებისათვის მოსამზადებელი პროცესი. ამ მიმართულებით გარკვეულად დამაჯერებელი კვლევები ჩატარებული აქვთ გინიეს და პრეტონს. მათი დაკვირვების შედეგად დამტკიცდა, რომ ოთახის ტემპერატურაზე გადაჯერებულ მყარ ხსნარში ადგილი აქვს სპილენძის გარკვეულ დიფუზიას, რის შედეგადაც წარმოიქმნება ზონები, სადაც სპილენძის რაოდენობა გადიდებულია. ეს ზონები ყალიბდება ფირფიტების სახით, რომელთა სისქე რამდენიმე ატომთშორისი მანძილია, ხოლო სიგრძე კი რამდენიმე ათეული ატომთშორისი მანძილი. ამ ზონებში მიიღო გინიე-პრეტონის ზონების სახელწოდება. გინიე-პრეტონის ზონები უპირატესად წარმოიქმნება იქ, სადაც გისოსის აგებულებაში ადგილი აქვს გარკვეულ დარღვევებს: ეს არის ბლოკების საზღვრები, დისლოკაციების ადგილები და სხვ. გინიე-პრეტონის ზონები კოგერენტულია ძირითად მყარ ხსნართან, მაგრამ მათი სასაზღვრო არე შეტად დაძაბულია, რაც განაპირობებს შენადნობის მაღალ სიმტკიცეს. სწორედ ამაში მდგომარეობს ბუნებრივი დაძველება და აქვე უნდა შეწყდეს ხელოვნური დაძველება ($150-200^{\circ}\text{C}$). თუ ხელოვნური დაძველების პროცესში ტემპერატურას გავადიდებთ, გინიე-პრეტონის ზონებში სპილენძის რაოდენობა კიდევ გაიზრდება, გაუტოლდება სტექიომეტრულ შედგენილობას და დაიწყება ქიმიური ნაერთის Cu_2Zn -ის წარმოქმნა. მაგრამ ეს ქიმიური ნაერთი ჯერჯერობით კოგერენტულია დედახსნართან და სიმტკიცე შენარჩუნებულია. შემდეგ ქიმიური ნაერთი მოწყდება დედაფაზას, კოგერენტობა დაირღვევა, სიმტკიცე დაიწყებს ვარდნას.

წნევით დასამუშავებელი ტექნიკური შენადნობები, როგორც თერმული დამუშავების შედეგად გამტკიცებას არ განიცდიან, არის ალუმინის შენადნობები მანგანუმთან და მაგნიუმთან (ცხრილი 60).

ყველა ეს შენადნობი ხასიათდება მაღალი პლასტიკურობით, ამიტომ წნევით დამუშავების დროს აქვს კარგი ტექნოლოგიურობა. მექანიკური თვისებები შედარებით დაბალია, მაგრამ მათი გადიდება შესაძლებელია ციკლედით. პრაქტიკულად ეს შენადნობები გამოიყენება სამ მდგომარეობაში: მოწვარ მდგომარეობაში ანუ, როგორც ამბობენ, რბილ მდგომარეობაში, ნახევრად ცივანკედ და ცივანკედ მდგომარეობაში, რაც აღინიშნება მარკის ბოლოში დამატებითი ასოს დასმით, შესაბამისად $M(\text{мягкое состояние})$, $P(\text{полунагартованное})$ და $H(\text{нагартованное})$ —ცივანკედი). მაგალითად, შენადნობი AlMn შეიძლება იყოს სამ მდგომარეობაში: AlMnM (რბილი, $\sigma_s = 13 \text{ კგ/მმ}^2$); AlMnH (ნახევრად ცივანკედი, $\sigma_s = 16 \text{ კგ/მმ}^2$) და AlMnH (ცივანკედი, $\sigma_s = 20 \text{ კგ/მმ}^2$).

წნევით დასამუშავებელი შენადნობები, რომლებიც თერმული დამუშავების შედეგად განიცდიან გამ-

ალუმინის შენადნობები, რომლებიც არ ექვემდებარებიან გამტკიცებას

მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %		მექანიკური თვისებები		
	Mg	Mn	σ _b , კგ/მმ ²	σ _s , კგ/მმ ²	δ, %
AMn	<0,05	1,0—1,6	13	5	20
AMr	2,0—2,8	0,15—0,4	20	10	23
AMr3	3,2—3,8	0,4—0,6	20	10	15
AMr5	4,0—5,5	0,3—0,6	20	10	15
AMr7	6,0—7,5	0,3—0,6	20	10	15

შენიშვნა: A ნიშნავს ალუმინის შენადნობს, Mn—მანგანუმი, Mr—მაგნიუმი; ყველა შენადნობი, გარდა ამისა, შეიცავს 0,4—0,6% Si, 0,4—0,7% Fe, 0,1—0,5% Cu; AMr3 შეიცავს 0,5—0,8% Si.

ტკიციებას, არსებითად არის ალუმინის შენადნობები იგივე ელემენტებთან, მიოლოდ სპილენძის მეტი რაოდენობით. შატგან ძირითადია დურალუმინი (დურ ფრანგულად ნიშნავს მაგარს).

დურალუმინი ძირითადად შეიცავს ალუმინს, სპილენძს, მანგანუმს, მაგნიუმს და გარდუვალ მინარევეებს—ჩკინას და სილიციუმს. მარკა აღინიშნება ასო D-ით (ცხრილი 61).

დურალუმინის ქიმიური შედგენილობა და თვისებები

მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %			მექანიკური თვისებები					
	Cu	Mn	Mg	მდგომარეობა	σ _b , კგ/მმ ²	σ _s , კგ/მმ ²	δ, %	ψ, %	HB
D1M	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	მომწვარი	21	11	18	58	45
D1T				თერმ. დამუშავ.	42	24	15	35	45
D6M	4,6—5,2	0,5—0,9	0,65—1,0	მომწვარი	22	11	15	48	50
D6T				თერმ. დამუშავ.	44	30	15	—	105
D16M	3,8—4,5	0,3—0,9	1,2—1,8	მომწვარი	22	11	18	55	50
D16T				თერმ. დამუშავ.	47	32	17	30	105

შენიშვნა: 1. ყველა შენადნობი შეიცავს 0,5% Si და 0,5% Fe.

2. მარკის ბოლოს ასო M ნიშნავს—მომწვარ, რბილ მდგომარეობაში (мягкий), ხოლო ასო T ნიშნავს თერმული დამუშავების შემდეგ (термически обработанный).

3. შენადნობს D1 ეწოდება დურალუმინი, ხოლო შენადნობებს D6, D16 ეწოდება სუპერდურალუმინი.

დურალუმინის მექანიკური თვისებების გაუმჯობესება ხდება თერმული დამუშავებით—წრთობითა და დაძველებით.

დურალუმინის წრთობა წყალში ხდება, დაახლოებით 500°-დან 500°-ზე ზემოთ გახურება დაუშვებელია, ამიტომ საჭიროა გახურების რეჟიმის ზუსტი დაცვა. წრთობის შემდეგ თვისებათა გაუმჯობესების ყველაზე კარგ შედეგს იძლევა ბუნებრივი დაძველება, რომელიც 5—7 დღე-

ღამე გრძელდება, რის შემდეგაც ვლებულობთ თვისებათა მაქსიმალურ მაჩვენებლებს.

დურალუმინის შედუღება ძირითად ლითონთან შედარებით მცირე სიმტკიცის ნაკერს იძლევა, ამიტომ პრაქტიკულად ნაწილების შესაერთებლად ჯერჯერობით გამოიყენება მოქლონები. დაქველების შემდეგ დურალუმინის პლასტიკურობა მეტად მცირეა და მოქლონების დასმა შეუძლებელი ხდება. ამიტომ ჩვეულებრივად ამისათვის იყენებენ დაქველების საინჟუბაციო პერიოდს, რომელიც $\Delta 1$ მარკისათვის 2 საათი გრძელდება, მაგრამ $\Delta 16$ და $\Delta 16$ -თვის კი 20 წუთს არ აღემატება. შემდეგ უკვე ადგილზე, მოქლონებში მიმდინარეობს დაქველების პროცესი, რომელიც 5—7 დღის შემდეგ მთავრდება.

უქანასკნელ ხანებში დადგენილია, რომ დაბალ ტემპერატურაზე (ნულის ქვემოთ) დაქველების პროცესი შეჩერებულია. ეს მოვლენა გამოყენებულია ნაწრობ ნაკეთობათა შესანახად წნევით დამუშავების წინ, რათა მათში არ დაიწყოს დაქველების პროცესი. ასე, მაგალითად, მოქლონებს წრთობის შემდეგ, ადგილზე დაყენებამდე, ინახავენ მაცივარში, რის დროსაც მათი პლასტიკურობის შენარჩუნება შესაძლებელია ნებისმიერი დროის განმავლობაში.

საკმაოდ კარგ შექანიკურ თვისებებთან ერთად ძალიან დიდი სიმსუბუქე უზრუნველყოფს დურალუმინის ფართო გამოყენებას. დურალუმინის ძირითადი მოხმარებელი ჯერჯერობით ავიაციია, მაგრამ-მას თანდათან იყენებენ ყველა სატრანსპორტო მანქანათმშენებლობაში.

მრავალ უპირატესობასთან ერთად დურალუმინს ახასიათებს ერთი დიდი ნაკლი, რომელიც მის დაბალ ეანგვის წინალობაში გამოიხატება. ეანგვის წინალობის გასაღიღებლად მიმართავენ პლაკირების პროცესს. პლაკირება მდგომარეობს იმაში, რომ დურალუმინის ფურცელზე მისი გლინვის წინ ორივე ხხრიდან დააფენენ ძალიან სუფთა ალუმინის თხელ ფურცლებს (ძირითადი ფურცლის განიკვეთის 5% სისქით) და შემდეგ მათ ერთად გლინავენ ცხელ ზდგომარეობაში. მიღებული იასალა. რომელსაც ხშირად ბიბეტალს (ორი ლითონი) უწოდებენ, კარგ შექანიკურ თვისებებთან ერთად ეანგვისადმი მაღალი წინალობით ხასიათდება.

მრავალ შემთხვევაში ალუმინის შენადნობებს უხდება მუშაობა მაღალი ტემპერატურის (300° -მდე) პირობებში. ასეთ პირობებში ჩვეულებრივი დაქველებული დურალუმინი კარგავს სიმტკიცეს, რადგან ხდება კარბი შეორადი ფაზების (ქიმიური ნაერთების) საბოლოო გამოკრისტალდება და კოაგულაცია (წვრილი მარცვლების გაერთიანება და მათ ხარჯზე მსხვილი მარცვლების წარმოქმნა). ალუმინის შენადნობების სიმტკიცის შენარჩუნებას მაღალი ტემპერატურის პირობებში უზრუნველყოფს რკინისა და ნიკელის დამატება (რკინა 0,5—1,5% და ნიკელი 1,5—2,5%), ფიქრობენ, რომ რკინა და ნიკელი აფერხებენ ალუმინში სხვა ელემენტ-

მის ღიფუზიას, რაც ხელს უშლის მეორადი ჭარბი ფაზების გამოკრისტალებას და დაძველებით მიღებული სიმტკიცე მაღალ ტემპერატურაზე შენარჩუნებულია. ასეთი ხსურვალმტკიცე ალუმინის შენადნობები აღინიშნება AK2, AK4 და სხვ. ასევე აღინიშნება დურალუმინი, რომელიც ნაქედ ან ნატეფრ მდგომარეობაში გამოიყენება (AK1), ანდა მისი მსგავსი შენადნობები (AK5, AK6, AK8).

§ 69. მაგნიუმი და მისი შენადნობები

მაგნიუმი კიდევ უფრო მსუბუქია, ვიდრე ალუმინი. მისი კუთრი წონა არის 1,7, ამიტომ მისი შენადნობებიც უფრო მსუბუქია. სუფთა მაგნიუმის მარკებია, მაგალითად, MP1 (99,9% Mg), MP2 (99,7% Mg). სუფთა მაგნიუმი ხასიათდება დაბალი სიმტკიცითა და სისალით ($\sigma_s = 10-15$ კგ/მმ², HB=35) და ამავე დროს ძალიან დაბალი პლასტიკურობით ($\delta = 5-10\%$).

ცივქვედვით მაგნიუმის სიმტკიცე რამდენადმე იზრდება და აღწევს 18 კგ/მმ², მაგრამ სუფთა მაგნიუმს ტექნიკაში მინც არ იყენებენ.

შენადნობებში მაგნიუმის ლეგირება ძირითადად ხდება ალუმინით, თუთიით და მანგანუმით. ყველა ეს ელემენტი განსაზღვრული რაოდენობით იხსნება მაგნიუმში, ამასთან ხსნადობის ზღვარი ტემპერატურის შემცირებასთან ერთად მცირდება. მაგრამ მაგნიუმის შენადნობებისათვის თერძულ დამუშავებას ისეთი გადამწყვეტი მნიშვნელობა არა აქვს, როგორც ალუმინის შენადნობებში.

მაგნიუმის შენადნობები, ისე როგორც ალუმინის შენადნობები, იყოფა ორ ჯგუფად: სამსხმელო შენადნობები და წნევით დასამუშავებელი შენადნობები.

სამსხმელო შენადნობების მარკები აღინიშნება MII ით (магнийснм спеченнй). გარდა მაგნიუმისა, ისირი შეიცავენ 10%-მდე ალუმინს, 3%-მდე თუთიას და 1-2% მანგანუმს (ცხრილი 62). მათგან შედარებით მეტად გავრცელებულია MII4 და MII5. ამ შენადნობების ჰისტოციის ზღვარი $\sigma_s = 16-18$ კგ/მმ²; სისალე—50HB. თერძული დამუშავება (წრთობა 400° ტემპერატურიდან) იძლევა თვისებათა გაუმჯობესებას და σ_s აღწევს 25 კგ/მმ².

წნევით დასამუშავებელი შენადნობებია MA1, MA2, MA3, MA4, MA5 (ცხრილი 6ა); შეიცავს 8-10%-მდე ალუმინს, 1-1,5% თუთიას და 0,5-2,5% მანგანუმს (მანგანუმის ძირითადი დანიშნულებაა ანტიკოროზიულობის გაზრდა). ამ შენადნობების სიმტკიცე $\sigma_s = 25-30$ კგ/მმ², წაგრძელება $\delta = 10-18\%$, სისალე HB=50-60.

მაგნიუმის შენადნობების საერთო ნაკლს წარმოადგენს კოროზიისადმი მცირე წინააღმდეგობა. მიუხედავად ამისა, მათ იყენებენ საავიაციო მშენებლობაში.

მაგნიუმის ხაზსხმელო შენადნობები

შენადნობის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %				მექანიკური თვისებ.		
	Al	Mn	Zn	Si	$\frac{\sigma}{\delta}$, მგ/მმ ²	δ , %	HB
MЛ1	—	—	—	1,0—1,5	11	3	44
MЛ2	—	1—2	—	—	10	4	35
MЛ3	2,5—3,5	0,15—0,5	0,5—1,5	—	18	8	45
MЛ4	5,0—7,0	0,15—0,5	2,0—3,0	—	18	5	50
MЛ5	7,5—9,0	0,15—0,5	0,2—0,8	—	16	5	50
MЛ6	9,0—10,2	0,15—0,5	0,6—1,2	—	16	1,5	50

მაგნიუმის წყევით დახამუშავებელი შენადნობები

შენადნობის მარკა	ქიმიური შედგენილობა, %					მექანიკური თვისებ.		
	Al	Mn	Zn	Ge	Ca	$\frac{\sigma}{\delta}$, მგ/მმ ²	δ , %	HB
MA2	4,0—5,0	0,4—0,8	0,8—1,5	—	—	28	10	55
MA3	5,5—7,0	0,15—0,5	0,5—1,5	—	—	30	12	60
MA5	7,8—9,2	0,15—0,5	0,2—0,8	—	—	32	14	55
MA8	—	1,5—2,5	—	0,15—0,35	—	25	18	50
MA9	0,4—0,8	1,0—1,8	—	—	0,1—0,3	—	—	—

§ 70. სასაპისრა შენადნობები

სასაპისრე (ანტიფრიქციული) შენადნობებს განსაკუთრებული მთხოვნები წაეყენება, სახელდობრ: 1) შენადნობი საკმაოდ მტკიცე უნდა იყოს, რომ მასზე მოკმედ დაწოლას დაუზრეველად გაუძლოს. ამავე დროს ის უნდა იყოს პლასტიკური, რათა ლილვთან კარგად მიმუშავდეს; 2) სასაპისრის შენადნობი უფრო მალე უნდა ცედებოდეს, ვიდრე თვით ლილვის შენადნობი, რისთვისაც უფრო რბილი უნდა იყოს, მაგრამ დიდი სირბილის შემთხვევაში ადგილი აქვს ხახუნის მაღალ კოეფიციენტს; 3) კარგად უნდა იქცარდეს ზეთს, რათა ადგილი ჰქონდეს სველ ხახუნს.

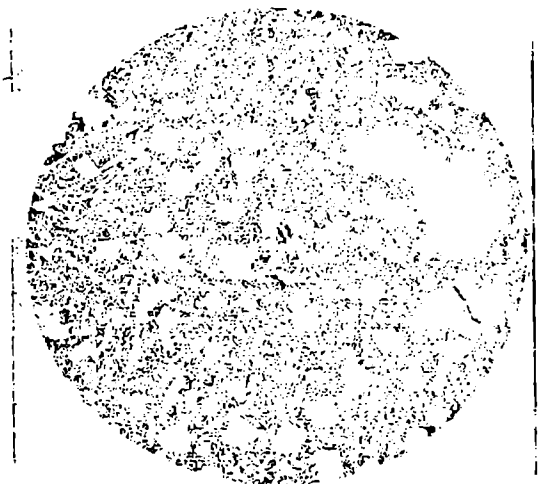
ჩამოთვლილი თვისებების უზრუნველსაყოფად სასაპისრის შენადნობი მზადდება არაერთგვაროვანი და შეირჩევა შემდეგნაირად: შედარებით რბილ, პლასტიკურ მასაში განლაგებული უნდა იყოს ქიმიური ნერთის სალი მარცვლები. მუშაობის დროს რბილი ფუძე გამოიცივება, რაც იძლევა სასაპისრის ლილვთან კარგ მიმუშავებას. ამავე დროს ლილვი დაყრდნობილი რჩება შედარებით საღ მარცვლებზე. ამ მარცვლებს შორის ღრმულეში კარგად ჩერდება საპოხი მასალები.

ზემომოყვანილ მთხოვნებს კარგად აკმაყოფილებს ე. წ. თეთრი ანტიფრიქციული შენადნობები—ბაბიტები.

ყველაზე მაღალხარისხოვანი სასაპისრე შენადნობი არის ბაბიტი B83.

ეს არის კალის შენადნობი ანთიმონსა და სპილენძთან ($83\% \text{Sn}$, $11\% \text{Sb}$, $6\% \text{Cu}$). მისი სტრუქტურა ძირითადად წარმოადგენს მყარ ხსნარს კალის ფუძეზე. მასზე განლაგებულია Cu_3Sn ქიმიური ნაერთის სალი ჩანართები, რომლებიც შენადნობში ჩონჩხს ქმნიან (სპილენძის დამატების ძირითად მიზანს წარმოადგენს სწორედ ამ ჩონჩხის წარმოქმნა, რომელიც აფერხებს შენადნობისათვის დამახასიათებელ ზონალურ ლიკვაციას) და SnSb ქიმიური ნაერთის განცალკევებული კუბური ჩანართები (ნახ. 224).

კალის სიძვირის გამო ამჟამად ცდილობენ In 83 ის შეცვლას სხვა, მცირეკალიანი შენადნობით. ასეთია მაგალითად, ბაბიტები BH ($15\% \text{Sb}$, $2\% \text{Cu}$, $1,5\% \text{Cd}$, $1\% \text{Ni}$, $0,7\% \text{As}$, $10\% \text{Sn}$, დანარჩენი ტყვია) და



ნახ. 224. ბაბიტი B83-ის მიკროსტრუქტურა.

BT ($15\% \text{Sb}$, $1\% \text{Cu}$, $10\% \text{Sn}$, დანარჩენი ტყვია), იყენებენ აგრეთვე B16 ($16\% \text{Sn}$) და B6 ($6\% \text{Sn}$) ბაბიტებს და სხვ.

ყველა ბაბიტი ადვილდნობადი შენადნობია (დნობის ტემპერატურა $250-320^\circ$). ჩვეულებრივად მათი ჩასხმა ხდება თუჯის კორპუსში.

ბაბიტის საკისრებს ძირითადად იყენებენ ისეთ დანადგარებში, სადაც ადგილი აქვს შედარებით მცირე წნევას და დიდ ბრუნთა რიცხვს. ასეთია, მაგალითად, სხვადასხვა სახის ძრავები.

იქ, სადაც საკისარზე დიდი წნევა ვითარდება, იყენებენ ანტიფრიკციულ: ბრინჯაოს. ყველაზე მაღალი თვისებებით ხასიათდება კალიანი ($10-12\% \text{Sn}$) ბრინჯაო. ასეთი ბრინჯაო ხასიათდება საგრძნობი დენდრიტული ლიკვაციით, რაც უზრუნველყოფს საკისრისათვის სასარგებლო არაერთგვარობას.

მთელ რიგ შემთხვევებში ანტიფორკციულ ბრინჯაოს ცვლიან ანტი-ფორკციული თუჯით. არსებითად ეს არის მალალხარისხოვანი პერლიტური რუხი თუჯი ფირფიტოვანი გრაფიტის ჩანარებით.

უკანასკნელ ხანებში საკისრების დამზადება დაიწყო ფხენილები-საგან. ძირითადად იყენებენ რკინის ან ბრინჯაოს ფხენილს გრაფიტის დამატებით. ამ ფხენილის დაწნეხვითა და შეცხოვით მზადდება ფორიანი საკისარი, რომელიც კარგად იედინთება საპოხი მასალებით.

§ 71. მინარჩილები და ალვილდნობადი შენადნობები

ა. მინარჩილები

მინარჩილები ეწოდება ისეთ შენადნობებს, რომლებსაც იყენებენ ლითონების დასაკავშირებლად მათ გაუდნობლად. ამიტომ მინარჩილების დნობის ტემპერატურა ძირითადი ლითონის დნობის ტემპერატურაზე დაბალი უნდა იყოს.

წარმოქმნილი ნაკერის სიმტკიცის მიხედვით მინარჩილები იყოფა ორ ჯგუფად—რბილი მინარჩილები და სალი მინარჩილები.

რბილ მინარჩილებად ძირითადად გამოიყენება ტყვია-კალის შენადნობი—ПОС (припой оловянно-свинцовый). ასეთია, მაგალითად, ПОС90 (90% Sn, 10% Pb), ПОС61 (61% Sn, 39% Pb—ევტექტიკა, მინიმალური დნობის ტემპერატურით 183°), ПОС40 (40% Sn, 60% Pb), მათი დნობის ტემპერატურა 183—250°-ია. ნაკერის სიმტკიცე გამოდის 5—7 კგ/მმ².

რბილ მინარჩილებს იყენებენ ფოლადისა და სპილენძის შენადნობების რჩილებისა და მოკალვისათვის.

სალი მინარჩილებია სპილენძ-თუთიისა—ПМЦ (припой медно-цинковый) და სპილენძ-ვერცხლ-თუთიის—ПСр (припой медно-цинко-серебряный) შენადნობები. ძირითადად გამოიყენება მინარჩილები ПМЦ42 (42% Cu, 58% Zn), ПМЦ52 (52% Cu, 48% Zn), ПСр10 (10% ვერცხლი, დანარჩენი Cu და Zn), ПСр70 (70% ვერცხლი, დანარჩენი Cu და Zn) და სხვ. სალი მინარჩილების დნობის ტემპერატურა 700—800°-ია. მათ იყენებენ ძირითადად სპილენძისა და სხვათა სარჩილავად; იყენებენ ელექტროტექნიკაში, სადაც მალალვერცხლიანი მინარჩილი არ ამცირებს ნაკერის ელექტროგამტარობას ძირითად ლითონთან შედარებით.

ბ. ალვილდნობადი შენადნობები

ტექნიკაში გარკვეული ადგილი უჭირავს ალვილდნობად შენადნობებს. მათგან განსაკუთრებით აღსანიშნავია ოთხკომპონენტიანი შენადნობი Bi—Pb—Cd—Sn სისტემიდან, სადაც კომპონენტები აღებულია პროპორციით: 4 : 2 : 1 : 1. ამ შენადნობის დნობის ტემპერატურა 65°-ია.

1. А. П. Гуляев. Металловедение, Издательство «Металлургия», Москва, 1960 г.
 2. А. П. Гуляев. Термическая обработка стали, Машгиз, Москва, 1960 г.
 3. М. Е. Блаптер. Металловедение и термическая обработка, Машгиз, Москва, 1963 г.
 4. Б. Г. Лившиц. Металлография, Metallurgizdat, 1963 г.
 5. А. А. Бочвар. Металловедение, Metallurgizdat, 1956 г.
 6. Ю. М. Лахтин. Основы металловедения. Metallurgizdat, 1964 г.
 7. Б. К. Вульф, К. П. Ромадин. Авиационное материаловедение. Издательство «Машиностроение», 1967 г.
 8. Д. О. Славин, Д. М. Шапиро. Механические испытания металлов. Metallurgizdat, 1950 г.
 9. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник, т. I, и т. II. Metallurgizdat, 1961, 1962 гг.
 10. М. Хансен; К. Андерко. Структуры двойных сплавов, т. I и т. II, Metallurgizdat, 1962 г.
-

შ ი ნ ა ა რ ს ი

0130 I. სუფთა ლითონები

§ 1.	ლითონების აგებულება	3
§ 2.	სუფთა ლითონების კრისტალიზაცია (გამყარება)	16
§ 3.	კრისტალიზაციის თეორია	20
§ 4.	ლითონთა მიკრო და მაკროსტრუქტურა; სტრუქტურული კვლევა	23
§ 5.	მეორადი გარდაქმნა სუფთა ლითონებში -- ალოტროპიზმი	33

0130 II. ლითონთა თვისებები

§ 6.	თვისებების კლასიფიკაცია	37
§ 7.	ლითონთა ძირითადი მექანიკური თვისებები და მათი გამოცდის მეთოდები	38
§ 8.	გამოცდა ცვეთაზე	60
§ 9.	ტემპერატურის გავლენა ძირითად მექანიკურ თვისებებზე	61
§ 10.	ლითონთა თეორიული და რეალური სიმტკიცე	63
§ 11.	პლასტიკური დეფორმაცია, ციკპედვა და რეკრისტალიზაცია	66

0130 III. შენადნობები

§ 12.	შენადნობთა ბუნება	78
§ 13.	ცნება შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის დიაგრამაზე	88
§ 14.	მდგომარეობის დიაგრამა მექანიკური ნარევის შემთხვევაში (I ტიპის დიაგრამა)	92
§ 15.	მდგომარეობის დიაგრამა განუსაზღვრელი მყარი ხსნარების შემთხვევაში (II ტიპის დიაგრამა)	96
§ 16.	მონაკვეთების წესი	98
§ 17.	ფაზათა კანონი	101
§ 18.	ქიმიური არაერთგვარობა (ლიკვაცია) შენადნობებში	105
§ 19.	მდგომარეობის დიაგრამა განსაზღვრული ხსნადობის შემთხვევაში (III ტიპის დიაგრამა)	107
§ 20.	მდგომარეობის დიაგრამა ქიმიური ნერთის შემთხვევაში (IV ტიპის დიაგრამა)	115
§ 21.	თხევად მდგომარეობაში უხსნადი სისტემები	118
§ 22.	მეორადი გარდაქმნები შენადნობებში	119
§ 23.	შენადნობთა თვისებების დამოკიდებულება მდგომარეობის დიაგრამებზე. კურნაკოვის კანონი	129
§ 24.	სამკომპონენტური სისტემები	132

თ ა ვ ი IV. რკინა-ნახშირბადის შენადნობების მდგომარეობის ღიაგრამა

§ 25. რკინა	144
§ 26. ნახშირბადი და მისი ურთიერთობა რკინასთან	147
§ 27. რკინა - ნახშირბადის შენადნობთა სისტემის მდგომარეობის ღიაგრამა	148
§ 28. კრიტიკული წერტილები რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის ღიაგრამაზე	161
§ 29. ფაზები და სტრუქტურული შემდგენელი რკინა-ნახშირბადის შენადნობებში	162

თ ა ვ ი V. ფოლადი

§ 30. ფოლადის სტრუქტურა და თვისებები	164
§ 31. ნორმალური (გარდუვალი) მინარევები ფოლადში	170
§ 32. ფოლადის კლასიფიკაცია და ნიშანდება	173

თ ა ვ ი VI. თუჯი

§ 33. თეთრი და რუხი თუჯი	184
§ 34. გრაფიტოზაიის პროცესი რუხ თუჯში	190
§ 35. რუხი თუჯის თვისებები ქიმიური შედგენილობისა და სტრუქტურისაგან დამოკიდებულებით, ნიშანდება	193
§ 36. მალახზარისხოვანი რუხი თუჯი	196
§ 37. ქეღალი თუჯი	198
§ 38. რუხი თუჯის გამოყენება	202

თ ა ვ ი VII. ფოლადის თერმული დამუშავება

§ 39. ოთხი ძირითადი გარდაქმნა ფოლადში	205
§ 40. პერლიტის გარდაქმნა აუსტენიტად	207
§ 41. აუსტენიტის პერლიტური გარდაქმნა	214
§ 42. აუსტენიტის მარტენსიტული გარდაქმნა	222
§ 43. აუსტენიტის გარდაქმნა ეიტექტოიდურ და არაეიტექტოიდურ ფოლადებში	226
§ 44. აუსტენიტის გარდაქმნა განუწყვეტელი გაციების პირობებში	228
§ 45. წრთობის სტრუქტურები და მათი თვისებები	231
§ 46. გარდაქმნები მოშვების დროს	234
§ 47. თერმული დამუშავების სახეების კლასიფიკაცია და კეფირი მდგომარეობის ღიაგრამებთან	236
§ 48. მოწვა	242
§ 49. ფოლადის გადახურება და გადაწვა	252
§ 50. წრთობა	253
§ 51. მოშვება	277
§ 52. ფოლადის ზედაპირული წრთობა	281
§ 53. ქიმიურ-თერმული დამუშავება	288
§ 54. ფოლადის ნაკეთობათა ზედაპირის დამუშავება საფანტით	307
§ 55. თუჯის თერმული დამუშავება	307

თ ა ვ ი V111. ლეგირებული ფოლადი

§ 56. ზოგადი ცნობები,	310
§ 57. მალევირებული ელემენტების ურთიერთობა რკინასა და ნახშირბადთან	311
§ 58. მალევირებული ელემენტების გავლენა რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამაზე და ფოლადის თერმულ დაზუსტებაზე	316
§ 59. ლევირებული ფოლადის კლასიფიკაცია და ნიშანდება	324
§ 60. საკონსტრუქციო ლევირებული ფოლადი	329
§ 61. სპეციალური დანიშნულების ზოგიერთი ლევირებული საკონსტრუქციო ფოლადი	338
§ 62. ლევირებული საკონსტრუქციო ფოლადების მანკები	341
§ 63. საიარაღო ფოლადები და შენადნობები	345
§ 64. განსაკუთრებული თვისებების მქონე ფოლადები და შენადნობები	359

თ ა ვ ი IX. ფერადი ლითონები და მათი შენადნობები

§ 65. სპილენძი და მისი შენადნობები	379
§ 66. ნიკელი და მისი შენადნობები	388
§ 67. ტიტანი და მისი შენადნობები	389
§ 68. ალუმინი და მისი შენადნობები	391
§ 69. მაგნიუმი და მისი შენადნობები	399
§ 70. სასაყისრე შენადნობები	400
§ 71. მინარჩილები და ალვილდნობადი შენადნობები	402
ლიტერატურა	403



რედაქტორი ხ. ჯიბლაძე
მხატვრ. რედაქტორი ს. ბოტკოველი
გარეკანის მხატვარი ს. ცინცაძე
ტექნორედაქტორი გ. ჯოხაძე
კორექტორი ლ. მესხი

ხელმოწერილია დასაბეჭდად 7/II-66 წ. ქალაქის ზომა 60×92. ნაბეჭდი
თაბახი 25,5. სააღრიცხვო-საგამომცემლო თაბახი 25,88

№ 00222

ტირაჟი 2.000

შეკვ. № 1004

შპსი 1 შპნ. 21 კპპ.

გამომცემლობა „განათლება“, თბილისი, კაშის ქ. 18
Издательство „Ганатлеба“, Тбилиси, ул. Камо, 18

1963

სპი-ს სტამბა, თბილისი, ლენინის 69.
Тыпография ГПИ, Тбилиси, Ленина 69.