

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

თამაზ ეთერაშვილი

ფიზიკური მასალათმცოდნეობა



დამტკიცებულია სახელმძღვანელოდ
საქართველოს ტექნიკური
უნივერსიტეტის სარედაქციო-
საგამომცემლო საბჭოს მიერ.17.05.2017,
ოქმი N2

თბილისი

2017

სახელმძღვანელო ისეა შედგენილი, რომ სტუდენტმა შეძლოს მასზე დამოუკიდებლად მუშაობა. გავლილი ზოგადი ფიზიკის კურსის გამოყენების საფუძველზე, გაიაზროს ის მთავარი, რომელიც აუცილებელია თანამედროვე მასალების გასაუმჯობესებლად და ახალი მასალების მისაღებად. გაანალიზოს თუ რა მნიშვნელობა აქვს მასალის ქიმიურ შედგენილობას, ფორმას, ზომას, კრისტალოგრაფიას, ასევე შინაგან და ელექტრონულ სტრუქტურას, მასალის ფიზიკურ– მექანიკურ თვისებებისათვის.

სახელმძღვანელო განკუთვნილია საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის საინჟინრო ფიზიკის და მონათესავე პროგრამით მოსწავლე ბაკალავრიატის მაღალი კურსის სტუდენტების, ასევე ლითონთმცოდნეობით დაინტერესებული მაგისტრანტებისთვის.

რეცენზენტები: საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის პროფესორი, ფიზიკა–მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორი აკაკი გიგინეიშვილი,

ფერდინანდ თავაძის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტის დირექტორი, საქართველოს მეცნიერებათა ეროვნული აკადემიის აკადემიკოსი, ტექნიკის მეცნიერებათა დოქტორი, პროფესორი გიორგი თავაძე

ვუძღვნი საინჟინრო ფიზიკის ფაკულტეტის
ჩამოყალიბების 50-ე წლისთავს

წინასიტყვაობა

საქართველოს პოლიტექნიკურ ინსტიტუტს, 1965 და 1966 წლებში მიღება ჰქონდა, სამ ახალ სპეციალობაზე (ბოლოს დარჩა მხოლოდ ორი სპეციალობა: ლითონების ფიზიკა და ნახევარგამტარების ფიზიკა). სტუდენტები სპეციალობის მიხედვით განაწილებულნი იყვნენ მონათესავე ფაკულტეტებზე. 1967 წლის 2 მარტს, გაიხსნა რა საინჟინრო ფიზიკის ფაკულტეტი, ყველა სტუდენტი მოექცა ერთ „ჭერქვეშ“. ფაკულტეტის ჩამოყალიბების ინიციატორი გახლდათ აწ. განსვენებული პროფესორი ვლადიმერ სანაძე, რომელმაც დიდი შრომა გასწია ამის მისაღწევად. მას გვერდით ედგნენ, მისივე აღზრდილები, რომელთაგან დღეს ბევრი აღარაა ცოცხალი. მათ დიდი წვლილი მიუძღვით, ჩვენს სპეციალისტებად ჩამოყალიბებაში. ყველა ცდილობდა ხელი შეეწყობოთ, ჩვენთვის, რისთვისაც მინდა მადლობა გადავუხადო მათ იმ მოთმინებისათვის და შრომისათვის რაც ჩვენთვის გაიღეს. რამდენად კარგად გამოუვიდათ მათ ეს საქმე, იქედანაც ჩანს, რომ დღეს ფიზიკის დეპარტამენტის თანამშრომელთა დიდი ნაწილი, ამ ფაკულტეტის კურსდამთავრებულები არიან, მათ შორის ვარ მეც. მადლობა მინდა გადავუხადო ასევე პროფ. ელგუჯა ქუთელიას, ჩემი დაინტერესებისა და გზის გაკვალვისათვის და აწ. განსვენებულ პროფ. ლევ უტევსკის იმ დიდი ღვაწლისათვის, რაც მან გაიღო, ჩემ სპეციალისტად ჩამოყალიბებაში.

წიგნების ხელმისწვდომობის პრობლემა სპეციალობების მიხედვით, მითუმეტეს ქართულ ენაზე, მაშინაც იდგა და ეხლაც დგას. სწორედ ამან გამაბეძინა, იმ სილაბუსის ფარგლებში, რასაც ერთი სემესტრი ითვალისწინებს, გამეერთიანებინა ლექციების კურსი და გამომეცა წიგნად ქართულ ენაზე. რა თქმა უნდა, მასში ვერ მოხვდა ბევრი სინტერესო საკითხი (ჩვენთვის კარგად ცნობილი, ინგლისური ვარიანტი, რობერტ კანის რედაქტორობით, გამოცემულია 3 წიგნად), მაგრამ ფორმატი მეტის საშუალებას არ იძლეოდა.

მე მინდა მადლობა გადავუხადო რეცენზენტებს: საქართველოს მეცნიერებათა ეროვნული აკადემიის აკადემიკოსს, ტექნიკურ მეცნიერებათა დოქტორს, პროფესორ გიორგი თავაძეს და ფიზიკა მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორს საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის პროფესორს აკაკი გიგინეიშვილს, მათი მხრიდან გაკეთებული წინადადებებისა და შენიშვნებისათვის. აქვე მინდა დავამატო, რომ ავტორი მუდამ მზადაა, გაიზიაროს ყველა ის საქმიანი შენიშვნა და რჩევა, რომელიც სახელმძღვანელოს უფრო სრულყოფილს გახდის.

ფიზიკა მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორი,

პროფესორი თამაზ ეთერაშვილი

შესავალი

ფიზიკური მასალათმცოდნეობა მეცნიერებაა, რომელიც შეისწავლის მასალათა აგებულებას, მათ ფიზიკურ-მექანიკურ, მაგნიტურ, ელექტრულ და სხვა თვისებებს. ამყარებს კავშირს, მასალათა თვისებებსა და შინაგან მიკროსტრუქტურას, მის კრისტალურ გისოსსა (კრისტალოგრაფია) და შემადგენელ ატომთა, ელექტრონულ სტრუქტურებს შორის. ეძებს გზებს და მეთოდებს, ახალი ეკონომიური და პერსპექტიული მასალების მისაღებად, ასევე მათ წარმოებაში ჩასანერგად. ფიზიკური მასალათმცოდნეობის, თეორიული საფუძველების გარეშე შეუძლებელია თანამედროვე, ოპტიმალური თვისებების მქონე მასალების მიღება და მათი მიყვანა ტექნოლოგიურ ციკლამდე. ასეთი ამოცანების გადაწყვეტა უკვე შეუძლებელია კომპიუტერული მოდელირების გარეშე. ამისათვის კი აუცილებელია გარკვეულ ექსპერიმენტულ შედეგებზე დაყრდნობა, რომელთა მიღება შეუძლებელია მაღალი სიზუსტისა და მონაცემების მქონე სამეცნიერო დანადგარების გარეშე. საჭირო ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მქონე მასალის მოდელირებისას ითვალისწინებენ როგორც შემადგენელ ელემენტთა პროცენტულ რაოდენობას, ასევე მათ ატომურ ზომებს და მათში ელექტრონების რაოდენობასაც. უკვე ცნობილია, რომ მყარი ხსნარის კრისტალური გისოსის ტიპს განსაზღვრავს შემადგენელ ელემენტთა სავალენტო ელექტრონების თანაფარდობა. მნიშვნელოვანია ასევე ფაზური მდგომარეობა, შემადგენელი მიკროსტრუქტურული კომპონენტების გეომეტრია, ზომები და თერმული დამუშავება. სწორედ ასეთი მიდგომის შედეგია 21-ე საუკუნის “ზუმი“ მაღალენტროპიული მასალების მიღებისათვის, რაც უკვე ტექნოლოგიის დახვეწის და მაღალი ხარისხის შენადნობების მიღებაზეა ორიენტირებული. მომავლის, პერსპექტიული მაღალენტროპიული შენადნობები შეცვლის დღეს გამოყენებულ, მაღალ ტემპერატურზე მომუშავე, ზემდეგ ფოლადებს, რომელთაც ისინი თავისი სიმსუბუქით და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებებითაც კი ჯობს. სწორედ ასეთი შენაერთები განაპირობებს მომავლის მასალებს. ყოველივე ამან გვიბიძგა მოცემული ფიზიკური მასალათმცოდნეობის მოკლე კურსის ქართულ ენაზე შედგენა, საინჟინრო ფიზიკის დეპარტამენტის სტუდენტებისათვის, არსებული სილაბუსის მიხედვით. ნაშრომის ფარგლებში ვერ მოხვდა ბევრი საკითხი, რომელიც ასევე ძალიან საინტერესოა. მაგრამ შევეცადეთ სილაბუსის ერთსემესტრიანი სალექციო კურსის ფარგლებში, მიმოგვეხილა ყველა ის საკითხი, რომელიც დააკავშირებდა მასალათა მექანიკურ, ელექტრულ, მაგნიტურ და სხვა თვისებებს ფიზიკასთან. ვფიქრობთ, ეს დადებითად წაადგება სტუდენტებს მასალათა თვისებების უკეთ გაგებისათვის.

I თავი

ლითონთა ელექტრონული თეორია

§ 1. ელემენტთა პერიოდული სისტემის დახასიათება. განაწილება მასების მიხედვით

მეცნიერებმა და მათ შორის მენდელეევიმაც ქიმიური ელემენტები დაალაგეს მათი მასების ზრდის მიხედვით ისეთნაირად, რომ ერთ სვეტში მოხვედრილიყვნენ ერთნაირი ქიმიური თვისებების მქონე ელემენტები. მარცხნიდან, პირველი სვეტის ელემენტები: ლითიუმი, ნატრიუმი კალიუმი და ა.შ., სხვა ნივთიერებებთან აქტიურად შედიან რეაქციაში. მარჯვენა კიდურა სვეტში კი მოხვდნენ ინერტული აირები, რომლებიც გამოირჩევიან დაბალი ქიმიური აქტივობით. იმ დროს, პერიოდული სისტემის ასეთი სახე ვერ ხსნიდა თუ რატომ უნდა ყოფილიყო ის მაინცდამაინც ასეთი განლაგებით. ქვანტური¹ მექანიკის ჩამოყალიბების შემდგომმა პროცესებმა და პაულის პრინციპის გათვალისწინებამ “დაალაგა” ეს “გაუგებრობა”. უკვე ცნობილია, რომ ატომის ქიმიური თვისებები განისაზღვრება მის გარე შრეზე არსებული სავალენტო ელექტრონების რაოდენობით. მაგალითად, პირველ სვეტში შემავალ წყალბადსა და ლითიუმს გააჩნიათ თითო ელექტრონი, ამიტომაც ქიმიურ რეაქციებშიც ისინი ერთნაირად იქცევიან. ასევე ერთნაირად იქცევიან ინერტული აირები ჰელიუმი და ნეონი (თუმცა, არა ისე როგორც წყალბადი და ლითიუმი), რომელთა გარე შრე მთლიანად შევსებულია ელექტრონებით. ასე იქცევიან აგრეთვე შესაბამის მწკრივებში განაწილებული ის ელემენტები, რომელიც ბუნებაში მოიპოვება ურანის ჩათვლით.

§ 2. ლითონები და მათი კლასიფიკაცია

ქიმიაში ლითონებად მიიჩნევა, პერიოდულ სისტემაში მარცხენა მხარეს მდებარე ელემენტთა გარკვეული ჯგუფი, რომლებიც შედიან რა რეაქციაში არალითონურ ელემენტებთან, გადასცემენ მათ სავალენტო ელექტრონებს. ტექნიკაში კი ლითონებად მიიჩნევენ ლითონური ბრწყინვალეობით გამორჩეული ნივთიერებებს, რომელთაც ამავე დროს აქვთ კარგი პლასტიკურობაც. გარდა ამისა, ლითონთა უმრავლესობას ახასიათებს კარგი ელექტრო- და სითბოგამტარობაც.

შავი ლითონები: აქვთ მუქი ნაცრისფერი, მაღალი სიმკვრივე (გარდა ტუტე მიწათა ელემენტებისა) და, ხშირ შემთხვევაში, ახასიათებთ პოლიმორფიზმი. ყველაზე კარგი მაგალითია, რკინა, კობალტი, ნიკელი (ფერომაგნეტიკები) და მანგანუმი. ეს ნივთიერებები ხშირადაა გამოყენებული დანამატებად რკინის შენადნობებში, როგორც საფუძველი საჭირო თვისებების შენადნობისა და მაღალლევირებული ფოლადების მისაღებად. განასხვავებენ **ძნელად მლღობ ლითონებს** 1539°C ზევით, **ურანის ლითონები-აქტინიდები**, რომელიც გამოიყენება ატომურ ენერგეტიკაში, **იშვიათმიწათა ლითონები-ლანთანნი**, ცერიუმი, ნეოდიუმი, პრაზეოდიუმი –გაერთიანებული ლანთანნიდებში და მათთან ახლოს მდგომი, იტრიუმი და სკანდიუმი.

ქვანტური¹– ქართულში ხშირად იხმარება რუსულიდან შემოსული კვანტური

ტუტემიწათა ლითონები თავისუფალი სახით პრაქტიკულად არ გამოიყენება, თუ არ მივიღებთ მხედველობაში ატომურ რეაქტორებს.

მსუბუქი, ფერადი და ძვირფასი ლითონები, ადვილად მლღობი ლითონები:

1. **მსუბუქი ლითონები** - ბერილიუმი, მაგნიუმი, ალუმინი, დაბალი სიმკვრივის მქონე;
2. **ძვირფასი ლითონები** - ვერცხლი, ოქრო, პლატინა და მისი ჯგუფი: პალადიუმი, ირიდიუმი, ოსმიუმი, რუთენიუმი და როდიუმი. შეიძლება განვიხილოთ ასევე ნახევრად ძვირფასი სპილენძი. ყველა ეს ნივთიერება გამოირჩევა მაღალი კოროზიული მედეგობით.
3. **ადვილად მლღობი ლითონები** - თუთია, კადმიუმი, ტყვია, კალა, ვერცხლის წყალი, ბისმუტი, თალიუმი და შესუსტებული ლითონური თვისებებით-გალიუმი, გერმანიუმი და სხვა.
4. **თუჯი-განსხვავდება** ფოლადისაგან ნახშირბადის უფრო მაღალი შემცველობით, ტექნოლოგიურად კარგი ჩამოსხმის ხარისხით, ჭედადობის დაბალი ხარისხით (თუმცა უკვე არის ჭედადი თუჯები). განასხვავებენ თეთრ თუჯს (მთელი ნახშირბადი კარბიდების სახით), ნაცრისფერ თუჯს (ნახშირბადი არის თავისუფალი სახით ფირფიტის ფორმით), მაღალი სიმტკიცის თუჯს (ნახშირბადი იმყოფება სფერული სახით) და ჭედად თუჯს-(ნახშირბადი არის ღრუ სფეროების ან ფირფიტოვანი სახით).

§ 3. ლითონთა ელექტროგამტარებლობის კლასიკური ელექტრონული თეორია

ამ თეორიაში უშვებენ, რომ ლითონი შედგება დადებითად დამუხტული იონებისგან, რომლებიც მოთავსებულნი არიან კრისტალური მესრის კვანძებში და კვანძებს შორის მოძრავი თავისუფალი ელექტრონებისგან. ელექტრონები, ისე როგორც იდეალური აირის მოლეკულები მოძრაობენ ქაოსურად. ამიტომ, შეიძლება იმ კანონების გამოყენება, რაც გვქონდა იდეალური აირისთვის. როდესაც ლითონში შევქმნით ელექტრულ ველს, მაშინ ელექტრონები ქაოსურ მოძრაობასთან ერთად იწყებენ მიმართულ მოძრაობას ველის საწინააღმდეგოდ, რაც განაპირობებს ელექტრულ დენს. ადვნიშნით, ამ მიმართული მოძრაობის საშუალო სიჩქარე \bar{v} – თი და ვიპოვოთ ის. ვიცით, რომ დენის სიმკვრივე ესაა ფართობის ერთეულში გასული მუხტების რაოდენობა, დროის ერთეულში. თუ ლითონში აზრობრივად გამოვყოფთ \bar{v} – სიჩქარისადმი მართობულ ერთეულოვან ფართობს, მაშინ ამ ფართობში ერთ წამში გავლენ ის ელექტრონები, რომლებიც გაირბენენ ამ არაუმეტეს v მანძილს ანუ ისინი მოთავსებული არიან ერთეულოვანი ფუძის და v სიმაღლის ცილინდრში, რომლის მოცულობა $1 \cdot \bar{v} = \bar{v}$ -ს ტოლია. ცილინდრში ელექტრონების რიცხვი ტოლი იქნება $n\bar{v}$, სადაც n ელექტრონების კონცენტრაციაა. რადგან ერთი ელექტრონის მუხტი არის e , ამიტომ ყველა ელექტრონის მიერ გადატანილი მუხტი ანუ დენის სიმკვრივე ერთეულ ფართობში, ერთ წამში გავლისას, ტოლი იქნება:

$$i = n\bar{v}e \quad (1)$$

მაგრამ, დენის სიმკვრივე $i = \frac{I}{S}$ და აქედან $I = n\bar{v}eS$ (2) ანუ

$$\bar{v} = \frac{i}{ne} = \frac{I}{neS} \quad (3)$$

ამ ფორმულის გამოყენებით შეგვიძლია განვსაზღვროთ ელექტრონების მიმართული

მოდრაობის საშუალო სიჩქარე, რომელიც გაცილებით ნაკლებია ქაოსური მოძრაობის სიჩქარეზე. ჩავატაროთ გამოთვლა სპილენძისათვის. დავუშვათ, რომ გვაქვს სპილენძის კუბი, რომლის წიბოს სიგრძე $a=b=c=1$ მ-ს, შესაბამისად მივიღებთ სპილენძის კუბს, რომლის მოცულობაც 1 მ^3 . თუ გავითვალისწინებთ, რომ თავისუფალი ელექტრონების რიცხვი ტოლია ატომების რიცხვისა იგივე მოცულობაში (მესრის შექმნისას თითო ატომი გასცემს თითო ელექტრონს), ეს რიცხვი $n = 8,5 \cdot 10^{28} \text{ მ}^{-3}$. ასევე, $e = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ კ}$, ხოლო 1 მმ^2 განივიკვეთის სპილენძის გამტარში დასაშვები სიმკვრივის მაქსიმალური მნიშვნელობა ტოლია $11 \cdot 10^6 \text{ ა/მ}^2$, მივიღებთ, რომ $\bar{v} = \frac{11 \cdot 10^6}{1,6 \cdot 10^{-19} \cdot 8,5 \cdot 10^{28}} \approx 8 \cdot 10^{-4} \text{ მ/წმ}$. მაგრამ, ეს სიჩქარე არ უნდა აგვერიოს ელექტრული სიგნალების გადაცემის სიჩქარეში (რომელიც ტოლია ელექტრული ველის გავრცელების სიჩქარისა) დიდ მანძილებზე.

§ 4. ლითონების და შენადნობების ატომური აგებულება

რეზერფორდის (ბირთვული) მოდელი- ცდების საფუძველზე რეზერფორდმა 1911 წელს შექმნა თეორია და ჩამოაყალიბა შემდეგი დებულებები:

1. ატომს აქვს ბირთვი, იგი მოთავსებულია ატომის ცენტრში და მისი რადიუსი 10^{-15} მ რიგისაა.
2. ბირთვის დადებითი მუხტია $+Ze$, სადაც Z ელემენტის რიგითი ნომერია პერიოდულ სისტემაში, e -ელექტრონის მუხტის აბსოლუტური მნიშვნელობა.
3. ელექტრონები მოძრაობენ ბირთვის ირგვლივ ორბიტებზე, რომელთა რადიუსი არ აღემატება ატომის რადიუსს (10^{-10} მ).
4. ნეიტრალური ატომის ბირთვში დადებითი ნაწილაკების – პროტონების რაოდენობა ტოლია ატომში ელექტრონების რაოდენობისა.

ესაა ატომის **აგებულების ბირთვული მოდელი**. რეზერფორდის მიერ წარმოდგენილი ატომის ბირთვული მოდელი გარეგნულად მოგვაგონებს მზის სისტემას: სისტემის ცენტრში იმყოფება “მზე” – ბირთვი, ხოლო მის ირგვლივ ორბიტებზე მოძრაობენ “პლანეტები” – ელექტრონები. ამის გამო, ატომის ბირთვულ მოდელს ასევე უწოდებენ **პლანეტარულს**. Z პროტონების რიცხვია. პროტონის მასა წყალბადის ბირთვის მასის ტოლია (1839-ჯერ მეტია ელექტრონის მასაზე). ბირთვი შეიცავს სხვა ნაწილაკებსაც- ნეიტრონებს. მათი მასა თითქმის პროტონის მასის ტოლია. ელემენტთა გარკვეულ ნაწილში მათი რაოდენობა ტოლია, თუმცა ზოგ ელემენტში განსხვავება ფიქსირდება ნეიტრონთა რაოდენობაში. ასეთი ელემენტი იზოტოპის სახელითაა ცნობილი მაგ. წყალბადი H_1^1 , მძიმე წყალი, დეიტერიუმი H_1^2 და ზემძიმე ტრიტიუმი H_1^3 . ამიტომაც, პერიოდულ სისტემაში ელემენტებისათვის საშუალო მასაა მოცემული. მათ უწოდებენ მასურ რიცხვს და აღნიშნავენ U^{235} (ურან 235) და U^{238} . ატომის ბირთვში გვხვდება ასევე მეზონები, რომელთა მასა ელექტრონის მასის 0,0005 ერთეულის ტოლია, ნეიტრინო და სხვა ნაწილაკებიც, რომელთა რიცხვი დღესდღეობით 76- მდეა.

§ 5. ბორის პოსტულატები

ატომის ბირთვულ მოდელს, კლასიკური მექანიკისა და ელექტროდინამიკის ფარგლებში, არ შეუძლია ახსნას ატომის მდგრადობის და გამოსხივების სპექტრის

კანონზომიერებანი. გამოსხივებისა და შთანთქმის სპექტრების წყვეტილ ხასიათს მიყვავართ იმ დასკვნამდე, რომ ატომს შეუძლია გამოსხივება არა უწყვეტად (ნებისმიერი რაოდენობით), არამედ სრულიად განსაზღვრული ულუფებით – ქვანტებით. სწორედ, ამას მიაქცია ყურადღება დანიელმა ფიზიკოსმა ნილს ბორმა, რომელმაც შექმნა ატომის აგებულების არა კლასიკური, ქვანტური თეორია და ჩამოაყალიბა სამი პოსტულატი:

1. ელექტრონებს ატომში მოძრაობა შეუძლიათ არა ნებისმიერ, არამედ მკაცრად განსაზღვრულ (სტაციონარულ-ქვანტურ) ორბიტებზე – თავისი რადიუსით, სადაც მათ აქვთ მკაცრად განსაზღვრული ენერგია. მათი ენერგია არ იცვლება, სანამ ელექტრონი ამ ორბიტაზეა. ამ ორბიტებს სტაციონარულ ანუ დასაშვებ ორბიტებს უწოდებენ.

ელექტრონის იმპულსის მომენტი $m \cdot v = \frac{h}{2\pi}$ -ის ჯერადია,

ე.ი. $mvr_n = n \frac{h}{2\pi} = n\hbar$, $\hbar = \frac{h}{2\pi}$, სადაც $n = 1, 2, 3, \dots$ აქ n მთავარი ქვანტური რიცხვია. ეს

ტოლობა გამოხატავს ელექტრონული ორბიტების დაქვანტვის პირობას. შესაბამისად, დაქვანტვის პირობიდან განისაზღვრება სტაციონარული ორბიტის რადიუსიც.

2. სტაციონარულ მდგომარეობაში მყოფი ატომი არ ასხივებს და არც შთანთქავს ენერგიას, მიუხედავად იმისა, რომ იგი აჩქარებულად მოძრაობს. ყოველ სტაციონარულ მდგ-ში ელექტრონს აქვს რაღაც E_n ენერგია, ე.ი. მოძრაობს n – ურ ორბიტაზე. სანამ ელექტრონი ფიქსირებულ ორბიტაზეა, მისი ენერგია უცვლელია. ეს პოსტულატი ეწინააღმდეგება კანონს იმის შესახებ, რომ აჩქარებულად მოძრავი ელექტრონი უნდა ასხივებდეს ენერგიას. მამასადამე I და II პოსტულატი ხსნის ატომის მდგრადობას.

3. ერთი სტაციონარული ორბიტიდან ელექტრონის გადასვლისას მეორეზე გამოსხივდება (ან შთანთქმდება) ენერგიის ქვანტი, რომლის ენერგია $h\nu = E_n - E_k$

(E_n, E_k ენერგიებია შესაბამის ორბიტებზე). თუ $E_n > E_k$, ენერგია გამოსხივდება და პირიქით. გამოსხივება ხდება ელექტრონის გადასვლისას მეტი ენერგიის მდგომარეობიდან ნაკლებში ანუ ელექტრონი გადადის დიდი რადიუსის მქონე ორბიტიდან ნაკლებ რადიუსიანზე. ასეთ შემთხვევაში ელექტრონი ბირთვს უახლოვდება. ნაკლებიდან დიდრადიუსიანზე გადასვლისას, კი პირიქით, ენერგია შთანთქმდება. თუ ელექტრონის მიერ შეძენილი ენერგია მეტია ელექტრონსა და ატომბირთვს შორის ბმის ენერგიაზე, მაშინ ადგილი აქვს ატომის იონიზაციას. თუ ეს ენერგია საკმარისი არაა იონიზაციისთვის, მაშინ ელექტრონი გადადის უფრო მაღალ ენერგეტიკულ დონეზე, სადაც ის რჩება 10^{-8} წმ-ის განმავლობაში, შემდეგ კი უბრუნდება ძირითად მდგომარეობას და გამოასხივებს ჭარბ ენერგიას სინათლის ქვანტის სახით. გამოსხივებული ენერგია ტოლია იმ ენერგიისა, რომელიც ელექტრონმა მიიღო ატომის დროს, ე.ი. გამოდის, რომ ატომები შთანთქავენ იმ სიხშირეებს, რომელთა გამოსხივებაც მათ შეუძლიათ (კირხჰოფის

კანონი). გამოსხივების სიხშირე $\nu = \frac{E_n}{h} - \frac{E_m}{h}$ და ის განისაზღვრება არა ატომში

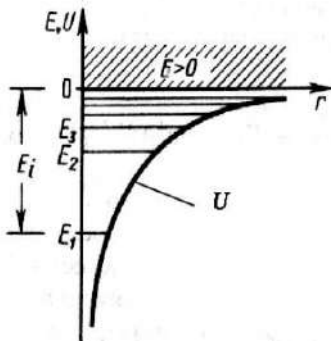
ელექტრონის ბრუნვის სიხშირით, არამედ ატომის სტაციონარულ მდგომარეობათა ენერგიების სხვაობით, ე.ი. ატომი ასხივებს და შთანთქავს, რაღაც სიხშირეების შესაბამის, მკაცრად განსაზღვრულ ულუფებს. ამით აიხსნება ხაზოვანი სპექტრების ხასიათი.

§ 6. ატომის ელექტრონული სტრუქტურა და ქვანტური რიცხვები

ბორის პოსტულატების ფიზიკური არსი ეწინააღმდეგება კლასიკური ფიზიკის კანონებს. ბორის თეორიის თანახმად ელექტრონი მოძრაობს გარკვეულ ... s,p,d,f

ორბიტებზე. ქვანტური თეორიის თანახმად ატომი შესაძლებელია დახასიათდეს ქვანტური რიცხვებით.

1. მთავარი ქვანტური რიცხვი, რომელიც განსაზღვრავს ელექტრონის ენერგეტიკულ დონეს ატომში (ელექტრონის ენერგია). ის ღებულობს ნებისმიერ მთელ რიცხვით $n = 1, 2, 3, \dots$ მნიშვნელობებს. შესაბამისად, ენერგია



$$E_n = -\frac{1}{n^2} \frac{me^4}{8h^2 \epsilon_0^2} \quad (\text{დისკრეტულ მნიშვნელობათა})$$

უარყოფითი მნიშვნელობები), განსაზღვრავს, ატომში არა ორბიტის ნომერს, როგორც ეს ბორის თეორიაში იყო, არამედ ენერგიის დისკრეტულ მნიშვნელობებს და ელექტრონული ღრუბლის ანუ ორბიტალის ზომებს, ე.ი. ქვანტურ მდგომარეობათა ჯგუფს, რომლებშიც დანარჩენი ქვანტური რიცხვები შეიძლება სხვადასხვა მნიშვნელობას იღებდნენ.

სურ.1. წყალბადის ატომის ენერგეტიკული მდგომარეობები

ელექტრონის ენერგია წყალბადის ატომში იქვანტება ანუ მისი ენერგეტიკული სპექტრი წყვეტილია, დისკრეტულია. ასეთივე შედეგი იყო პოსტულირებული ბორის თეორიაშიც, აქ კი არის შრედინგერის განტოლების ამონახსნი. ამ ფორმულით მიღებული, ენერგიის შესაბამისი მნიშვნელობები E_1, E_2, E_3, \dots ნაჩვენებია 1-ელ სურათზე. ყველაზე დაბალი დონე, სადაც ენერგია მინიმალურია ($n = 1, E_1 = -13,55$ ევ) ძირითადია (ნორმალური), დანარჩენები $n = 2, E_2 = -3,37, n = 3, E_3 = -1,5$ ევ და ა.შ. აღვზნებული. თუ n იზრდება, ენერგეტიკული დონეები ერთმანეთს უახლოვდება და როცა $n = \infty$, მაშინ $E_\infty = 0$. თუ $E < 0$ -ელექტრონის მოძრაობა შეზღუდულია, ხოლო თუ $E > 0$, მაშინ მოძრაობა თავისუფალია. ეს შეესაბამება იონიზებულ ატომს. იონიზაციის ენერგია $E_i = -E_1 = -13,55$ ევ. შესაბამის შრეებს ასე აღნიშნავენ: $n = 1 - K, n = 2 - L, n = 3 - M, n = 4 - N$ შრე და ა.შ., მაშასადამე, როდესაც $E > 0$, შრედინგერის განტოლებას ამოხსნა აქვს $E -$ ს ნებისმიერი მნიშვნელობებისთვის, ხოლო როცა $E < 0$, $E -$ ს გარკვეული დისკრეტული მნიშვნელობებისთვის.

2. ელექტრონის r -რადიუსიან ორბიტაზე მოძრაობისას აქვს იმპულსის მომენტი $\vec{L} = m[\vec{v} \cdot \vec{r}]$. ქვანტურ მექანიკაში მტკიცდება, რომ იმპულსის მომენტი, ისევე როგორც ენერგია, იქვანტება, ე.ი. ღებულობს არა ნებისმიერ, არამედ გარკვეულ წყვეტილ მნიშვნელობებს, რომლის სიდიდეც შემდეგნაირად განისაზღვრება: $L = \frac{h}{2\pi} \sqrt{l(l+1)}$, სადაც L_L მთელი რიცხვია და მას ორბიტული ქვანტური რიცხვი ეწოდება.

3. მაგნიტური მომენტი. ელექტრონის ატომში ორბიტალური მექანიკური იმპულსის მომენტის გარდა გააჩნია აგრეთვე მასთან დაკავშირებული ორბიტალური მაგნიტური მომენტი $\vec{P}_m = e\mathcal{V}$. ამავე დროს, ცნობილია, რომ $\vec{P}_m = -\frac{e}{2m} \vec{L}_e$. ამიტომაც, გარე მაგნიტურ ველში ელექტრონული ღრუბელი ორიენტირდება სრულიად გარკვეული

მიმართულებით. მაშასადამე, \vec{L} ვექტორის მიმართულება გარე მაგნიტური ველის მიმართ უნდა იქვანტებოდეს, რასაც სივრცულ დაქვანტვას უწოდებენ. \vec{L} -ის მიმართულებას განსაზღვრავს მაგნიტური ქვანტური რიცხვი m , რომელიც გვამღვეს მის მდგენელს მაგნიტური ველის გასწვრივ. თუ მაგნიტური ველის \vec{B} -ს მიმართულება ემთხვევა Z ღერძს, მაშინ \vec{L} ვექტორის მდგენელი ამ მიმართულებით ტოლი უნდა იყოს $L_z = \frac{h}{2\pi} m$, ანუ იმპულსის მომენტის პროექციისა. L_z - ს გარე მაგნიტური ველის მიმართულებაზე შეიძლება ჰქონდეს სრულიად განსაზღვრული ქვანტური მნიშვნელობები. ქვანტურ მექანიკაში ელექტრონის ორბიტას აზრი არ აქვს, ამიტომ \vec{L} ვექტორის ზუსტი მიმართულების დადგენა შეუძლებელია. ეს იმას ნიშნავს, რომ არ შეიძლება ერთდროულად ცნობილი იყოს სამივე L_x, L_y, L_z -ის მდგენელი. რადგანაც ელექტრონების მოძრაობა ატომში ხასიათდება ტალღური თვისებებით, ამიტომ ქვანტურ მექანიკაში არ განიხილება (როგორც კლასიკურ მექანიკაშია) ელექტრონული ორბიტები. აქ უკვე ელექტრონები ქმნიან ელექტრონულ ღრუბელს, რომლის სიმკვრივეც ახასიათებს ელექტრონის აღმოჩენის ალბათობას, ატომის მოცულობის სხვადასხვა წერტილში. ქვანტურ მექანიკაში n და l ახასიათებს ელექტრონული ღრუბლის ფორმასა და ზომას, ხოლო m - კი ელექტრონული ღრუბლის ორიენტაციას სივრცეში.

4. სპინი. ატომში ელექტრონის მდგომარეობა, გარდა ზემოთ აღნიშნული სამი ქვანტური რიცხვისა, ხასიათდება, აგრეთვე, სპინური კვანტური რიცხვით. ცდების შედეგად დადგინდა, რომ ელექტრონს გარდა ორბიტული იმპულსის მომენტისა და მისი შესაბამისი მაგნიტური მომენტისა, გააჩნია ასევე საკუთარი იმპულსის მექანიკური მომენტი L_s (სპინი - ბზრიალა, რომელიც არ არის დაკავშირებული ელექტრონის ბრუნვასთან საკუთარი ღერძის გარშემო) და მისი შესაბამისი მაგნიტური მომენტი P_{ms} . გარე მაგნიტურ ველში სპინი, ისევე როგორც ორბიტალური იმპულსის მომენტი, ორიენტირდება გარკვეული სახით და იქვანტება შემდეგი სახით: $L_s = \frac{h}{2\pi} \sqrt{s(s+1)}$, სადაც s სპინური ქვანტური რიცხვია. სპინი მატერიის პირველადი თვისებაა და არ შეიძლება დაყვანილი იყოს სხვა უფრო მარტივ ცნებაზე. მას აქვს მხოლოდ ერთი მნიშვნელობა $-\frac{1}{2}$.

ორბიტული, სივრცითი დაქვანტვის ანალოგიურად, ელექტრონის სპინის პროექციას გარე მაგნიტური ველის მიმართულებაზე შეიძლება ჰქონდეს მხოლოდ გარკვეული

დაქვანტული მნიშვნელობები- $L_{sz} = \frac{h}{2\pi} m_{sz}$. m_s - მაგნიტური

სპინური, ქვანტური რიცხვია და იღებს ორ მნიშვნელობას $m_s = \pm \frac{1}{2}$, ანუ $L_{sz} = \pm \frac{1}{2} \frac{h}{2\pi}$

სპინის იმპულსის მომენტის გეგმილი გარე Z მიმართულებაზე გამოითვლება

ფორმულით: $L_{sz} = \frac{h}{2\pi} m_s = \pm \frac{h}{4\pi}$. მაშასადამე, მრავალელექტრონიან ატომში

ელექტრონი იმყოფება ერთ-ერთ დასაშვებ მდგომარეობაში, რომელიც ხასიათდება n, l, m, m_s ქვანტური რიცხვების განსაზღვრული მნიშვნელობებით. $n=1,2,3,4,...$; $l=0,1,2,...(n-1)-n$; $m=0,\pm 1,\pm 2,...\pm l-2l=1$; $m_s=\pm(1/2)-2$ მნიშვნელობები.

§ 7. პაულის პრინციპი. ელექტრონების რაოდენობა ორბიტებზე და ქვეორბიტებზე

დონეების მიხედვით, ელექტრონების განაწილება ემორჩილება პაულის პრინციპს, რომელიც შემდეგში მდგომარეობს: ნებისმიერ მრავალელექტრონიან სისტემაში, ოთხი კვანტური (n, l, m, m_s) რიცხვით განსაზღვრულ სტაციონარულ მდგომარეობებში არ შეიძლება იმყოფებოდეს ერთზე მეტი ელექტრონი ანუ არ არსებობს ორი ელექტრონი, რომელთაც ოთხივე კვანტური რიცხვი ერთნაირია. გამოვთვალოთ იმ ელექტრონთა მაქსიმალური რიცხვი, რომლებსაც აქვთ ერთნაირი მთავარი კვანტური რიცხვი. მოცემული n სთვის ორბიტალური კვანტური რიცხვი იცვლება 0 -დან $(n-1)$ -მდე. ამიტომ, ამ მდგომარეობაში ელექტრონების მაქსიმალური რაოდენობა ტოლი იქნება:

$$N(n) = \sum_{l=0}^{n-1} 2(2l+1) = [2(n-1) + 2]n = 2n^2. \text{ თუ } n=1, N=2. \text{ თუ } n=2, N=8; \text{ და ა.შ.}$$

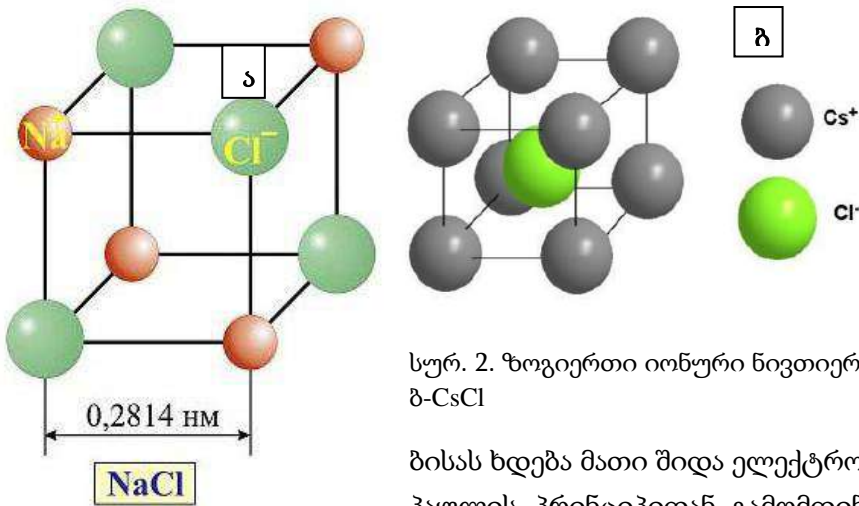
ერთნაირი n და l კვანტური რიცხვების მქონე ელექტრონთა ერთობლიობა ქმნის ელექტრონულ გარსს, ხოლო ერთნაირი n -ის მქონე ელექტრონულ შრეს. მთავარი კვანტური რიცხვი შეიძლება ტოლი იყოს $n=1,2,3,4\dots$. მათი შესაბამისი შრეები კი აღინიშნება $K, L, M, N, O\dots$ ასოებით. ასევე, $l=0,1,2,3,4\dots$ შესაბამისი მდგომარეობებია $s, p, d, f, g\dots$. რადგან მოცემულ გარსში, შეიძლება იმყოფებოდეს არა უმეტეს $2(2l+1)$ ელექტრონისა, ამიტომ მოცემულ n -ურ შრეში შეიძლება იყოს არა უმეტეს ორი s ელექტრონი, ექვსი p ელექტრონი, ათი d ელექტრონი, თოთხმეტი f ელექტრონი და ა.შ. ცალკეულ შრეებში გვექნება ელექტრონების შემდეგნაირი განაწილება:

K	$1s^2$	2
L	$2s^2 2p^6$	8
M	$3s^2 3p^6 3d^{10}$	18
N	$4s^2 4p^6 4d^{10} 4f^{14}$	32

მაგ., **Na** (პერიოდულ სისტემაში მე-11 ელემენტი), გარსზე აქვს სულ 11 ელექტრონი, მისი კონფიგურაცია ასე ჩაიწერება: $1s^2 2s^2 2p^6 3s^1$. $2s^2$ ნიშნავს, რომ მეორე შრის, s მდგ-ში გვაქვს ორი ელექტრონი; $3p^5$ ნიშნავს, რომ მესამე შრეში (p მდგომარეობაში) გვაქვს 5 ელექტრონი და ა.შ. ცხრილში მოცემულია შრეების აღნიშვნა და ელექტრონების განაწილება შრეებისა და ქვეშრეების მიხედვით. ენერგეტიკული განსხვავება, მაგ., $3d$ -სა და $4s$ -ს შორის მცირეა, თუმცა სხვადასხვა ელემენტს შორის, დონეების განსხვავება მიხედვით, სხვადასხვაა, მაგ: $E_{4s} < E_{3d}$ **K**, $E_{3d} > E_{4s}$ **Cu**. ყველა ორბიტაზე მხოლოდ ელექტრონთა გარკვეული რაოდენობაა, თუმცა შესაძლოა ყველა შევსებული არც იყოს. თუ ელემენტების ატომები ერთიმეორესთან მჭიდრო შეხებაშია, წარმოიქმნება ჰიბრიდული ორბიტები. მაგ., ns და np ორბიტებს შეუძლიათ წარმოქმნან sp ჰიბრიდული ორბიტა, ხოლო ns , np და $(n-1)d$ ორბიტებს - spd , ორბიტა. ამ ჰიბრიდულ ორბიტებს გარკვეული მნიშვნელობა ენიჭებათ, ატომთა შორის ურთიერთ მოქმედ ძალებში.

§ 8. ბმის ძირითადი კავშირები კრისტალებში იონური ბმა

ინერტული აირების ქიმიური მედეგობა (არააქტიურობა) გამოწვეულია იმით, რომ ატომთა შინაგანი ელექტრონული სტრუქტურა, რომელიც შედგება 8 ელექტრონისაგან და მთლიანად ავსებს *ns* და *np* ქვე ორბიტებს, საკმაოდ სტაბილური კონფიგურაციაა. მაგ., იონური კონფიგურაცია აქვს *NaCl* და *MgS*-ს, იონური კავშირი-



სურ. 2. ზოგიერთი იონური ნივთიერების კრისტალური გისოსები ა-*NaCl*, ბ-*CsCl*

ბისას ხდება მათი შიდა ელექტრონული ორბიტების შეხება, მაგრამ, პაულის პრინციპიდან გამომდინარე, არ ხდება მათი ურთიერთ გადაფარვა. რადგანაც, მხოლოდ ერთ ელექტრონს შეუძლია დაიკავოს მოცემული ენერგეტიკული მდგომარეობა. ამიტომ, ირთვებიან ურთიერთ განზიდვის ძალები. კავშირი მიზიდვის, განზიდვის ძალებსა და გისოსის ენერგიას შორის გამოყვანილ იქნა ბორნისა და მაიერის მიერ:

$$U = -Ae^2/d + B \exp d/\rho$$

სადაც *e* ელექტრონის მუხტია, *d* იონებს შორის მანძილი. ამ ფორმულის პირველი ნაწილი წარმოადგენს, სხვადასხვა ნიშნით დამუხტულ იონებს შორის მიზიდულობის ძალას. *A* მადელუნგის მუდმივაა, დაკავშირებულია შენაერთის კრისტალურ სტრუქტურასთან და მისი რიცხვითი მნიშვნელობა ახლოა ერთთან. მეორე წევრი ემპირიული სიდიდეა, რომელიც ურთერთგანზიდვის ძალებს გამოსახავს. *ρ* გამოსახავს შეკუმშვის სიდიდეს. მარილთა უმრავლესობისათვის, მეორე წევრი შეიძლება გამოვსახოთ როგორც B/d^{10} , რომელიც გვიჩვენებს, რომ განზიდვის ძალები სწრაფად იზრდებიან იონებს შორის მანძილის მცირე ცვლილებისას (სურ.2). იონების ზომები *NaCl*-ში საგრძნობლად განსხვავდება ერთიმეორისაგან (სურ.2). ზოგიერთი იონური კრისტალების კრისტალური სტრუქტურა ნაჩვენებია მე-2 სურათზე. ა- *NaCl*, ბ- *CsCl*. ნატრიუმის იონი შემორტყმულია ქლორის ექვსი (საკოორდინაციო რიცხვი-6) იონით და პირიქით. იგივე ხდება *CsCl* -შიც (საკოორდინაციო რიცხვი-8), თუმცა ეს არ ნიშნავს, რომ ეს ყველა ნაერთისათვის ასეა. მაგ., *CaF*- (კალციუმის ფტორიდში), კალციუმი შემორტყმულია ფტორის 4 იონით, მაშინ როდესაც ფტორს აკრავს, კალციუმის 8 იონი. როგორც წესი, იონური კავშირის მქონე ნივთიერებები გამოირჩევიან დნობის მაღალი ტემპერატურით,

სისალით, სიმტკიცით და თერმული გაფართოების დაბალი კოეფიციენტით. რადგანაც ყველა ელექტრონი თავმოყრილია ატომთა ორბიტებზე, მათ გამტარებლობაში მონაწილეობის მიღება არ შეუძლიათ. ამდენად, იონური კრისტალები წარმოადგენენ იზოლატორებს. მათ შეუძლიათ დენის გატარება მხოლოდ მდნარ მდგომარეობაში, იონთა მოძრაობის ხარჯზე.

კოვალენტური ბმა

იმისათვის, რომ შეიქმნას ელექტრონთა სტაბილური ოქტეტი ($ns+np$) (რაც დამახასიათებელია ინერტული აირებისათვის), უნდა მივადწიოთ იმას, რომ ერთი ელექტრონი გახდეს საერთო სხვადასხვა ატომისათვის. მაგ., ქლორს აკლია ერთი ელექტრონი იმისათვის, რომ მიიღოს არგონის მსგავსი სტაბილური კონფიგურაცია. ე.ი. ქლორის ორ ატომს შეუძლია, გაიყოს ერთი საერთო ელექტრონი და წარმოქმნან ქლორის მოლეკულა:



ორ ატომს შორის ასეთი კავშირი ცნობილია, როგორც ერთჯერადი კოვალენტური ან ჰომეოპოლარული. აღვნიშნოთ, რომ ამ ორ საერთო ელექტრონს უნდა ჰქონდეს საპირისპიროდ მიმართული სპინები. ამიტომ, კოვალენტური კავშირი წარმოიქმნება რეზონანსული ეფექტის ხარჯზე. ე.ი. ელექტრონები ეკუთვნიან, ნაწილობრივ, ორივე ატომს და არ არიან დაკავშირებული, ცალსახად, არც ერთთან. გამოდის, რომ კოვალენტური ბმისათვის, რომელიც აუცილებელია მოლეკულის წარმოსაქმნელად, საჭიროა სხვადასხვა ატომის ელექტრონებს შორის კავშირი. ატომს შეუძლია მონაწილეობა მიიღოს და წარმოქმნას ორმაგი და სამმაგი კავშირებიც, საერთო სარგებლობისათვის ჩართოს ორი და სამი ელექტრონიც. კოვალენტური კავშირი იმით განსხვავდება იონურისაგან, რომ ყველა კოვალენტური კავშირი, რომელიც გამომდინარეობს ფიქსირებული ატომიდან, მკაცრად აკავშირებს მას მეორე ატომთან. სხვანაირად რომ ვთქვათ, კოვალენტური კავშირები წარმოადგენენ სივრცობრივად მიმართულს. მაგალითად, s ორბიტის ელექტრონები სფერული სიმეტრისაა, $3p$ ორბიტის ელექტრონები მიმართულნი არიან სამი ურთიერთმართობული მიმართულებით, d და f ორბიტებს აქვთ ელექტრონული ღრუბლების რთული მიმართულებები. ასეთი აგებულების ნივთიერებებს უწოდებენ ალმასის ტიპის ნივთიერებებს, მათ აქვთ დნობის მაღალი ტემპერატურა, მაღალი სიმტკიცე და სისალე, არიან იზოლატორები. მაგრამ, იონურისაგან განსხვავებით, ისინი დნობის შემდეგაც იზოლატორებად რჩებიან.

ვან-დერ-ვაალსის ბმა

ყველა სახის ატომები, იონები და მოლეკულები განიცდიან სუსტ ურთიერთ-მიზიდულობას, რომელიც ცნობილია ვან-დერ-ვაალსის ძალების სახელით. თუმცა ეს ძალები, განსხვავებით ატომებს შორის მოქმედი სხვა ძალებისაგან, საკმაოდ სუსტია. მიუხედავად ამისა, ვან-დერ-ვაალსის ძალები მნიშვნელოვან როლს ასრულებს ინერტული და ორ ატომიანი აირების მყარ მდგომარეობაში გარდაქმნისას (აქ ისინი ერთადერთი ძალაა). ასევეა, ზოგიერთ ანიზოტროპიულ კრისტალებშიც, მაგალითად, სელენში. მათი დახმარებით მყარდება კავშირი გარკვეული კრისტალოგრაფიული

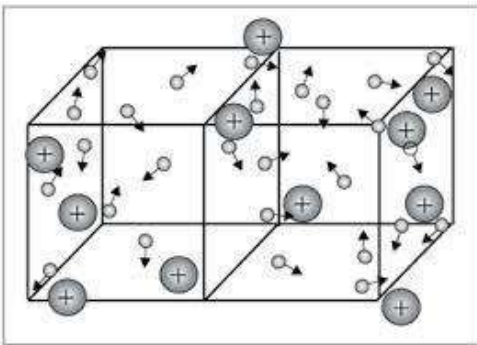
მიმართულებებით. ვან-დერ-ვაალსის ძალების წყაროს წარმოადგენს პოლარიზაციის ეფექტი, რომელიც გამოწვეულია მოცემული ატომის ირგვლივ მბრუნავი ელექტრონის ველის ზემოქმედებით, მეზობელი ატომის ირგვლივ მბრუნავი ელექტრონების ველზე. ანიზოტროპიულ მოლეკულაში ამან შეიძლება გამოიწვიოს მუდმივი დიპოლური მომენტი, მაგრამ სიმეტრიულ კონფიგურაციებში (მყარი ინერტული აირების კრისტალებში) ეს არ ხდება. ვან-დერ-ვაალსის ძალის მნიშვნელობა, გისოსის ენერგიასთან მიმართებაში, გამოისახება ფორმულით:

$$U=3h \nu_0-3h \nu_0 \alpha^2/4d^6,$$

სადაც ν_0 ორი ატომის ან მოლეკულის რხევის სიხშირეა, α - მუდმივა, რომელიც მათ პოლარიზაციასთანაა დაკავშირებული, h --პლანკის მუდმივა, d – ატომთა შორის მანძილი. ფორმულის პირველი ნაწილი გამოსახავს იზოლირებული ატომის ენერგიას, მეორე კი კრისტალში მეზობელი ატომების ურთიერთქმედების ენერგიას. ფორმულიდან გამომდინარეობს, რომ ვან-დერ-ვაალსის ძალები სწრაფად მცირდებიან, ატომთა შორის მანძილების გაზრდით. ეს ძალები კომპენსირდებიან ურთიერთგანზიდვის ძალებით, რათა არ მოხდეს ატომთა ან მოლეკულათა ელექტრონული ღრუბლების ურთიერთგადაფარვა. ასეთი კავშირები გისოსში წარმოქმნიან ატომთა მჭიდრო წყობას, ხოლო წარმოქმნილი კრისტალები წარმოადგენენ იზოლატორებს, რადგანაც ყველა ელექტრონი მჭიდრო კავშირშია ($ns+nd$) ოქტეტთან. მათი ელექტრული თვისებები განპირობებულია ცალკეული ატომებისა და მოლეკულების თვისებებით და მცირედ იცვლება მყარიდან თხევად ან აირად მდგომარეობაში გადასვლისას.

ლითონური ბმა

ლითონური კავშირი განპირობებულია გისოსის დადებითად დამუხტული იონებისა და



მათ გარემომცველ სივრცეში არსებული, “თავისუფალი” ელექტრონული აირის (ღრუბლის), ურთიერთმიზიდულობით. თავისუფალი ელექტრონები, არ არიან დაკავშირებული რომელიმე ერთ კონკრეტულ ატომთან და მათი ძვრადობა იონურ გისოსში განაპირობებს, ნივთიერების სითბურ- და ელექტროგამტარებლობას. შეიძლება ითქვას, რომ ლითონური კავშირის სხვადასხვა მდგენელის წილიკრისტალის ენერგიაში გამოისხება

სურ. 3. ლითონური კავშირი შემდეგი ფორმულით:

$$U=-Ae^2/\Omega^{1/3}+B/\Omega^{2/3}+Ce^2/\Omega$$

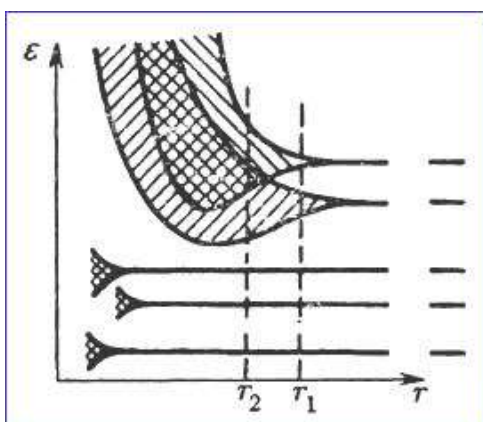
სადაც Ω ატომის მოცულობაა (ერთ ატომზე მოსული). ფორმულის პირველი წევრი გამოსახავს თავისუფალი ელექტრონების პოტენციალურ ენერგიას, მეორე წევრი მათ კინეტიკურ ენერგიას, მესამე წევრი კი იმ ელექტრონთა კინეტიკურ ენერგიებს, რომლებიც იკავებენ ყველაზე ქვედა ენერგეტიკულ მდგომარეობებს. სამივე წევრის ჯამი გვაძლევს მრუდს, რომელიც ცნობილია როგორც პოტენციალური ორმო (სურ.1), სადაც მინიმალური

ენერგია შეესაბამება \mathbf{r}_0 -ის ხაზოვან ზომას, რომელიც შეიძლება განხილულ იქნეს, როგორც ატომის რადიუსი და გამოითვლება ტოლობით: $4/3\pi r_0^3 = \Omega$. ენერგია ΔE 1- ელ სურათზე შეესაბამება იმ მუშაობას, რომელიც აუცილებელია შესრულდეს, რათა ლითონური კრისტალი იქცეს დადებითად დამუხტული იონებისაგან შემდგარ აირად. შესაბამისად, ლითონის სუბლიმაციის ენერგია ტოლია ΔE სი, (მხოლოდ თავისუფალი ატომების იონიზაციის პოტენციალის გამოკლებით). გარდა ამისა გრაფიკზე მინიმუმის შესაბამისი არე შესაძლებელია გამოყენებულ იყოს ლითონის კუმშვადობის გამოსათვლელადაც.

რეზონანსული (კავშირი) ბმა

ბენზოლის რგოლის შესწავლამ მეცნიერები იმ დასკვნამდე მიიყვანა, რომ თუკი შესაძლებელია არსებობდეს კოვალენტური კავშირის რამდენიმე კონფიგურაცია (ერთ და სამელექტრონიანი კავშირები), მაშინ მათ შორის რეზონანსისას შესაძლებელია წარმოიქმნას სტრუქტურა, რომელიც უფრო დაბალენერგეტიკულია. ეს მოდელი გამოიყენა პოლინგმა გარდამავალი ლითონებისათვის. მან დაუშვა, რომ ელექტრონები ($n-1$) d ქვედონიდან ნაწილდება ატომებსა და მათ დამაკავშირებელ ორბიტებს შორის. ელექტრონები, რომლებიც იმყოფებიან ატომთა ორბიტებზე, დაკავშირებულნი არიან ცალკეულ ატომებთან და განსაზღვრავენ ლითონის მაგნიტურ თვისებებს. ის ელექტრონები, რომლებიც მდებარეობენ შემაკავშირებელ ორბიტებზე, წარმოქმნიან (სურ.1) კოვალენტურ კავშირს, ორბიტების ჰიბრიდიზაციის ხარჯზე, რომელთა შორისაც იწყება რეზონანსი. ეს კავშირები ხასიათდება სიდიდით- v/L , სადაც v ცალკეული კოვალენტური კავშირების რიცხვია, რომელიც რეზონანსშია L მდგომარეობებს შორის, სადაც L -ლითონური კრისტალის საკოორდინაციო რიცხვია. მაგრამ, როგორც წესი, რეზონანსი ერთსა და იმავე ბმებს შორის უფრო გამოწვეულია, ვიდრე კანონზომიერება, რადგანაც უკვე აღმოჩენილია რეზონანსული კავშირები სხვადასხვა ბმას შორისაც.

§ 9. მყარი სხეულის ზონური თეორიის ელემენტები. ენერგეტიკული ზონების შევსება ელექტრონებით. ლითონები, ნახევარგამტარები და დიელექტრიკები

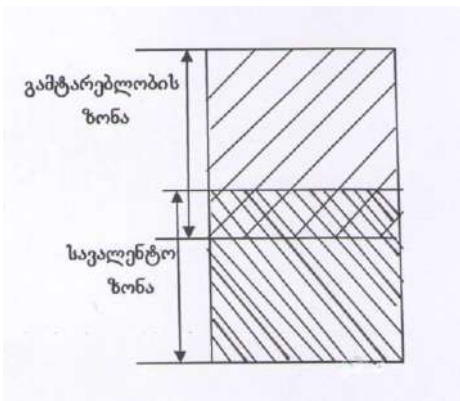


სურ.4ა. ენერგეტიკული დონეები

ზონურ თეორიას, საფუძვლად უდევს ორი მიახლოება:
1.ადიაბატური მიახლოება. ატომი შედგება მძიმე და მსუბუქი ნაწილაკებისაგან – ბირთვებისა და ელექტრონებისაგან. მათი მასები ძლიერ განსხვავდება და შეიძლება ჩაითვალოს, რომ ელექტრონების მოძრაობა წარმოებს უძრავი ბირთვების (რომლებიც კრისტალური მესრის კვანძებში მდებარეობენ) მუდმივ პერიოდულ ველში.

2.თვითშეთანხმებული მიახლოება. თითოეული ელექტრონის მოქმედება, ყველა სხვა ელექტრონებთან

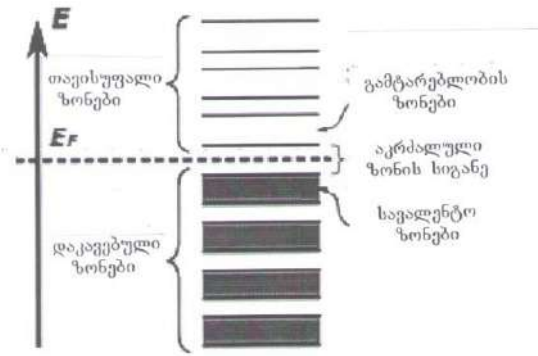
მიმართებაში, იცვლება მასზე ყველა სხვა ელექტრონებისა და ბირთვების მიერ შექმნილი პერიოდული ველით. იზოლირებულ ატომში, ელექტრონები შეიძლება იმყოფებოდნენ მხოლოდ გარკვეულ ენერგეტიკულ დონეებზე. ატომების ერთმანეთთან მიახლოებისას ისინი ურთიერთქმედებენ. ამის გამო, დონეები წაინაცვლებენ. თითოეული ატომის ენერგეტიკული დონე გაიხლიჩება რამდენიმე ქვედონედ (სურ.4ა). ერთი დონიდან წარმოქმნილ ენერგეტიკულ დონეთა ერთობლიობას ენერგეტიკული ზონა ეწოდება. ე.ი. ზონა გამოსახავს კრისტალის ელექტრონებისათვის დასაშვებ ენერგიათა მნიშვნელობებს. როგორც სურათიდან ჩანს, r



სურ.4ბ. ზონების გადაფარვა

მანძილის შემცირებისას იხლიჩება გარე სავალენტო ელექტრონების (რომლებიც სუსტად არიან დაკავშირებულ ბირთვთან) მაღალი დონეები. შიდა ელექტრონების დონეები თითქმის არ იხლიჩება. ეს დასაშვები ზონები ერთიმეორისაგან გამოყოფილია ე.წ. აკრძალული ზონებით (მათი სიგანეები დაახლოებით ერთნაირია), რომლებიც გამოსახავს ელექტრონებისათვის აკრძალულ ენერგიათა მნიშვნელობებს (ამ ზონებში ელექტრონები არ იმყოფება). მანძილი მეზობელ ენერგეტიკულ დონეებს შორის ზონაში ძალიან მცირეა ($\sim 10^{-23}$ ევ; $1\text{ევ} = 1,6 \cdot 10^{-19}$ ჯ), ე.ი. ზონები ფაქტიურად უწყვეტია. მეზობელ ზონებს შორის მანძილი კი რამდენიმე ევ-ის ტოლია. კრისტალის ზონები (გამტარობის) შეიძლება იყოს შევსებული ან თავისუფალი (მთლიანად ან ნაწილობრივ). თითოეულ დონეზე, პაულის პრინციპის თანახმად, შეიძლება იმყოფებოდეს ორი ურთიერთსაპირისპირო მიმართულების სპინების მქონე ელექტრონი. ზოგადად ზონას, რომელიც მთლიანად შევსებულია ელექტრონებით (ეს "კოლექტივიზირებული" სავალენტო ელექტრონები ეკუთვნის მთელ კრისტალს) **სავალენტო ზონა ეწოდება**. ის შექმნილია ატომის შიდა გარსების ელექტრონების ენერგეტიკული დონეებისაგან. გამტარებლობის ანუ თავისუფალი ზონა შექმნილია ატომების გარე ელექტრონების ენერგეტიკული დონეებისგან. გამტარებლობის ზონა ნაწილობრივ არის შევსებული ან თავისუფალი. კრისტალის ელექტრონებს შეუძლიათ გადასვლა ერთი დონიდან მეორეზე როგორც ელექტრული ველის, ისე სითბური მოძრაობის გავლენით, რადგან მეზობელ დონეებს შორის მანძილი მცირეა. გაცილებით ძნელია ზონიდან ზონაში გადასვლა (სჭირდება სპეციალური პირობები). ელექტრონს მაღალ დონეზე გადასვლა შეუძლია მხოლოდ მაშინ, როდესაც ეს დონე არაა მთლიანად შევსებული. ზონური სტრუქტურა განაპირობებს მათ დაყოფას ლითონებად, იზოლატორებად და ნახევარგამტარებად. ლითონების დროს გვაქვს ორი შემთხვევა (სურ.4 ბ): ა) აქ სავალენტო ზონა სავალენტო ელექტრონების მიერ სანახევროდაა შევსებული და ქმნის გამტარობის ზონას. ელექტრული ველის გავლენით, ამ ზონაში განლაგებული ელექტრონები იძენენ იმდენ ენერგიას, რომ გადადიან ზედა თავისუფალ ენერგეტიკულ დონეზე და იწყებენ მოწესრიგებულ მოძრაობას (მაგ. Na, Li, K, Rb, Cs...). ბ) აქ გამტარობის ზონა ფარავს სავალენტო ზონას, რომელიც წარმოიქმნება სავალენტო ელექტრონების დონის გახლეჩის

შედეგად (მაგ: Be, Cd, Mg, Zn). იქმნება ე.წ. “ჰიბრიდული” ზონა, რომელსაც სავალენტო ელექტრონები ავსებენ ნაწილობრივ. დაკავებულ დონეებთან ახლოს განლაგებულია თავისუფალი დონეები და ლითონი გამტარია (აკრძალული ზონა არ გვაქვს). ნახევარგამტარებში და დიელექტრიკებში გვაქვს, ერთი მთლიანად შევსებული სავალენტო და ერთი თავისუფალი ზონა. განსხვავება მათ შორის განისაზღვრება, აკრძალული ზონის ΔE სიგანით. თუ ΔE სიგანე რამდენიმე ელექტრონვოლტის რიგისაა, მაშინ ელექტრონები სავალენტო ზონიდან გამტარებლობის ზონაში ვერ გადადიან და



გვაქვს დიელექტრიკი (მაგ., $NaCl$ ისთვის $\Delta E = 6$ ევ. თუ $\Delta E \leq 1$ ევ (მაგ., გერმანიუმისთვის $\Delta E = 0,72$ ევ). შესაბამისად, ელექტრონების გადასროლა შეიძლება მოვახდინოთ სითბური აღგზნების ხარჯზე ან რაიმე გარე წყაროს მიერ ელექტრონზე ΔE ენერჯიის გადაცემით. ასეთ შემთხვევაში გვაქვს ნახევარგამტარი (სილიციუმი, გერმანიუმი, სხვადასხვა ჟანგეული,

სურ.5. ენერგეტიკული დონეების გამომსახველი გრაფიკი. (ქვემოდან ზემოთ შევსებული და შეუვსებელი დონეები, მარჯვნივ ზონები)

სულფიდი, სელენიდი, ტელურიდი და სხვა).

ლითონები-მათი ერთ-ერთი ძირითადი თვისება იმაშია, რომ ისინი არიან დენის კარგი გამტარები. მიზეზი კი იმაში მდგომარეობს, რომ სავალენტო ელექტრონებს შეუძლიათ თავისუფალი გადაადგილება იდ. გისოსში, რადგან სავალენტო ზონა არაა მთლიანად შევსებული ელექტრონებით. ამიტომ, მათ შეუძლიათ თავისუფლად გადავიდნენ გამტარებლობის ზონაში და დაიწყონ მოძრაობა. შესაბამისად, გამტარებლობა დიდად არ იქნება დამოკიდებული ტემპერატურაზე, რადგან არ არსებობს აკრძალული ზონა და არ სჭირდება დამატებითი ენერჯია აკრძალული ზონის გადასალახავად, სურ. 5.

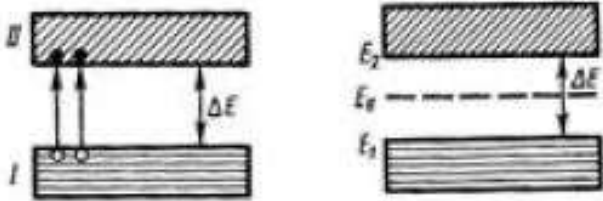
ნახევარგამტარები- ახლა დავუშვათ, რომ აკრძალული ზონის სიგანე E აკრძ. არაა დიდი, მაშინ სითბური ფლუქტუაციების ხარჯზე ელექტრონთა ნაწილი აღიგზნება ზედა ზონაში. მათი რიცხვი დამოკიდებულია ბოლცმანის განაწილებაზე, სიდიდით $exp(-E_{akrZ}/kT)$. ასეთ ელექტრონებს შეუძლია მიიღონ მონაწილეობა გამტარებლობაში, რომლის სიდიდეც გაიზრდება ტემპერატურის ზრდის პროპორციულად. ამ შემთხვევაში ამბობენ, რომ ნივთიერება წარმოადგენს ნახევარგამტარს. **იზოლატორები**

(დიელექტრიკები)- იმ შემთხვევაში კი, თუ აკრძალული ზონის სიგანე იმდენად დიდია, რომ ტემპერატურის გაზრდის ხარჯზეც კი ელექტრონები ვერ ახერხებენ გამტარებლობის ზონაში მოხვედრას, მაშინ ასეთი ნივთიერებები განეკუთვნება **იზოლატორებს** (დიელექტრიკებს) *(აუცილებლად უნდა ავხსნათ ფერმის ენერჯია და ფერმის ზედაპირი. E_F სიდიდეს უწოდებენ ფერმის ენერჯიას და იგი განისაზღვრება, როგორც ენერჯია, რომლის დროსაც ალბათობა, $f(E)$ ენერგეტიკულ დონეზე, ტოლია $1/2$, $T=0^0 K^{1/2}$ -ისას ხოლო ზედაპირს მუდმივი ენერჯიით, სამ განზომილებიან KK სივრცეში, რომელიც*

შესაბამება ფერმისენერგიას $T=0^{\circ}$ ტემპერატურაზე, უწოდებენ ფერმის ზედაპირს (სურ.5).

§ 10. ნახევარგამტარები, საკუთარი და მინარევული გამტარობა

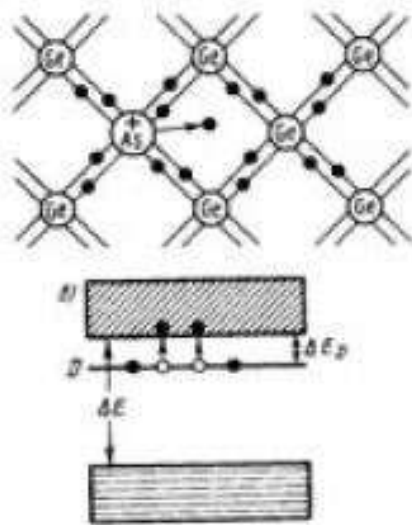
საკუთრივი ეწოდება ქიმიურად სუფთა ნახევარგამტარებს (IV, V, VI ჯგუფის ელემენტები და ქიმიური შენაერთები Ge, Si, In, Sb, GaAs, CdS ...), ხოლო მათ გამტარობას საკუთარი გამტარობა.



$T = 0 K$ ტემპერატურაზე ნახევარგამტარები იგივე დიელექტრიკებია. ტემპერატურის ზრდასთან ერთად სავალენტო ელექტრონები სავალენტო ზონის (I) ზედა დონეებიდან გადადიან გამტარობის (II) ქვედა დონეებზე

სურ. 6. სავალენტო ელექტრონების დონეებზე გადასვლის გრაფიკები

(სურ.4.). ელექტრული ველის მოქმედების შემთხვევაში ისინი ველის საპირისპიროდ გადაადგილდებიან (იქმნება დენი). საკუთრივ ნახევარგამტარის გამტარობას, რომელიც გამოწვეულია ელექტრონებით, ელექტრონული (n ტიპის) გამტარობა ეწოდება. ამ გადასვლებისას სავალენტო ზონებში დაგვრჩება ვაკანტური მდგომარეობები – ხვრელები. გარე ველში ხვრელი შეიძლება დაიკავოს ქვედა დონიდან ამოსულმა ელექტრონმა, ამიტომ ხვრელი უკვე ჩნდება ამ ქვედა დონეზე და ა.შ. ე.ი. ხვრელი გადაადგილდება სავალენტო ზონაში, ზევიდან ქვევით. ისეთ გამტარობას, რომელიც განპირობებულია ხვრელებით (p ტიპის) ხვრელური გამტარობა ეწოდება. ე.ი. დენი იქმნება ელექტრონების მოძრაობით გამტარობის ზონაში, ქვევიდან ზევით და ხვრელებით სავალენტო ზონაში, ზევიდან ქვევით. სუფთა ნახევარგამტარში ელექტრონების და ხვრელების რაოდენობა ერთნაირია. აქ გვაქვს საკუთარი გამტარობა. ელექტრონი რომ გადავიდეს I ზონის ზედა დონიდან II



ზონის ქვედა დონეზე, საჭიროა აკრძალული ზონის სიგანის, ΔE -ს ტოლი აქტივაციის ენერგია. რადგან ელექტრონის გადასვლისას ასევე წარმოიქმნება ხვრელიც, ამიტომ ამ წყვილის წარმოქმნაზე საჭირო ენერგია იყოფა ორ ტოლ ნაწილად. შესაბამისად, თითოეული პროცესის ათვლის სათავე უნდა იმყოფებოდეს აკრძალული ზონის შუაში ანუ ფერმის ენერგია, ეს არის ის ენერგია, საიდანაც მიმდინარეობს ელექტრონების და ხვრელების აღზნება. გამტარობას, რომელიც გამოწვეულია მინარევებით, მინარევული გამტარობა ეწოდება. განვიხილოთ ეს მოვლენა Ge-ის მაგალითზე.

სურ.7. მინარევული ნახევარგამტარების სქემა და ენერგეტიკული დონეები

გერმანიუმის ატომს აქვს 4 სავალენტო ელექტრონი და თითოეული ატომი დაკავშირებულია 4 მეზობელ ატომთან კოვალენტური (წყვილ ელექტრონული) ბმებით. ბმები ირდევს ტემპერატურის ზრდასთან ერთად, რადგან წარმოიქმნება ელექტრონი და ხვრელი. როდესაც მასში შეგვაქვს 5- ვალენტიანი დარიზხანის ატომი, 4 ელექტრონი ბმებით უკავშირდება გერმანიუმის 4 ატომს, ხოლო ერთი ელექტრონი ზედმეტია, ის ატომს ადვილად სცილდება და იქცევა თავისუფალ ელექტრონად. ამ ელექტრონს გამტარობის ზონაში გადასასვლელად სჭირდება უფრო მცირე ენერგია ანუ მათი დონეები მოთავსებულია აკრძალულ ზონაში (D - დონორული დონე), გამტარობის ზონის ქვედა ზონის მახლობლად. ამ დონიდან, ჩვეულებრივ ტემპერატურაზეც კი, ელექტრონები ადვილად გადადიან გამტარობის ზონაში. ასეთ მინარევებს, რომლებიც კრისტალში დამატებით ელექტრონებს წარმოქმნიან, **დონორები ეწოდება**. სავალენტო ზონაში ელექტრონები არ ჩნდება, ამიტომ გამტარობა წმინდა ელექტრონულია და გვექნება n ტიპის ნახევარგამტარი. თუ Ge -ის კრისტალში შევიყვანთ 3 სავალენტო ელექტრონის მქონე მინარევს, მაგ., In - ს, 4 მეზობელ Ge -ის ატომებთან ბმების შესაქმნელად, მას დააკლდება ერთი ელექტრონი. ამიტომ, მინარევის ატომი მიიერთებს 1 ელექტრონს გერმანიუმის ატომიდან, სადაც გაჩნდება ხვრელი, ე.ი. თითქოს ხვრელი გადაადგილდება ერთი ატომიდან მეორეზე, როგორც თავისუფალი დადებითი მუხტები. ველის შექმნისას გვექნება ხვრელური დენი. ზონური თეორიით აკრძალულ ზონაში ჩნდება მინარევული დონე (A - აქცეპტორული დონე), რომელიც ახლოსაა სავალენტო ზონის ზედა საზღვართან. ამის შედეგად სავალენტო ზონიდან მინარევულ დონეზე გადადიან ელექტრონები, რაც იწვევს სავალენტო ზონაში ხვრელების წარმოქმნას ისე, რომ გამტარობის ზონაში ელექტრონები არ გადადიან. გამტარობა, ასეთ შემთხვევაში, წმინდა ხვრელურია და გვექნება p ტიპის ნახევარგამტარი. ასეთ მინარევებს, რომლებიც კრისტალში დამატებით ხვრელებს წარმოქმნიან, **აქცეპტორები ეწოდება**. ნახევარგამტარის ელექტროგამტარობის გამოთვლისათვის სარგებლობენ კლასიკური ელექტრონული თეორიით. მისთვის მართებულია, ომის კანონის დიფერენციალური სახე $i = e(n_e \mu_e + n_p \mu_p)$, სადაც e ელემენტარული მუხტია, n_e და n_p ელექტრონების და ხვრელების კონცენტრაციებია, ხოლო μ_e და μ_p - მათი ძვრადობები (სიჩქარეები ერთეულოვანი დაძაბულობის ველში). კუთრი ელგამტარობა γ დამოკიდებულია ორივე სიდიდეზე და

გამოთვლებით მიღებულია, რომ კონცენტრაცია $n \sim e^{-\frac{\Delta E}{kT}}$. ΔE აკრძალული ზონის სიგანეა. ძვრადობა თავის მხრივ, ტემპერატურაზე დამოკიდებულია

$\mu \sim T^{\pm \frac{3}{2}}$ ფორმულით. მაჩვენებლიანი ფუნქცია გაცილებით ძლიერია ხარისხობრივზე,

ამიტომ კუთრი ელექტროგამტარობა გამოისახება ფორმულით: $\gamma = \gamma_{\infty} e^{-\frac{\Delta E}{kT}}$. თუ, $T \rightarrow \infty$, მაშინ სავალენტო ზონის ყველა ელექტრონი გადასულია გამტარობის ზონაში. ე.ი. ის ტემპერატურის აწევით იზრდება ექსპონენციალური კანონით. მინარევული ნახევარგამტარებისთვის, კუთრი ელგამტარობა დაბალ ტემპერატურებზე სუსტად იზრდება ტემპერატურის გადიდებით, მაღალზე კი სწრაფად.

II თავი

თერმოდინამიკა მასალათმცოდნეობაში და სითბური მოვლენები

§ 1. თერმოდინამიკის პირველი კანონი

თერმოდინამიკის გამოყენება ფიზიკურ მასალათმცოდნეობაში გვადლევს საშუალებას, პირველ რიგში, განვსაზღვროთ მოცემული სისტემა წონასწორობაშია თუ რეაქცია კვლავ გაგრძელდება. ესაა პირველადი ინფორმაცია, თუმცა პასუხგაუცემელი რჩება რეაქციის მიმდინარეობის სიჩქარე. თერმოდინამიკის პირველი კანონი ფორმულირებულია, როგორც ენერჯის შენახვის კანონი; **სისტემის ენერჯია შეძლება გაიზარდოს, თუ მასზე შევასრულებთ მუშაობას ანდა გადავცემთ სითბოს.**

$$\Delta E = Q - W. (1)$$

სადაც ΔE ენერჯის ცვლილებაა მოცემულ პროცესში, ΔE --სისტემის მიერ მიღებული სითბოს რაოდენობა, ხოლო W - სისტემის მიერ შესრულებული მუშაობა. სისტემის ენერჯია შეიძლება შემცირდეს, თუ სისტემა შეასრულებს მუშაობას ანდა მას წავართმევთ სითბოს. ძირითადი ემპირიული ფაქტი ამ ფორმულისა მდგომარეობს იმაში, რომ მუშაობა შეიძლება გადავიდეს სითბოში. თუმცა, უნდა აღინიშნოს, რომ ენერჯია არის მხოლოდ სისტემის მდგომარეობის ფუნქცია. მაგალითად, თუ m მასის მქონე ლითონის სხეული დევს მაგიდაზე, მაშინ მას აქვს ნულოვანი ენერჯია. იმავე სხეულს იატაკიდან h სიმაღლეზე აქვს mgh ენერჯია. ასეთ შემთხვევაში სისტემის ენერჯია განისაზღვრება h სიმაღლით. თუ წრე შეიკრა, მაშინ $\Delta E = 0$, მაგრამ აქ არ ჩანს, რისი ტოლია სისტემის ტემპერატურა და ასე შემდეგ. აქედან გამომდინარეობს, რომ თითოეულ კონკრეტულ შემთხვევაში საჭიროა ყველა იმ პარამეტრის გათვალისწინება, რომელთაც შეუძლიათ იმოქმედონ სისტემის ენერჯის ზუსტ განსაზღვრაზე.

§ 2. ენტროპია და თერმოდინამიკის მეორე კანონი

ცნობილია, რომ სითბო გადადის მეტად ცხელი სხეულიდან ცივზე და არასოდეს პირიქით. ესაა სწორედ თერმოდინამიკის მეორე კანონი. მაცივარში, ამ პროცესისათვის, ცალკე ენერჯიას ვხარჯავთ. თუ ავიღებთ ლითონის ორ ნაჭერს, შესაბამისად, T_1 და T_2 ტემპერატურით და შევაერთებთ მათ მავთულით, მაშინ Q_1 სითბო გადავა მეორე სხეულზე და $Q_1 = -Q_2$, რადგან ($T_1 > T_2$) შეიძლება ჩავწეროთ უტოლობა:

$$Q_1/T_1 + Q_2/T_2 = Q_2 (1/T_2 - 1/T_1) = Q_2 (T_1 - T_2)/T_1 T_2 > 0. (2)$$

უტოლობაში შედის სიდიდე Q/T , რომელიც დაკავშირებულია ძირითადი თერმოდინამიკური სისტემის მდგომარეობის ფუნქციასთან-ენტროპიასთან S . სისტემის ენტროპიის ცვლილება

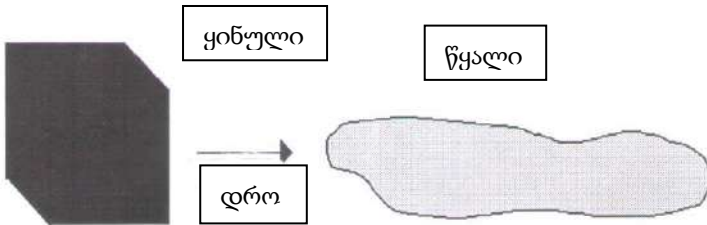
$$\Delta S = Q_r/T. (3)$$

ინდექსი r მიანიშნებს, რომ პროცესი შექცევადია. ჩვენ მსჯელობაში ყველგან იგულისხმება, რომ სითბოგადაცემის პროცესი შექცევადია, რადგანაც მხოლოდ ამ შემთხვევაში იქნება ინტეგრალი Q/T -დან მთელი ციკლის განმავლობაში ნულის ტოლი. ენტროპია S კი არის მდგომარეობის ფუნქცია. Q - სითბოგადაცემისას, მეტად თბილი სხეულის ენტროპიამცირდება Q/T_1 სიდიდით, ხოლო უფრო ცივი სხეულის ენტროპია

იზრდება, სიდიდით Q/T_2 . ასეთ შემთხვევაში მთელი სისტემის ენტროპიის ცვლილება (სურ. 8) შეიძლება წარმოვადგინოთ ფორმულით:

$$\Delta S = Q/T_2 - Q/T_1 = Q(T_1 - T_2)/T_1 T_2. \quad (4)$$

საიდანაც გამომდინარეობს, რომ პროცესის ბუნებრივად მიმდინარეობისას სისტემის ენტროპია იზრდება. საბოლოოდ, სისტემა მოვა წონასწორობაში. თუ $T_1 = T_2$ და სითბოგადაცემა შექცევადია, ასეთ შემთხვევაში სისტემის ენტროპია უცვლელია.



ყოველივე ზემოთ თქმულიდან გამომდინარეობს, რომ სისტემის ენტროპია იზრდება ისეთი პროცესისას, როდესაც ხდება სითბოს თვითნებური გადასვლა და უცვლელია, თუ მიმდინარეობს შექცევადი პროცესი. გამოდის, რომ

სურ.8. ენტროპიის ცვლილება. ყინულის კუბი, კრისტალური სტრუქტურა, მაქსიმალური მოწესრიგება, მინიმალური ენტროპია. წყალი, უსტრუქტურო, მოწესრიგების მიმინიმუმი, ენტროპიის მაქსიმუმი

იზოლირებული სისტემის ენტროპია შეიძლება მხოლოდ იზრდებოდეს ან იყოს უცვლელი. მას არ შეუძლია შემცირება, რადგან ასეთ შემთხვევაში უნდა ხდებოდეს სითბოს გადასვლა ცივიდან თბილ სხეულზე, რაც ეწინააღმდეგება თერმოდინამიკის მეორე კანონს. შეიძლება დავასკვნათ, რომ წონასწორობისას იზოლირებული სისტემის ენტროპია მაქსიმალურია. ეს პოსტულატი ჯერ კიდევ 280 წლის წინათ იყო ჩამოყალიბებული კლაუზიუსის მიერ და დღემდე რჩება აქტუალური.

\$ 3. წონასწორობის პირობები (გიბსის ფორმულა და ენთალპია)

ხშირად, საჭიროა ვიცოდეთ ესა თუ ის რეაქცია ან პროცესი გააგრძელებს შემდგომ განვითარებას თუ ვერა. თერმოდინამიკური წონასწორობის პირობების ცოდნა იძლევა საშუალებას განვჭვრიტოთ, თუ რა ცვლილებებს შეიძლება ველოდეთ, საწყისი პირობებიდან გამომდინარე. მე-2 პარაგრაფში ჩვენ აღვნიშნეთ, რომ წონასწორობისას იზოლირებული სისტემის ენტროპია მაქსიმალურია. ეს კარგია, მაგრამ, ხშირად ექსპერიმენტი მიმდინარეობს არაიზოლირებულ სისტემაში, მაგრამ მუდმივი ტემპერატურის პირობებში. ე.ი. გვინტერესებს წონასწორობის პირობები იზოთერმული პროცესებისათვის. შესაბამისი განტოლებები უნდა მივიღოთ თერმოდინამიკის პირველი და მეორე კანონებიდან. გავითვალისწინოთ, რომ სისტემის არაწონასწორობისას გვექნება უტოლობა:

$$\Delta S > Q/T.$$

ახლა გავაერთიანოთ თერმოდინამიკის პირველი და მეორე კანონი -მივიღებთ:

$$W \leq \Delta E + T \Delta S. \quad (5)$$

ეს უტოლობა გვიჩვენებს, თუ რა მაქსიმალური მუშაობის შესრულება შეუძლია სისტემას, მუდმივი ტემპერატურის პირობებში. როგორც წესი, განიხილავენ იმ მუშაობას, რომელსაც ასრულებს სისტემა გარე ძალების წინააღმდეგ, მუდმივი ტემპერატურისა და წნევის პირობებში. ამ დროს სისტემის მიერ შესრულებული მუშაობა: $W=PA\Delta V$ და (5) მიიღებს სახეს:

$$0 \leq -\Delta E + T\Delta S - P\Delta V. \quad (6)$$

მოხერხებულობისათვის შემოაქვთ ახალი სიდიდე, G გიბსის თავისუფალი ენერჯის ცნება

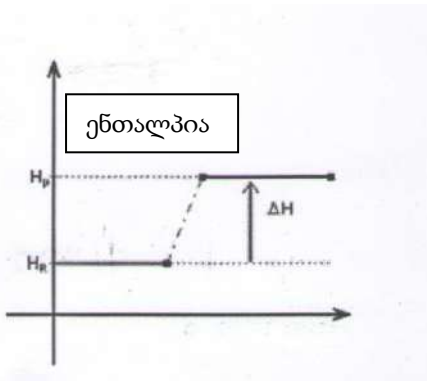
$$G = E - TS + PV. \quad (7)$$

მუდმივი ტემპერატურისა და წნევის პირობებში

$$(\delta G)_{T,P} \geq 0. \quad (8)$$

იმ შემთხვევისათვის, როდესაც პროცესის მიმდინარეობისას სისტემის მასა უცვლელია, მე-5 ფორმულა მიიღებს სახე

სურ. 9 გრაფიკი ენთალპიის ასახსნელად



სახეს, კერძოდ

$$dE = TdS - PdV. \quad (9)$$

ისეთ შემთხვევაში, როდესაც უფრო მოსახერხებელია პროცესის მიმდინარეობა დახასიათდეს მუდმივი წნევის (სურ.9) პირობებში, შემოაქვთ ენთალპიის ცნება. მარტივად რომ ვთქვათ, ენთალპია ენერჯიაა, რომელიც შეიძლება გადაყვანილ იქნეს სითბურ ენერჯიაში, განსაზღვრული მუდმივი წნევისას.

$$H = E + PV. \quad (10)$$

ამგვარად, ენთალპია წარმოადგენს სხეულის შინაგანი ენერჯიისა და იმ მუშაობის ჯამს, რომელიც უნდა დაიხარჯოს იმისათვის, რომ V მოცულობის სხეული შევიყვანოთ P წნევის არეში, რომელიც სხეულთან წონასწორობაშია.

§ 4. მყარი სხეულების გაფართოება

აირის სითბური გაფართოება გეი-ლუსაკის კანონით აღიწერება. გათბობისას ფართოვდება მყარი სხეულიც. განსხვავებით აირისა და სითხისაგან, რომელთაც ფორმა არ გააჩნიათ, მყარი სხეულს აქვს როგორც მოცულობითი, ასევე წირითი გაფართოება.

ვთქვათ, სხეულის სიგრძე l_0 ტემპერატურაზე იყო l_0 , ხოლო T ტემპერატურამდე გათბობის შემდეგ გახდა l_T . $l_T - l_0 = \Delta l$ სიდიდეს ეწოდება აბსოლუტური წაგრძელება,

ხოლო $\frac{l_T - l_0}{l_0}$ -ს კი- ფარდობითი წაგრძელება, რომელიც მოხდა ამ სხეულის

$\Delta T = T - T_0$ K ით გათბობის შედეგად. ცდებიდან გამომდინარეობს, რომ არცთუ ისე დიდ ტემპერატურულ შუალედში ($\Delta T \approx 100K$) სხეულის ფარდობითი წაგრძელება მისი ტემპერატურის ცვლილების პროპორციულია:

$$\frac{l_T - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} = \alpha \Delta T. \quad (1)$$

α -ს წირითი გაფართოების კოეფიციენტი ეწოდება. თუ $\Delta T = 1$, მაშინ $\alpha = \frac{\Delta l}{l_0}$, ე.ი.

წირითი გაფართოების კოეფიციენტი რიცხობრივად ტოლია სხეულის ფარდობითი წაგრძელებისა, მისი ერთი გრადუსით გათბობისას. (1) ფორმულიდან გამომდინარეობს, რომ თუ სხეული პოლიკრისტალურია, მაშინ გაფართოებისას ის მატულობს მოცულობაში

$$l = l_0(1 + \alpha \Delta T). \quad (2)$$

და მოცულობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გამოისახება ფორმულით:

$$V_T = V_0(1 + \beta \Delta T). \quad (3)$$

β აქ მოცულობითი გაფართოების კოეფიციენტია, რომელიც გამოსახავს სხეულის მოცულობის ფარდობით ნამატს მისი ერთი გრადუსით გათბობისას. უმრავლეს შემთხვევაში, საწყის ტემპერატურად იღებენ 0°C -ს და $l_t = l_0(1 + \alpha t)$, $V_t = V_0(1 + \beta t)$, სადაც l_0 საწყისი სიგრძე და V_0 – მოცულობა ამ ტემპერატურაზე. ვთქვათ, სხეული არის კუბის ფორმის, რომლის წიბოს სიგრძე l -ის ტოლია. მაშინ კუბის მოცულობა $V = l^3$ და მე-2 და მე-3 ფორმულებიდან მივიღებთ:

$$V_0(1 + \beta \Delta T) = l_0^3(1 + \alpha \Delta T)^3. \quad (4)$$

შესაბამისი მათემატიკური გარდაქმნების შემდეგ მივიღებთ:

$$\beta = 3\alpha + 3\alpha^2 \Delta T + \alpha^3 T^3. \quad (5)$$

იმის გამო, რომ α მცირე სიდიდეა, მისი კვადრეტი კიდევ უფრო მცირე იქნება და შეიძლება მე-(5) ფორმულის მარჯვენა მხარეს, მეორე და მესამე წევრები უგულებელვყოთ, რაც მოგვცემს:

$$\beta = 3\alpha. \quad (6)$$

ე.ი. იზოტროპიული სხეულის მოცულობითი გაფართოების კოეფიციენტი სამმაგი წირითი გაფართოების კოეფიციენტის ტოლია. ანიზოტროპიული სხეულებისთვის წირითი გაფართოების კოეფიციენტი სხვადასხვა მიმართულებით სხვადასხვაა. ამიტომაც, თუ კრისტალს ექნება სფეროს ფორმა, მაშინ მისი გათბობისას (ან გაცივებისას) იგი მიიღებს სამღერძიანი ელიფსოიდის ფორმას. ამ დროს სხეულის წირითი გაფართოების კოეფიციენტებს α_1 , α_2 , α_3 ამ ელიფსოიდის ღერძების მიმართ ეწოდებათ **სითბური გაფართოების კოეფიციენტები**. ამ დროს კუბური სიმეტრიის მონოკრისტალისთვის,

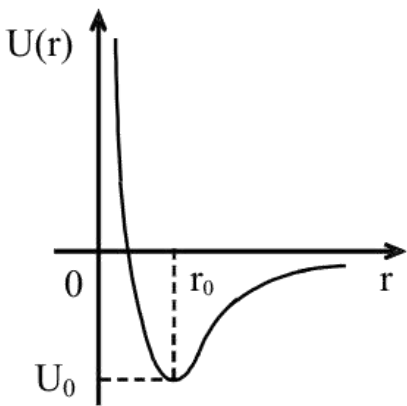
$$\beta = \alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3. \quad (7)$$

ანალოგიურად პოლიკრისტალური ანუ იზოტროპიული სხეულისთვის (წირითი კოეფიციენტები სხვადასხვა მიმართულებით ერთმანეთის ტოლია) $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3$. ამგვარად, მივიღებთ ისევ ნაცნობ ფორმულას:

$$\beta = 3\alpha$$

სითბური გაფართოების კოეფიციენტები მცირე სიდიდისაა. მაგ., რკინისთვის $\alpha = 12 \cdot 10^{-6}$ გრად⁻¹, თითბერისათვის $\alpha = 19 \cdot 10^{-6}$ გრად⁻¹, ხოლო ალუმინისთვის $\alpha = 26 \cdot 10^{-6}$ გრად⁻¹. არსებობენ ასევე ნივთიერებები, რომელთა სითბური გაფართოების კოეფიციენტი განსაკუთრებით მცირეა. მაგ., კვარცისთვის $\alpha = 0,5 \cdot 10^{-6}$ გრად⁻¹, ხოლო ინმარისათვის (რკინისა და ნიკელის შენადნობი, **Fe + 36% Ni**) $\alpha = 1 \cdot 10^{-6}$ გრად⁻¹.

ასეთი ნივთიერებები გამოიყენება ხელსაწყოთმშენებლობაში, სადაც საჭიროა დიდი სიზუსტე. გათბობის შედეგად მყარი სხეულის გაფართოება აიხსნება შემდეგნაირად. ცნობილია, რომ სხეულის შემადგენელ ნაწილაკებს შორის მოქმედებს მიზიდვის და განზიდვის ძალები – დიდ მანძილზე მიზიდვის, ძალიან მცირე მანძილზე კი – განზიდვის (სურ.8). არადეფორმირებულ შემთხვევაში კი ეს ძალები ერთმანეთს აწონასწორებენ ($r = r_0$). თუ ნაწილაკი გადახრილია r_0 – ის მარჯვნივ, მაშინ ამ დროს წარმოიქმნება ძალა, რომელიც ცდილობს ნაწილაკი დააბრუნოს წონსწორობის მდგომარეობაში (მიზიდვის ძალა). პირიქით, r_0 ნაწილაკის მარცხნივ გადახრისას კი განზიდვის ძალა (r_0 – საშუალო მანძილი ნაწილაკებს შორის) ანუ როდესაც არ გვაქვს დეფორმაცია. ნაწილაკების რხევა არ არის მკაცრად ჰარმონიული. ეს რომ ჰარმონიული ყოფილიყო, მაშინ იმის გამო, რომ კრისტალის ტემპერატურის გაზრდისას იზრდება რხევის ენერგია – რხევის ამპლიტუდა, ნაწილაკებს შორის საშუალო მანძილი არ შეიცვლებოდა და გათბობისას სხეული არ გაფართოვდებოდა. მაგრამ, ნაწილაკების რხევა მყარ სხეულში არაჰარმონიულია. ამის გამო, ნაწილაკების გადახრა მარჯვნივ და მარცხნივ არ არის ერთნაირი. ეს განპირობებულია იმ ძალის ხასიათით, რომელიც ნაწილაკებს შორის ურთიერთქმედებს.



კერძოდ, შედარებით დიდ მანძილებზე ($r > r_0$) ურთიერთქმედების ჯამურ ძალას აქვს მიზიდვის ხასიათი, მცირე მანძილებზე ($r < r_0$) კი – განზიდვისა (სურ.1, სურ.10). ამასთან, განზიდვის ძალა იზრდება გაცილებით უფრო სწრაფად, მანძილის გადიდებით, ვიდრე მიზიდვის ძალა. როგორც სურათიდან, ჩანს მანძილის შემცირებით ჯამური ძალის აბსოლუტური მნიშვნელობა (უარყოფითობა მიუთითებს, რომ გვაქვს მიზიდვა, დადებითობა - განზიდვა) იზრდება და მაქსიმალურია $r = r_1$ მანძილზე. შესაბამისად,

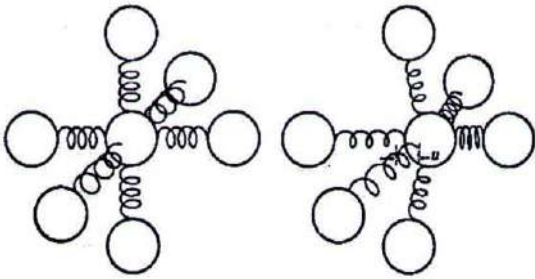
რხევის ამპლიტუდა სხეულის გათბობისას ერთნაირად არ იზრდება. ის მარჯვნივ გადახრისას უფრო მეტია, ვიდრე მარცხნივ, რაც იწვევს ნაწილაკებს შორის მანძილის გაზრდას, ანუ სხეულის გაფართოებას. მამასადამე, სითბური გაფართოების მიზეზია ნაწილაკების რხევის არაჰარმონიულობა (ანჰარმონიულობა).

სურ.10. ატომებს შორის მიზიდვისა და განზიდვის ძალების გამომსახველი გრაფიკი

§ 5. სითბოგამტარობის ზოგადი ცნებები

ზოგადად, ენერგიის გადატანას, გამოწვეულს ტემპერატურათა სხვაობით და მოლეკულების ქაოსური მოძრაობით, **თბოგამტარობა ეწოდება**. იდეალური კრისტალისათვის, მათემატიკური თეორიის გამოყენება იძლევა საშუალებას კრისტალური გისოსის მრავალი თვისება აიხსნას. კერძოდ, სიმკვრივე, დიელექტრიკული განვლადობა, ხვედრითი სითბოტევადობა, დრეკადი თვისებები. ყველა ეს თვისება, განეკუთვნება **მოცულობითს ან სტრუქტურულად-არამგრძობიარეს**. მაგრამ, კრისტალური სხეულები არ არიან იდეალური, ისინი შეიცავენ უამრავ დეფექტებს.

დეფექტები კი დიდ გავლენას ახდენენ ისეთ თვისებებზე, როგორებიცაა: სიმტკიცე, ელექტროგამტარებლობა, ჰისტერეზისი. ამიტომაც თვისებებს, რომლებიც ძლიერაა



დამოკიდებული კრისტალის მოწერიგებულების ხარისხთან-განეკუთვნებიან **სტრუქტურულად-მგრძობიარეს**. იდეალურიდან გადახვევის ერთ-ერთი სახეა სითბური რხევები. შევეცადოთ მის განხილვას ორი ნაწილად: 1. ატომების რხევათა განხილვა, ბირთვებისა და ზამბარების

11. ატომების რხევათა განხილვის სქემა, ბირთვებითა და ზამბარებით

საშუალებით (მარტივი- სურ.11); 2. უფრო ზოგადი ანალიზი, მყარი სხეულების სითბური ენერჯის განხილვით (იხ. \$ 7, სურ.12).

სითბური რხევები. იდეალურ გისოსში ატომებს უნდა ეკავოთ მათთვის განკუთვნილი ადგილები, მაგრამ, არცერთი კრისტალი არაა აბსოლუტურად. მტკიცე. მათი დეფორმირება შესაძლებელია გარკვეული ძალების ზემოქმედებით ანუ გარკვეული მუშაობის შესრულებით- ატომები წავანაცვლოთ თავიანთი ადგილებიდან. სინამდვილეში, ძალები, რომლებიც აკავებენ ატომებს გისოსის კვანძებში, საკმაოდ სუსტია. ამიტომ, კრისტალში საკმარისია თვით ატომების სითბური ენერჯიაც კი იმისათვის, რომ ვაიძულოთ ისინი წონასწორული მდგომარეობიდან გადავიდნენ (წანაცვლდნენ) საკმაოდ მანძილებზე, (ატომთშორისი მანძილის) დაახლოებით 5-10%-ით. ატომთა რხევის წონასწორული მდგომარეობ განისაზღვრება მათი ურთიერთ-მიზიდვისა და განზიდვის ძალების ტოლობით. წონასწორობისას მყარი სხეულის პოტენციური

ენერჯია უნდა იყოს მინიმალური. გრაფიკზე (იხ. სურ.10) ნაჩვენებია მყარი სხეულის გისოსში ატომის პოტენციური ენერჯის E_a დამოკიდებულების გრაფიკი, ატომებს შორის მანძილზე. თუ სიბრტყეთა შორის მანძილი დიდია, მაშინ პირობითად პოტენციური ენერჯიას თვლიან ნულის ტოლად. ამ დროს ატომები ერთიმეორესთან პრაქტიკულად არ ურთიერთმოქმედებენ. ატომებს შორის მანძილის შემცირებით პოტენციური ენერჯია მცირდება. ბოლოს, რაღაც კრიტიკულ მანძილზე, პოტენციური E ენერჯია გაივლის რა მინიმუმს, სწრაფად იზრდება. ესეც ახსნადია, რადგან მყარი სხეულების სიმკვრივე ფიქსირებული სიდიდეა და ის ხაზოვნად არ იცვლება. გრაფიკის ყველაზე მნიშვნელოვანი ნაწილი მდებარეობს მინიმუმის მიმდებარედ, სადაც ატომი არ განიცდის რაიმე ძალის ჯამურ ზემოქმედებას, მეზობელი ატომებისაგან. მარტივად შეგვიძლია მივიღოთ, რომ (სრულად შეიძლება იხ. სვეც. სახელმძღვანელოებში, რომლებიც მითითებულია სახელმძღვანელოს ბოლოში) ძალა F_L , რომელიც მოქმედებს თითოეულ ატომზე, არის ატომის წანაცვლების ფუნქცია

$$F_L = -d(\Delta E)/du = -cu. \quad (1)$$

მაშინ დიფერენციალურ ფორმულას, რომლითაც აღიწერება ეს მოძრაობა ექნება სახე:

$$md^2u/dt^2 = -cu, \quad (2)$$

სადაც m ატომის მასაა. ამონახსნს აქვს სახე; $u = A_0 \cos(\alpha/m t)^{-1/2}$. (3)

შესაბამისად, ატომის რხევის კუთხური სიხშირე იქნება $\omega = (\alpha/m)^{-1/2}$, ხოლო ე.წ. აინშტაინის სიხშირე $\nu = 1/2 \pi (\alpha/m)^{-1/2}$. (4)

რადგანაც, ექსპერიმენტული გაზომვებით, ატომთა მასა დადგენილია, შესაძლებელია სიხშირის გამოთვლაც, თუ გვეცოდინება α (ალფა). შევეცადოთ მის გამოთვლას მარტივად. დავუშვათ, რომ ელემენტარულ კუბში დასაშვებია ჰუკის კანონის გამოყენება, მაშინ Δa –გაჭიმვა (ეს არაა ალფა, ესაა კუბის წიბოს სიმაღლე a), რომელიც წარმოიქმნება F_2 ძალის ზემოქმედებით ელემენტარულ უბანზე, ტოლი იქნება: $Y \Delta a/a_0 = F_2/a_0^2$ (5), სადაც a_0^2 კუბის წიბოს ფართობია გვერდის სიგრძით a_0 . გამოდის, რომ α განისაზღვრება როგორც ძალა, რომელიც საჭიროა იმისათვის, რომ კუბის წიბოს სიგრძე გავზარდოთ მისი ტოლი სიგრძით. ესაა იუნგის მოდულის არსი და მისი სიდიდე $Y \sim 10^{11}$ ნ/მ²-ის ტოლია, შესაბამისად $\alpha \sim 25$ ნ/მ. თუ მოვიგონებთ, რომ სპილენძის, რკინის, გერმანიუმის ატომთა მასა დაახლოებით 10^{-25} კგ ტოლია, მაშინ მათი რხევის სიხშირე უნდა იყოს $\nu \sim 3 \cdot 10^{12}$ ჰერცი. სინამდვილეში ის ცოტათი უფრო მეტია და შეადგენს $\nu \sim 3 \cdot 10^{13}$ ჰერცს. ამიტომაც, რხევის ამპლიტუდა ოთახის ტემპერატურაზე შეადგენს ანგსტრემის მეასედს, 1 ანგსტრემი = 10^{-10} მ-ს. ატომთა ყველა შესაძლო მოძრაობის ანალიზმა რეალურ კრისტალებში აჩვენა, რომ არსებობს სხვა მრავალი რხევებიც. ისინი იწყებიან ჩვენ მიერ გამოთვლილი სიდიდიდან და მცირდებიან მყარი სხეულის შესაბამის ძირითად აკუსტიკურ რხევებამდე. ესაა დაბალსიხშირანი ბგერითი რხევები. თითოეულ შესაბამისი სიხშირის მექანიკურ რხევას უწოდებენ ფონონს. ნებისმიერი ატომის წანაცვლება კრისტალში განისაზღვრება ფონონების შეკრებით. ამ დროს თითოეული ფონონი ხასიათდება საკუთარი ენერგიითა (რხევის ამპლიტუდით) და რხევის სიხშირით.

§ 6. მყარი სხეულების სითბოტევადობა

მყარი სხეულის მიერ სითბური ენერგიის შთანთქმის უმნიშვნელოვანესი ხერხებია: 1. ატომთა რხევის ინტენსივობის გაზრდა, 2. ელექტრონთა ალფონების ენერგიის გაზრდა და 3. მოლეკულათა ბრუნვითი მოძრაობის გაზრდა. აქედან ყველაზე მნიშვნელოვანია პირველი. მყარი სხეულის საერთო ენერგია შედგება ორი შესაკრებისაგან. ერთი ესაა სითბური ენერგია, მეორე კი ის ენერგია, რომელიც შეუძლიათ შეიძინონ მყარმა სხეულებმა ტემპერატურის აბსოლუტურ ნულზე. ორივეს ჯამი ერთად შეადგენს შინაგან ენერგიას E . რა თქმა უნდა, ეს უკანასკნელი დამოკიდებულია ტემპერატურაზე, მაგრამ ისტორიულად მოხდა ისე, რომ მეტი ყურადღება მიექცა შინაგანი ენერგიის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებას და ის უკვე გამოთვლილია ჩვენთვის ნაცნობი ფორმულით:

$$C_v = (\partial E / \partial T)_v \quad (1)$$

სადაც C_v ესაა მოლური სითბოტევადობა მუდმივი მოცულობისას. C_v ჩვენთვის ცნობილ ტემპერატურათა ინტერვალში იცვლება 0-დან 6-8 კალ/მოლზე $^{\circ}K$ მაშინ, როდესაც ერთატომიანი იდეალური აირისათვის ის 3 კალ/მოლზე $^{\circ}K$ ტოლია. ხოლო

სრული სითბოტევადობა (რომელიც განპირობებული იქნება როგორც გისოსით, ასევე ელექტრონებით), უნდა იყოს 93 კალ/მოლზე $^{\circ}K$. კლასიკური თეორიის გამოყენებას C_v – სთვის მეცნიერება მიჰყავდა წინააღმდეგობამდე. კერძოდ, არ უნდა ყოფილიყო C_v ტემპერატურულ კოეფიციენტი, 6 კალ/მოლზე $^{\circ}K$ -ზე დამოკიდებული. ექსპერიმენტული გამოთვლები ვარგისი იყო მხოლოდ ტემპერატურის მაღალი მნიშვნელობებისას. გამოსავალი მოძებნილ იქნა აინშტაინისა და დეზაის მიერ, რომლებმაც ატომების რხევების გაანალიზებისათვის გამოიყენეს ქვანტური მექანიკის მიდგომა. სითბოტევადობის ზუსტი გაანგარიშება საკმაოდ რთულია, ამიტომ გაანგარიშების გასამარტივებლად იყენებენ დაშვებებს. ყველაზე ოპტიმალური ამ კუთხით არის **დეზაის თეორია**. აბსოლუტური ტემპერატურის ოდნავ ზედა ტემპერატურებზე სითბოტევადობა სწრაფად იზრდება T^3 – ის პროპორციულად. უფრო ზემოთ შეადგენს 6 კალ/მოლზე $^{\circ}K$. უნდა აღვნიშნოთ, რომ T ესაა დაყვანილი ტემპერატურა, ის შეიცავს Θ_D მუდმივას, რომელიც **დეზაის ტემპერატურის** სახელითაა ცნობილი. როდესაც $T = \Theta_D$ –სითბოტევადობა შეადგენს რეალურის თითქმის 96% -ს. დეზაის ტემპერატურა დამოკიდებულია ატომის მაქსიმალური რხევის სიხშირეზე ν_D , თანაფარდობით:

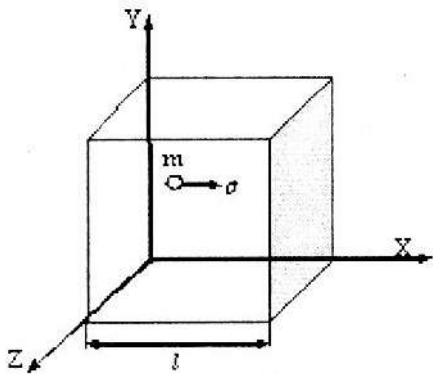
$$\nu_D = h \nu_D / k . \quad (2)$$

სადაც h პლანკის მუდმივაა, ხოლო k –ბოლცმანის მუდმივა. დეზაის ტემპერატურა მიახლოებით ემთხვევა საზღვარს, სადაც ოსცილაცია ემთხვევა მაღალტემპერატურულ არეს კლასიკური თეორიის კანონებს და არეს დაბალ ტემპერატურებზე, სადაც თავს იჩენს ქვანტური მექანიკის ეფექტები. დაბალ ტემპერატურაზე სითბოტევადობა ნაკლებია, ვიდრე მაღალზე. მერხევი ატომების აღზნება დაბალი ტემპერატურისას გაძნელებულია. ეს იმითაა განპირობებული, რომ მათ არ შეუძლიათ შეიძინონ ნებისმიერი ენერჯია. შესაძლებელია მხოლოდ დისკრეტული დონეების ადექვატური ენერჯიების შექმნა, რომლებიც ერთიმეორისაგან დაშორებულია $h\nu$ სიდიდით. შესაბამისად დაბალ ტემპერატურებზე ოსცილატორის ენერჯიის ზრდა ν სიხშირით ერთი დონიდან მეორემდე ხდება იშვიათად. ამის მიზეზი კი იმაში მდგომარეობს, რომ **დონეები ძალიან არიან დაშორებულნი ერთიმეორეს, განსხვავებით სითბურისაგან, სადაც ის kT -ს ტოლია**. მაღალ ტემპერატურაზე კი (Θ_D --ს ზემოთ) დონეებს შორის მანძილი მცირდება.

\$ 7. სითბოტევადობის კლასიკური თეორია

წარმოვიდგინოთ, რომ მყარი სხეულის საერთო სითბოტევადობა შედგება N ატომისაგან, რომელიც შეიძლება თანაბრად გავანაწილოთ $3N$ ოსცილატორად (წარმოვიდგინოთ კუბი სამი x, y, z ღერძის გასწვრივ, ატომების რხევათა თანაბარი რიცხვით, თითოეულ მათგანს შეუძლია რხევა სამივეს გასწვრივ). იმისათვის რომ საკითხი უფრო ადვილი გასაგები გახდეს, გავარჩიოთ ეს ჯერ იდეალური აირისათვის. იდეალური გაზის მდგომარეობის განტოლებიდან P, V, T სიდიდეები დაკავშირებულნი არიან ფორმულით:

$$PV = RT. \quad (1)$$



იმისათვის, რომ გამოვთვალოთ სითბოტევადობა, უნდა გამოვსახოთ აირის წნევა ჩაკეტილ მოცულობაში მისი შინაგანი ენერგიით. განვსაზღვროთ წნევა, რომელსაც ახორციელებს აირი ჭურჭლის კედლებზე. ვთქვათ, ჭურჭელს აქვს კუბის ფორმა და მისი თითოეული გვერდის ფართობია l^2 . მაშინ ძალა F , რომელიც მოქმედებს კედელზე, იქნება წნევა P . დავუშვათ, რომ ამ მოცულობაში იმყოფება აირის N ატომი და მათი მოძრაობა ქაოსურია.

სურ. 12. კუბი კოორდინატა სისტემასთან ერთად l -სიგრძის წიბოთი

კედლებზე. ვთქვათ ჭურჭელს აქვს კუბის ფორმა და მისი მაშინ თითოეული ღერძის გასწვრივ მოძრაობს $N/3$ ატომი. დავუშვათ, რომ მათი სიჩქარეები ყველა მიმართულებით ერთნაირია და ტოლია v -სი. მაშინ ყველა ატომს ექნება დაჯახებათა ერთნაირი რიცხვი. კედელზე თითოეული შეჯახებისას ატომს გადაეცემა იმპულსი $2p$. ნიუტონის კანონის თანახმად, ძალა ესაა იმპულსის წარმოებული დროით. ამიტომ შეგვიძლია ყველა N ატომისათვის ჩავწეროთ:

$$P = N m v^2 / 3. \quad (2)$$

სადაც m ატომის მასაა. მოვიგონოთ, რომ თითოეული ატომის კინეტიკური ენერგია $E = m v^2 / 2$, ამიტომ ის შეიძლება ასეც ჩაიწეროს: $P = 2 N E / 3. \quad (3)$

თუ მასში შევიტანთ P -ს მნიშვნელობას (1)-დან, მივიღებთ:

$$E_{\text{gaz}} = 3RT / 2N. \quad (4)$$

თუ N ავოგადროს რიცხვია, მაშინ მოლური სითბოტევადობა $C_v = 3R/2$ კალ/მოლზე $^{\circ}K$, ან $C_v = 3k/2$ კალ/მოლზე $^{\circ}K$. დავაკონკრეტოთ, რომ სითბური ენერგია, რომელიც მოდის ატომის თითოეულ თავისუფლების ხარისხზე, კოორდინატა სისტემის ღერძის მიმართ ტოლია $kT/2$. ესაა იდეალური აირისათვის, **გადავიდეთ მყარი სხეულის განხილვაზე.**

მყარი სხეულისათვის ასეთი მიდგომა არ გამოდგება, რადგან ატომები კედლებს ვერ და არ დაეჯახებიან და წნევაც ნულის ტოლია. თუმცა არ უნდა დაგვავიწყდეს, რომ სისტემის ნორმალური რხევისას ატომები შეგვიძლია წარმოვიდგინოთ ჰარმონიულ ოსცილატორებად. მერხვე ატომს გააჩნია როგორც კინეტიკური ისე პოტენციური ენერგია. სრული ენერგია E მათი ჯამის ტოლია. კინეტიკურის საშუალო მნიშვნელობა კი, $E/2$. ასეთივე საშუალო მნიშვნელობა ექნება პოტენციალურსაც. მოვიგონოთ, რომ ჩაკეტილი სისტემის შიგნით, გაზის ატომის სითბური ენერგია კინეტიკური ენერგიაა, მას პოტენციური ენერგია არ გააჩნია. თუ დავუშვებთ, რომ ოსცილატორისათვის საშუალო კინეტიკური ენერგია $kT/2$ ტოლია (ისევე როგორც აირის შემთხვევაში), მაშინ ოსცილატორის საერთო სითბური ენერგია ტოლი უნდა იყოს kT -სი. ხოლო მთელი მყარი სხეულის ჯამური სითბური ენერგია E_m , რომელიც შედგება N ატომებისაგან აქედან ჩანს, რომ

$$E_m = 3NkT. \quad (5)$$

მყარი სხეულის მოლური სითბოტევადობა $C_{v,m} = 3Nk$ კალ/მოლზე $^{\circ}K = 3R$ კალ/მოლზე $^{\circ}K$. დებაის ტემპერატურის ზემოთ ეს განტოლებები იძლევიან კლასიკურ მნიშვნელობას 6 კალ/მოლზე $^{\circ}K$. უნდა აღვნიშნოთ, რომ ეს ზუსტად ორჯერ მეტია იდეალური აირის ენერჯის მნიშვნელობაზე $3R/2$, რამდენადაც ოსცილატორს შეუძლია დააგროვოს სითბო პოტენციური ენერჯის სახით, (აქვე აღვნიშნოთ, რომ გამოთვლები ყოველთვის არ ასახავს რეალურ მნიშვნელობებს-ცდომილებები მაინც გვაქვს). ამის გასაგებად უნდა გავანალიზოთ სავალენტო ელექტრონების სითბური აღზნება. მოვიგონოთ, რომ სავალენტო ელექტრონებს უკავიათ 5 ევ სიგანის ზონა. ფერმის დონეზე ქვემოთ მდებარე ყველა მდგომარეობის დონეები ძირითადად დაკავებულია. ამიტომ, ნებისმიერ მდგომარეობაზე მყოფი ელექტრონის აღზნების ენერჯია საკმაოდ დიდი უნდა იყოს იმისათვის, რომ მოხდეს ელექტრონის გადასროლა რომელიმე თავისუფალ დონეზე, ფერმის დონის ზემოთ. სითბური ენერჯის ფლუქტუაცია, რომელიც kT -ს რიგისაა, ოთახის ტემპერატურაზე შეადგენს დაახლოებით $1/40$ ევ-ს. ამიტომაც, ელექტრონები, რომლებიც ფერმის დონეზე ქვემოთ მდებარეობენ ვერ აღიზნებიან. შეიძლება მოხდეს მხოლოდ იმ ელექტრონების აღზნება, რომლებიც ფერმის ზედაპირის მიმდებარე თხელ ფენაში მდებარეობენ. თუკი ოსცილატორის ენერჯია ტოლია kT -სი, მაშინ მაქსიმალური გადახრისას x_{max} ოსცილატორის ენერჯია იქნება მთლიანად პოტენციალური და ტოლი $\alpha x^2/2$ -ის, მაშინ შესაძლებელია ამპლიტუდის გამოთვლაც- $x_{max} = (2 E_T / \alpha)^{1/2}$, თუ $\alpha \approx 25$ ნ/მ, მაშინ ოთახის ტემპერატურაზე x_{max} ტოლია $0,2$ ანგსტრემის. ეს შედეგები კარგ თანხვედრაშია ექსპერიმენტულ, რენტგენულ მონაცემებთან.

§ 8. სავალენტო ელექტრონების სითბოტევადობა

ზოგადად, თითქმის ყველა მყარი სხეული სითბოს კარგი გამტარია. კარგი ელექტრო- გამტარი კი კარგი სითბოგამტარიცაა. რადგანაც ელექტროგამტარობა განპირობებულია სავალენტო ელექტრონების ქვევით, ეს გვაფიქრებინებს, რომ სითბოტევადობაც ამასთან უნდა იყოს დაკავშირებული. მაგრამ, მთლიანი სითბოტევადობა ხომ არაა განპირობებული ელექტრონებით? რეალურად, კრისტალის სითბური ენერჯია ატომების რხევის ენერჯიაა წონასწორობის მდგომარეობიდან გადახრისას. ატომთა ურთიერთმოქმედებისას, წერტილიდან წერტილამდე, რხევა ვრცელდება ბგერითი ტალღების საშუალებით, რომელიც ფონონების სახელითაა ცნობილი. ისინი კრისტალში ბგერის სიჩქარით ვრცელდებიან. სავარაუდოა გვეფიქრა, რომ სითბოც ამ სიჩქარით უნდა გავრცელდებოდა. მაგრამ, ატომებს შორის მოქმედი არაწრფივი კანონების გამო, ადგილი აქვს ფონონების გაბნევას ფონონებზე. ამიტომაც, ჩვეულებრივ ტემპერატურაზე ფონონის თავისუფალი განარბენის სიგრძე ბევრად ნაკლებია ელექტრონის თავისუფალ განარბენზე (სუფთა მასალებში). ამიტომ, თუ მყარი სხეული გამტარებლობის ზონაში შეიცავს ელექტრონების დიდ რიცხვს, მაშინ სითბოგამტარებლობაც, რომელიც ელექტრონებითაა განპირობებული, გაცილებით მეტია, ვიდრე ფონონებით. სრული სითბოგამტარებლობა $K = K_{fon} + K_{el}$. სადაც პირველი ფონონებით გამოწვეული სითბოგამტარებლობაა, ხოლო მეორე - ელექტრონებით. კარგი

სითბოგამტარობა ლითონებისთვის ოთახის ტემპერატურაზე იცვლება 10-100 კალ/მოლ.გრად.წმ, მაშინ, როდესაც სუფრის მარილისათვის, დაახლოებით T_1 -ის ტოლია იმავე ერთეულებში. სითბოგამტარობის მაკროსკოპული თეორია საკმაოდ რთულია. შევეხოთ გამარტივებულ ვარიანტს და მიმოვიხილოთ ბოლო ფორმულა. წარმოვიდგინოთ, რომ გვაქვს კვადრატი, რომლის გვერდების სიგრძეა თითო მეტრი N (სურ.12). Z ღერძის გასწვრივ ვინარჩუნებთ ტემპერატურულ გრადიენტს. თუ $T_1 > T_2$, მაშინ სითბური ნაკადი გავრცელდება Z ღერძის საპირისპიროდ. ამ დროს სითბური ნაკადის სიდიდე იქნება:

$$H \text{ (კალ/მ}^2\text{.წმ)} = -KdT/dz . \quad (1)$$

სადაც dT/dz ტემპერატურული გრადიენტი, ის ტენზორია, თუმცა თავისუფლად შეგვიძლია ჩავწეროთ სკალარული სახითაც და არ იქნება დამოკიდებული კრისტალში მიმართულებაზე. აქ უნდა განვიხილოთ ის გარემოებაც, რომ ელექტრონები მოძრაობისას მოდიან სითბურ წონასწორობაში გისოსის იმ წერტილებში, სადაც განიცდიან შეჯახებას. ხოლო, როდესაც გადიან გისოსის ელემენტარული სივრციდან განსხვავდებიან ტემპერატურით ანუ სიჩქარით, თუ სხეულის ტემპერატურა არაერთგვაროვანია. ასეთ მსჯელობათა საფუძველზე, მიიღება სითბოგამტარებლობის ბოლო ფორმულა:

$$K=3Nk^2T_0\tau m^* . \quad (2)$$

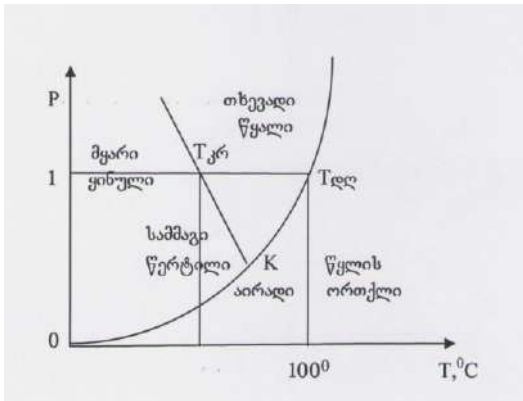
სადაც N ელექტრონთა რიცხვია, k -ბოლცმანის მუდმივა T -აბსოლუტური ტემპერატურა, τ სითბოს დანახარჯის დრო, იანგარიშება როგორც l/T , ხოლო m^* - ელექტრონის ეფექტური მასაა. ამ ფორმულით გამოთვლილი სიდიდეები ახლოს არიან რეალურად გაზომილ მნიშვნელობებთან.

III თავი

მასალათა აგრეგატული მდგომარეობები და დიფუზია

§ 1. ნივთიერებათა აგრეგატული მდგომარეობები

ყველა ნივთიერებას აქვს სამი ძირითადი აგრეგატული მდგომარეობა: მყარი, თხევადი, აირადი და მეოთხე- პლაზმური. სუფთა ლითონებში გარკვეულ ტემპერატურაზე იცვლება აგრეგატული მდგომარეობა: მყარი იცვლება თხევადით დნობის ტემპერატურაზე, ხოლო თხევადი აირადით დუღილის ტემპერატურაზე. არ უნდა დაგვავიწყდეს, რომ ყველა ეს პროცესი დამოკიდებულია ასევე წნევაზეც (სურ. 13), თუმცა ფიქსირებული წნევისას ყველაფერი ეს განსაზღვრადია. მყარი ნივთიერება ძალის ზეგავლენით ინარჩუნებს ფორმას, თხევადი კი განითხვევა და იღებს ჭურჭლის ფორმას. აღვნიშნოთ, რომ ეს ჩამონათვალი არაა საკმარისი ნივთიერებათა დასახასიათებლად. მაგ.,



მყარი მინა გახურებისას შეგვიძლია ჩავთვალოთ, რომ ეს კარგად შესქელებული სითხეა, რომელიც რბილდება და ნელა გადადის თხევად მდგომარეობაში. იგივე ხდება საპირისპირო შემთხვევაშიც, გაცივებისას ნელ-ნელა სქელდება და ბოლოს გამყარდება. მინას არა აქვს ფიქსირებული გადასვლის ტემპერატურა, არ გააჩნია დნობის განსაზღვრული ტემპერატურა ანუ თვისებათა მკვეთრი ცვლილების წერტილი. ამიტომაც, მყარი მდგომარეობიდან თხევადში გადასვლა და პირიქით

სურ. 13. წყლის აგრეგატული მდგომარეობები

(ისევე როგორც თხევადიდან აირადში), ხდება გარკვეულ ტემპერატურაზე; ამ დროს ხდება თვისებათა მკვეთრი ცვლილება. მაშ, რა განსხვავებაა აირად, თხევად და მყარ მდგომარეობებს შორის? აირებში არა გვაქვს ატომებისა და მოლეკულების განთავსების კანონზომიერი განაწილება, ისინი ქაოსურად მოძრაობენ, ეჯახებიან და აისხლიტებიან ერთიმეორისაგან. აირი ცდილობს დაიკავოს რაც შეიძლება დიდი მოცულობა. მყარ სხეულებში ატომების განლაგება გარკვეული კანონზომიერებით ხდება. მიზიდვისა და განზიდვის ძალები გაწონასწორებულია, მყარი სხეული ინარჩუნებს თავის ფორმას. **სითხეებში ატომები და მოლეკულები ინარჩუნებენ ე.წ. ახლო მოწესრიგებას** ანუ სივრცეში კანონზომიერადაა განლაგებული ატომთა გარკვეული რიცხვი, მაგრამ არა მთლიანი რაოდენობა, როგორც მყარ სხეულებში. ახლო წესრიგი არაა მდგრადი, ის წარმოიქმნება ან იშლება სითბური რხევების ზემოქმედებით. ამგვარად, **თხევადი ესაა შუალედური მყარსა და აირადს შორის.** შესაძლებელია ასევე მყარიდან პირდაპირ აირადში გადასვლა, რასაც სუბლიმაცია ეწოდება. (სურ. 13). კრისტალური მდგომარეობა ხასიათდება სივრცეში ატომებისა და მოლეკულების სწორი, კანონზომიერი განაწილებით. **ამიტომაც ფიზიკაში კრისტალური მდგომარეობა და მყარი მდგომარეობა ფაქტიურად სინონიმებია.** ჩვენ უკვე ვიცით როგორი განაწილებით ხასიათდება კრისტალური

მდგომარეობა სივრცეში, მოცულობა ან წახნაგდაცენტრული მჭიდრო და ასე შემდეგ.

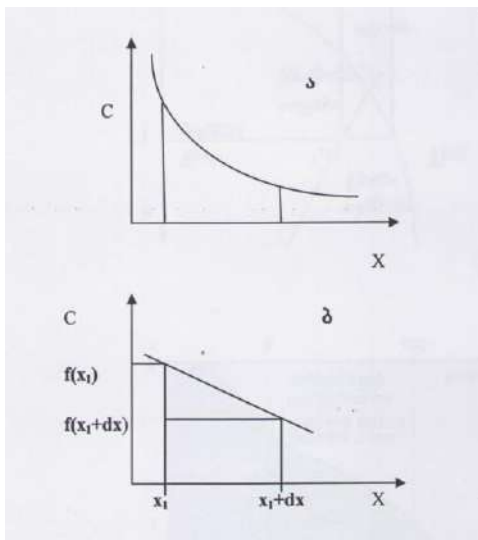
§ 2. ცნება პლაზმური მდგომარეობის შესახებ

პლაზმა ეწოდება ნაწილობრივ ან მთლიანად იონიზებულ აირს, რომელშიც დადებითი და უარყოფითი მუხტების სიმკვრივეები პრაქტიკულად ერთნაირია. რადგან პლაზმა მთლიანობაში ელექტრონეიტრალური სისტემაა, ამიტომ ელექტრონების და დადებითი იონების კონცენტრაციები ერთმანეთის ტოლია. თუმცა, მასაც აქვს ისეთი თვისებები, რაც განასხვავებს ნეიტრალური აირისგან. ეს გამოწვეულია ორი ფაქტორით:

1. პლაზმის ნაწილაკებს შორის მოქმედი ძალები (მიზიდვა, განზიდვა) უფრო “შორსმედი” არიან და მათი ნაწილაკთა ურთიერთქმედება კოლექტიურია და არა წყვილ-წყვილი. 2. განსხვავებით ნეიტრალური აირისაგან, ელექტრული და მაგნიტური ველები პლაზმაზე უფრო ძლიერად მოქმედებენ. ეს ველები ქმნიან სივრცულ მუხტს და დენებს, რის გამოც მათ განსხვავებული სპეციფიკური თვისებები აქვთ. პლაზმას, ამ თვისებების გამო, განიხილავენ, როგორც ნივთიერების მეოთხე აგრეგატულ მდგომარეობას. სამყაროში ვარსკვლავები, ვარსკვლავთშორისი გარემო პლაზმურ მდგომარეობაშია. დედამიწის ახლოს პლაზმა არსებობს კოსმოსში მზისიერი ქარის სახით, ავსებს დედამიწის მაგნიტოსფეროს და იონოსფეროს. პლაზმა დაბალტემპერატურულია, თუ $T \leq 10^5 K$ და ითვლება მაღალტემპერატურულად, თუ $T \approx 10^6 - 10^8 K$ და მეტი.

§ 3. დიფუზია ლითონებში და მისი დამოკიდებულება ტემპერატურაზე. ფიკის კანონები

როგორც თერმოდინამიკიდან, ასევე პრაქტიკიდან ცნობილია, რომ წონასწორობაში მყოფი ნებისმიერი ერთფაზიანი სისტემა უნდა იყოს ჰომოგენური. მაგ., წყალი და სპირტი ან წყალი და მელანი, გარკვეული დროის მერე გახდებიან ერთგვაროვანი. მყარ სხეულებში ეს რთული შესამჩნევია, თუმცა პროცესი მიმდინარეობს, ერთი კომპონენტის ატომთა გადაადგილებით (დიფუზიის), მათი მაღალი კონცენტრაციის ადგილებიდან დაბალისკენ. დიფუზიის შესწავლის ამოცანაა გავარკვიოთ რა სიჩქარით და როგორი მექანიზმით გადაადგილდებიან ატომები კრისტალურ მესერში. აქ არსებობს ორი ტიპის მიდგომა: 1) შევისწავლოთ ატომების გადაადგილების სიჩქარე და არ დავინტერესდეთ გადაადგილების მექანიზმით; 2) შევისწავლოთ მათი უწყესრიგო გადაადგილების მექანიზმი და არ დავინტერესდეთ მათი გადაადგილების სიჩქარით. ფიკის პირველი კანონი: $J = -D(\partial C / \partial X)_t$. (1)



სურ. 14. ა) ბ) დიფუზიის C კონცენტრაციის დამოკიდებულება X მადილზე

სადაც J ატომთა ის ნაკადია, რომელიც გადის ზედაპირის ერთეულოვან ფართობში, დროის ნებისმიერ t მომენტში; $(\partial C/\partial X)_i$ -კონცენტრაციის გრადიენტია ზედაპირის მართობულად დროის იმავე მომენტში; D - მუდმივა, რომელიც ტოლია მინუსით აღებული ნაკადის კონცენტრაციის გრადიენტისა, თუ ეს უკანასკნელი ერთის ტოლია. (1) ესაა **დიფუზიის-ფიქსის პირველი კანონი**. ფიქსის მეორე კანონი (სურ.14 ბ) გვიჩვენებს C კონცენტრაციის X მაძილზე დამოკიდებულებას. რადგანაც $(\partial C/\partial X)$, X_1 წერტილში მეტია, ვიდრე X_1+dX , ცხადია $J(X_1)$ მეტი იქნება, ვიდრე $J(X_1+dX)$. მაშინ ამ ინტერვალში ხსნარის კონცენტრაცია უნდა გაიზარდოს, რომელიც ნაჩვენებია 14 ბ სურათზე. ფორმულას ექნება შემდეგი სახე:

$$(\partial C/\partial X)_{X_1} dX = J(X_1) - J(X_1+dX). \quad (2)$$

თუ dX მცირეა, მაშინ $J(X_1+dX)$, ნაკადის დაკავშირება $J(X_1)$ -თან, მოხდება ფორმულით

$$J(X_1+dX) = J(X_1) + (\partial C/\partial X)_{X_1} dX. \quad (3)$$

მივიღებთ $(\partial C/\partial X) = -\partial J/\partial X = \partial/\partial X (D \partial C/\partial X)$. (4)

ანალოგიური მსჯელობით, შესაძლებელია მივიღოთ განტოლება სამი, ოთხი და მეტი შემთხვევისათვის. შემდეგ ხდება ამ განტოლებების ამოხსნა, კონკრეტული ექსპერიმენტალური მონაცემების საფუძველზე. თუმცა, დიფუზიის კოეფიციენტის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების ემპირიულ ფორმულას, აქვს შემდეგი სახე:

$$D = D_0 \exp(-Q/RT), \quad (5)$$

სადაც T აბსოლუტური ტემპერატურაა, Q -აქტივაციის ენერგია, ხოლო D_0 – მუდმივა, რომელიც არაა დამოკიდებული ტემპერატურაზე. **განასხვავებენ, ზედაპირულ დიფუზიას, მოცულობით დიფუზიას და საზღვართშორის (სასაზღვრო) დიფუზიას.**

§ 4. დიფუზია ატომების მოძრაობით. სასაზღვრო დიფუზია, ზედაპირული დიფუზია, მოცულობითი დიფუზია, თვითდიფუზია

ჩვენ აქამდე არ გვიხსენებია, რომ ლითონებში დიფუზიის მიმდინარეობა დამოკიდებულია ამ უკანასკნელის ატომურ აგებულებაზე, ამიტომ ამ თეორიას უწოდებენ **კონტინუალურს** (მიახლოებით). მართალია, ატომები გისოსში უნდა იკავებდნენ გარკვეულ ადგილებს, მაგრამ დიფუზიის არსებობა ადასტურებს, რომ მათ შეუძლიათ გადაადგილდნენ ერთი ადგილიდან მეორეზე. თითოეული ატომი გისოსში ირხევა გარკვეული მდგომარეობის მახლობლობაში. ცალკეული რხევების სიდიდე როგორც განსახილველი ატომის, ასევე მისი მეზობლების შეიძლება იმდენად დიდი იყოს, რომ ატომი გადავიდეს მეზობელ მდგომარეობაში. ამისათვის კი აუცილებელია გარკვეული ენერგიის ფლუქტუაციები და რამდენიმე ატომის მოძრაობის კარგი სინქრონიზაცია. შორ მანძილზე გადასვლა გართულებულია და არ შევხებით. აქ მაინც გვაქვს პრობლემა, რადგან ასტრონომიული რაოდენობის გადახტომებია ადგილიდან ადგილზე, თანაც უწესრიგოდ. საჭიროა, მათი ფიქსის კანონებთან შესაბამისობაში მოყვანა, რაც ძალიან

რთულია, მაგრამ შეგვიძლია გამოვიყენოთ გასაშუალოება. თუ განვიხილავთ ორ ატომურ სიბრტყეს, რომელთა შორის მანძილია α , ერთ-ერთი გახსნილი ატომების კონცენტრაციაა (ატომთა რიცხვი მოცულობის ერთულში) C_1 , ხოლო გამხსნელი ატომების – C_2 . გადახტომათა საშუალო რიცხვი, ნებისმიერი გახსნილი ატომისათვის, დროის ერთეულში აღვნიშნოთ Γ . ასეთი მსჯელობებით მიღებული ფორმულის საბოლოო სახე, ფიკის ფორმულის გათვალისწინებით, იქნება:

$$D=1/6 \Gamma \alpha^2 \quad (6)$$

გამოდის, რომ დიფუზიის კოეფიციენტი პირდაპირაა დაკავშირებული ატომთა გადასვლების (გადახტომების) სიხშირესთან. მსგავსი მსჯელობით შესაძლებელია გამოვითვალოთ ჩანერგვის ატომთა ელემენტების გადახტომათა სიხშირე. გამოთვლებმა აჩვენა, რომ ჩანერგვის ატომთა ელემენტების გაწონასწორებული წილი (რაოდენობა), მაღალენერგეტიკულ მდგომარეობებში გამოითვლება ფორმულით:

$$N=exp (- \Delta G_m/RT) \quad (7)$$

სადაც ΔG_m გისოსის თავისუფალი ენერჯის ცვლილებაა, ე.ი. მუშაობა შებრუნებული ნიშნით. ეს ენერჯია იხარჯება ჩანერგვის ატომის გადაადგილებისას ე.წ. ვაკანსიური მექანიზმით შუალედური "თვითდიფუზიის" (დიფუზია, რომელიც მიმდინარეობს ერთი და იგივე ნივთიერების ატომებით) პროცესისას, სუფთა ლითონებში. მათი გამოთვლის სტანდარტული მეთოდი ესაა რადიაქტიური იზოტოპების მეთოდი. აქაც გამოიყენება (7)-ის მსგავსი ფორმულა, იმ განსხვავებით, რომ ახლა ის გვაძლევს ვაკანსიების რიცხვის გამოთვლის საშუალებას. ამ მეთოდის გამოყენებით ნივთიერებათა უმრავლესობისათვის თვითდიფუზიის კოეფიციენტები უკვე გამოთვლილია. გამოთვლიან ასევე დიფუზიას ჩანაცვლების მყარ ხსნარებში. უნდა აღვნიშნოთ, რომ ეს ბევრად უფრო რთული პროცესია. ორი ტიპის ატომისათვის ეს პირველად გამოთვალა კირკენდალმა. მთავარია, რომ არსებობს მეთოდოლოგია და მათემატიკური აპარატი, თანაც, მეტნაკლებად გამართული, თუმცა ყველა პრობლემა ჯერ კიდევ არაა გადაჭრილი. უნდა ვიცოდეთ, რომ დიფუზია ბევრად სწრაფად მიმდინარეობს მარცვლის საზღვრებზე, ვიდრე მის შიდა ნაწილში. მიზეზს წარმოადგენს ის გარემოება, რომ საზღვარზე ატომთა შორის თავისუფალი ადგილები მოძრაობისათვის უფრო მეტია და დიფუნდირებულ ატომებს სწრაფად შეუძლიათ მათში (ან მათ გასწვრივ) გაღწევა. ასევე მაღალია დიფუზიის ხარისხი დისლოკაციებზე იმავე მიზეზით ანუ ატომური სიბრტყეების ნაკლებობა ან მეტობა დამახინჯების ადგილებში იძლევა ატომთა სწრაფი დიფუნდირების საშუალებას. დიფუზიის მოვლენა გამოყენებულია ლითონების ზედაპირული თვისებების გასაუმჯობესებლად და ეს ცნობილია ქიმიურ-თერმული დამუშავების სახით. ამ დროს, ფოლადის ზედაპირში შეჰყავთ ესა თუ ის ელემენტი მაღალ ტემპერატურაზე და აღწევნ ზედაპირის თვისებების გაუმჯობესებას. ქიმიურ-თერმული დამუშავების ელემენტარული პროცესებია:

1. დისოციაცია- გამაჯერებელი ნივთიერების გამოყოფა აქტიურ ატომურ დონეზე, საწყისი ნივთიერების დაშლის შედეგად: $2CO \leftrightarrow CO_2 + C$; $2NH_3 \leftrightarrow 3H_2 + 2N$ და ასე შემდეგ.

2. აბსორბცია- ლითონის ზედაპირის მიერ გამაჯერებელი ელემენტის ატომების ჩაჭერა. ლითონის ზედაპირზე მდებარე ატომებს აქვთ ზედაპირისკენ მიმართული თავისუფალი

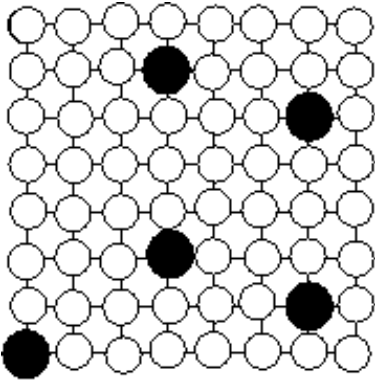
კავშირები (ბმის კავშირები). გამაჯერებელი ელემენტის ატომები შედიან მათთან კავშირში, რაც ამცირებს ლითონის ზედაპირულ ენერგიას. ტემპერატურის გაზრდით ლითონის აბსორციული უნარი იზრდება. ასევე იზრდება გამაჯერებელი ელემენტის ატომთა დიფუზიის ხარისხი და ისინი ლითონთან წარმოქმნიან მყარ ხსნარს ან ქიმიურ ნაერთებს.

3. **დიფუზია** - ფოლადში პრაქტიკაში ხშირად გამოიყენება პროცესი, რომელიც ცემენტაციის სახელითაა ცნობილი. მისი არსი მდგომარეობს იმაში, რომ ფოლადს ახურებენ 1000°C - მდე ნახშირთან ერთად, მასში ნახშირბადის შეყვანის მიზნით. რადგანაც ნახშირბადის კონცენტრაცია ფოლადის ნამზადის მიმდებარე არეში არ იცვლება, საჭიროა ტემპერატურის გაზრდა, რაც გამოიწვევს ნახშირბადის ატომების დიფუზიის სიჩქარის გაზრდას. მათი კონცენტრაცია გარე ფენაში უფრო მეტია, ვიდრე სიღრმეში. მაგრამ, ფიკის მეორე (2) ფორმულიდან, განსხვავება კონცენტრაციაში მოგვცემს გრადიენტს, რაც გამოიწვევს სიღრმეში ნახშირბადის დიფუნდირებას. ჩვენ არ განვიხილავთ ფორმულის გამოყვანის დეტალებს, მაგრამ როგორც ზემოთაც გვქონდა მითითებული, შეგვიძლია გამოვიყენოთ მე-5 ფორმულა.

4. **სასაზღვრო დიფუზია**- ესაა დიფუზია მყარ პოლიკრისტალურ სხეულებში, რომელიც თავმოყრილია ვიწრო, რამდენიმე ატომური სიბრტყის სისქის მქონე არეში, ორი განსხვავებული კრისტალოგრაფიული მარცვლის საზღვარზე. მარცვალთა საკონტაქტო საზღვარზე (მათ შორის არსებული კრისტალოგრაფიული დეორიენტირების გამო) გვაქვს დეფექტების მაღალი კონცენტრაცია. ამიტომ საზღვარზე დიფუზიური გადატანა მიმდინარებს უფრო სწრაფად ვიდრე მოცულობაში, სადაც დეფექტების კონცენტრაცია ბევრად დაბალია (მოცულობითი დიფუზია), მაგრამ ბევრად უფრო ნელა, ვიდრე ატმოსფეროსა და მყარი სხეულის გამყოფ საზღვარზე (ზედაპირული დიფუზია). სასაზღვრო დიფუზია მთავარი მექანიზმია, დაბალტემპერატურული შეცხოვით, კერამიკისა და ფხვნილების მეტალურგიით, ნამზადების წარმოებისას. ამავე დროს, სასაზღვრო დიფუზია წარმოადგენს მთავარ მექანიზმს მყარი სხეულების დეფორმირებისას. ხშირად, მყარ სხეულში ადგილი აქვს ერთი და იგივე ტიპის ატომების მოძრაობას, ამ მოვლენას უწოდებენ **თვითდიფუზიას**.

§ 5. ჩანაცვლებისა და ჩანერგვის მყარი ხსნარები

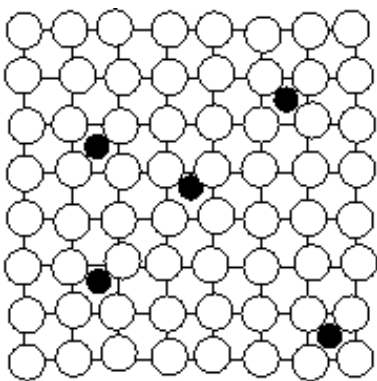
თხევად მდგომარეობაში ლითონთა შენადნების დიდი ნაწილი, რომელიც ტექნიკაში გამოიყენება, წარმოადგენენ ერთგვაროვან სითხეს ანუ **თხევად ხსნარს**. მათი გამყარების შემდეგ, უმრავლეს შემთხვევაში, ასეთი შენადნების ერთგვაროვნება აღარ იცვლება. შესაბამისად ფაზას, რომელიც წარმოიქმნება ასეთი ხსნარის კრისტალიზაციისას, უწოდებენ **მყარ ხსნარს**. ქიმიური ან სპექტრალური ანალიზით მათში შესაძლებელია ორი ან მეტი ელემენტის აღმოჩენა, მაშინ როდესაც მიკროსკოპულად ასეთ ხსნარს, როგორც სუფთა ლითონს, აქვს ერთგვაროვანი მარცვლები. რენტგენული ანალიზი გვიჩვენებს მესრის ერთ ტიპს. **შესაბამისად, მყარი ხსნარი არის ერთფაზიანი, შედგება ერთი ტიპის კრისტალებისაგან და აქვს ერთი კრისტალური გისოსი**. მყარი ხსნარების აგებულებიდან გამომდინარე, ერთი ტიპის



კომპონენტში ძირითად გამხსნელი ლითონის გისოსში, შეერევთან გახსნილი ნივთიერების ატომები. შესაბამისად, აქ შესაძლებელია მივიღოთ პრინციპულად ორი განსხვავებული შემთხვევა. **1. ჩანაცვლების მყარი ხსნარი A** - გამხსნელ ძირითად ლითონს აქვს ერთი ტიპის გისოსი, მასში B კომპონენტის გახსნა მიმდინარეობს A ლითონის ატომების შეცვლით (ჩანაცვლებით) B-ს ატომებით. ფიზიკის თვალსაზრისით აქ ორივე ნივთიერების ატომთა ზომები შესადარისია და ამიტომ ხდება ატომების ჩანაცვლება (სურ.15). **2. ჩანერგვის მყარი ხსნარი A** -

სურ. 15. ჩანაცვლების მყარი ხსნარის ატომური მოდელი

გამხსნელ ძირითად ლითონის ატომებს შორის სივრცეში ჩაინერგებიან C გახსნილი ნივთიერების ატომები. ფიზიკის თვალსაზრისით, აქ ატომთა ზომები სხვადასხვაა და გახსნილ ნივთიერებას შეუძლია დაიკავოს ადგილები ოქტა და ტეტრა, ფორებში (სიცარიელებში). ორივე შემთხვევაში ატომთა განლაგება გამხსნელ ხსნარში უწყესრიგია. მყარი ხსნარის წარმოქმნისას შენარჩუნდება ერთ-ერთი ელემენტის გისოსი, რომელიც იწოდება გამხსნელად. გახსნილი ნივთიერების ატომები ამახინჯებენ გამხსნელის ელემენტარულ უჯრედს. ეს დამოკიდებულია მათი ატომების გეომეტრიულ ზომებზე. ბუნებრივია, გისოსის პარამეტრის ცვლილება მნიშვნელოვანი ფაქტორია და განსაზღვრავს თვისებების ცვლილებას. იმისდა მიხედვით, თუ რომელი, რა ზომის და რა რაოდენობის ატომები ჩანაცვლდებიან ან ჩაინერგებიან, შესაძლებელია მიღებულ იქნეს ხსნართა მთელი სპექტრის ქიმიური ნაერთი. ეს იწვევს სტექიომეტრიული თანაფარდობის დარღვევას, რაც იძლევა თავისუფალ "ღრუ" სიცარიელებს და ვდებულობთ: ხსნარებს (გამოკლების-ამოკლების, მოწესრიგებულ მყარ ხსნარებს (დიფუზიური მექანიზმი ნელი გაცივებით), **ლავესის ფაზები -იონური** ტიპის შენაერთები. **ჩანერგვის ფაზები** ტეტრა (იხ. სურ.19,20) ან ოქტაფორებში ატომთა ჩანერგვით. ელექტრონული შენაერთები (**იუმ-როზერის ფაზები**). შევხვით ამ უკანასკნელს. **იუმ-როზერის ფაზები**. ამ ტიპის ფაზები (შენაერთები) წარმოიქმნებიან ორ ლითონს შორის შემდეგი ჯგუფებიდან: **Cu, Ag, Au, Fe, Co, Ni, Pd, Pt**, ერთი მხრივ და **Be, Zn, Cd, Al, Sn, Si**, მეორე მხრივ. როგორც



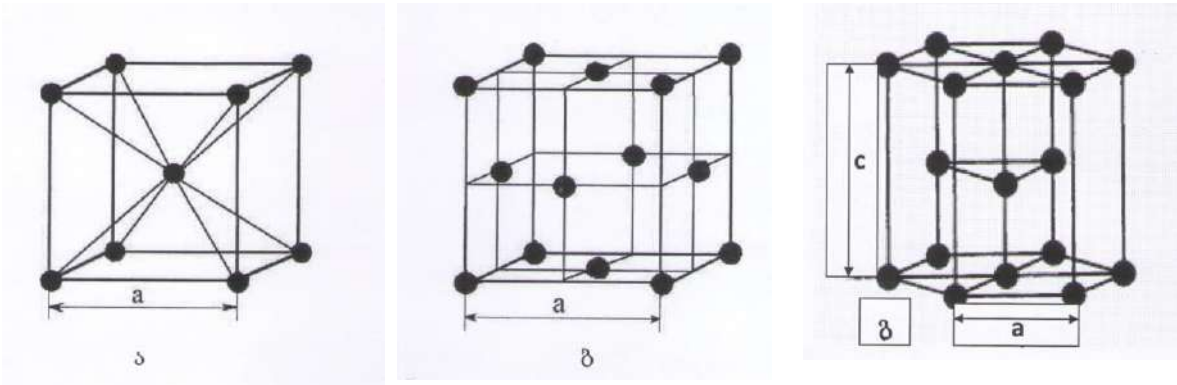
ინგლისელმა ლითონთა ფიზიკოსმა **იუმ როზერიმ** აჩვენა, შენაერთები ამ ნივთიერებებს შორის განისაზღვრება სავალენტო ელექტრონების თანაფარდებით, ატომთა რიცხვთან ($3/2$, $7/4$ ან $21/13$). თითოეულ თანაფარდობას გააჩნია კონკრეტული კრისტალური გისოსი. მაგ., თუ გვაქვს თანაფარდობა $3/2$, მაშინ მიიღება მოცულობადაცენტრებული კუბური გისოსის მქონე ნაერთი- β ფაზა. თუ გვაქვს თანაფარდობა $7/4$, მაშინ მიიღება ჰექსაგონალური გისოსი- ϵ -ფაზა და ასე შემდეგ.

სურ. 16. ჩანერგვის მყარი ხსნარის ატომური მოდელი

IV თავი

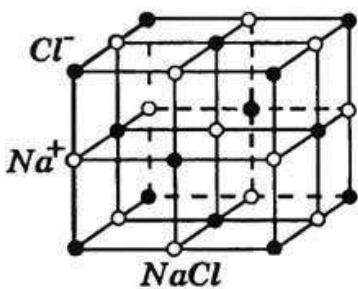
ლითონებისა და მყარი ხსნარების კრისტალური აგებულება

§ 1. ლითონთა ტიპური სტრუქტურები (გისოსები)



სურ.17 ა) მოცულობადაცენტრებული-მცკ, ბ) წახნაგდაცენტრებული-წცკ და გ) ჰექსაგონალური მჭიდრო წყობით (ჰმწ)

ელემენტთა პერიოდული სისტემის განხილვა გვიჩვენებს, რომ გარდა მანგანუმისა (Mn) და (Hg) ვერცხლისწყლისა A ქვეჯგუფის ელემენტები, გარდამავალი ლითონები და 1B და 2B ქვეჯგუფების ლითონები დაკრისტალდნენ შემდეგ განეკუთვნებიან ერთ-ერთ ტიპურ ლითონურ გისოსს შემდეგიდან: **კუბური მოცულობადაცენტრებული (მცკ), კუბური წახნაგდაცენტრებული (წცკ), ჰექსაგონალური მჭიდრო წყობით (ჰმწ)**, ეს გისოსები ნაჩვენებია მე-17 სურათზე. სივრცის ნაწილს, რომელსაც იკავებენ ატომები ელემენტარული უჯრედის მოცულობიდან, უწოდებენ წყობის კოეფიციენტს. მას გამოთვლიან ფორმულით: $\eta = V_{at} \cdot n_{at} / V_m$, სადაც V_{at} ატომის მოცულობაა, n_{at} - ატომთა რიცხვი ელემენტარულ უჯრედში, ხოლო V_m - ელ. უჯრედის მოცულობა. კრისტალური K გისოსის ძირითადი მახასიათებელი სიდიდეა საკოორდინაციო რიცხვი. მაგ., წცკ გისოსისათვის ის ტოლია 12-ის, შესაბამისად მისთვის $\eta = 74,04\%$ -ს. მცკ საკოორდინაციო

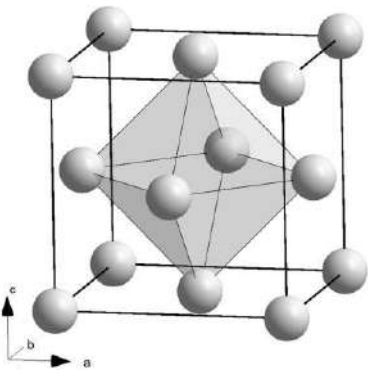


რიცხვი ტოლია 8-ისა, ხოლო $\eta = 68,1\%$ -ს. **წცკ გისოსში** ატომები იმყოფებიან ელემენტარული უჯრედის წვეროებში და წახნაგების ცენტრში. თითოეული ატომი ამ გისოსში გარშემორტყმულია უახლოესი 12 ატომით და დაშორებულია მისგან $a/\sqrt{2} = 0,707 a$ თანაბარი მანძილებით, სადაც a ელემენტარული უჯრედის გვერდია. მეორე უახლოესი მეზობლები ამ გისოსში (ასეთია 6) მოცილებულნი არიან მისგან

სურ. 18. მარილის გისოსი (კუბური)

მანძილზე გაცილებით შორს. ამგვარად, ამ გისოსის საკოორდინაციო რიცხვია 12. განხილულ სტრუქტურაში არსებობს ორი სახის კვანძთაშორისი სივარცხლე, რომლებშიც შეუძლიათ მოთავსდნენ სხვა ნივთიერების პატარა ზომის ატომები. უფრო დიდი სივარცხლეები მდებარეობენ კუბის ცენტრში და წახნაგების შუაში. თითოეული სივარცხლე შემოსაზღვრულია წცკ-ის ექვსი ატომით, რომლებიც განლაგებულნი არიან სწორი ოქტა-

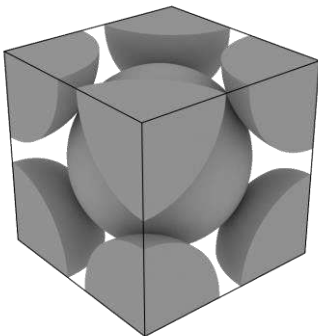
ედრის წვეროებში. ამიტომაც მათ უწოდებენ **ოქტაედრულ სიცარიელეს ან** **ოქტაედრულ კვანძთაშორისს**. ამ სიცარიელეთა მდებარეობა კარგად ჩანს **NaCl** -ის გისოსის მაგალითზე (სურ. 18), რომელშიც **Cl** იონი ჰქმნის წკვ გისოსს, ხოლო **Na** იონის ზომით პატარა ატომები განლაგებულნი არიან ოქტაედრულ სიცარიელებში. ასეთივე მდებარეობა უკავიათ ნახშირბადის ატომებს აუსტენიტური ტიპის ფოლადებში. უფრო პატარა სიცარიელები ცნობილია ტეტრაედრული კავშირების სახით (სურ.20). თუ დავუშვებთ, რომ წკვ შედგება მაგარი ბირთვებისაგან, რომლის რადიუსია R და ისინი მჭიდროდ



სურ.19. ოქტაედრული სიცარელე $-0,41 r$

ეხებიან ერთიმეორეს, მაშინ იმ სფეროს მაქსიმალური რადიუსი, რომელიც შეიძლება მოგვეთავსებინა ამ დარჩენილ სიცარიელეში, ტოლი იქნება $0,41r$ –ოქტაედრული სიცარიელის და $0,225 r$ –ტეტრაედრულისა. ყველაზე მჭიდრო წყობის სიბრტყეს წკვ-ში წარმოადგენს $\{111\}$, რომელშიც ატომები განთავსებულნი არიან ტოლგვერდა სამკუთხედის წვეროებში. თითოეულ ამ სიბრტყეთაგანს გააჩნია სამი მჭიდრო წყობის მიმართულება, რომლის გასწვრივაც ატომები ეხებიან ერთიმეორეს. **მცვ გისოსში** ნაკლებად მჭიდრო წყობისაა წკვ-სთან შედარებით. ატომები მასში განლაგებულნი არიან კუბის წვეროებში და ცენტრში. თითოეულ ატომს ესაზღვრება 8 მეზობელი ატომი პირველ საკოორდინაციო სფეროში. მათ შორის მანძილი ტოლია $1/2 a\sqrt{3} \approx 0,866 a$.

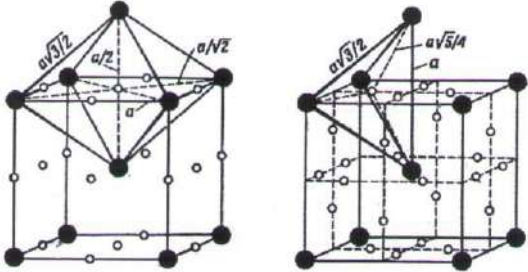
შემდეგი 6 ატომი მოთავსებულია მეორე საკოორდინაციო სფეროში a მანძილზე სადაც a კუბის წიბოს სიგრძეა. ამის გამო ხშირად მცვ-ს საკოორდინაციო რიცხვ 8-ის ნაცვლად მიუთითებენ (8+6). მცვ-შიც, არის ორი სახის სიცარიელე, უფრო დიდი სიცარიელები მდებარეობენ წახნაგის ცენტრებში; ისინი გარშემორტყმულნი არიან 4 ატომით, რომლებიც მდებარეობენ სწორი ტეტრაედრის წვეროებში. ამ სიცარიელეში შეიძლება მოთავსდეს ბირთვი ზომით $0,291r$. უფრო პატარა სიცარიელები გარშემორტყმულნი



სურ.20. ტეტრაედრული სიცარელე $-0,225 r$

არიან ექვს-ექვსი ატომით. ისინი მდებარეობენ არასწორი ოქტაედრის წვეროებში და ამ სიცარიელის ზომა შეადგენს $0,154 r$. საინტერესოა ის ფაქტი, რომ თუ ტეტრაედრულ სიცარიელეში ჩაინერგა ისეთი ატომი, რომლის რადიუსი მეტია $0,291 r$ -ზე, მაშინ ის გამოიწვევს ოთხივე მოსაზღვრე ატომის წანაცვლებას. იმ შემთხვევაში კი, თუ ასეთი ატომი ჩაინერგება ოქტაედრულ სიცარიელეში (სურ.19,ა), მაშინ ელემენტარულ უჯრედში მოხდება მხოლოდ ორი მოსაზღვრე ატომის ძვრა წიბოს ქიმის პარალელური

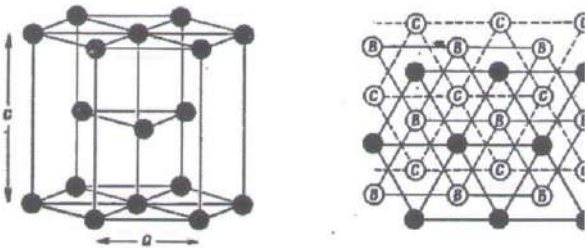
მიმართულებით, რაც გამოწვევს შინაგანი ძაბვების წარმოშობას. მისი რელაქსაცია კი შესაძლებელია მხოლოდ გისოსის გაფართოებით სწორედ ამ მიმართულებით. ალბათ, ამიტაა გამოწვეული ის ტენდენცია, რომ ნახშირბადის ატომები მცკ-ში იკავებენ ოქტაედრულ სიცარიელებს **C** ღერძის პარალელური წიბოების გასწვრივ რაც იწვევს მცკ-ში ამ გისოსის დამახინჯებას და ტეტრაგონალობის წარმოქმნას. მცკ-ში არ გვხვდება {111} ტიპის მჭიდრო წყობის სიბრტყე. მცკ-სთვის ყველაზე მჭიდრო წყობის სიბრტყეს წარმოადგენს {110}, რომელთა რაოდენობა 12-ის ტოლია, სურ. 21.



სურ. 21. მცკ სტრუქტურის გისოსები და შესაბამისი ოქტა და ტეტრაგორული სიცარიელები

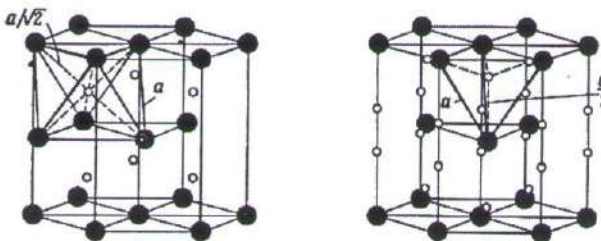
სურ. 21. მცკ სტრუქტურის გისოსები და შესაბამისი ოქტა და ტეტრაგორული სიცარიელები

ჰექსაგონალური მჭიდრო წყობის გისოსი (ჰმწ). იგი შედგება (სურ.22) ცალკეული ფენებისაგან, ისეთნაირად, რომ ნებისმიერი ფენის ყოველი ატომი გარშემორტყმულია ექვსი მეზობელი ატომით, რომელიც თანაბარი მანძილითაა დაშორებული მისგან და მდებარეობს იმავე ფენაში; მას ასევე აკრავს სამ-სამი უახლოესი მეზობელი ატომები, მის ზევით და ქვევით მდებარე ფენებში, სურ. 22ა.



სურ.22. ჰექსაგონალური მჭიდრო წყობის გისოსი

ბული. ეს მიუთითებს იმაზე, რომ სინამდვილეში ეს გისოსები მცირედ განსხვავდებიან ერთიმეორისაგან და ისინი მონათესავე სტრუქტურებია. თუმცა, თუ ჰექსაგონალურის შემთხვევაში სამგანზომილებიანი გისოსი იგება ABAB სიბრტყეების ერთიმეორეზე დალაგებით, წცკ-ში {111} სიბრტყის ჩამოყალიბებისას სიბრტყეები ლაგდებიან ABCABC თანამიმდევრობით. ენერგეტიკული თვალსაზრისით, ამ სტრუქტურებს შორის განსხვავება მცირეა, ამიტომ პლასტიკური დეფორმაციისას ან რეგულარობის დარღვევისას ფენებს შორის- (მაგ., წყობის დეფექტების წარმოქმნისას) ასეთი თანამიმდევრობა აღარ გვხვდება და ერთ გისოსში მეორის აღმოჩენაც შესაძლებელია. არსებობენ სხვა, უფრო რთული ტიპის გისოსები. სირთულე განპირობებულია მჭიდრო წყობის წარმოქმნისას იმ



სურ.22 ბ) ალმანის ტიპის გისოსი

გეომეტრიული ფაქტორებით, რომელიც თან ახლავს ორატომიანი მოლეკულების არასფერულობას. ასეთია, მაგალითად, იოდი, რომელიც განეკუთვნება რომბულ სიმეტრიას. მათი განხილვა სცილდება ჩვენ პროგრამას, მაგრამ დაინტერესების შემთხვევაში შეიძლება კრისტალოგრაფიის სახელმძღვანელოების გამოყენება. თუმცა, შევეხოთ ალმასის ტიპს მარტივად. იგი დამახასიათებელია: C, Si, Ge ნაცრისფერი Sn. მათი სტრუქტურა საკმაოდ მყიფეა კუბურთან შედარებით. გისოსის თითოეული ატომი გარშემორტყმულია 4-4 მეზობელი ატომებით, სწორი ტეტრაედრის წვეროებში. საკოორდინაციო რიცხვი ტოლია 4-ის.

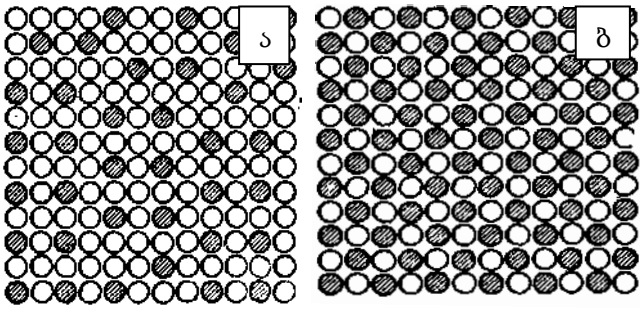
§ 2. გადაჯერებული მყარი ხსნარი და გამონაყოფები

პროცესი მიმდინარეობს ნიმუშის სწრაფი გაცივებით მაღალი ტემპერატურიდან, სადაც მისი მდგომარეობა იყო ერთფაზიანი მყარი ხსნარი დაბალ ტემპერატურამდე, სადაც იგი ხდება მეტასტაბილური მყარი ხსნარი. ჩანართების გამოყოფის პროცესი შეიძლება განხილულ იქნეს შესაბამისი ფიზიკური თვისებების შესწავლით, მეტალოგრაფიულად ან რენტგენოსტრუქტურულად. რეალურად მიმდინარეობს დისპერსიული განმტკიცება და მიიღება კარგი მექანიკური თვისებები დაბალ ტემპერატურაზე. ამ დროს არ დაიშორება მიკროსტრუქტურული ცვლილებები, მაგრამ ტემპერატურის აწევით და დროთა გამავლობაში მისი თვისებები უარესდება. ამ დროს უკვე შეიმჩნევა ჩანართების გამოყოფა, ე.ი. მიკროსტრუქტურა უკვე განსხვავებულია. განასხვავებენ 3 ტიპის გამონაყოფს: **უწყვეტი, წყვეტადი და დაბალტემპერატურული. უწყვეტისას** გამოყოფა ხდება მთელ სისტემაში ერთდროულად, თუმცა არეებს შორის გამოყოფის სიჩქარე შეიძლება იყოს სხვადასხვა. მაგ., ნახშირბადის კარბიდების ან ჩანართების გამოყოფა დისლოკაციებზე. ასეთი **წყვეტადი** გამოყოფა თხოულობს ისეთი უჯრედების წარმოქმნას და ზრდას, რომელიც შედგება დაშლის დროს მიღებული ორი წარმონაქმნისაგან. ასეთი გამოყოფა ყოველთვის იწყება მარცვალთშორის არაკოჰერენტულ საზღვრებზე. სმიტმა მოგვცა შემდეგი თეორია. ნაწილაკს, რომელიც გამოიყო 1 მარცვალში და საზღვარზე, სავარაუდოდ, უნდა ჰქონდეს ისეთი ორიენტაცია, რომ მინიმუმამდე დაიყვანოს გამყოფი საზღვრის ზედაპირული ენერგია. მას არ შეუძლია სწრაფი ზრდა 1 მარცვალში, დიფუზიის მოკლე გზების არარსებობის გამო. ამიტომაც, მას შეუძლია ზრდა გააგრძელოს მე-2 მარცვალში. გამოყოფის წინა პროცესი ესაა **გინე პრესტონის ზონები**.

§ 3. მოწესრიგება-ახლო წესრიგი, შორი წესრიგი, ანტიფაზური საზღვრები, ზესტრუქტურა

უმრავლეს ჩანერგვის მყარ ხსნართა გისოსებში გახსნილი (ჩანერგილი) ატომები გამხსნელის გისოსში განაწილებულნი არიან შემთხვევითობის კანონით, უწესრიგოდ. მაგრამ, გარკვეულ პირობებში გახსნილი ატომები კრისტალური გისოსის კვანძებში ადგილებს იკავებენ მოწესრიგებულად (სურ.23, ა). ასეთ პროცესს უწოდებენ მოწესრიგებას (მეორე რიგის ფაზურ გარდაქმნას), ხოლო ხსნარებს გახსნილი ელემენტის ატომთა მოწესრიგებული განაწილებით, მოწესრიგებულ მყარ ხსნარებს. მოწესრიგებული მყარ

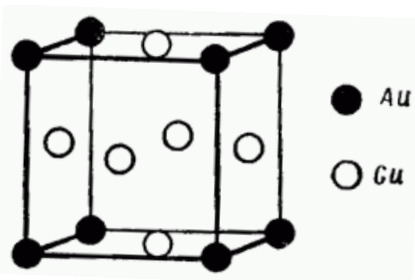
ხსნარები წარმოადგენენ შუალედურ ფაზას ქიმიურ შენაერთებსა და მყარ ხსნარებს შორის. თუმცა, ეს ფაზები შესაძლოა მივაკუთვნოთ მყარ ხსნარებსაც, რადგანაც მათ შერჩათ გამხსნელი ლითონის გისოსი. მაგ. სპილენძისა და ოქროს მყარ ხსნარში, მაღალი ტემპერატურისას გვხვდება მყარი ხსნარების უწყვეტი რიგი. დაბალ ტემპერატურაზე კი, შეიმჩნევა ტემპერატურული დაყოვნებები. ეს გვაძლევს საფუძველს ვივარაუდოთ, რომ გაცივებისას მყარ ხსნარში, გამოკრისტალდებიან გარკვეული შენაერთები. მათში, ელექტრო გამტარებლობის გაზომვებმა დაადასტურეს ზემოთ გამოთქმული ვარაუდი.



სურ. 23. ა) ახლო და ბ) შორი მოწესრიგება

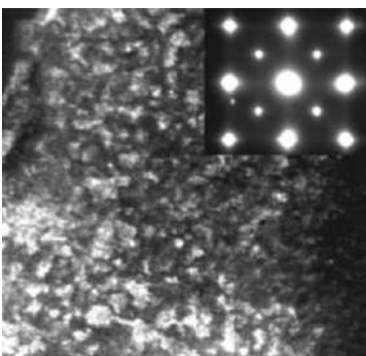
როგორც წესი, ერთგვაროვანი მყარი ხსნარის წარმოქმნა მიმდინარეობს ელექტროგამტარებლობის შესამჩნევი ვარდნით, მაშინ როდესაც მყარი ხსნარების უწყვეტი რიგის არსებობისას ასეთი რამ არ შეიმჩნევა და მას აქვს ტიპური სახე. ჯერ რენტგენოსტრუქტურულად, ხოლო შემდეგ ელექტრონომიკროსკოპულად დამტკიცდა, რომ თუ ოქროსა და

სპილენძის ატომები წვკ-ში საწყის ეტაპზე განაწილებულნი არიან უწყესრიგოდ, მოწესრიგების შემდეგ ისინი იკავებენ გარკვეულ ადგილებს (სურ. 24). ასეთი სტრუქტურა იწოდება ზესტრუქტურად. მსგავს შემთხვევაში ამბობენ, რომ ხსნარში გვაქვს შორი მოწესრიგება. რაც



სურ. 24. ზესტრუქტურა Cu-Au -ის მყარ ხსნარში

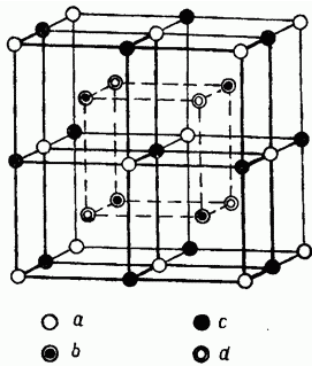
შეეხება, დიფრაქციულ გაბნევადობას (რენტგენის ან ელექტრონების), ორი ტიპის ატომებს განსხვავებული აქვთ. შესაბამისად, რენტგენოგრამაზე ან ელექტრონოგრამაზე, სურ. 25, გარდა ნორმალური წვკ გისოსისა, მივიღებთ დამატებით ხაზებს ან რეფლექსებს



სურ. 25. ზესტრუქტურა და მისი ელექტრონოგრამა

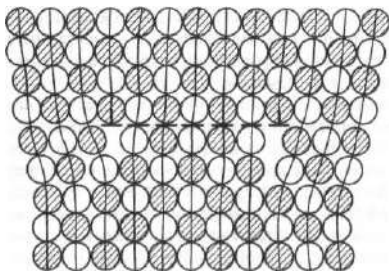
(სუსტს), რომელიც გამოწვეულია ატომთა მოწესრიგებული განლაგების გამო. 25-ე სურათზე, მოცემულია FeAl-ის მყარი ხსნარის ზესტრუქტურა. თუ დავაკვირდებით, დავინახავთ, რომ მთლიანი მკვ გისოსი შედგება 8 პატარა მკვ გისოსიგან. ისინი ისე არიან განაწილებულნი დიდში, რომ რკინისა და ალუმინის ატომებს ცენტრებიც კი თანაბრად აქვთ გადანაწილებული (სურ.26). ბუნებრივია, რომ მიუხედავად მოწესრიგებისა, მათშიც გვხვდება დამახინჯებები. როგორც აღვნიშნეთ, მოწესრიგებულ მდგომარეობაში ორივე ტიპის ატომები ერთიმეორის მიმართ

განლაგებულნი არიან კანონზომიერად და ქმნიან ზესტრუქტურულ გისოსს (მაგ. CuZn)



იმ შემთხვევაში, თუ მოვახდენთ მოწესრიგებული სტრუქტურის დეფორმირებას, მაშინ დისლოკაციის მოძრაობის გამო, მის უკან მოხდება მოწესრიგების დარღვევა (განწესრიგება) სრიალის სიბრტყის მართობულად. მას უწოდებენ ანტიფაზურ საზღვარს. დამტკიცებულია, რომ ენერგეტიკულად ხელსაყრელია არა ცალკეული დისლოკაციების, არამედ დისლოკაციური წყვილის ან ჯგუფის მოძრაობა ანტიფაზურ საზღვრებზე. უკეთესია, თუ მათი ბიურგერის სრული ვექტორი ტოლი იქნება ზესტრუქტურის მესრის პერიოდისა სრიალის მიმართულებით.

სურ. 26. FeAl-ის მყარი ხსნარის ზესტრუქტურის სქემა.



მათ უწოდებენ ზედდისლოკაციებს (სურ.27), მათ შორისაა ე.წ. ანტიფაზური საზღვარი ზესტრუქტურაში, რომლის ორივე მხარეს მდებარეობენ ერთი და იგივე ტიპის (ნივთიერების) ატომები. ზესტრუქტურისათვის დამახასიათებელია სხვადასხვა ტიპის ატომთა მონაცვლეობა. კრისტალის შიდა ანტიფაზური საზღვრის

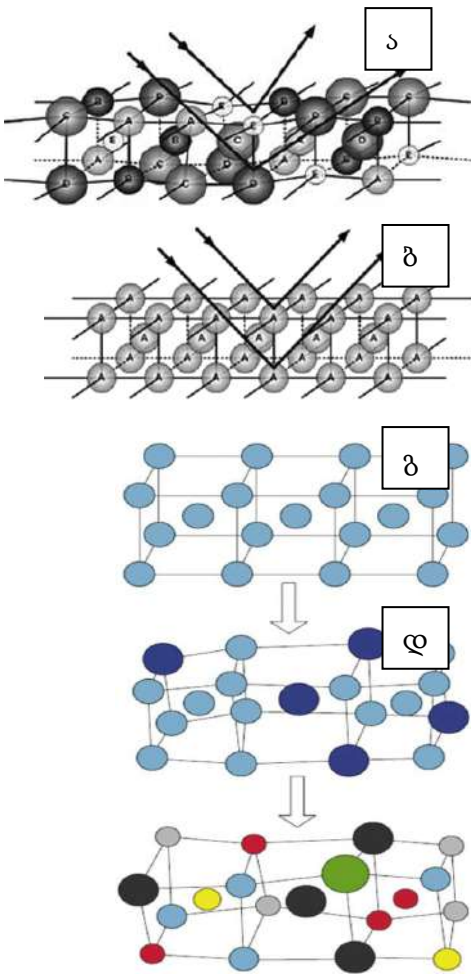
სურ.27. ზესტრუქტურის გისოსი Al-Fe -ის მყარ ხსნარში და ზესტრუქტურული დისლოკაცია

გვერდები წარმოდგენენ დისლოკაციებს. დისლოკაციურ დუბლეტს (წყვილს), რომელნიც ერთიანდებიან ანტიფაზური საზღვრის ზოლით, უწოდებენ წყვილ ან ზესტრუქტურულ დისლოკაციას.

§ 4. მაღალენტროპიული შენადნები

მაღალენტროპიულ შენადნებს განეკუთვნებიან ისეთი შენაერთები, რომლებშიც ერთიანდება არანაკლებ 5 ელემენტისა. თითოეული ელემენტის რაოდენობა შენადნში არ უნდა აღემატებოდეს 35%-ს და არ უნდა იყოს 5%-ზე ნაკლები. მაღალენტროპიული შენადნების კლასიკურ ნიმუშად მიიჩნევა ისეთი მრავალკომპონენტური შენაერთები, რომლებშიც ელემენტები იმყოფებიან ატომთა თანაბარი რაოდენობით. მაღალენტროპიული შენადნები გამოყოფილია განსაკუთრებულ ჯგუფში, რადგანაც მათში სტრუქტურის, ფაზური გარდაქმნის, დიფუზიის, მექანიკური თვისებების ფორმირების და თერმული სტაბილურობის პროცესები მნიშვნელოვნად განსხვავდება ტრადიციულ შენადნებში მიმდინარე პროცესებისაგან. ასეთებს მიეკუთვნებიან შენადნები, რომლებშიც საბაზო ელემენტებად შედიან **Al, Fe, Ni, Mo** და სხვა, რომლებიც განსაზღვრავენ მასალის კრისტალურ გისოსს. ასეთი შენადნის ფაზური შედგენილობის განსაზღვრის პროგნოზირება ადვილია ორმაგი ან სამმაგი მდგომარეობის დიაგრამების გამოყენებით. მალეგირებელი (სურ.28.ა,ბ) ელემენტების დამატება კი მიგვიყვანს მყარ ხსნაროვანი ძირითადი გისოსის განმტკიცებამდე ან მასში დისპერსიული ფაზების გამოყოფამდე. მაღალენტროპიულ შენადნებში, ელემენტების დიდი რაოდენობის გამო,

მყარ ხსნარში ისინი კრისტალდებიან მცკ, წცკ ან ჰმწკ კრისტალური გისოსების სახით(სურ.28). დადგენილია, რომ მაღალენტროპიული ხსნარის 4 ელ/ატ კონცენტრაციისას ვლებულობთ მყარ ხსნარს წცმწ. 4,25-4,72 ელ/ატ კონცენტრაციისას ფორმირდება მცკ სტრუქტურა. გარდამავალ ზონისას 7,3 დან 8,3 ელ/ატ ვლებულობთ ორფაზიან მყარ ხსნარს, მცკ და წცკ სტრუქტურებით. მხოლოდ, 8,4 ელ/ატ



კონცენტრაციისას ყალიბდება მყარი ხსნარი წცკ სტრუქტურით. ამ დროს არ შეიმჩნევა მათში დისპერსიული ინტერმეტალიდების გამოყოფა. ფაზური წარმოქმნის ასეთი ხასიათი შენადნებში განპირობებულია ენტროპიის წანაცვლების მაღალი მნიშვნელობით, ამიტომაც დაბალენტროპიული ფაზების გამოკრისტალება ამ შენადნობიდან ნაკლებ ალბათურია. ამ დროისთვის შესწავლილია მრავალი მაღალენტროპიული შენადნები. მათი შესწავლა ატარებს სუფთა სამეცნიერო ხასიათს და მიმართულია სხვადასხვა ფაქტორის გავლენის დადგენაზე (ატომთა ზომა, ელექტრო- უარყოფითობა, ენთალპია, ელექტრონების კონცენტრაცია და სხვა). მიუხედავად ამისა, გამოკვლეულ შენადნებს შორის არის ისეთი მასალები, რომლებსაც სიმაგრით, სითბომედეგობით, ცვეთამედეგობით, კოროზიულიმედეგობით და თერმოსტაბილურობით უკვე

სურ. 28. ატომების ჩანაცვლების სქემა ა-ბ) ქრომის მცკ გისოსი; გ) იგივე და ვაკანსიები (უფრო დიდი ზომის-ლურჯი ფერის); დ) იგივე და სხვა ნივთიერების ატომები (ნაცრისფერი-Ni, წითელი- Co, ყვითელი- Fe, მწვანე- Ti, შავი- Al).

შეუძლიათ კონკურენცია გაუწიონ დღესდღეობით საუკეთესო, ტრადიციულ, სპეციალური დანიშნულების შენადნებს.

§ 5. ოპტიკური, თხევადკრისტალური და ამორფული მასალები

ოპტიკური მასალები-ბუნებრივი და სინთეტიკური მასალები, მონოკრისტალები, მინა (ოპტიკური მინა, ფოტოსიტალები) პოლიკრისტალური, (გამჭვირვალე კერამიკული მასალები), პოლიმერული (ორგანული მინა) და სხვა მასალები, რომლებიც გამჭვირვალენი არიან ელექტრომაგნიტური ტალღების ამა თუ იმ დიაპაზონისათვის, გამოიყენება ოპტიკური ელემენტების დასამზადებლად სხვადასხვა სპექტრულ ზონებში სამუშაოდ.

ოპტიკური მინა- ჩვეულებრივი შუშა, რომელიც შედგება სილიციუმის დიოქსიდისა და სხვა ნივთიერებებისაგან. ტექნოლოგიის გაუმჯობესებამ და მოთხოვნამ ოპტიკური ხელსაწყოების დახვეწაზე მიიყვანა წარმოება ტექნიკური მინების შექმნის აუცილებლობაზე, რომელიც ცნობილია, როგორც ოპტიკური მინა. ის იმით განსხვავდება სხვა მინებისაგან, რომ არის მაღალი გამჭვირვალობის, ზესუფთა, ერთგვაროვანი, ნორმირებული გარდატეხის მაჩვენებლით და დისპერსიით გამორჩეული. პრაქტიკაში

გვხვდება მინის შემდეგი სახეები: უსაფრთხო, უნამტვრევო, რომელიც გამოიყენება სატრანსპორტო საშუალებებში, თვითმფრინავებში.

ფოტოქრომირებული მინა– რომელიც ცვლის შუქგამტარებლობას, განათების ინტენსივობიდან გამომდინარე უნიკალური თვისებების მქონე მინაა, ბგერითი იზოლაციის მქონე, მზის შუქისაგან დამცავი, ტყვიაგაუმტარი, რადიაციამდეფი. ყველა ეს თვისება, ასევე გამჭვირვალობა, ქიმიური და თერმული თვისებები იძლევა იმის საშუალებას, რომ მინა ფართოდ იქნეს გამოყენებული მედიცინაშიც. ამას ემატება მისი კარგი ჰიგიენური თვისებები, მარტივი გადამუშავება, რეცხვა, სტერილიზაცია და ა.შ. გამოიყენება მშენებლობაში, ყოფა-ცხოვრებაში. რაც შეეხება მექანიკურ თვისებებს, სუფთა მინა ერთ-ერთი საუკეთესოა. მაღალი ვაკუუმის პირობებში არადეფექტური (დეფექტებისაგან თავისუფალი) მინა უძლებს 10 გპას გამჭიმავ დატვირთვას, რაც 10-ჯერ აღემატება უმრავლეს ლითონურ შენადნთა სიმტკიცეებს.

კვარცის მინა- სუფთა სილიციუმის ორჟანგის გადადნობით (მაგ., მთის ბროლი), ღებულობენ კვარცის მინას. ის სხვა სილიკატური მინებისაგან განსხვავდება ქიმიური მედეგობით, ხაზოვანი გაფართოების დაბალი კოეფიციენტით და დნობის მაღალი ტემპერატურით (1713-1728 °C). ამის გამო, მას გამოიყენებენ ისეთი ოპტიკური სისტემების ასაგებად, რომლებიც მუშაობენ ტემპერატურის ფართო დიაპაზონში და აგრესიულ გარემოში. გარდა ამისა, ის გამჭვირვალეა ელექტრომაგნიტური ტალღების ულტრაიისფერი სხივებისათვის.

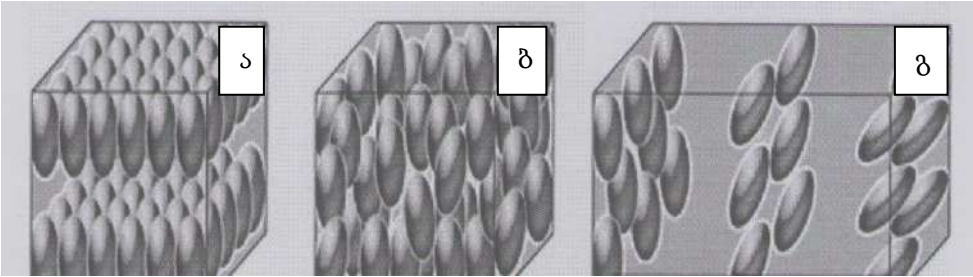
ორგანული მინა- მისი შექმნა განაპირობა 30-იან წლებში ავიაციის განვითარებამ, რადგანაც აუცილებელი გახდა გამჭვირვალე, არამყიფე, მტკიცე და დრეკადი თვისებების მქონე მასალის საჭიროება. დღეს ისინი უკვე ვეღარ აკმაყოფილებენ მრეწველობის თანამედროვე მოთხოვნებს და შექმნილია ახალი მოდელები უკეთესი თერმული თუ ამრეკლი და სხვა საჭირო თვისებებით (კოსმონავტიკაში).

სილიციუმ-ინფრაწითელი არე. ლინზა დამზადებული ერთგვაროვანი სილიციუმისგან, გამჭვირვალეა ინფრაწითელი სხივებისათვის და გაუმჭვირი ხილული სპექტრის სხივებისათვის. სპექტრის ამ არეში სილიციუმს აქვს: 1. ზემოდალი დისპერსია, 2. ყველაზე მაღალი გარდატეხის მაჩვენებელი, $n = 3,4$.

რენტგენის ლინზები-სილიციუმის თვისებამ განაპირობა შექმნათ ახალი ტიპის მაფოკუსირებელი სისტემა რენტგენის სხივების დიაპაზონისათვის. სილიციუმისგან დამზადდა პარაბოლური მოკლეფოკუსიანი რენტგენული ლინზები და სამგანზომილებიანი- ფოტონური კრისტალთა ელემენტები სილიციუმის ფუძეზე.

თხევადკრისტალური ნივთიერებები. როგორც ვიცით, არსებობს სამი (პლაზმურს არ განვიხილავთ) აგრეგატული მდგომარეობა მყარი, თხევადი და აირადი. ზოგიერთი, ორგანული ნივთიერება ლღობისას გარკვეულ ფაზაში ამჟღავნებს თვისებებს, რომელიც დამახასიათებელია როგორც მყარი, ასევე თხევადი მდგომარეობისათვის. შეიძენენ რა სითხისათვის დამახასიათებელ დენადობას, ამ ფაზაში (მდგომარეობაში) ისინი არ კარგავენ მოლეკულათა მოწესრიგებულობას, რაც მყარი სხეულისათვისაა დამახასიათებელი. ამ ფაზას შეიძლება ვუწოდოთ "მეოთხე" აგრეგატული მდგომარეობა. აღვნიშნოთ, რომ ასეთი თვისებები აქვთ მხოლოდ ზოგიერთ ნივთიერებას და ისიც ტემპერატურის

გარკვეულ დიაპაზონში. მოლეკულათა სივრცულ ორიენტაციას ე.წ. მოსვენების მდგომარეობაში, უწოდებენ თხევადი კრისტალების მოწესრიგებას. ფრიდელის კლასიფიკაციის მიხედვით, განასხვავებენ სამი ტიპის მოწესრიგებას: ა) **სმექტიკურს**, ბ) **ნემათიკურს** და გ) **ჰოლესთერულს**. ბოლოს გამოჩნდა კიდევ ერთი ტიპის- **დისკოთიკური**. თხევადი კრისტალები აღმოჩენილ იქნა ავსტრიელი ბოტანიკოს ფ. რეინიტცერისა და გერმანელი ფიზიკოს ო. ლემანის მიერ. **სმექტიკური** თვ-ყველაზე მოწესრიგებულია და თავისი



სტრუქტურით ახლოა მყარ კრისტალებთან. მათ გარდა, მოლეკულათა ურთიერთორი-

სურ.29. თხევადი კრისტალების სქემატური სახეები

ენტაციისა თან ახლავთ ასევე სიბრტყეებად დაყოფაც. მოლეკულათა მოგრძო ღერძების გასწვრივ ორიენტაციას აღნიშნავენ ერთეულოვანი ვექტორით, რომელიც დირექტორიის სახელითაა ცნობილი (სურ.29). როგორც წესი, თანამდროვე ყველა პანელის ტიპებში (**TN, IPS, VA**) გამოყენებულია **ნემათიკური თხევადკრისტალური** ტიპის მოწესრიგების მქონე მასალები. ნემათიკურში ნორმალურ მდგომარეობად ითვლება, მთელ მოცულობაში, მოლეკულათა მოწესრიგებული მდებარეობა ორიენტაციული თვალსაზრისით. ასეთი განლაგება დამახასიათებელი კრისტალებისათვისაც, მაგრამ მათზე მოქმედებს ასევე, სიმძიმის ცენტრების ქაოსური მდებარეობებით განლაგება, რაც სითხეებისთვისაა დამახასიათებელი. ამიტომაც, მოლეკულები მოცულობაში ურთიერთპარალელურად არიან ორიენტირებულნი, მაგრამ დირექტორიის ღერძის გასწვრივ წანაცვლებულნი არიან სხვადასხვა მანძილზე.

ჰოლესთერული თვ – მოწესრიგებით გვაგონებს ნემათიკურს, მხოლოდ ფენებადაა დაყოფილი. ყოველ შემდგომ ფენაში, წინა ფენასთან მიმართებაში, მოლეკულები შემობრუნებულია მცირე კუთხით და დირექტორია მდოვრედ ეხვევა სპირალურად. ასეთი ფენოვანი ბუნება, წარმოქმნილი მოლეკულათა ოპტიკური აქტივობის გამო, წარმოადგენს ჰოლესთერული მოწესრიგების ძირითად ნიშანს. **თვ** მოწესრიგება განისაზღვრება მოლეკულებს შორის მოქმედი ძალებით, რომლებიც წარმოქმნიან **თვ** დრეკადობას. აქ შესაძლებელია ლაპარაკი დრეკად თვისებებზე, თუმცა მათი ბუნება განსხვავდება ჩვეულებრივი კრისტალების დრეკადი თვისებებისაგან, რადგან თხევადი კრისტალები მაინც დენადობით ხასიათდებიან. **თვ** დრეკადობა ნაკლებია ჩვეულებრივი კრისტალების დრეკადობაზე რამდენიმე რიგით, რაც გვამღევეს უნიკალურ შანსს ვმართოთ მათი მდებარეობა გარე ზემოქმედების საშუალებით. ასეთი ზემოქმედების საშუალება, როგორც წესი არის მაგნიტური ველი ან ელექტრული დენი.

§ 6. ნანოკრისტალები, ძაფები, ნანოსტრუქტურები, ნანოტექნოლოგიები

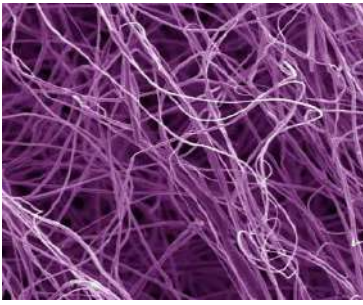
ატომთაგან და მათგან მიღებული მყარი სხეულების ფიზიკური პარამეტრები

ერთიმეორისაგან თვისობრივად განსხვავდებიან. ნანობიექტი იმ გარდამავალ არეშია, სადაც ის ატომი უკვე აღარაა, მაგრამ არც მყარ სხეულადაა (ფაზად) ჩამოყალიბებული. ნივთიერებათა ატომები მოლეკულებში ერთიანდებიან. როგორც ატომებს, ისე მოლეკულებს ერთიმეორესთან აკავშირებს ქიმიური ბმები. სწორედ ეს ბმები განაპირობებენ მყარი სხეულების ფიზიკურ, მექანიკურ და ქიმიურ თვისებებს. ერთი და იგივე ატომების დაკავშირება სხვადასხვა ტიპის, რაოდენობის, სივრცითი ორიენტაციის და ბმების საშუალებით თვისებრივად ცვლის მიღებული ნივთიერებების თვისებებს. ამის კარგი მაგალითია ნახშირბადი, რომელიც ჰქმნის როგორც ალმასს, ასევე გრაფიტს (ასევე ნანომილაკებს და გრაფენებს). შესაბამისად, მასალის დასახასიათებლად აუცილებელია არა მარტო შემადგენელი ატომების ტიპის დადგენა, არამედ მათი ენერგეტიკული დონეების ანალიზი. ელექტრონს, როგორც ვიცით გააჩნია როგორც ნაწილაკური (ქვანტური), ასევე ტალღური ბუნებაც. მოძრავი ნაწილაკის (ფოტონის, ელექტრონის) შესაბამისი ტალღის სიგრძე გამოითვლება დე ბროილის ფორმულით: $\lambda = h/mv$, სადაც h პლანკის მუდმივაა (10^{-33} ჯ/წმ), m – მასა, v – სიჩქარე. ცნობილია, რომ ელექტრონის მასა $m = 9,1 \cdot 10^{-31}$ კგ და სიჩქარე 10^5 მ/წმ, მაშინ მისი ტალღის სიგრძე უკვე 10^{-6} მ რიგისაა (~ 10 ნმ), რაც რამდენიმე მესრის პარამეტრის ტოლია. ატომში ელექტრონს არ შეუძლია ჰქონდეს ნებისმიერი ენერგია, როგორც ვიცით ამას განსაზღვრავს ოთხი ქვანტური რიცხვი. აქვე გავიხსენოთ ენერგეტიკული მდგომარეობები, აკრძალული ზონები და ა.შ. ატომთა დაახლოებისას და მათ მაკროკოსტალში გაერთიანებისას მათი შიდა დონეები თითქმის არ იცვლებიან. რაც შეეხება გარე დონეებს, სწორედ სავალენტო ელექტრონების ბმებში მონაწილეობით და ატომთა ენერგეტიკული დონეების გახლეჩით და გადაფარვით მიიღება მყარი სხეული. გახლეჩა ხდება იმდენ დონედ, რამდენი ატომიც მონაწილეობს მყარი სხეულის ჩამოყალიბებაში ($\sim 10^{23}$ სმ³). დონეები ერთიანდებიან ენერგეტიკულ ზონებში, რომლებიც ერთიმეორისაგან აკრძალული ზონებითაა დაშორებული. როგორც ვიცით, ლითონი კარგი ელექტროგამტარია, მაგრამ ლითონების ნანონაწილაკების ზომების შემცირებისას დონეებს შორის ინტერვალის შესაძლოა იმდენად გაიზარდოს, რომ ოთახის ტემპერატურის შესაბამის ენერგიასაც ($kT = 2,6 \times 10^{-2}$ eV) კი გადააჭარბოს. ანუ ელექტრონს სითბური ენერგია არ ეყოფა იმისათვის, რომ გადავიდეს გამტარებლობის დონეზე და მონაწილეობა მიიღოს დენის გატარებაში. ე.ი. ლითონი იქცა იზოლატორად. მაგ., 3,5 ნმ-ზე ნაკლები დიამეტრის, ~ 300 ოქროს ატომის შემცველი ნანონაწილაკი დენს უკვე აღარ ატარებს. თუ რაიმე მასალის ზომა მდებარეობს 1–დან 100 ნანომეტრამდე ინტერვალში, მაშინ მას მიიჩნევენ ნანომასალად. განასხვავებენ:

ნანოკლასტერები—ნანონაწილაკების ერთობლიობა, რომელიც განიხილება, როგორც პოლიკრისტალური ან ამორფული ნანოსტრუქტურა. მისი საბაზო კლასტერის ზომა უნდა იყოს 1-დან 10 ნანომეტრის ფარგლებში.

ნანოსითხეები—კოლოიდური ხსნარები, რომელშიც თანაბრადაა განაწილებული მყარი ნანონაწილაკები. მათშივე მოიაზრება მაგნიტური სითხეები-გამოიყენება თანამედროვე საპოხ მასალებად და მაგნიტური ფაზების გამოსავლენად მყარ სხეულებში (მაგნიტური მეტალოგრაფია).

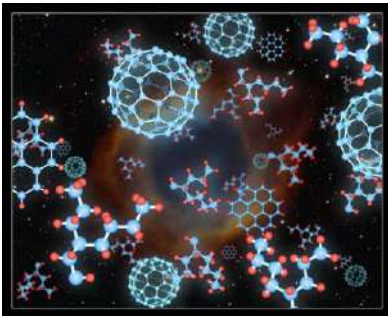
ნულგანზომილებიანი კვანტური წერტილები-ჩანართები, გამონაყოფები, სიცარიელები.



ნანომავთულები (მაფები) (სურ. 30) -**1D** –განზომილებიანი ერთი საზაზო, (ზაზისური) ორ განზომილებიან **2D**-თხელ ფირებს, რომელთაც ექნებათ კვანტური შეზღუდვა სისქიდან გამომდინარე. **ნანოკრისტალები** (სურ.31) ნივთიერების ნანონაწილაკები, რომელთა აგებულებაც მოწესრიგებულია, გააჩნიათ გარკვეული წახნაგები. **ნანომილები** (სურ. 31) – ცილინდრული ფორმის ნანოკრისტალები, რომლის ზედაპირიც

სურ. 30. ნანომაფები

წარმოადგენს გრაფიტისებრი ფორმის სიბრტყეს. **გრაფენები** (სურ. 31) - ნახშირბადის მოდიფიკაცია, რომელშიც ერთი ატომის სისქის მქონე სიბრტყეს გააჩნია კრისტალური გისოსის სტრუქტურა (გამოიყენება ელექტრონიკაში ტრანზისტორების დასამზადებლად).



სურ. 31. ნანოკრისტალები, გრაფენები და ფულერონები

ფულერონები- მოლეკულური შენაერთები, რომლებიც წარმოადგენენ მრავალწახნაგიან ჩაკეტილ სტრუქტურებს. გამოიყენება ზეგამტარებისა და ფოტორეზისტორების მისაღებად, როგორც დანამატი ალმასის ფირების ზრდისათვის. ნანოსტრუქტურული მოცულობითი **3D** მასალები გამოირჩევიან მაღალი გამძლეობით სტატიკური თუ დადლილობითი დატვირთვისას, აგრეთვე მაღალი სისალით იმ მასალებთან შედარებით, რომელთაც გააჩნიათ ჩვეულებრივი მარცვლოვანი აგებულება (ფოლადები შედგება მარცვლებისაგან). ამიტომაც, მათი გამოყენება დაგეგმილია ზემდეგ და ცვეთამდეგ მასალებად. უნდა გავითვალისწინოთ, რომ მასალის დანაწევრებისას შეიცვლება მისი ზედაპირის ფართობიც. მაგ., $V=1 \text{ სმ}^3$ მოცულობის კუბის ზედაპირის ფართობი $S=6 \text{ სმ}^2$, ოთხად დაყოფით მივიღებთ 24 სმ^2 , შემდეგ კიდევ ერთხელ 4- ად დაყოფით კი 96 სმ^2 -ს. ცხადია, ასეთ შემთხვევაში ზედაპირზე ატომების რაოდენობა გაიზრდება. შესაბამისად ისინი უფრო აქტიური არიან და დიდ გავლენას ახდენენ მასალის ელექტრო თუ ოპტიკურ თვისებებზე, ვიდრე სიღრმეში მდებარე ატომები.

§ 7. ნანომასალების ოპტიკური თვისებები და მიღების ტექნოლოგია

რაიმე ნივთიერების მიერ სინათლის არეკვლა, შთანთქმა, გაბნევა და ასე შემდეგ განპირობებულია მასში არსებული ელექტრონების ენერგეტიკული მდგომარეობით, ხოლო სინათლის გავრცელებისას ელექტრონთა ჯგუფური მოძრაობის შემზღუდავი ფაქტორებით. მესრის ატომთა კოლექტიური რხევების დასახასიათებლად შემოტანილია კვაზინაწილაკის-ფონონის ცნება. მათ დასახასიათებლად ვიყენებთ ეფექტურ მასას, m^* და მათ განვიხილავთ, როგორც კლასიკურ ნაწილაკებს. სინათლის ზეგავლენით აღძრული ელექტრონთა კოლექტიურ რხევას კი მესრის დადებითი იონების ელექტრულ ველში აღწერენ კვაზინაწილაკებით-პლაზმონებით (პლაზმონები ელექტრონთა რხევის

ენერჯიაა, რომელიც დაქვანტულ მნიშვნელობებს ღებულობს). ისინი დიდ გავლენას ახდენენ მასალების ოპტიკურ თვისებებზე. პლაზმონის სიხშირეზე ნაკლები სიხშირის ელექტრომაგნიტური ტალღა მასალაში ვერ გაივლის- ის აირეკლება. სწორედ ესაა იმის მიზეზი, რომ ლითონთა უმრავლესობას აქვს მბრწყინავი ფერი (ხდება ხილულ სპექტრის არეკვლა). ნივთიერების ზედაპირის შემცირებისას სულ უფრო მეტი პლაზმონი ხვდება ზედაპირზე და სინათლის ურთიერთქმედებაც ზედაპირულ პლაზმონებთან მიმდინარეობს. ეს კი იწვევს ნაწილაკის ფერის წანაცვლებას, სპექტრის უფრო დაბალ-ენერგეტიკული-წითელი უბნისკენ. ამაზე გავლენას ახდენენ როგორც ნაწილაკის გეომეტრიული ფორმა, ასევე ზომებიც, თუ ისინი ხილული სპექტრის ტალღის სიგრძეზე უფრო ნაკლებნი ხდებიან. როგორც ვიცით, ხილული სპექტრის ტალღის სიგრძეები მოთავსებულია- წითლიდან $\lambda=630$ ნმ., იისფრამდე $\lambda=340$ ნმ; თუ ოქროს ნაწილაკებს დავასხივებთ თეთრი ფერის სხივებს, შევამჩნევთ, რომ 100 ნმ ზომის ნაწილაკები მოჩანს ყვითლად, ხოლო 50 ნმ-ის – მწვანედ. ვერცხლის შემთხვევაში, 120 ნმ ზომის ნაწილაკები მოჩანს ცისფრად, 80 ნმ-ის-ლურჯად, 40 ნმ-ის– იისფრად, ხოლო 100 ნმ- –წითლად. სწორედ ამითაა გამოწვეული, სვაროვსკის და ისტორიულად ცნობილი ვენეციური შუშის ფერთა საოცრებანი. გამოკვლევებმა აჩვენა, რომ იმ შემთხვევაში, თუ შევძელით ნანონაწილაკების ერთ მწკრივში მოთავსება ისე, რომ ისინი ერთიმეორეს ეხებოდნენ, მაშინ მასში გაიზრდება პლაზმონის ტალღის გავრცელების სიჩქარეც და ბუნებრივია სიხშირეც. შესაძლოა სიხშირემ 100 გიგა ჰერცსაც გადააჭარბოს. თანამედროვე კომპიუტერებში ეს სიხშირე 2 გჰც-ს აღწევს. სიხშირის შემდგომი ზრდა შეზღუდულია იმის გამო, რომ შემაერთებელი მავთულების წინააღმდეგ იზრდება. შესაბამისად, მათი გამოყენება ელექტრულ წრედებში შეუძლებელია. ნანომასალების ამ თვისებების გამოყენებით, დღეისათვის მიდინარეობს მუშაობა ე.წ. ქვანტური კომპიუტერის შესაქმნელად.

ნანომასალების მიღება და ტექნოლოგია. ნანომასალის მიღება შეიძლება ორი გზით. პლასტიკური დეფორმაციის საშუალებით დიდი ზომის ნაწილაკები დააქუცმაცონ და მიიღონ პატარები ანუ მაკროდან დაფქვით, ხოლო შემდეგ (ან პარალელურად) – ქიმიური დამუშავებით, შევამციროთ ზომები ნანომეტრებამდე, რის შემდეგაც მათი საშუალებით მივიღებთ სასურველი "ზომის" ნანომასალას. მეორე გზა, ესაა ნანო-მასალების ამორფული მდგომარეებიდან გამოკრისტალება. ნანომასალები შეიძლება დამზადდეს სხვადასხვა ნივთიერების, ნაერთების ან მათი კომბინაციების გამოყენებით. ისინი გვხვდებიან ჩანართების სახით გამტარებში, ნახევარგამტარებში, დიელექტრიკებში, კრისტალურში, ამორფულში და ასე შემდეგ.

V თავი

მასალათა მაგნიტური თვისებები

§ 1. მაგნიტური მასალები

ბუნებაში არსებობს რკინის მადანი (რკინაქვა Fe_3O_4), რომელიც იზიდავს რკინასა და ზოგიერთ სხვა ლითონს. მას ბუნებრივი მაგნიტი ეწოდება. მისი მიზიდვის უნარი მაქსიმალურია მაგნიტის ბოლოებში, ცენტრალური ნაწილისკენ მცირდება და შუაში ნულის ტოლია. 1820 წელს ერსტედმა აღმოაჩინა, რომ მაგნიტურ ველს ქმნის ასევე გამტარში გამავალი დენიც. დენს, რომელიც მიღებულია გამტარში თავისუფალი მუხტების მოძრაობით (გამტარობის დენი), ვუწოდოთ **მაკროსკოპული დენი** (მაკროდენი), ხოლო ატომში ან მოლეკულაში ელექტრონების წრიული მოძრაობით განპირობებულ დენს – **მიკროსკოპული დენი** (მიკროდენი). მახასიათებელია ინდუქციის \vec{B} (SI სისტემაში ერთეულია ტესლა, 1ტლ= ვ.წმ/მ²) ვექტორი, ის შექმნილია ყველა მაკრო- და მიკროდენების მიერ. $\vec{B}_{\text{vak}} = \mu_0 \vec{H}$, სადაც H დაძაბულობაა (SI სისტემაში ერთეულია ა/მ), ხოლო μ_0 პროპორციულობის კოეფიციენტს ვაკუუმის მაგნიტურ შეღწევადობას ან მაგნიტურ მუდმივას უწოდებენ. μ_0 -ს სიდიდეს ადგენენ დენიანი გამტარების ურთიერთქმედების საფუძველზე და იგი ტოლია $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \cdot \frac{v \cdot \omega m}{a \cdot m} = \frac{h n}{m}$; ბუნებაში

არსებული ყველა სხეული გარე მაგნიტურ ველში შეტანისას მაგნიტდება და იწვევს მის ცვლილებას. მაგნიტურ აქტიურ სხეულებს მაგნეტიკებს უწოდებენ. არსებობენ სუსტმაგნიტური (პარამაგნეტიკები და დიამაგნეტიკები) და ძლიერმაგნიტური (ფერიტები, რომლებსაც ნახევარგამტარული თვისებებიც აქვთ და ფერომაგნიტური) სხეულები. $\vec{B} = \mu_0 \vec{H} + \vec{B}'$. \vec{B}' -ს შეიძლება ჰქონდეს \vec{B}_0 -ის გარე მაგნიტური ველის როგორც საწინააღმდეგო (ასუსტებენ გარე მაგნიტურ ველს – დიამაგნეტიკები), ისე თანხვედნილი (აძლიერებენ – პარამაგნეტიკები) მიმართულება. მაგნიტური ველის არარსებობის შემთხვევაში, ეს სხეულები მაგნიტურ თვისებებს არ ამჟღავნებენ. ასევე, ამ სხეულებისთვის \vec{B}' მცირეა \vec{B}_0 -თან შედარებით. პარამაგნეტიკებიდან გამოიყოფა მცირერიცხოვანი ჯგუფი სხეულებისა – ფერომაგნეტიკები, რომელთათვისაც $\vec{B}' \gg \vec{B}_0$ (მაგ., რკინისთვის), რაც ამ სხეულების შეტანისას მაგნიტურ ველში იწვევს ველის მკვეთრ ზრდას. სხეულის მაგნიტური თვისებების დასახასიათებლად შემოღებულია დამაგნიტების ვექტორი. დამაგნიტების ვექტორი ეწოდება მაგნეტიკის ერთეულ მოცულობაში მოთავსებულ მოლეკულათა მაგნიტური მომენტების ჯამს ანუ ის ახასიათებს სხეულში არსებული მიკროდენების მიერ შექმნილ მაგნიტურ ველს:

$$\vec{P} = \frac{\sum_{i=1}^N \vec{P}_{mi}}{\Delta V}, \quad \text{სადაც } \vec{P}_{mi}, \quad i - \text{ური მოლეკულის მაგნ. მომენტი (ერთეულია ა/მ}^2\text{), ხოლო}$$

N მოლეკულების რიცხვი ΔV მოცულობაში.

§ 2. ელექტრონების და ატომების მაგნიტური მომენტი

როგორც ზემოთაც გვქონდა აღნიშნული, ატომი შედგება დადებითი ატომბირთვისა და მის ირგვლივ დიდი სიჩქარით მბრუნავი ელექტრონებისაგან. ელექტრონების მოძრაობა ტოლფასია წრიულ დენიანი კონტურისა, რომელიც ქმნის ორბიტალურ მაგნიტურ მომენტს. მართლაც, თუ m მასისა და e მუხტის მქონე ელექტრონის ბრუნვა დადებითი ბირთვის გარშემო განაპირობებს წრიულ დენს, მაშინ მას აქვს ორბიტალური მაგნიტური მომენტი $p_0 = IS$, სადაც I დენის ძალაა, S - ორბიტის ფართობი. თავის მხრივ, $I = e\nu$, სადაც $\nu = \frac{1}{T}$ ბრუნთა რიცხვია ერთ წამში, ხოლო

$S = \pi r^2$ (r - ორბიტის რადიუსი). ელექტრონის წრიული სიჩქარე $v = 2\pi r \nu \rightarrow \nu = \frac{v}{2\pi r}$

და $p_0 = e \frac{v}{2\pi r} \cdot \pi r^2 = \frac{evr}{2}$. მას, ასევე, გააჩნია ორბიტალური მექანიკური მომენტი

($L_0 = m[\vec{r} \cdot \vec{v}] = mrv$ და $p_0 = eL_0 / 2m$, რომლის მიმართულება მაგნიტური მომენტის საპირისპიროა. ამას გარდა, ელექტრონს გააჩნია შესაბამისი სპინური მაგნიტური

$p_s = \frac{eh}{4\pi m}$ და მექანიკური L_s მომენტი). ორბიტალური და სპინური მაგნ. მომენტების

ჯამს ელექტრონის სრული მაგნიტური მომენტი ეწოდება. ანუ ვექტორულად ატომის ან მოლეკულის ყველა ელექტრონის მაგნ. მომენტების ჯამს (ბირთვული მომენტები უგულებელყოფილია) ატომის ან მოლეკულის მაგნიტური მომენტი ეწოდება.

§ 3. პარამაგნეტიზმის, დიამაგნეტიზმის და ფერომაგნეტიზმის ბუნება

ზოგადად, იმისდა მიხედვით თუ როგორია ატომში შემავალი ელექტრონების მაგნიტური მომენტების (როგორც ორბიტალურის, ასევე სპინურის) ორიენტაცია, ატომის მაგნიტური მომენტი იქნება ნულისგან განსხვავებული ან ნულის ტოლი. შესაბამისად, ნივთიერებები იყოფა ორ ჯგუფად:

ა) ატომების (მოლეკულების) მაგნიტური მომენტები ნულისგან განსხვავებულია

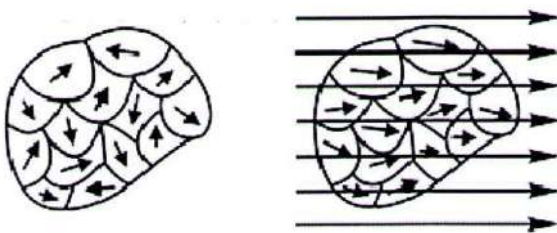
ასეთი ნივთიერებებისთვის, გარე მაგნ. ველის არარსებობის შემ-ში, ეს მომენტები ქაოსურად ორიენტირებულნი არიან და ერთმანეთს აბათილებენ, ამიტომ ნივთიერება (სხეული) მაგნიტურ თვისებებს არ ამჟღავნებს. გარე (მაკროდენის) მაგნიტურ ველში ისინი ისე ორიენტირდებიან, რომ სხეული იძენს მაკრომაგნიტურ მომენტს - იგი მაგნიტდება და ქმნის საკუთარ მაგნიტურ ველს \vec{B}' , რომელიც მიმართულებით ემთხვევა გარე \vec{B}_0 ინდუქციის მიმართულებას და ამლიერებს მას. ასეთ შემთხვევაში სხეული პარამაგნიტურია (ტუტე ლითონები, იშვიათმიწათა ლითონები, გარდამავალ ელემენტთა ჯგუფი (Cr, Mn, Pt), ზოგიერთი აირი (მაგ., ჟანგბადი, ზოგიერთი მარილი და ა.შ.), მათთვის $k_m > 0$ და $\mu > 1$.

ბ) ატომების (მოლეკულების) მაგნიტური მომენტები ნულის ტოლია

ამ დროს ცალკეული ელექტრონების მაგნიტური მომენტები ისე არიან ორიენტირებულნი,

რომ ერთმანეთს აბათილებენ. ასეთი ნივთიერების მაგნ. ველში შეტანისას თითოეულ ელექტრონზე მოქმედებს ლორენცის ძალა, რაც ტოლფასია წრიული დენის წარმოქმნისა, რომლის მიმართულება, ლენცის წესის თანახმად, ისეთია, რომ მისი შესაბამისი მაგნიტური მომენტი ყოველთვის მიმართულია გარე მაგნიტური ველის საწინააღმდეგოდ. ამ დროს, სხეულის საკუთარი მაგნიტური ველის ინდუქცია \vec{B}' , გარე \vec{B}_0 ინდუქციის საპირისპიროა და ამცირებს მას. სხეული დიამაგნიტურია (წყალი, მინა, ფაიფური, ტყვია, ნაშირბადი, გერმანიუმი, სპილენძი, ვერცხლი, ოქრო, თუთია და სხვა). მათთვის $k_m < 0$ და $\mu < 1$. როგორც პარამაგნიტური, ასევე დიამაგნიტური სხეულები მიეკუთვნება სუსტ მაგნ. ნივთიერებათა კლასს. მათთვის $k_m \sim 10^{-4}$ და $|k_m| \sim 10^{-6}$ რიგისაა და $\mu \sim 1$ ანუ $B \sim B_0$, ანუ ამ სხეულებში მაგნ. ველის ინდუქცია უმნიშვნელოდ განსხვავდება ვაკუუმში ინდუქციისაგან. სახელწოდებები “პარამაგნიტური” და “დიამაგნიტური” დაკავშირებულია იმ ცდისეულ ფაქტთან, რომ მაფზე დაკიდებული პარამაგნიტური ნივთიერებისგან დამზადებული ღერო მაგნიტურ ველში დგება ველის გასწვრივ (“პარა” – გასწვრივ), ხოლო დიამაგნიტური მის მართობულად (“დია” – განივად). ზოგადად, პარამაგნიტური ნივთიერებები შეიზიდებიან ძლიერ მაგნიტურ ველში, ხოლო დიამაგნიტური ნივთიერებები პირიქით გამოიზიდებიან. პარამაგნიტური სხეულებიდან გამოიყოფა მცირერიცხოვანი ჯგუფი სხეულებისა, რომელთა მიერ შექმნილი მაგნიტური ველი ასჯერ და ათასჯერ შეიძლება სჭარბობდეს გარე მაგნიტურ ველს. ასეთ სხეულებს ფერომაგნეტიკები ეწოდებათ (რკინა, ნიკელი, კობალტი, ტიტანი, მთელი რიგი შენადნობები და სხვა). მათთვის k_m აღწევს $10^3 - 10^5$ სიდიდეს, ხოლო $\mu \gg 1$ (მაგ., რკინისთვის, $\mu \approx 5000$, პერმალისთვის ($78\% Ni + 22\% Fe$) $\mu \approx 100000$). საერთოდ ფერომაგნეტიზმი თავს იჩენს მხოლოდ კრისტალურ მდგომარეობაში. მათთვის არსებობს განსაკუთრებული ტემპერატურა ე.წ. **კიურის წერტილი** (მაგ. რკინისთვის $770^\circ C$), რომლის ზევითაც ისინი კარგავენ ფერომაგნიტურ თვისებებს და გადაიქცევიან ჩვეულებრივ პარამაგნეტიკად. ფერომაგნეტიზმის ბუნების ასახსნელად ფრანგმა მეცნიერმა ვეისმა წამოაყენა ჰიპოთეზა, რომლის თანახმადაც ყოველი ფერომაგნეტიკი კიურის ტემპერატურაზე დაბლა იყოფა მცირე სიდიდის არეებად ($\approx 10^{-2}$) (დომენებად სურ. 37). როდესაც გარე მაგნ. ველი არა გვაქვს, ამ ცალკეული დომენების მაგნ. მომენტები ორიენტირებულნი არიან ქაოსურად და ერთმანეთს აწონასწორებენ ანუ ჯამური მომენტი ნულის ტოლია. გარე მაგნიტურ ველში ორიენტირდებიან არა ცალკეული ატომების მაგნიტური მომენტები (როგორც პარამაგნეტიკებშია), არამედ სპონტანური დიამაგნიტების მთელი არეები და სხეული ხდება ერთი მთლიანი დომენი (ანუ დომენებს შორის ხდება საზღვრების გადაადგილება, მოცულობის შეცვლა და სხეული მაგნიტდება). მაგნიტური ველის ნულამდე შემცირებისას ფერომაგნეტიკები ინარჩუნებენ ნარჩენ მაგნეტიზმს, რადგან სითბური მოძრაობა არ აძლევს საშუალებას მაგნიტური დომენების სწრაფ დეზორიენტირებას. კიურის ტემპერატურის ზევით დომენების სტრუქტურა ირღვევა. დომენების არსებობა დამტკიცებულ იქნა ექსპერიმენტულად. ასევე ფრენკელისა და ჰაიზენბერგის მიერ დამტკიცებული იქნა, რომ ელექტრონების მხოლოდ სპინური და არა ორბიტული მაგნიტური მომენტები განაპირობებს ფერომაგნეტიზმს.

1. ბარნეტის ცდა-1914 წელს ბარნეტმა ჩაატარა შემდეგი ექსპერიმენტი: აიღო რკინის პატარა ცილინდრი და სწრაფად დაატრიალა საკუთარი ღერძის გარშემო. ცილინდრი დამაგნიტდა. ახსნა-ნივთიერების ატომებს, როგორც უკვე გვქონდა ნათქვამი ზემოთ, გააჩნიათ როგორც მექანიკური, ასევე მაგნიტური მომენტები, ამიტომაც ერთის ცვლილება იწვევს მეორის ცვლილებას. მექანიკური მომენტები ქაოსურადაა ორიენტირებული. ცილინდრის ბრუნვის დროს ისინი ცდილობენ მიიღონ ისეთი ორიენტაცია, რომ მათი მექანიკური მომენტები ცილინდრის ბრუნვის ღერძის პარალელური იყოს, რაც იწვევს მათ მოწესრიგებას, შესაბამისად მოწესრიგდება მაგნიტური მომენტებიც, რის გამოც



ცილინდრი მაგნიტდება (სუსტად), როდესაც ცილინდრი ბრუნავს წუთში 100 ბრუნით ამ დროს შექმნილი მაგ., ველის დამაბულობა 1000-ჯერ ნაკლებია დედამიწის მაგნიტური ველის დამაბულობაზე, ამიტომაც ამ ეფექტს აკვირდებიან ფერომაგნეტიკებზე.

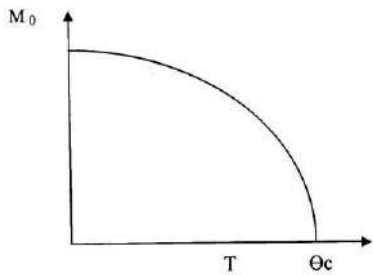
სურ. 32. დომენები ველის გარეშე და ველში

2. აინშტაინ---დე ჰააზის ცდა- რკინის ცილინდრი ჩამოკიდებულია სოლენოიდში კვარცის წვრილ ძაფზე. სოლენოიდში დენის გატარების შემდეგ ღერო შემობრუნდება რაღაც კუთხით. აქაც იგივე მოვლენასთან გვაქვს საქმე. ღეროს დამაგნიტების გამო, ატომების მაგნიტური მომენტები ორიენტირდება გარე მაგნიტური ველის მიმართულებით. თუ მოვიგონებთ ფორმულას $p_0 = eL_0/2m$, ადვილი მისახვედრია რომ, მაგნიტური მომენტების ორიენტაციის ცვლილება აისახება იმპულსის L_0 მომენტებზეც, რაც გამოიწვევს ორიენტაციის ცვლილებას, საპირისპირო მიმართულებით, ჯამური მექანიკური მომენტი კი ნულისაგან განსხვავებული იქნება. იმპულსის მომენტის მუდმივობიდან გამომდინარე, იზოლირებული სისტემის (ღერო და ელექტრონები) მოძრაობის რაოდენობის მომენტი უნდა იყოს მუდმივი, ამიტომაც ღერო შეიძენს იმპულსის L_0 მომენტების მოძრაობის რაოდენობის ჯამურ მომენტს და დაიწყებს ბრუნვას.

§ 4. ტემპერატურის გავლენა მასალათა მაგნიტურ მდგომარეობაზე

ზოგადად, უნდა გვახსოვდეს, რომ მაგნიტური თვისებები ძირითადად განისაზღვრება ელექტრონების სპინური მომენტებით. ოთახის ტემპერატურაზე, სითბური მოძრაობის გამო, მაგნიტური მომენტები ორიენტირებულნი არიან $\chi = \frac{C}{T}$, უწესრიგოდ, ამიტომაც ჯამური მაგნიტური მომენტი ნულის ტოლია. ყველა მაგნიტური ნივთიერება მაგნიტდება გარეგან მაგნიტურ ველში. მაგნიტური თვისებებიდან გამომდინარე, განასხვავებენ სუსტად დამაგნიტებად (დიამაგნეტიკები და პარამაგნეტიკები) და ძლიერ დამაგნიტებად (ფერომაგნეტიკები და ფერიმაგნეტიკები)-ჯგუფებს. დიამაგნეტიკები ესაა ნივთიერებები მაგნიტური განვლადობით $\mu < 1$, რომლის სიდიდე, არაა დამოკიდებული, გარე მაგნიტური ველის დამაბულობაზე. დიამაგნეტიკებს განეკუთვნება ის ნივთიერებები, რომელთა ატომების (მოლეკულების)

მაგნიტური მომენტები ნულის ტოლია, დამმაგნიტებელი ველის არარსებობის დროს.



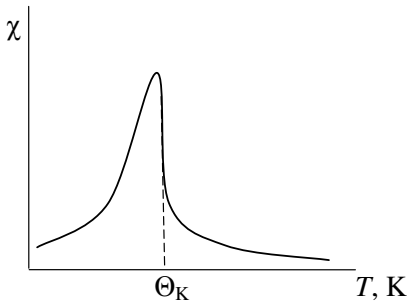
ასეთებია: წყალბადი, ინერტული აირები, ორგანული ნივთიერებების უდიდესი ნაწილი და ზოგიერთი ლითონი (**Cu, Zn, Ag, Au, Hg**), აგრეთვე **Bi, Ga, Sb**. პარამაგნეტიკები-ნივთიერებები მაგნიტური განვლადობით $\mu_r > 1$, რომელიც სუსტი ველისას არაა დამოკიდებული გარეშე მაგნიტური ველის დამაბულობაზე. პარამაგნეტიკებს განეკუთვნებიან ისეთი ნივთი-

სურ. 33. ტემპერატურის გავლენა მაგნიტურ მდგომარეობაზე

რებები, რომელთა ატომების (მოლეკულების) მაგნიტური მომენტები ნულისგან განსხვავებულია. ასეთებია: ჟანგბადი, აზოტის ოქსიდი, მარილები – რკინის, კობალტის, ნიკელის და იშვიათმიწათა ლითონების. ასევე, ტუტე ლითონები, ალუმინი და პლატინა. დიამაგნეტიკებისა და პარამაგნეტიკების მაგნიტური განვლადობა $\mu_r > 1$ ახლოსაა ერთთან, ამიტომაც მათი ტექნიკაში გამოყენება მაგნიტური მასალების თვალსაზრისით, შეზღუდულია. ძლიერმაგნიტური მასალების მაგნიტური განვლადობა გაცილებით მეტია ერთზე $\mu_r \gg 1$ და დამოკიდებულია მაგნიტური ველის დამაბულობაზე. მათ განეკუთვნება რკინა, ნიკელი კობალტი და მათი შენადნები, ასევე ქრომის, გადოლინის მანგანუმის შენადნები და სხვდასხვა შემადგენლობის ფერიტები. განასხვავებენ ნივთიერების აბსოლუტურ და ფარდობით მაგნიტურ განვლადობას, რომელნიც დაკავშირებულნი არიან ფორმულით $\mu_o = 4\pi \cdot 10^{-7}$ გჰ/მ, μ_o მაგნიტური მუდმივაა, $\mu = 4\pi \cdot 10^{-7}$ გჰ/მ, μ -ფარდობითი მაგნიტური განვლადობა (უგანზომილებო სიდიდეა). მაგნიტური თვისებების დასახასიათებლად იყენებენ ფარდობით მაგნიტურ განვლადობას, ხოლო პრაქტიკაში აბსოლუტურს. მას გამოითვლიან ფორმულით $\mu_a = B/H$ გჰ/მ, სადაც H გარე მაგნიტური ველის დამაბულობაა ა/მ, ხოლო B -მაგნეტიკის მაგნიტური ინდუქცია. მაგნიტური თვისებების დასახასიათებლად ფართოდ გამოიყენება აგრეთვე ე.წ. მაგნიტური ამთვისებლობა χ , რომელსაც განზომილება არ გააჩნია. $\mu = 1 + \chi$ მასალების მაგნიტური თვისებები დამოკიდებულია ტემპერატურაზე $\mu = \mu(T)$. მაგნიტური თვისებების ტემპერატურაზე დამოკიდებულების ცვლილებას გამოსახავენ მაგნიტური განვლადობის კოეფიციენტი: $\mu_{TK} = \mu_2 - \mu_1 / \mu_1 \times 1/t_2 - t_1$ 1/გრად. პარამაგნეტიკების მაგნიტური ამთვისებლობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება აღიწერება კიურის კანონით, სადაც C კიურის მუდმივაა.

§ 5. ფერომაგნეტიკების მაგნიტური მახასიათებლები

ფერომაგნეტიკების მაგნიტური თვისებების ტემპერატურაზე დამოკიდებულება, უფრო რთულია და გამოსახება შემდეგი გრაფიკით (სურ.34). ტემპერატურა, რომლის დროსაც მაგნიტური ამთვისებლობა სწრაფად, თითქმის ნულამდე ეცემა, ცნობილია



კიურის ტემპერატურის სახელით-- Θ_K . მასზე უფრო ზედა ტემპერატურაზე ფერომაგნეტიკების დამაგნიტების პროცესი ირღვევა. სითბოს ზეგავლენით, ატომებისა და მოლეკულების მოძრაობის ინტენსიურობის ზრდისას ფერომაგნიტურობა გადადის პარამაგნიტურობაში. რკინისათვის ესაა 768°C , ნიკელისათვის -358°C , კობალტისათვის -1131°C . კიურის, ტემპერატურის ზევით, ფერომაგნეტიკის მაგნიტური ამთვისებლობისთვის, იყენებენ კიური- ვეისის ფორმულას. უფრო სიღრმისეულ-

$$\chi = \frac{C}{T - \Theta_K},$$

სურ.34. ფერომაგნეტიკების ტემპერატურაზე დამოკიდებულების გრაფიკი

ლად ჩვენ ამ მასალას არ შევეხებით, მაგრამ აღვნიშნავთ, რომ ფერომაგნეტიკებისათვის დამახასიათებელია ბევრი სხვა საინტერესო მოვლენებიც (მაგ., მაგნიტური ჰისტერეზისის მოვლენა და სხვა), რომელიც განიხილება ზოგად ფიზიკაში კერძოდ მაგნეტიზმში.

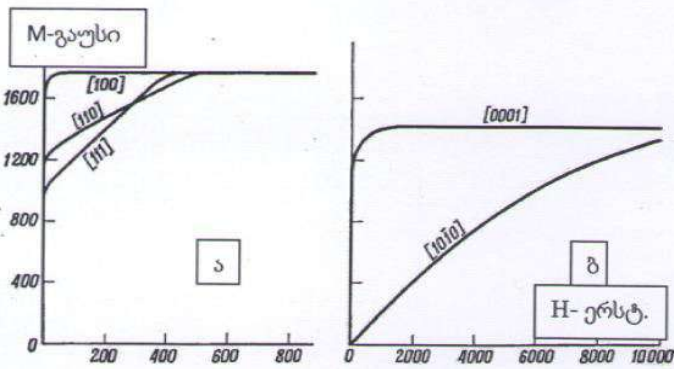
§ 6 . მაგნეტიზმი და მასალის კრისტალოგრაფიულობა. მაგნიტოსტრიქცია. ანიზოტროპიულობის ენერგია

ექსპერიმენტულად დადგინდა, რომ ფერომაგნეტიკები მაგნიტური ველის მიმართ არიან ანიზოტროპიულნი. 35-ე სურათზე ნაჩვენებია რკინისა და კობალტის დამაგნიტების გრაფიკი, სხვადასხვა კრისტალოგრაფიული მიმართულებით. როგორც სურათიდან ჩანს, ფერომაგნეტიკებში არსებობენ ისეთი კრისტალოგრაფიული მიმართულებები, რომელთა გასწვრივ დამაგნიტების გაჯერება ხდება ბევრად უფრო დაბალი მაგნიტური ველის შემთხვევაში, ვიდრე სხვა მიმართულებებით. კრისტალოგრაფიულ მიმართულებებს, რომელთა გასწვრივაც მაგნიტური ველის გაჯერება მიიღწევა დაბალი ველების შემთხვევებში, უწოდებენ „იოლი დამაგნიტების მიმართულებებს“ (იდმ). იმ მიმართულებებს კი, რომელთა გასწვრივაც მაგნიტური ველის გაჯერება მიიღწევა დაბალი ველების შემთხვევაში, უწოდებენ „ძნელი დამაგნიტების მიმართულებებს“ (ძდმ). რკინაში, რომელიც მიეკუთვნება მოცულობა დაცენტრებულ კუბს (მცკ), იდმ ემთხვევა კუბის წიბოს $[100]$, $[010]$ და $[001]$ მიმართულებებს, ხოლო ძდმ- $[110]$, $[111]$ მიმართულებებს. კობალტში კი, რომელიც მიეკუთვნება ჰექსაგონალურ სტრუქტურას, იდმ თანხვედნილია $[0001]$ მიმართულების, ხოლო ძდმ- $[101-0]$ მიმართულებისა. ნიკელისათვის კი, რომელიც მიეკუთვნება წახნაგ-დაცენტრებულ კუბს (წცკ) იდმ თანხვედნილია $[111]$ მიმართულების, ხოლო ძდმ- $[100]$. რაც შეეხება $[110]$ მიმართულებას, ის იკავებს შუალედურ პოზიციას ორივე მიმართულებასა და დამაგნიტების სიძლიერეებს (უფრო ახლოა ძდმ-თან) შორის.

თავისუფალი ენერგიის მინიმუმი, მაგნიტური კრისტალოგრაფიულობის ანიზოტროპიულობისა, მიიღწევა, მაშინ როდესაც დამაგნიტების მიმართულება თანხვედნილია იდმ-ის ღერძისა. იმისათვის, რომ ვექტორი გამოყვანილ იქნეს იდმ მიმართულე-

ბიდან, საჭიროა შესრულდეს გარკვეული მუშაობა, რომელიც გამოიწვევს ნიმუშის მაგნიტოკრისტალური ანიზოტროპიის ენერჯის გაზრდას. კრისტალის ენერჯის სწორედ ის ნაწილი, რომელიც იხარჯება დამაგნიტების ვექტორის ორიენტაციის შესაცვლელად,

კრისტალოგრაფიული ღერძების მიმართ, იწოდება ნიმუშის კრისტალოგრაფიული ანიზოტროპიულობის ენერჯად. დამაგნიტების ენერჯია და ანიზოტროპიის ენერჯია იცვლება ტემპერატურის ზეგავლენით და კიურის წერტილში როგორც ანიზოტროპია, ისე დამაგნიტება ქრება. რადგანაც გაცვლითი ენერჯია დაკავში-



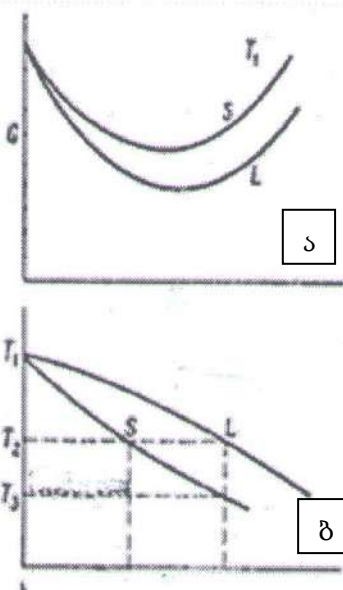
ნახ.35. დამაგნიტების მრუდები სხვადასხვა კრისტალოგრაფიული მიმართულებებით რკინის ა) და კობალტის ბ) მონოკრისტალებში (SI სისტემაში 1გაუსი= 1×10^{-4} ტესლა; 1 ერსეტედი=79,57 ა/მ)

რებულია გისოსის სიმეტრიასთან ზემოთ განხილული სახით, გისოსის დრეკადი დეფორმაცია გამოიწვევს ელექტროსტატიკური ველის კონფიგურაციის შეცვლას. შესაბამისად, ეს გავლენას იქონიებს როგორც დამაგნიტებაზე, ასევე მის სიმეტრიაზე. კრისტალური გისოსის ზომების დრეკადი ცვლილება მაგნიტური ველის გავლენით ცნობილია მაგნიტოსტრუქციის სახელით. მაგნიტოსტრუქცია შეიძლება გამოისახოს მასალის დრეკადი მუდმივებისა და დამაგნიტების ენერჯის თანაფარდობით. აქედან გამომდინარეობს, რომ მასალის დამაგნიტებისას გაცვლითი ენერჯია ზემოქმედებს ატომთა მდგომარეობაზე და, შესაბამისად, ნიმუშის გეომეტრიულ ზომებზე. მაგნიტოსტრუქცია დამოკიდებულია კრისტალში მიმართულებაზე და ფიზიკური მიზეზი ანიზოტროპიის არსებობისა, კლასიკური ფიზიკიდან გამომდინარე, მდგომარეობს ელექტრონთა დიპოლურ, მაგნიტურ ურთიერთქმედებაში.

ანიზოტროპიულობის ენერჯის გასარკვევად წარმოვიდგინოთ, რომ ელექტრონთა მაგნიტური მომენტები-ესაა მაგნიტური დიპოლები, რომლებიც მდებარეობენ გისოსთა კვანძებში. ეს დიპოლები ისეთი კუთხეებით განლაგდება ძირითად კრისტალოგრაფიულ მიმართულებებთან, რომ მათი მაგნიტური ურთიერთქმედების ენერჯია იყოს მინიმალური. ბუნებრივია, მათი ამ მდგომარეობიდან გამოსაყვანად საჭიროა გარკვეული მუშაობის დახარჯვა. მაგალითად, უნდა მოხდეს გარე ველით, გარკვეული კუთხით ზემოქმედება მათ პირვანდელ მიმართულებაზე. თუმცა, უნდა აღვნიშნოთ, რომ ეს მიახლოებითია და უფრო კარგ შედეგს იძლევა ქვანტური ფიზიკა (სპინ ორბიტალური ურთიერთქმედება), რომლის განხილვაც სცილდება ჩვენ თემატიკას.

VI თავი
ფაზური გარდაქმნები
§ 1. ფაზური წონასწორობა

განვიხილოთ წონასწორობის არსებობისათვის მისაღები პირობები ისეთ სისტემისათვის, რომელიც შედგება ორი - თხევადი და მყარი სხეულის შენადნისაგან. განსახილველ ორმაგ შენადნში თხევადი და მყარი ფაზა იმყოფებიან წონასწორობაში, ტემპერატურის მცირე დიაპაზონში ანუ ამ ტემპერატურაზე ხდება როგორც დნობა, ასევე გამყარება (მაგ., 0°C -ზე ხდება წყლის როგორც დნობა ასევე გამყარება). ორმაგი შენადნის სისტემების შემთხვევაში, მოცემული წნევისას ფაზის 1 მოლზე მოსული თავისუფალი ენერგია მთლიანად განისაზღვრება სისტემის შემადგენლობით და ტემპერატურით. გრაფიკულად ის გამოსახულია 36ა სურათზე, რომელზედაც ისინი წონასწორობაში არიან რაღაც T_1 ტემპერატურაზე. თხევადისათვის თავისუფალი ენერგიის სიდიდე უფრო ქვევითაა, ვიდრე მყარისათვის კომპონენტების ნებისმიერი თანაფარდობისას A და B შენადნებში, გამონაკლისია სუფთა ნივთიერება A. ტემპერატურის დაწვევისას T_2 -მდე



მრუდები მიიღებენ 36, ა სურათზე, გამოსახულ სახეს. A -სუფთა კომპონენტის მყარ ფაზას აქვს უფრო დაბალი თავისუფალი ენერგია, ვიდრე A- თხევად ფაზას. სურათ 36, ბ-ზე გამოსახულია გრაფიკი, რომელიც გვიჩვენებს მოყვანილი მსჯელობის ჯამურ შედეგებს და ასევე ანალოგიურ მრუდებს, შუალედურ ტემპერატურაზე T_1 -სა და T_2 ინტერვალში. მას მდგომარეობის დიაგრამას უწოდებენ. ის გვიჩვენებს, რომ T_1 ტემპერატურის ზემოთ ნებისმიერი შემადგენლობის შენადნი, იქნება წონასწორულ - თხევად მდგომარეობაში. ხოლო T_2 ტემპერატურის ქვემოთ მყარი ხსნარის წილი იზრდება მანამდე, სანამ იგი მთლიანად არ გამყარდება (T_3 -ტემპერატურაზე). ლითონთმცოდნეისათვის, მდგომარეობის დიაგრამის გამოყენება ძალიან მნიშვნელოვანია. პრაქტიკაში

სურ.36. ა) ბ) მდგომარეობის დიაგრამა

დიაგრამის აგება გაცილებით მარტივია, რადგან მას ექსპერიმენტული შედეგების მიხედვით აგებენ და არა თითოეული ფაზისა და მისი შემადგენლობის თავისუფალი ენერგიის გამოთვლების საშუალებით. მაგრამ, ის ვინც ფიზიკური მასალათმცოდნეობის შესწავლას გადაწყვეტს, მოუწევს $G-T$ დიაგრამის ანალიზი და მისი აგების შესწავლა. თუმცა, ახლა კომპიუტერული მოდელირებით და ახალი პროგრამების გამოყენებით ეს პრობლემა ბევრად ადვილი გადასაწყვეტია. მით უმეტეს, რომ არის სამ, ოთხ და უფრო მაღალკომპონენტის სისტემებიც. ფაზური შემადგენლობის ნებისმიერი ცვლილება უნდა იყოს "თვითნებური პროცესი", რომელსაც მივყავართ სამყაროს ენტროპიის ზრდი-

საკენ ისეთნაირად, რომ იგი უნდა იწვევდეს ჩაკეტილ სისტემაში თერმოდინამიკური ფუნქციების შესაბამის ცვლილებებს. თუ გარე პირობები ისეთია, რომ სისტემა წონასწორობაშია, მაშინ ფუნქციის ცვლილებას უწოდებენ რეაქციის “მამოძრავებელ ძალას”. მუდმივი წნევისა და ტემპერატურის პირობებში თუ სისტემის მდგომარეობა შენარჩუნებულია, მაშინ მამოძრავებელ ძალას წარმოადგენს გიბსის შედეგი (ჯამური), თავისუფალი ენერჯის შემცირება.

§ 2. საწყისი მდგომარეობის მდგრადობა

რეაქციის მამოძრავებელი ძალა განისაზღვრება იმ თერმოდინამიკური პარამეტრებით, რომელიც შეესაბამება განსახილველი ფაზების დიდ არეებს. მაგრამ გარდაქმნის ტიპი ძლიერაა დამოკიდებული სისტემის მდგომარეობის მცირე გადახრებზეც კი მისი საწყისი (პირვანდელი) მდგომარეობიდან. თუ სისტემა არასტაბილურია, მაშინ ყველა შესაძლო ფლუქტუაციას მივყავართ თავისუფალი ენერჯის ზრდამდე. თუ ნებისმიერი მცირე ფლუქტუაციები იწვევენ სისტემის თავისუფალი ენერჯის შემცირებას, მაშინ საწყისი მდგომარეობა არამდგრადია. შესაძლოა ხდებოდეს ისეთი შემთხვევებიც, როდესაც ბარიერად გვევლინება ატომთა მიგრაციის ან დიფუზიის შეზღუდვა. ასეთი სისტემებიც წარმოადგენენ არასტაბილურ სისტემებს, თუმცა გარდაქმნა მათშიც გარკვეული სიჩქარით მიმდინარეობს. გიბსი განასხვავებს ფლუქტუაციებს, რომელიც იწვევს ატომთა დიდ გადაჯგუფებებს მცირე მოცულობებში იმ ფლუქტუაციებისაგან, რომელიც იწვევს მცირე გადაჯგუფებებს დიდ მოცულობებში. ჩანასახის წარმოქმნის კლასიკურ თეორიაში, როგორც წესი, განიხილავენ ამ ტიპებიდან პირველს. მიაჩნიათ, რომ ნებისმიერი სისტემა მცირე მოცულობებში უფრო მდგრადია ასეთი ფლუქტუაციების მიმართ (უფრო ვრცლად ამის შესახებ იხ. კანის ფიზ. მასალათმცოდნეობა, ტ.2). სისტემაში, რომელიც არაა წონასწორულ მდგომარეობაში, შესაძლოა ერთდროულად მიმდინარეობდეს ფაზური გარდაქმნების მრავალი, ურთიერთ-კონკურენტული, თვითნებური პროცესები. შესაბამისი ცვლილებები დამოკიდებული იქნება მიმდინარე ფაზური რეაქციების სისწრაფეზე. მაგრამ, რეაქციათა სისწრაფე სუსტადაა დამოკიდებული მამოძრავებელი ძალის სიდიდეზე, ამიტომ სულაც არ უნდა ველოდოთ, რომ უპირატესად წონასწორული ფაზებს მივიღებთ. წონასწორული ფაზების საბოლოო ჩამოყალიბებას შესაძლოა წინ უსწრებდეს მრავალი რთული ცვლილება, რის შემდეგაც არე, რომელმაც განიცადა გარდაქმნა, იზრდება მისსავე მიმდებარედ არსებულ გარემოში. ასეთია მიდგომა წარმონაქმნთა კლასიკურ თეორიაში, რომელიც, როგორც წესი, ხდება დეფექტებზე, მარცვლის საზღვრებზე, წყობის დეფექტებზე, დისლოკაციებზე და სხვა. ასეთ შემთხვევაში საჭიროა მივიღოთ რაღაც კრიტიკული ზომის წარმონაქმნი, რომლის შემდეგაც პროცესი აღარ შეჩერდება.

§ 3. დიფუზური, სტაბილური და არასტაბილური ფაზები.

ზოგჯერ, საზღვარი ძირითად და ახალ ფაზას შორის არაა მკვეთრად გამოხატული. მაშინ, ამბობენ რომ გვაქვს, **დიფუზური** (არა დიფუზიური, არამედ-დიფუზური)

არამკვეთრად გამოხატული საზღვარი. ხშირად, ასეთი პროცესები –ტიპები არაა მკვეთრად გამოხატული და განსხვავებული. შესაძლოა მეორე ტიპმა იმპლავროს ან მოხდეს მოწესრიგება-უწესრიგობა (განწესრიგება). ასეთ დროს შესაძლოა ფაზური გარდაქმნა ძალიან სწრაფად განვითარდეს მთელ მოცულობაში; ამ შემთხვევაში ამბობენ, რომ პროცესი არაა კონტროლირებადი. შესაძლებელია ასევე, რომ რამდენიმე ტიპის ფაზური გარდაქმნა დაიწყოს თითქმის ერთდროულად. განასხვავებენ წარმონაქმნის ჩასახვის სიჩქარეს და წარმონაქმნის ზრდის სიჩქარეს. მათ ასახსნელად არსებობს მთელი რიგი თეორიებისა, რომელთაგან ჩვენ აქ არ შევხებით. ამ დროს მიღებულ ფაზათა უმრავლესობა, როგორც წესი, დიდხანს ვერ ინარჩუნებს სტრუქტურას და ამიტომაც მათ უწოდებენ არსტაბილურ ფაზებს. ზოგადად, ეს პროცესი, როგორც უკვე აღვნიშნეთ ზემოთ, დამოკიდებულია ტემპერატურაზე და დროზე. ეს კი იმის მაჩვენებელია, რომ ტემპერატურა როგორი დაბალიც არ უნდა იყოს ის, დრო მაინც თავისას გაიტანს და მასალა გადავა არასტაბილურიდან სტაბილურ მდგომარეობაში.

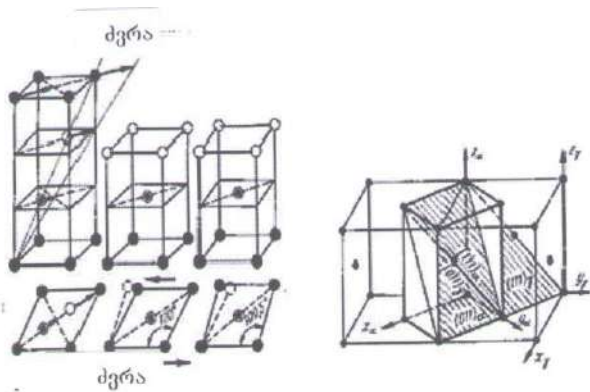
§ 4. პოლიმორფიზმი, ფაზური გარდაქმნის ერთ-ერთი ტიპი

სისტემის ფაზური შემადგენლობის ნებისმიერი ცვლილება უნდა იყოს თვითნებური პროცესი, რომელსაც მიყვავართ სამყაროს ენტროპიის გაზრდისკენ და ჩაკეტილი სისტემისთვის განხილული თერმოდინამიკური პარამეტრების შესაბამისი ცვლილებებისკენ. რეაქციის მამოძრავებელი ძალა განისაზღვრება თერმოდინამიკური პარამეტრებით, რომლებიც განსახილველი ფაზის დიდ არეებს შეესაბამება. მაგრამ, გარდაქმნის წესი ძლიერაა დამოკიდებული სისტემის მდგომარეობის ცალკეულ უმნიშვნელო გადახრებზე, სისტემის საწყისი მდგომარეობიდან. თუ სისტემა მეტასტაბილურია (არასტაბილური), მაშინ ყველა შესაძლო ფლუქტუაციას შეუძლია გამოიწვიოს თავისუფალი ენერჯის გაზრდა, ე.ი. საწყისი მდგომარეობა არამდგრადია. არამდგრადობა შეიძლება შენარჩუნდეს ცოტა ხნით, თუ გვხვდება რაიმე ისეთი ბარიერი, რომელიც ხელს უშლის ფაზურ გარდაქმნას. ეს შეიძლება იყოს ატომების მიგრაციის ან დიფუზიის ხელშემშლელი ბარიერი. ასეთი სისტემებიც განეკუთვნება მეტასტაბილურს. გიბსმა ჩაატარა ანალიზი სხვადასხვა რაოდენობის ატომების გადანაწილებაზე სხვადასხვა მოცულობაში. ამ ექსპერიმენტმა ის მიიყვანა დასკვნამდე, რომ ფაზური გარდაქმნების დიდი ნაწილი იწყება ფიზიკურად განსხვავებული ცენტრების ჩასახვით (წარმოქმნით), რის შემდეგაც ის ჩანასახები, რომლებმაც განიცადეს გარდაქმნა, იზრდებიან იმავე არეში. შესაბამისი რეაქცია არის ჰეტეროგენული იმ თვალსაზრისით, რომ გარდაქმნის დროს სისტემაში არსებობენ ერთგვაროვნების წყვეტის არეები (მაკროსკოპული ზედაპირები), მიუხედავად იმისა, რომ როგორც საწყისი, ისე საბოლოო მდგომარეობა ერთფაზიანია. როგორც წესი, მიიჩნევენ, რომ სტაბილური ჩანასახები (ცენტრები) შეიძლება კრისტალის შიგნითაც წარმოიქმნას. მაგრამ, ხშირ შემთხვევაში, ისინი წარმოიქმნებიან მარცვლების, კრისტალების, ორეულების, წყობის დეფექტების საზღვრებზე, დისლოკაციებზე და სხვა. გარდა ამისა, შეიძლება რომ საწყის მდგომარეობაში ანუ თავიდანვე იყოს ჩანასახი არამდგრადი (ქვეკრიტიკული ემბრიონი). მაგრამ, როგორც კი შეიქმნება შესაბამისი პირობები (მაგ. ტემპერატურის მყისი ცვლილება), ის იქცევა ზეკრიტიკულად. ჩანასახის

ასეთ წარმოქმნას უწოდებენ **ათერმულს**, განსხვავებით თერმულად გააქტიურებულისაგან. ასეთი ტიპის გარდაქმნები დამახასიათებელია ნივთიერებათა უდიდესი ნაწილისათვის და ის ცნობილია, როგორც **პოლიმორფული** ფაზური გარდაქმნა. აღვნიშნოთ, რომ პოლიმორფული გარდაქმნის სიჩქარე საკმაოდ დაბალია, ვიდრე ნადნობის (მდნარ მდგომარეობაში არსებული ნივთიერების) კრისტალიზაციის სიჩქარე. მაგრამ, პოლიმორფული გარდაქმნის სიჩქარე ბევრად მაღალია იმ გარდაქმნათა სიჩქარეებზე, რომლებიც მიმდინარეობენ შემადგენლობის ცვლილებით. მათ განხილვას ჩვენ აქ არ შევუდგებით. ზოგიერთ მყარ ხსნარებში გაცივებისას ხდება ძალიან სწრაფი გარდაქმნა, რომლის დროსაც მიიღება იმავე შემადგენლობის ერთფაზიანი სტრუქტურა, რაც ჰქონდა საწყისს. ასეთ გარდაქმნებს უწოდებენ **მასიურ** გარდაქმნებს. ასეთი გარდაქმნები მიმდინარეობს გარკვეული ტემპერატურულ ინტერვალებში და ნაერთებში; სპილენძის ალუმინთან, თუთიასთან, გალიუმთან, გერმანიუმთან და სხვა. ზოგჯერ, მათი თავიდან აცილება შესაძლებელია სწრაფი გადაცივებით. ეს გარდაქმნა თერმულად აქტივირებულია და ამიტომაც მიმდინარეობს სწრაფად. ხშირად, ახლად წარმოქმნილი კრისტალები კვეთენ მაღალტემპერატურულ ფაზას და მათთან არ არიან კრისტალოგომეტრიულად დაკავშირებულნი. თუმცა, წარმოქმნილ კრისტალებზე დაიშორება ბრტყელი გვერდები კრისტალოგრაფიის დაბალი ინდექსებით, რომლებიც ემთხვევიან საწყისი ფაზის ინდექსებს და ხანდახან მარტენსიტის კრისტალების ჰაბიტუსსაც. ზოგჯერ აუცილებელია, ნამზადის მიღების შემდეგ (განსაკუთრებით წრთობის შემდგომ) მისი დაბალ ტემპერატურაზე (200-250 გრადუსი) დაყოვნება გარკვეული დროით, რომლის დროსაც ხდება შინაგანი ძაბვების მოხსნა. ამ ტემპერატურაზე გაადვილებულია დისლოკაციების მოძრაობა, რის გამოც ხდება ძაბვების რელაქსაცია. ეს პროცესი ცნობილია **მოშვების** სახელით ანუ ხდება ნამზადის ძაბვებისაგან გამოთავისუფლება. თუ დაყოვნების დროს გავზრდით, მაშინ დისლოკაციებზე, მარცვლის საზღვრებზე და სხვა სახის დეფექტებზე იწყება კარბიდების გამოყოფა. ეს მოვლენა, ცნობილია, როგორც **დაბერება** ანუ დაბერების პროცესი. ბუნებრივია, რომ ორივე პროცესი ზემოქმედებას ახდენს მასალის სიმტკიცეზე და პლასტიკურობაზე. კონკრეტულად მოშვება ხელს უწყობს პლასტიკურობის ზრდას, დისლოკაციების მოძრაობის გაადვილების გამო. რაც შეეხება დაბერებას, იგი ზრდის სიმტკიცეს კარბიდების გამოყოფის ხარჯზე, მაგრამ ამცირებს პლასტიკურობას.

§ 5. მარტენსიტული ფაზური გარდაქმნა

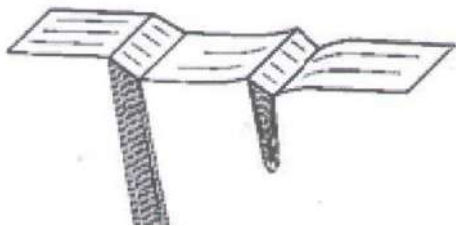
მარტენსიტს უწოდებენ დიდი სიმაგრის მქონე სტრუქტურულ მდგენელს, რომელიც წარმოიქმნება გაცივებისას (აკადემიკოს გ. კურდიუმოვის განმარტებით – მარტენსიტი ესაა ნახშირბადის გადაჯერებული მყარი ხსნარი ალფა – მცკ რკინაში). ასეთი ფაზური გარდაქმნა მიეკუთვნება გარდაქმნას ძვრის მექანიზმით. ამ დროს მიმდინარეობს ატომთა ურთიერთგანლაგება მოწესრიგებულად, თანაც ისე, რომ მეზობელი ატომების ურთიერთწანაცვლების სიდიდე ნაკლებია ატომთაშორის მანძილზე. კრისტალური გისოსის გარდაქმნა მიკროარეში დაიყვანება, მისი უჯრედის დეფრომა-



ციამდე და მარტენსიტული გარდაქმნის ბოლო ფაზა შესაძლებელია განხილულ იქნეს, როგორც საწყისი ფაზის ერთგვაროვანი დეფორმაცია (სურ. 37). დეფორმაციის სიდიდე მცირეა და მერყეობს 1-10 %-მდე. მარტენსიტული გარდაქმნის აუცილებელი პირობაა, რომ სტაბილური ფაზის წარმოქმნა და ზრდა

სურ. 37. წვკ-ის გადასავლა მცკ სტრუქტურაში, მგრის დეფორმაციით

არასტაბილურ ფაზაში მიმდინარეობდეს ისე, რომ შენარჩუნდეს ფაზათა შორის მოწესრიგებული კონტაქტი. მარტენსიტული კრისტალების წარმოქმნა მიმდინარეობს დიდი სიჩქარით და არაა აუცილებელი სითბური ფლუქტუაციები. წარმოქმნილი ფაზის ზემოქმედების გამო, საწყის ფაზაზე ენერგეტიკული ბარიერი საზღვრის გადასანაცვლებლად ბევრად დაბალია, ვიდრე გამყოფი საზღვრისათვის; წონასწორობიდან მცირე გადახრის შემთხვევაშიც კი იგი ქრება და კრისტალი იზრდება ბგერის სიჩქარით, სითბური აქტივაციის გარეშე (გარდაქმნა შესაძლებელია ტემპერატურის აბსოლუტური ნულის მახლობლობაშიც). მარტენსიტის ფირფიტის წარმოქმნა იწვევს გარდაქმნამდე არსებული პოლირეზული ბრტყელი ზედაპირის დამახინჯებას. ამის გამოყენება შესაძლებელია ფორმის გარდაქმნის ექსპერიმენტული დადგენისათვის. ზედაპირი იწყებს შემობრუნებას იმ ხაზის გასწვრივ, რომელიც მიიღება მისი კრისტალის ჰაბიტუსური სიბრტყის გადაკვეთისას.

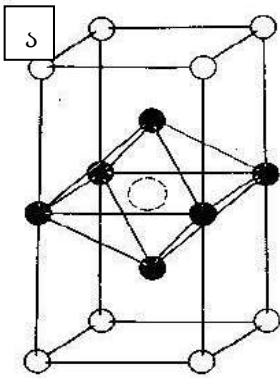


მარტენსიტული გარდაქმნისას γ ფაზა წვკ გისოსი

სურ. 38. ბრტყელი ზედაპირის გამრუდება მარტენსიტული გარდაქმნის გამო

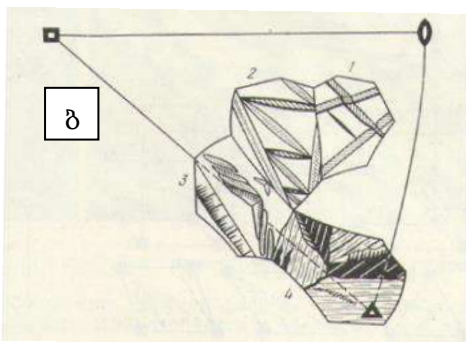
გადადის α ფაზა მცკ გისოსში მგრის მექანიზმით ისე, რომ არ ხდება ნახშირბადის გამოდევნა α რკინიდან. მარტენსიტში გახსნილი ნახშირბადის ატომები მდებარეობენ ოქტაედრულ სივარცლებში (სურ. 19,20). თანამედროვე ელექტრონული თეორიით ითვლება, რომ მარტენსიტის კრისტალური გისოსების ოქტაედრებში მდებარე ნახშირბადი ორი სავალენტო ელექტრონით წარმოქმნის კოვალენტურ კავშირს, უახლოეს ორ რკინის ატომთან. დანარჩენი ორი სავალენტო ელექტრონი კი მონაწილეობას ღებულობს სხვა ატომებთან ლითონურ კავშირებში. მარტენსიტში წარმოქმნილი ეს სამცენტრიანი კოვალენტური კავშირი **Fe-C-Fe** თითქმის ათჯერ ძლიერია ლითონურ კავშირზე. ამავე დროს, კოვალენტური კავშირი ითვლება ძალიან მაგარ (მედეგ) კავშირად და შეუძლიათ დაექვემდებარონ მხოლოდ მცირე დრეკად დეფორმაციებს. სწორედ ამითაა განპირობებული მარტენსიტის მაღალი სიმაგრე და სიმყიფე. აქ, რა თქმა უნდა, გასათვალისწინებელია ასევე გარდაქმნის შემდგომი პროცესები, მათ შორის ყველაზე მნიშვნელოვანი შინაგანი ნარჩენი ძაბვები და დისლოკაციების დიდი სიმკვრივე. არ უნდა

დაგვავიწყდეს აგრეთვე ის გარემოება, რომ მარტენსიტის პლასტიკური დეფორმირება ხდება მის კრისტალებში დეფორმაციული ორეულეების წარმოქმნით, რომელიც იძლევა მათთვის აკომოდაციის კარგ საშუალებას (იხ.სურ. 37). მარტენსიტის ზედაპირი რჩება ისევე ბრტყლად, მაგრამ შემობრუნდება გარკვეული სიბრტყის მიმართ. კერძოდ $(011)_\alpha$ მარტენსიტის სიბრტყე ხდება პარალელური $(111)_\gamma$ აუსტენიტის სიბრტყისა, ხოლო $[11\bar{1}]_\alpha$ მიმართულება პარალელურია $[01\bar{1}]_\gamma$ მიმართულებისა. ეს თანაფარდობა გისოსებს შორის ცნობილია, როგორც კურდიუმოვ-ზაქსის ორენტაციული თანაფარდობა, აღმომჩენი მეცნიერების საპატივსაცემოდ. უნდა აღვნიშნოთ, რომ ეს თანა-



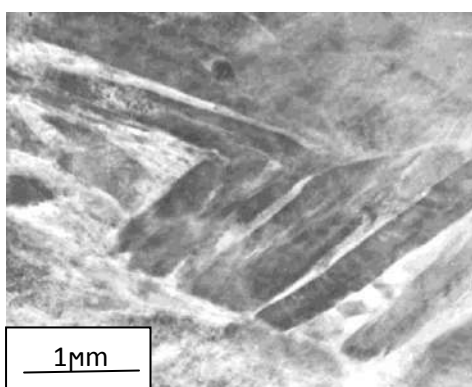
სურ. 39ა. მცკ-ში ნახშირბადის ატომები ოქტაედრებში

ფარდობა მცირედ იცვლება იმისდა მიხედვით, თუ როგორი შედგენილობისაა საწყისი აუსტენიტური ფაზა და რა ტემპერატურაზე წარმოიქმნება მარტენსიტი. შესაბამისად, განსხვავებულია მიღებული კრისტალების შინაგანი სტრუქტურაც და ჰაბიტუსიც. 39,ბ სურათზე, აუსტენიტის წვე გისოსის ზომა ტოლია მიახლოებით 3,55 ანგსტრემისა, ხოლო



სურ. 39 ბ. ჰაბიტუსური სტერეოგრაფიული სამკუთხედი, ყველა შესაძლო მარტენსიტის ტიპის (1-4) პოლუსების განლაგებით და შესაბამისი შინაგანი სტრუქტურის სქემები

მარტენსიტის 2,86-ის. ბუნებრივია, რომ საჭიროა აკომოდაცია. აკომოდაციის განსხვავების შესამცირებლად მატრიცამ უნდა განიცადოს პლასტიკური ან დრეკადი დეფორმაცია, თუ ფირფიტა არ გადის (განჭოლავს) მთელ მონოკრისტალურ ნიმუშს. სწორედ ამიტომ, რომ ასეთი ფაზური გარდაქმნის დროს წარმოიქმნება შინაგანი ძაბვები, რაც იწვევს ნიმუშის გარეგანი ფორმის ცვლილებას, ზოგჯერ კი ბზარწარმოქმნას. მეორე მხრივ, ფორმის ცვლილება ან



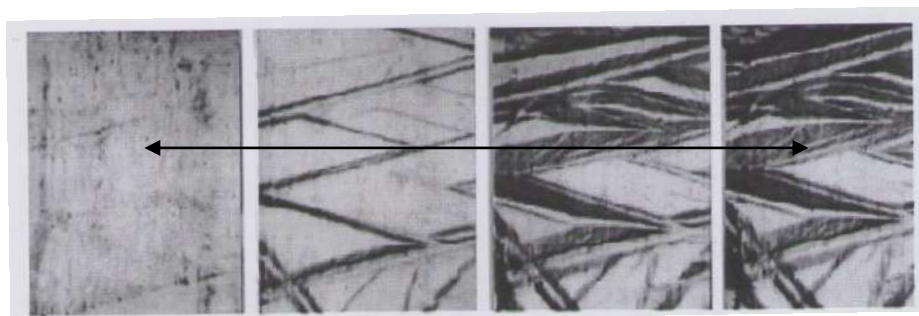
“მახსოვრობის ეფექტი” გამოყენებულია ტექნიკაში რელეებად და უკვე ძრავებიც კია დაპატენტებული, რასაც ცალკე შევხებით.

სურ.40. მარტენსიტის ლარტყების განლაგება პაკეტში (გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია- მცკ-ფოლადი 10X2Γ3M-ავტორი)

§ 6. მახსოვრობის ეფექტი და მისი არსი

მარტენსიტული გარდაქმნა მიმდინარებს როგორც სუფთა ლითონებში, ასევე მყარ ხსნარებში. იგი არის მყარ ხსნარებში მრავალი გარდაქმნების პროტოტიპი. მახსოვრობის ეფექტი აღმოჩენილია სუფთა ლითონებში, შენადნობებში, იონურ, კოვალენტურ და მოლეკულურ კრისტალებში; ყველაზე კარგად კი შენადნობებში რკინის ფუძეზე, რომელშიც დიდი წვლილი მიუძღვის აკად. გ. კურდიუმოვს. დიდი პერსპექტივა აქვს პრაქტიკული გამოყენებისათვის მის ისეთ თვისებას, როგორცაა ფორმის დიდი ცვლილება შებრუნებული გარდაქმნისას. მაგალითად, ზედრეკადი მასალების დასამზადებლად, რომელთაც აქვთ უნარი აღიდგინონ პირველადი ფორმა გახურებისას, პლასტიკური დეფორმაციის შემდეგ ე.წ. "მეხსიერების ეფექტი", ასევე ზეგამტარული თვისებების

გამომჟღავნება მარტენსიტული გარდაქმნისას ზოგიერთ ლითონებში. ბოლო წლებში ეს მოვლენები გახდა საინტერესო და გამოვლენილია რიგი შენადნობებისა (თითბერი,



სურ.41. TiNi -ში წარმოქმნილი მარტენსიტის კრისტალები

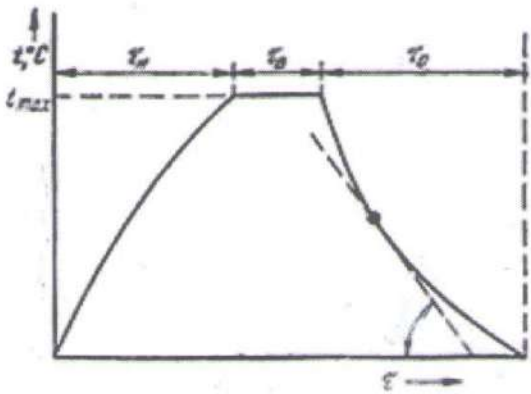
(TiNi, ბრინჯაო რთული შედგენილობებით), რომლებშიც პლასტიკურობის ელემენტარული გამოვლინება მიმდინარეობს შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნისას. 41-ე სურათზე ნაჩვენებია ტიტანის ნიკელიდში (TiNi) წარმოქმნილი მარტენსიტის კრისტალები, ნელი გაცივებისას მარცხნიდან მარჯვნივ. გახურებისას დაიშორება იგივე სურათი, მაჯვნიდან მარცხნივ, დრეკადი ორეულების წრმოქმნით. ამ შენადნობში შესაძლებელია სრული პირდაპირი და შებრუნებული გარდაქმნა. უკვე დამზადებულია ასევე მარტენსიტული გარდაქმნის პრინციპზე მომუშავე ძრავებიც, სხვათა შორის ქართველი მკვლევრების მიერაც, რომელიც უკვე საქართველოშიცაა დაპატენტებული.

VII თავი

ტემპერატურის გავლენა ლითონთა მდგომარეობაზე

§ 1. ტემპერატურის გავლენა ლითონთა ფაზურ მდგომარეობაზე

განასხვავებენ ლითონების ტექნოლოგიის სამ ძირითად სახეს: **მეტალურგიულს**, **მექანიკურს** და **თერმულს**. **მეტალურგიული** - ესაა საჭირო შემადგენლობის ლითონის მიღება; **მექანიკური**-მივიღოთ საჭირო ფორმის ნამზადი; **თერმული**-მივიღოთ საჭირო თვისებები. **თერმული დამუშავების** მიზანია, გარკვეულ ტემპერატურამდე გახურებით და შემდგომი გაცივებით, მოვახდინოთ საჭირო ცვლილება ლითონის აგებულებაში.



თერმული დამუშავების ძირითადი ფაქტორებია ტემპერატურა და დრო. ამიტომაც, ნებისმიერი თერმული დამუშავება შესაძლებელია წარმოდგენილ იყოს გრაფიკით-კოორდინატებით t, τ , (სურ. 41). თერმული დამუშავება ხასიათდება პარამეტრებით: გახურების მაქსიმალური ტემპერატურა t_{max} , შენადნის დაყოვნების ტემპერატურა τ_{time} .

სურ. 42 თერმული დამუშავების გარაფიკი t, τ .

გახურების სიჩქარე V_1 და გაცივების სიჩქარე V_2 . თუ გახურება (ან გაცივება) მიმდინარეობს თანაბარი სიჩქარით, მაშინ დახრის კუთხე (ტანგენსი) მუდმივია. არათანაბარი გახურების შემთხვევაში იქნება ტემპერატურის პირველი წარმოებული დროით $V_{real} = dt/d\tau$, V , პრაქტიკაში უფრო გამოყენებადია საშუალო მნიშვნელობები $V_1 = t_{max}/\tau_{time}$ და $V_2 = t_{max}/\tau_{min}$. თერმული დამუშავება შეიძლება იყოს რთულიც და შედგებოდეს რამდენიმე საფეხურისაგან. შენადნის თვისებების ცვლილება, რომლისთვისაც მიმდინარეობს თერმული დამუშავება, უნდა შენარჩუნდეს ხანგრძლივი დროის განმავლობაში, სხვანაირად მის ჩატარებას აზრი არ ექნება. განასხვავებენ თერმული დამუშავების რამდენიმე სახეს:

გამოწვა (პირველი გვარის)- ესაა თერმული ოპერაცია, რომელიც არამდგრად მდგომარეობაშია წინა დამუშავების გამო და ლითონს მიიყვანს უფრო მდგრად მდგომარეობაში.

გამოწვა (მეორე გვარის)- თერმული ოპერაცია, როდესაც ხდება გახურება გარდაქმნის ტემპერატურის ზევით, შემდგომი ნელი გაცივებით იმისათვის, რომ მივიღოთ შენადნის სტრუქტურულად მდგრადი მდგომარეობა.

წრთობა-თერმული ოპერაცია, როდესაც ხდება გახურება გარდაქმნის ტემპერატურის ზევით, შემდგომი სწრაფი გაცივებით, შენადნის არამდგრადი სტრუქტურული მდგომარეობის მისაღებად.

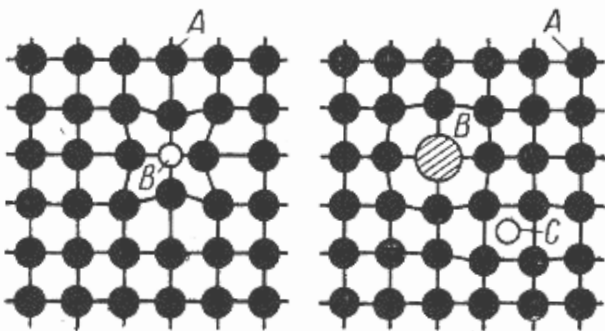
მოშვება- თერმული ოპერაცია, როდესაც ხდება ნაწრთობის გახურება გარდაქმნის ტემპერატურის ქვემოთ, რათა მივიღოთ შენადნის სტრუქტურული მდგრადობა.

ქიმიურ-თერმული დამუშავება- გახურება შესაბამის ქიმიურ რეაგენტებთან ერთად, რათა შევცვალოთ შენადნის შემადგენლობა და სტრუქტურა ზედაპირულ ფენებში.

თერმომექანიკური დამუშავება – დეფორმაცია თერმული დამუშავებით, რომელმაც უნდა შეგვანარჩუნებინოს გარე ზედაპირის განმტკიცება-გადაკრისტალდება (“პერეკრისტალიზაცია”).

§ 2. ლეგირება და მისი მნიშვნელობა. კარბიდები, ნიტრიდები, სპეც. კარბიდები, მათი გავლენა სისალეზე და პლასტიკურობაზე

იმ შემთხვევაში თუ გვაქვს სპეც. ფოლადები, ე.წ. ლეგირებული ფოლადები, რომლის მყარ ხსნარში შეყვანილია ისეთი ელემენტები, როგორებიცაა: *N*, *Nb*, *W*, *Mo*, *W* და სხვა, მაშინ ნახშირბადი მათთანაც შედის რეაქციაში და გვამღვეს ე.წ. სპეც. კარბიდებს, ნიტრიდებს და სხვა ცალკეულ წარმონაქნებს. წარმოქმნილი კარბიდები ცვლიან მასალის მექანიკური თვისებებს, რომელიც ზემოთ განვიხილეთ. **სპეც კარბიდები** -იწვევენ მასალის ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მკვეთრად ზრდას. მაგალითად, საფუძვლიანად იზრდება ფოლადების სისალე, მაგრამ მცირდება პლასტიკურობა.



დღესდღეობით ეს ამოცანები, უკვე წყდება კომპიუტერული მოდელებით და წინასწარაა განსაზღვრული, დაგეგმილი ფოლადის პრაქტიკისათვის აუცილებელი თვისებების ერთობლიობა. აუცილებლად უნდა შევხვით დიფუზიის მოვლენაზე დაფუძნებულ ერთ-ერთ ტექნოლოგიურ მეთოდს, რომელიც ფართოდ გამოიყენება ლითონთა ტექნოლოგიაში ესაა **დამკვლევა**.

სურ. 43. სხვა ტიპის ატომების შეჭრა, ერთი ტიპის ატომებისაგან შემდგარ გისოსში

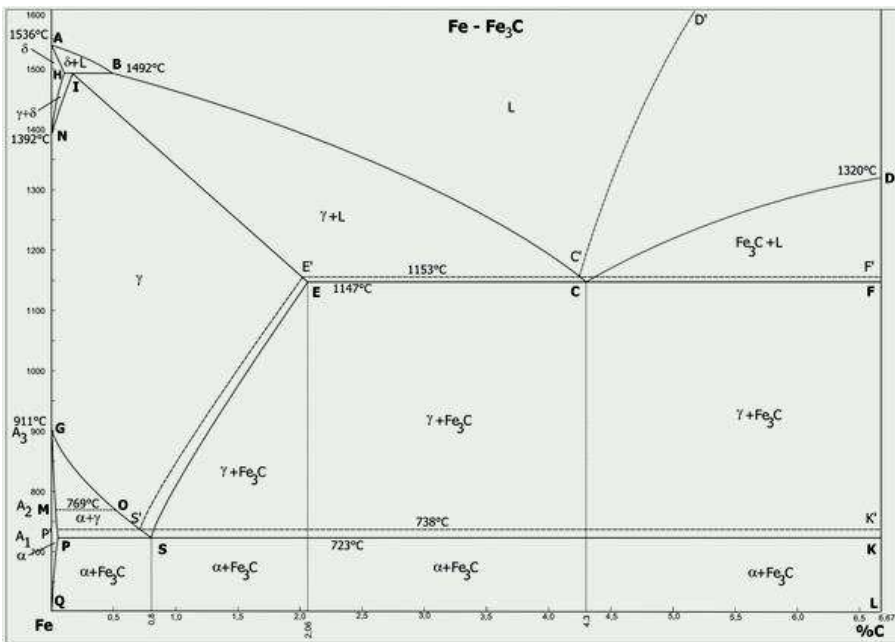
თუ ლითონს მაღალი ტემპერატურიდან უცებ გავაცივებთ ანუ ვაწრობთ, მაშინ მასში იზრდება ვაკანსიების კონცენტრაცია. მათი რიცხვი დროის ექსპონენციალურად მცირდება და აღწევს წონასწორულ მდგომარეობას. თუ ვაკანსიათა ნამეტი კონცენტრაცია, რომელიც მიიღება წრთობისას დიდია, მაშინ მათი უმრავლესობა გამოწვამდე ერთიანდება და მიიღება წყვილები, რომელსაც **დივაკანსიას ემახიან**. აღმოჩნდა, რომ დივაკანსიები დიფუნდირებენ უფრო სწრაფად. ამ მოვლენას იყენებენ განმტკიცებისათვის, სისალის გასაზრდელად. თუ მყარ ხსნარში გვაქვს მალეგირებელი ელემენტები და ნახშირბადი, მაშინ, მაღალი ტემპერატურიდან წრთობის ან სხვა თერმული დამუშავების ხარჯზე, შეგვიძლია დავარეგულიროთ და მივიღოთ განმტკიცების საჭირო სიდიდე, მაგრამ ეს იწვევს პლასტიკურობის სიდიდის შემცირებას. გარკვეული დროის შემდეგ ეს მასალა მაინც დაუბრუნდება მეტ-ნაკლებად სტაბილურ მდგომარეობას. ბირთვული ენერგეტიკის განვითარებისთან ერთად დაიწყო კვლევა ნაერთებში დეფექტების წარმოქმნისა და მათი სხვადასხვა მეთოდით დაფიქსირებისათვის. ცხადია, როდესაც მაღალი ენერგიის ნაწილაკები (ელექტრონები, ნეიტრონები და სხვა) გაივლიან მყარ ნივთიერებას, ბუნებრივია ისინი გამოიწვევენ კრისტალური გისოსის დამახინჯებას. წარმოქმნილი დეფექტების ბუნება დამოკიდებულია ნაწილაკის ტიპსა და ენერგიაზე, თუმცა დეფექტების ნაწილი წარმოადგენს კვანძთაშორის ატომებს და ვაკანსიებს, ე. ი. წერტილოვან დეფექტებს (იხ.

სურ.43) (არსებობს ასევე ციანირება-აზოტისა და ნახშირბადის ერთდროული შეყვანა, ალიტირება-ალუმინის შეყვანა, ქრომირება-ქრომის შეყვანა, სილიცირება-სილიციუმის შეყვანა, ბორირება-ბორის შეყვანა და ასე შემდეგ). სივრცის ნაწილს, რომელსაც იკავებენ ატომები ელემენტარული უჯრედის მოცულობიდან, უწოდებენ წყობის კოეფიციენტს (იხილეთ: მეოთხე თავის § 1).

§ 3. ფოლადის სახეები

არსებობს ფოლადთა ნაირსახეობა, რომლებიც ერთიმეორისაგან, ძირითადად, განსხვავდებიან ქიმიური შემადგენლობით. ფოლადის ტიპი და მისი ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები დამოკიდებულია იმ პარამეტრებზე, რომელიც უკვე წინასწარაა გათვლილი. ამ პარამეტრებს აუცილებელად უნდა აკმაყოფილებდეს ფოლადი, რათა მისგან დამზადებულმა ამ თუ იმ ნაკეთობამ ექსპლუატაციისას არ განიცადოს მწყობრიდან გამოსვლა. განასხვავებენ: კონსტრუქციულ, საიარალო, საბურღი, სპეც. თვისებების ფოლადებს და შენადნებს; კოროზიამდედგი-ქრომიანი, აუსტენიტური ქრომნიკელიანი; ცეცხლგამძლე და ტემპერატურა მედეგი- ფოლადები და შენადნები; განსაკუთრებული ფიზიკური თვისებების მქონე ფოლადები და შენადნები-მაგნიტური ფოლადები და შენადნები, ელექტროტექნიკური- ფოლადები და შენადნები; შენადნები- ტემპერატურის ცვლილებისას, დაბალ ხაზოვანი გაფართოებით; შენადნები-დრეკადი ელემენტებისათვის; შენადნები-მახსოვრობის ეფექტით. გარდა ფოლადებისა, პრაქტიკაში (წარმოებაში) ცხადია გამოიყენება ასევე ფერადი ლითონები და შენადნები ტიტანით და ალუმინით, კომპოზიციური მასალები ალუმინის ფუძეზე; დისპერსიულად-განმტკიცებული კომპოზიციური მასალები და არმირებული კომპოზიციური მასალები. მაგნიუმი და მისი შენადნები; სპილენძი და მისი შენადნები თუთიასთან. ბოლო დროს ფართო გამოყენება

პოვა ასევე ფხვნილებისა-განმიღებულმა მასალებმა და ნაკეთობებმა. ცალკეა ასევე კოროზიული, საყოფაცხოვრებო, სპეცი-ალური, ცეცხლმედეგი, სამშენებლო, ატომური და სხვა ტიპის ფოლადები. თითოეული მათგანი განკუთვნილია წარმოების კონკრეტული არეალისათვის და იშვიათად თუ ხდება ერთი ტიპის ფოლადის მეორეთი შეც-



სურ.44. რკინა ნახშირბადის დიაგრამა

ვლა, თუ შეცვლილს არ გააჩნია უკეთესი პარამეტრები, ვიდრე მანამდე გამოყენებულს გააჩნდა. თითქმის არც ერთი ფოლადი არ გამოიყენება წარმოებაში ე.წ. საწყის ანუ ქარხნიდან გამოშვებულ მდგომარეობაში (არის გამონაკლისებიც, მაგ., სამშენებლო ნამზადი –არმატურა, მილები, სახურავის თუნუქი და სხვა). იმისათვის, რომ შესაძლებელი იყოს ფოლადების გარჩევა და იმის გარკვევა თუ რა ქიმიური შემადგენლობისაა შემოღებულია ე.წ. მარკირება. თითოეული მალეგირებელი ელემენტი აღინიშნება ასოთი: მაგ., H –ნიკელი; X–ქრომი; K–კობალტი; M–მოლიბდენი; F–მანგანუმი; D – სპილენძი; P –ბორი; E–ნიობიუმი; Q–ციროკონიუმი; C–სილიციუმი; B–ვოლფრამი; T–ტიტანი; A–აზოტი; F–ვანადიუმი; H–ალუმინი; Y–იშვიათმიწათა ლითონები; ეს აღნიშვნები ჩვენ შემოგვრჩა წარსულიდან (სსრკ). პირველი ციფრი აღნიშვნაში გვიჩვენებს ნახშირბადის საშუალო შემადგენლობას, პროცენტის მესამე ნაწილებში (მაღალნახშირბადიან ფოლადებში –პროცენტის მეათედ ნაწილებში). ციფრები, რომელიც ასოს შემდეგ მდებარეობენ, გვიჩვენებენ ამ მალეგირებელი ელემენტების მიახლოებით მნიშვნელობას. თუ ელემენტის შემადგენლობა 1%-ზე ნაკლებია, ციფრს არ წერენ, თუ 1%-თან ახლოა წერენ 1-ს, და 2% ახლოს -2-ს. მაგალითად: ფოლადი, რომლის შემადგენლობაა 0,01-0,15% C და 1,3-1,7% Mn აღინიშნება 12F2; ფოლადი შემადგენლობით: 0,28-0,35% C; 0,8-1,1% Cr; 0,9-1,2% Mn; 0,8-1,2% Si –30XFC.

§ 4. ფოლადები და მათი თერმული დამუშავება

პრაქტიკაში, ხშირად გამოიყენება ფოლადების დამუშავება; მიზეზი მდგომარეობს იმაში, რომ ამ დროს ფოლადის თვისებები მნიშვნელოვნად იცვლება. განსაუთრებული მნიშვნელობა ენიჭება მექანიკურ თვისებებს. რა თქმა უნდა, ეს უკანასკნელი გამოიყენება იმ შემთხვევაში, თუ შენადნს გააჩნია აუცილებელი ტექნოლოგიური პლასტიკურობა. ფოლადების თერმული დამუშავების შესწავლისათვის გამოვიყენოთ რკინა-ნახშირბადის დიაგრამის "ფოლადის" უბანი (სურ. 44.). შევთანხმდეთ, რომ ჩვენ ვიხილავთ ფოლადს, რომლის შემადგენლობაში ნახშირბადის ოდენობა არ აღემატება 2,14% -ს. შემოვიტანოთ აღნიშვნები, რომელიც მიღებულია ზოგადად და ეძახიან კრიტიკულ წერტილებს, აღნიშნავენ ასოთი-A. A₁-ქვედა კრიტიკული წერტილი, რომელიც მდებარეობს **PSK** ხაზს ქვევით და შეესაბამება გარდაქმნას აუსტენიტი ↔ პერლიტი. ზედა კრიტიკული **A₃** წერტილი მდებარეობს **GSE** ხაზზე და შეესაბამება ფერიტის დოევტექტიკურ ფოლადებში დნობას ან (სურ.44, 1-2.) მეორეული ცემენტიტისას ზევტექტიკურში. იმისათვის, რომ განასხვავონ კრიტიკული წერტილები გახურებისას და გაცივებისას, ინდექსად უწერენ c-ს და r –ს. შესაბამისად აუსტენიტის პერლიტში გადასვლის წერტილი აღინიშნება **Ar₁**, ხოლო პერლიტისა აუსტენიტში - **Ac₁**. დაწვრილებით ამის შესახებ შესაძლე ბელია ინახოს ლიტერატურაში (მითითებული წიგნის ბოლოს). ზოგადად, განასხვავებენ თერმული დამუშავების შემდეგ სახეებს:

გამოწვა-ფაზური გადაკრისტალეზა, შენადნის გახურება **Ac₃**-ის ზემოთ, შემდგომი ნელი გაცივებით. თუ გავახურებთ **Ac₁**-ის ზემოთ, მაგრამ **Ac₃**-ის ქვემოთ, ასეთ შემთხვევაში სრული გადაკრისტალეზა არ მიმდინარებს. ასეთ თერმულ დამუშავებას უწოდებენ არასრულ გამოწვას. გამოწვის დროს ხდება ფოლადის სტრუქტურული წონას-

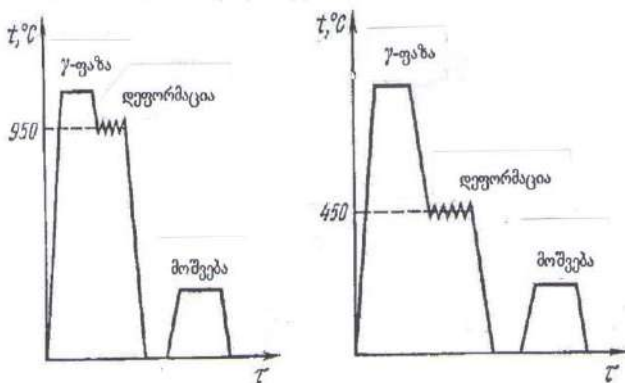
წრობის მიღწევა და ვლებულობით: პერლიტი+ფერიტი, პერლიტი ან პერლიტი-ცემენტიტი. თუ Ac_3 -ს ზემოთ გახურების შემდეგ ხდება გაცივება ჰაერზე, ეს იქნება პრაქტიკულად გადახრა სტრუქტურულად წონასწორული მდებარეობიდან. ასეთ თერმულ დამუშავებას უწოდებენ ნორმალიზაციას.

წრობა - გახურება Ac_3 -ს ზემოთ შემდგომი სწრაფი გაცივებით. ნელი გაცივებით აუსტენიტი იშლება ფერიტად+ ცემენტიტად Ar_1 -ის დროს. გაცივების სიჩქარის გაზრდით გარდაქმნა მიმდინარეობს უფრო დაბალ ტემპერატურებზე. ფერიტ-ცემენტიტის ნარევი ხდება უფრო წვრილდისპერსიული და მაგარი. თუ მივალწიეთ იმას, რომ მყარი ხსნარის დაშლა არ მოხდა, მაშინ აუსტენიტი (γ -მყარი ხსნარი) გარდაიქმნება მარტენსიტად (ნახშირბადის გადაჯერებული მყარი ხსნარი α -რკინაში). განმტკიცების ძველი მეთოდებით მიიღებოდა ბულატი, ხორასანი -მრავალჯერადი ჭედვა.

მოშვება- ნაწრობი ფოლადის გახურება Ac_1 -ის ქვემოთ. ზოგჯერ აუცილებელია ნაშხადის მიღების შემდეგ (განსაკუთრებით წრობის შემდგომ) მისი დაბალ ტემპერატურაზე ($200-250^{\circ}C$) დაყოვნება გარკვეული დროით, რომლის დროსაც ხდება შინაგანი ძაბვების მოხსნა. ამ ტემპერატურაზე გაადვილებულია დისლოკაციების მოძრაობა, რის გამოც ხდება ძაბვების რელაქსაცია. ეს პროცესი ცნობილია მოშვების სახელით ანუ ხდება ნაშხადის ძაბვებისაგან გათავისუფლება.

§ 5. ფოლადების თერმომექანიკური დამუშავება

თერმომექანიკური დამუშავება – გახურება აუსტენიტურ მდგომარეობამდე მისაყვანად, მისი დეფორმირება-შემდგომი გაცივებით, დეფორმირებული აუსტენიტის გარდაქმნით. განასხვავებენ **მაღალტემპერატურულ თერმომექანიკურ დამუშავებას**



სურ. 45. თერმომექანიკური დამუშავების გრაფიკები

ვებას და დაბალტემპერატურულს (სურ.45). ასეთი დამუშავების არსი მდგომარეობს იმაში, რომ წინასწარ-დეფორმირებული აუსტენიტის მარცვლებში წარმოიქმნება მარტენსიტის ფირფიტები. აუსტენიტის მარცვლების დანაწევრებით წარმოიქმნება ე.წ. მოზაიკური (ბლოკისებრი) სტრუქტურა, რომელიც ფიქსირდება წრობისას. $200^{\circ}C$ - ზე მოშვებისას წარმოიქმნება ნახშირბადის დისპერსიული კარბიდები. ამ დროს ფოლადის სიმტკიცე უმჯობესდება თითქმის 40%-ით. უკეთეს შედეგს იძლევა დაბალტემპერატურული თერმო მექანიკური დამუშავება, მაგრამ მისი გამოყენება რთულია და მოითხოვს აუსტენიტის მდგრადობას დროის ფართო სპექტრში (მისი რეკრისტალიზაციის ტემპერატურის ქვემოთ). მას გამოიყენებენ ზამზარების, რესორების და სხვა ნაკეთობების დასამზადებლად. ზოგადად, ლითონის მექანიკური ანუ პლასტიკური დამუშავება რომ აუმჯობესებს მის ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებს, დიდი

ხანია ცნობილია. თუ მოვიგონებთ, ისტორიულად ჩვენი წინაპრები ჭედდნენ ხმლებს და ხანჯლებს, რომელიც ბულატის სახელით არის ცნობილი, აღმოსავლეთში კი ცნობილია ხორასანი. ეს მექანიზმი ევროპაში ეხლაც გამოიყენება, სპეციალური დანების დასამზადებლად და მათი ღირებულება 10 000-15 000 დოლარამდე მერყეობს. ზედაპირული განმტკიცების თანამედროვე ეფექტური მეთოდია ნამტვრევების ნაკადით დამუშავება, რომელიც იძლევა საშუალებას ფოლადის ნაკეთობები დავამუშავოთ 0,7 მმ სიღრმემდე. ამ დროს ხდება ნაკეთობის ზედაპირული განმტკიცება. ფოლადის ან თუჯის 0,5-1,5 მმ ნამტვრევებს (ან ბურთულებს) სპეციალური საქმენის საშუალებით ნაკადის სახით მიმართავენ ნაკეთობისაკენ. მათი დარტყმები იწვევენ ზედაპირის პლასტიკურ დეფორმაციას, რის გამოც მისი ზედაპირი ხდება უფრო მაგარი, ვიდრე შიდა ნაწილი. ზედაპირზე წარმოიქმნება კუმშვის ნარჩენი ძაბვები, რის გამოც მისი დადლილობითი სიმტკიცე იზრდება. თუ ზედაპირზე არსებობს ნარჩენი აუსტენიტი, ხდება მისი ფაზური გარდაქმნა დეფორმაციულ მარტენსიტად, რაც დამატებით იწვევს ნამზადის სიმაგრისა და ცვეთამდეგობის ზრდას. ასეთნაირად ამუშავებენ რესორებს, ზამბარებს, კბილანებს, ცილინდრებს და სხვა.

გორგოლაჭებიანი დამუშავება- იძლევა საშუალებას მოხდეს ზედაპირის დამუშავება 15 მმ-მდე სიღრმის ფენაში. ამისათვის გამოიყენება სპეციალური დანადგარები. იყენებენ ღერძების კიდურა ნაწილების, რკინიგზის ღერძების, მრუდმხარა ღერძების და სხვა ნაკეთობათა დასამზადებლად.

ზედაპირული წრთობა მაღალი სიხშირის დენებით. ამ დროს, მაგნიტური ნაკადი, რომელიც გადის გამტარში - ინდუქტორში მოთავსებულ ნამზადში წარმოქმნის ცვლად ინდუქციურ დენს. ინდუქტორის ფორმა უნდა შეესაბამებოდეს ნაკეთობის ფორმას. ნამზადის გახურების სიჩქარე დამოკიდებულია გამოყოფილი სითბოს რაოდენობაზე $Q=kI^2Rt$. როგორც ვიცით, დენის სიმკვრივე ზედაპირზე მეტია (რადგანაც მუხტი ნაწილდება გარე ზედაპირზე), ამიტომაც სითბოს ძირითადი ნაწილის გამოყოფა მოხდება გარე ზედაპირზე. რაც შეეხება ლითონში შეღწევის სიღრმეს, ის დამოკიდებულია გასახურებელი ნიმუშის თვისებებზე და უკუპროპორციულია კვადრატული ფესვისა სიხშირიდან. რაც მეტია დენის სიხშირე, მით უფრო თხელი გამოდის ნაწრთობი ზედაპირი. იყენებენ 500-15 000 ჰერცამდე სიხშირის მქონე სამანქანო გენერატორებსა და ლამფურ გენერატორებს 10^6 ჰც სიხშირით. პირველ შემთხვევაში ნაწრთობის სისქე 2-10 მმ-ია, ხოლო მეორე შემთხვევაში - მილიმეტრის მეათედიდან 2 მმ-მდე.

VIII თავი

მესრის დეფექტები

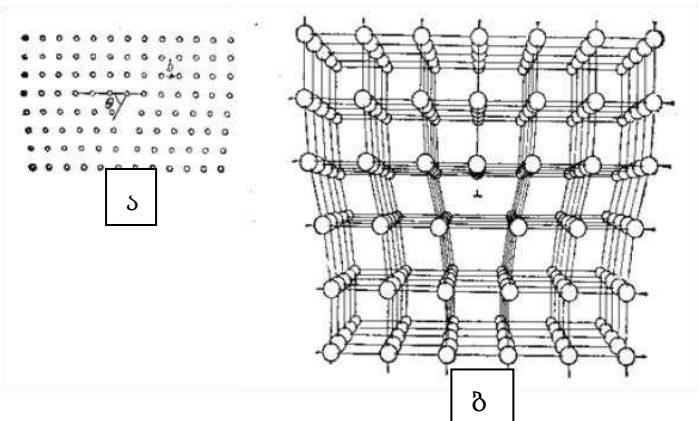
§ 1. მესრის დეფექტები: წერტილოვანი დეფექტები და მათი თვისებები

წერტილოვანი დეფექტები. ტერმინი წერტილოვანი დეფექტები მოიცავს ორი სახის დეფექტებს: ვაკანსიებს და კვანძთაშორის ატომებს. ლითონურ კრისტალებში მხოლოდ ასეთ დეფექტებს და ვაკანსიებს შეუძლიათ იყვნენ სითბურ წონასწორობაში. აღიარებული თეორიების თანახმად, ვაკანსიები დიდ როლს ასრულებენ დიფუზიურ პრო-

ცესებში, ასევე დაბერებაში, მეორეული ფაზების-გამონაყოფების წარმოქმნაში და დამახინჯებული კრისტალების გამოწვაში. იმისათვის, რომ მიიღონ წერტილოვანი დეფექტების საკმარისი კონცენტრაცია, მიმართავენ შემდეგ ძირითად მეთოდებს: 1. დაბომბვა ბირთვული ნაწილაკებით; 2. წრთობა მაღალი ტემპერატურიდან; 3. პლასტი - კური დეფორმაცია სხვადასხვა პირობებში; 4. ისეთი შენადნების შექმნა, რომელიც გადახრილია სტექიომეტრიული წონასწორობიდან და 5. თხელი ფირების დაფენა ცივ საფენზე (ზედაპირზე) ვაკუუმური აორთქლებით.

წერტილოვანი დეფექტების ძირითადი თვისებები

ერთ-ერთი ძირითადი პრობლემა არის კრისტალური გისოსის დამახინჯება წერტილოვანი დეფექტების გარშემო. კრისტალის შიგთავსიდან თუ ამოვიღებთ ერთ იონს და მოვათავსებთ მას იმავე ზედაპირზე, მაშინ კრისტალის საწყისი მოცულობა უნდა გაიზარდოს ერთი იონით, თუ გამოვრიცხავთ გისოსის რელაქსაციურ პროცესებს. სინამდვილეში მოცულობის რეალური ცვლილება, რომელიც წარმოიქმნება ვაკანსიის შეყვანისას კრისტალში, ატომის მოცულობაზე დაახლოებით ორჯერ ნაკლებია. ეს გამოწვეულია კრისტალური გისოსის დამახინჯებით, რადგანაც ის იწვევს მეზობელი ატომების წანაცვლებას წონასწორობიდან. მოცულობის ცვლილება Δv ,



თანახმად ეშელებისა, წარმოიქმნება c სიმძლავრის გაფართოების ცენტრის შეყვანისას, არადაძაბული ზედაპირის მქონე, ერთგვაროვან, იზოტროპულ დრეკად სხეულში და გამოითვლება ფორმულით: $\Delta v = 4\pi c \gamma$, სადაც $\gamma = \frac{3(1-\nu)}{(1+\nu)}$, აქ ν - პუასონის კოეფიციენტი, ხოლო γ - მუდმივა,

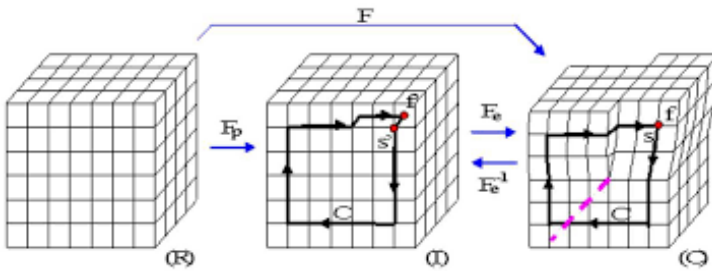
სურ.46. ატომთა განაწილება სასაზღვრო დისლოკაციისას ა) კრისტალის განივი ჭრა ბ) კუბურ კრისტალში ატომთა განაწილება ზედმეტი ატომური სიბრტყის შეტანის შემდეგ

რომელიც ლითონთა უმრავლესობისათვის დაახლოებით 1,5 - ის ტოლია. უსასრულო კრისტალისათვის კი, როცა $\gamma=1$ -ს, მოცულობის ცვლილება $\Delta v = 4\pi c$ - ს ტოლია. თუ მყარი ხსნარიდან ამოღებული იონის ნაცვლად შევურევთ მას სხვა ტიპის იონს, რომლის ზომა ახლოა ამოღებული იონის ზომასთან (მაგ., რკინის ნაცვლად ქრომს), მაშინ მივიღებთ ჩანაცვლების მყარ ხსნარს. იმ შემთხვევაში თუ მყარ ხსნარში შერეული იონის ზომა იმდენად ნაკლებია, რომ მას შეუძლია "ჩაეტოს" ატომთშორის სივრცეში (რომელიმე ოქტა ან ტეტრა-ფორაში) მაშინ მივიღებთ ჩანერგვის მყარ ხსნარს. რაც შეეხება ჩანართს, ესაა ახალი ფაზა ძირითად მყარ ხსნარში, რომელიც მიიღება ორი, სამი და მეტი ტიპის იონთა შეერთებით. ასე მიიღება დიფუზიით ან სპეც. თერმული დამუშავებით კარბიდები, ნიტრიდები, ლავესის ფაზები და სხვა.

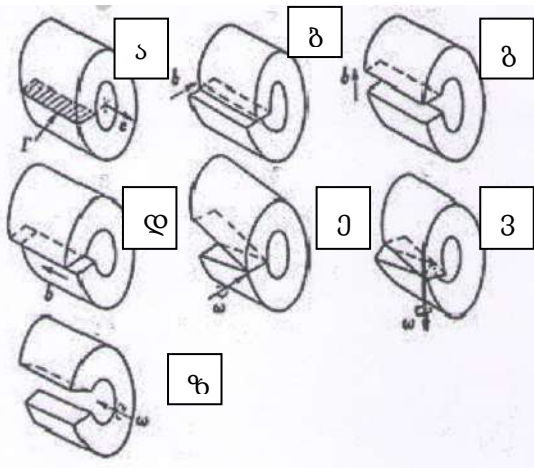
§ 2. ხაზოვანი დეფექტები—დისლოკაციები და წყობის დეფექტები

დისლოკაციები წარმოადგენენ ისეთ დეფექტებს, რომელთაც ერთი მიმართულებით გაცილებით მეტი სიგრძე აქვთ, ვიდრე სხვა, მისდამი მართობული მიმართულებებით. დისლოკაციები, რომელნიც გვხვდებიან რეალურ კრისტალებში, შეიძლება წარმოვიდგინოთ როგორც ჭრის შედეგი რომელიც, მთავრდება ღრუ ცილინდრის სივრცეზე, თუ ამ ზედაპირებს წავანაცვლებთ ერთიმეორის მიმართ და

შემდეგ შევაერთებთ. ბიურგერის ვექტორის განსასაზღვრად, აგებენ ბიურგერის კონტურს, საათის ისრის მოძრაობის თანხვედნილად ან სააწინააღმდეგო მიმართულებით. კონტურის დარჩენილი ნაწილი, რომლითაც უნდა ჩაიკეტოს კონტური,



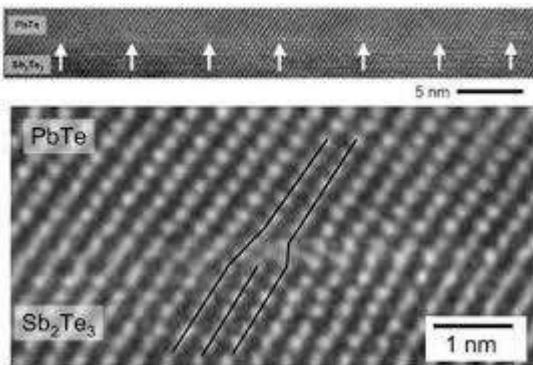
ნახ. 47 ბიურგერის კონტური: ა) სასაზღვრო და ბ) ხრახნული დისლოკაციის სქემები



წარმოადგენს ბიურგერის ვექტორს. ფაქტია, რომ ამ ორი ნაწილის ურთიერთწანაცვლების შემდეგ თუ გვექნა კრისტალის რაღაც შემადგენელი ნაწილი, რომელიც ჭრის სიბრტყის მართობულია, მაშინ შეერთებისას, მას ეს მდგენელი ან უნდა დაემატოს, ან მოაკლდეს. კრისტალის ნაწილების შედარებითი ურთიერთწანაცვლების სიდიდე და მიმართულება ჭრის გასწვრივ წარმოადგენს ვექტორს, რომლითაც ახასიათებენ წარმოქმნილ დისლოკაციას. ვექტორს აღნიშნავენ b სიმბოლო-

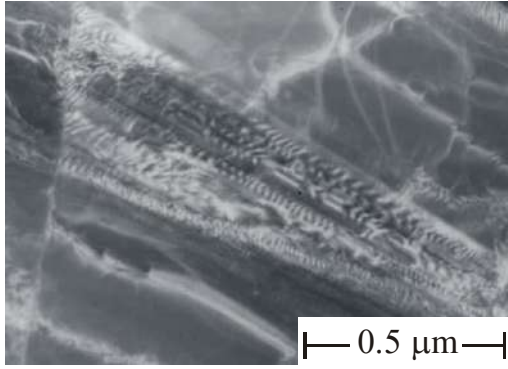
სურ. 48. სასაზღვრო (ა-ბ) და ხრახნული (გ-დ) დისლოკაციები,

(ე)-სასაზღვრო -(ვ) -ხრახნული და (ზ) (ჯამური) დისკლინაცია დრეკად სხეულში



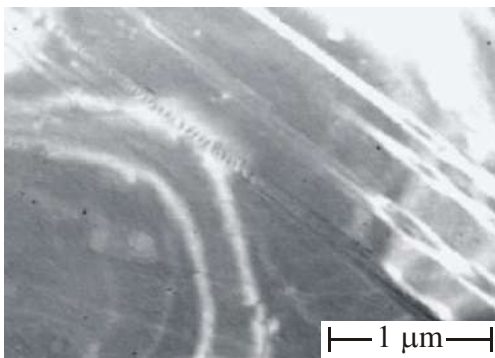
თი და მას ეძახიან ბიურგერის ვექტორს. დისლოკაციების ტიპები და მათი მოძრაობა. 1. სასაზღვრო დისლოკაცია (სურ.47 ა-ბ). 2. ხრახნული დისლოკაცია (სურ.47-48.) 3. შერეული და მრუდწირული დისლოკაციები - სასაზღვრო და ხრახნული ერთად $b_{\perp} = b \sin \alpha$ და $b_{\parallel} = b \cos \alpha$, სადაც α კუთხეა დისლოკაციის ღერძსა და ბიურგერის ვექტორს შორის. ზედა-

სურ. 49. დისლოკაციის ელ. მიკროსკოპული სურათი ატომურ დონეზე



პირი, რომელიც წარმოიქმნება დისლოკაციის ღერძისა და მისი ბიურგერის ვექტორით, ეწოდება დისლოკაციის სრიალის ზედაპირი. კონკრეტულ შემთხვევაში, როდესაც დისლოკაციის ღერძი დევს მთლიანად ერთ სიბრტყეში და ეს სიბრტყე შეიცავს ასევე ბიურგერის ვექტორსაც, მაშინ სრიალის ზედაპირი გადადის სიბრტყეში და მას უწოდებენ სრიალის სიბრტყეს. სრიალის სიბრტყეების ერთობლობას, უწოდებენ სრიალის

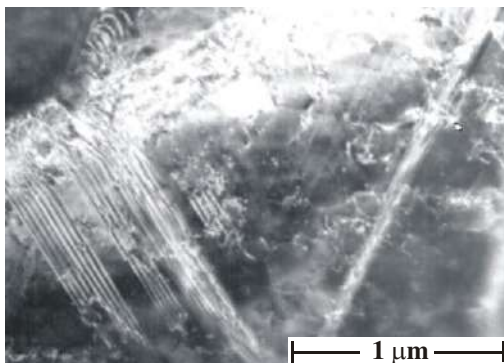
სურ. 50. დისლოკაციები, დისლოკაციური თავმოყრები და სრიალის ზოლები. ფოლადი X18Ni10 (გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია- წვკ-ავტორი).



ზოლებს. სრიალის სიბრტყეები ყველა ცალკეული ნივთიერებისათვის განსხვავდება, უფრო ზუსტად კი მათ კრისტალოგრაფიას განსაზღვრავს ლითონის გისოსის ტიპი (წვკ, მცკ, ჰექსაგონალური და სხვა). წვკ სტრუქტურის მქონე სხეულებში (Fe, Al, Cu, Au, Ni, Ag), როგორც წესი, გვხვდება ერთი და იგივე ტიპის ინდექსები. კერძოდ, სრიალის სიბრტყეებია {111} ტიპის, ხოლო სრიალის მიმარ-

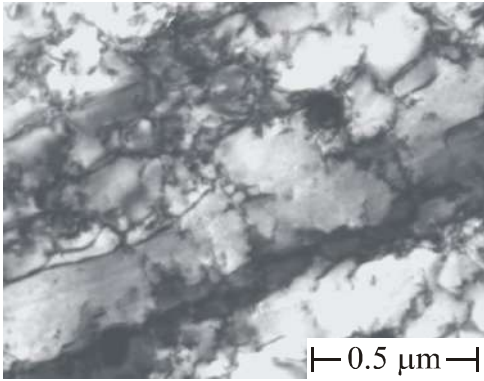
სურ. 51. დისლოკაციები, დისლოკაციური ყულფი (გახლეჩის შემდეგ) და ქვედა კუთხეში მიკროზხარის წინ დისლოკაციური თავმოყრა. ფოლადი X18Ni10 (გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია -წვკ-ავტორი).

თულება <110>. ხოლო მცკ-კრისტალებში მაგ., რკინაში, სრიალის სიბრტყეებია {110} {112} {123} ტიპის, ხოლო სრიალი წარმოებს <111> მიმართულებით. დისლოკაციური კვანძები დისლოკაციების მოძრაობისას რაღაც გარკვეულ წერტილში ისინი ხვდებიან ერთიმეორეს



ან რაიმე ბარიერს (მარცვლის, ორეულის, პოლიგონის და ა.შ. საზღვარს), იხლართებიან. ამ დროს წარმოიქმნებიან კვანძები, ყულფები, გორგლები და სხვა. ამის გამო, მათი მოძრაობა ანუ სრიალი შესაბამისი მიმართულებით ფერხდება. მათი შემდგომი მოძრაობისათვის, აუცილებელია დამატებითი, უფრო დიდი დატვირთვის მოდება. ამ მოვლენას უწოდებენ განმტკიცებას, (იხ. სურ. 61, გრაფიკი ძაბვა-დეფორმაცია), შესაბამისი პროცესი ხასიათდება 3 საფეხურით. ასეთნაირად მასალის

სურ. 52. დისლოკაციები, წყობის დეფექტები და სრიალის ზოლი, ფოლადი X18Ni10 (გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია -წვკ ავტორი).



განმტვიცების პროცესი დიდ გავლენას ახდენს ნამზადის ფიზიკურ და მექანიკურ თვისებებზე. ხშირად როგორც ნამზადის ზედაპირზე, ისე მისი მოცულობის შიგნითაც, დაიმზირება გარკვეული ტიპის ზედაპირული და მოცულობითი დეფექტები.

სურ. 53. დისლოკაციები, დისლოკაციური ყულფი (მეორე მეოთხედში დისლოკაციური გორგალი). ფოლადი X18N10 (გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია-წყვ, ავტორი).

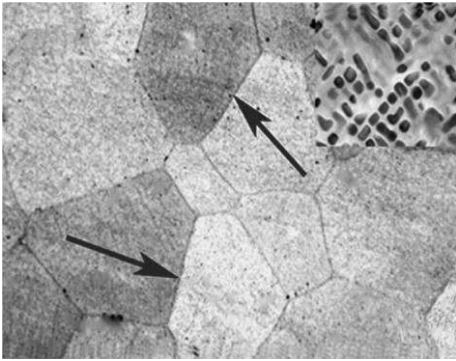
§ 3. ზედაპირული და მოცულობითი დეფექტები (ნიჟარები, დისკლინაციები)

ღრმულები (ნიჟარები) წარმოადგენენ ჩამოსხმისას, თერმული ან მექანიკური დამუშავებისას წარმოქმნილ მოცულობითი დეფექტებს. ასეთი დეფექტები უარყოფით გავლენას ახდენენ ნამზადის ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე და საჭიროა მათი შემცირება. მათი მოცილება, როგორც წესი, ზედაპირიდან ხდება ელექტროქიმიურად ან დამცავი ფენის დაფენის საშუალებით, ხოლო მოცულობიდან – ტექნოლოგიური პროცესებით.

დისკლინაცია - ბოლო დროს, დიდი დეფორმაციების დასახასიათებლად შემოტანილია ცნება, რომელიც დისკლინაციის სახელითაა ცნობილი. დისკლინაციის ქვეშ მოიაზრებენ გიგანტურ დისლოკაციას, რომლის საშუალებითაც შესაძლებელია დახასიათდეს მიკრო- და მეზოსიდიდების დეფორმირებული არეები (სურ. 47. ვ,ზ). როგორც ვიცით, განასხვავებენ სასაზღვრო და ხრახნულ დისლოკაციებს, რომელთა სიმძლავრესაც ახასიათებენ ბიურგერესის ვექტორით-**b**. მსგავსად, ბიურგერესის ვექტორისა, დისკლინაციის სიმძლავრის დასახასიათებლად შემოტანილია ფრანკის ვექტორი-**w** (აქსიალური ანუ მობრუნების ვექტორი). სწორხაზოვანი დისკლინაცია ფრანკის **w**-ვექტორით, რომელიც დეფექტის ხაზის პარალელურია, იწოდება სოლისებრ დისკლინაციად. ხოლო დისკლინაცია ფრანკის **w**-ვექტორით, რომელიც დეფექტის ხაზის მართობულია- ბრუნვის დისკლინაციად (იხ. სურ.47). დისკლინაციით უფრო მოსახერხებელია, დიდი დეფორმირებული არეების დახასიათება.

§ 4. მარცვლის საზღვრები, რეკრისტალიზაციის და დეფორმაციული ორეულები

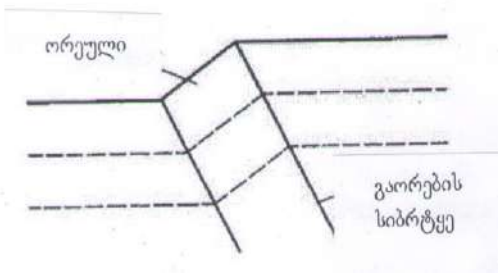
მყარი ხსნარი შედგება მარცვლებისაგან, შესაბამისად მარცვლები ერთიმეორისაგან გამოყოფილია **საზღვრებით**. ერთი და იმავე მასალისაგან სხვადასხვა თერმული დამუშავება განაპირობებს მიღებული ნამზადის მექანიკურ თვისებებს. ზოგადად, რაც უფრო დიდია მარცვლის გეომეტრიული ზომა, მით უფრო პლასტიკურია ნამზადი და პირიქით. პლასტიკური დეფორმაცია, როგორც წესი, მიმდინარეობს დისლოკაციების წარმოქმნითა (ხაზოვანი დეფექტები) და მათი სიმკვრივის ზრდით ერთეულ მოცულო-



სურ. 54. მარცვლის საზღვრები მყარ ხსნარში

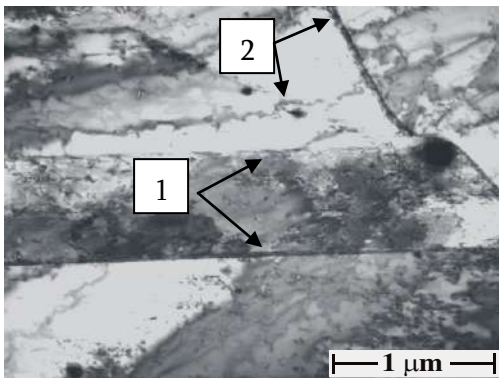
ბაში. ესაა მასალისთვის ძაბვების მოხსნის, ანუ რელაქსაციის ერთ-ერთი საშუალება. თუმცა, დეფორმაციის გარკვეულ ეტაპზე დგება ისეთი მომენტი, რომლის დროსაც, დისლოკაციების წარმოქმნა უკვე გართულებულია. ასეთ შემთხვევაში იწყება დეფორმაციული ორეულების წარმოქმნა (მოცულობითი დეფექტები), რომელიც ასევე რელაქსაციური პროცესებია და ემსახურება ძაბვების მოხსნას.

დეფორმაციული (მექანიკური) ორეულები წარმოიქმნებიან, მექანიკური დატვირთვის შედეგად, პლასტიკური დეფორმაციისას,



სურ .55.ა. დეფორმაციული ორეულის სქემა

რის შედეგადაც კრისტალის ორი ნაწილი აღმოჩნდება სარკულ სიმეტრიულ მდგომარეობაში ან გადახრილნი არიან მეორე რიგის ღერძის მიმართ (სურ.55). დეფორმაციული ორეულები, ისევე როგორც დისლოკაციები, ექვემდებარებიან კრისტალოგრაფიას. ისინი გამოირჩევიან სწორი გეომეტრიული ფორმებით, მათ გააჩნიათ გაორების სიბრტყე და ორეულის ზრდის მიმართულება. როგორც წესი, მათ კრისტალოგრაფიულობას განსაზღვრავს გისოსის ტიპი. დიდი დეფორმაციის შემდეგ



სურ. 55.ბ. რეკრისტალიციის ორეულები (1) საზღვრებით და მარცვლის სუბსაზღვარი (2). ფოლადი X18N10 (გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია-წყ-ავტორი)

მიზეზი კი იმაში მდგომარეობს, რომ ბზარის ჩასახვაზე და გავრცელებაზე ყოველთვის

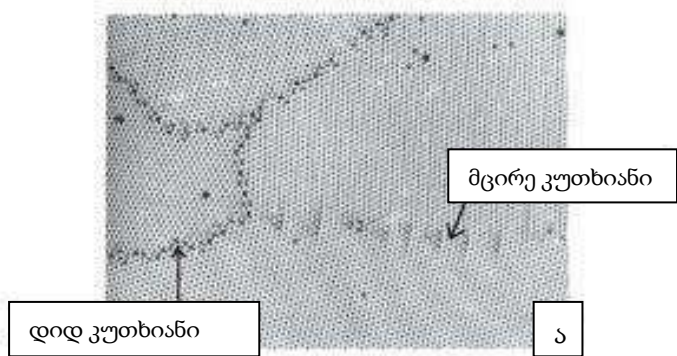
პასუხისმგებელია დისლოკაციების წარმოქმნა და მათი მოძრაობა. დისლოკაციების მოძრაობა კი შესაბამისად ადექვატურია დეფორმაციისა.

§ 5. საზღვრები და საზღვრის ტიპები

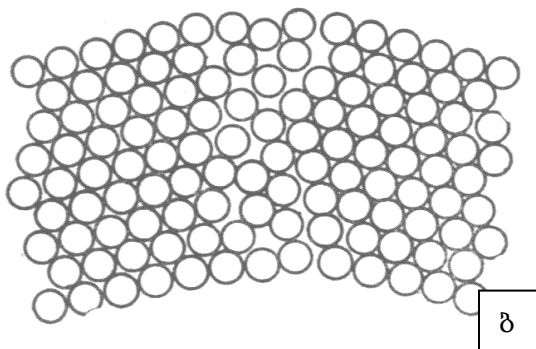
ყველა პოლიკრისტალურ მასალაში არსებობს შინაგანი საზღვრები, რომლითაც ერთიმეორისაგან გამოიყოფიან მეზობელი მარცვლები. შინაგანი საზღვრები, წარმოადგენენ ან ერთი ფაზის მარცვალთა შორის საზღვრებს, ან ფაზათაშორის საზღვრებს. როგორც არ უნდა იყოს ნებისმიერი საზღვარი განიხილება, როგორც არასწორი (მიკროსტრუქტურის უწყვეტობის-დამახინჯებული) კონტაქტის არე ან ზონა კრისტალებს (მარცვლებს) შორის. განასხვავებენ მცირეკუთხიან საზღვრებს და დიდ-კუთხიან საზღვრებს.

მცირეკუთხიანი საზღვრები წარმოიქმნება დისლოკაციების ერთ მწკრივში განლაგებისას (სურ.56, ა,ბ), მაგალითად, სასაზღვრო დისლოკაციებისას-დახრის საზღვარი. შესაბამისად, რენტგენული ან ელექტრონომიკროსკოპული კვლევებით შესაძლებელია მათი დეორიენტირების კუთხის გაზომვა. თუ კუთხე 5° -მდეა, თვლიან რომ ესაა მცირეკუთხიანი საზღვარი, რომელიც წარმოიქმნება ხრახნული დისლოკაციების კედლებით. თუ დეორიენტირების სიდიდე აღემატება 5° -ს, მას მიაკუთვნებენ დიდკუთხიან საზღვრებს.

ყველაზე ტიპური მარცვალთშორის ან ფაზათა შორის საზღვრად ითვლებიან სწორედ დიდკუთხიანი საზღვრები. მყარ ხსნარში წარმოქმნილი საზღვრები შესაძლოა დაეცოთ სამ კლასად: კოჰერენტულ, ნახევრად კოჰერენტულ და არაკოჰერენტულ საზღვრად. ითვლება, რომ



ორ კრისტალს შორის საზღვარი კოჰერენტულია, თუ ისინი ესაზღვრებიან ერთიმეორეს ბრტყელი ზედაპირით (არაა აუცილებელი, რომ სიბრტყე იყოს რაციონალური), რომელიც ორივე გისოსისთვის საერთოა. ასეთ დროს ატომები, რომელ-



სურ. 56 ა) მარცვლის საზღვარი (მარცხენა დიდ კუთხიანი-მარჯვენა მცირე კუთხიანი) ბ) ატომური სქემა

ნიც მდებარეობენ საზღვრის გასწვრივ, თანაბრად განეკუთვნებიან ორივე ფაზას (ან კრისტალებს). გისოსთა სიბრტყეები და მწკრივები არ განიცდიან წყვეტას გამყოფ საზღვარზე, არამედ იცვლიან მხოლოდ მიმართულებას ერთი კრისტალიდან მეორეზე გადასვლისას. ასეთი აგებულების ნათელი მაგალითია ორეულების საზღვრები. თუ გარდამავალი არე ორ კრისტალს შორის მცირე სისქისაა და საკმაოდ უწყვეტია, მაშინ ასეთი საზღვარი ანალოგიურია დიდკუთხიანი საზღვრის და ის არაკოჰერენტული

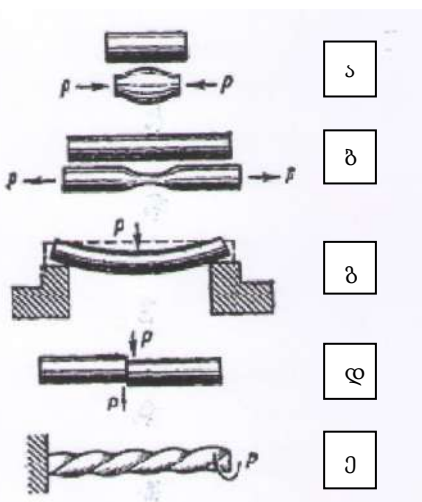
საზღვარია. ასეთ შემთხვევაში კრისტალებს შორის სიბრტყეებისა და მწკრივების უწყვეტობა დარღვეულია. იმ შემთხვევაში თუ კრისტალი, რომელიც იზრდება მიაღწევს ისეთ ზომას, რომ შესაძლებელია მისი დამზერა ოპტიკური მიკროსკოპით, მაშინ მათ შორის წარმოქმნილი საზღვრები უპირატესად არაკოჰერენტულია. თუკი კრისტალები ისე ესაზღვრებიან ერთიმეორეს, რომ ზოგან ფორმირდება კოჰერენტული საზღვარი, ხოლო ზოგან ადგილი აქვს კოჰერენტულობის დარღვევას (ნელ-ნელა იზრდება შეუსაბამობის ხარისხი გისოსებს შორის), მაშინ ასეთ საზღვარს უწოდებენ **ნახევრად კოჰერენტულს**.

IX თავი

ლითონების მექანიკური გამოცდები და გაჭიმვის მრუდები

§ 1. დეფორმაციის სახეები: შეკუმშვა, გაჭიმვა, ღუნვა, ძვრა და გრეხა

გარე ძალის მოქმედების შედეგად სხეულის ფორმის ან მოცულობის შეცვლას დეფორმაცია ეწოდება. ამ დროს ადგილი აქვს ნაწილაკების ურთიერთგანლაგებისა და მათ შორის მანძილის შეცვლას, რაც იწვევს დრეკადობის ძალის წარმოქმნას, რომელიც მის დეფორმაციას ეწინააღმდეგება. როდესაც დრეკადობის ძალა გაუტოლდება დეფორმაციის გამომწვევ ძალას, დეფორმაცია შეწყდება. გარე ძალების მოქმედების შეწყვეტის შემდეგ დრეკადობის ძალები ცდილობენ სხეულის პირვანდელი ფორმის და მოცულობის აღდგენას. თუ ძალის მოქმედების შემდეგ სხეული მთლიანად აღიდგენს ფორმასა და ზომებს (იბრუნებს საწყის მდგომარეობას), მაშინ დეფორმაცია **დრეკადია**. თუ ძალების მოქმედების შეწყვეტის შემდეგ რჩება ნარჩენი დეფორმაცია, მაშინ დეფორმაციას ეწოდება **პლასტიკური**. შესაბამისად განასხვავებენ **დრეკად და პლასტიკურ სხეულებს**. ეს დაყოფა პირობითია, რადგან ერთი და იგივე სხეული მცირე დეფორმაციის დროს დრეკადია, ხოლო დიდი დეფორმაციისას – პლასტიკური. პირობების შეცვლით დრეკადი სხეული შეიძლება გადავიდეს პლასტიკურში. ასევე, თუ დრეკად სხეულზე მოდებული ძალა აღემატება გარკვეულ სიდიდეს, რომელსაც **დრეკადობის ზღვარი** ეწოდება, დეფორმაცია ხდება პლასტიკური. პლასტიკური დეფორმაციის ძირითადი



სურ. 57 დეფორმაციის სახეები

მექანიზმია დისლოკაციების მოძრაობა. რადგანაც დისლოკაციების მოძრაობის მრავალი მექანიზმი არსებობს, ამიტომაც დეფორმაცია საკმაოდ რთული პროცესია. თუ ორი ლითონის კრისტალური სტრუქტურა არაა ერთნაირი, მაშინ მათი ქცევა პლასტიკური დეფორმაციისას განსხვავებულია. პლასტიკური დეფორმაციის ხასიათი ძლიერაა დამოკიდებული, ისეთ ფაქტორებზე, როგორებიცაა ტემპერატურა, დეფორმაციის სიჩქარე, წინარე დამუშავება და მარცვლის საზღვრები. თუ სხეული ეწინააღმდეგება ფორმის შეცვლას, ე.ი. ფორმის შეცვლისას მასში აღიძვრება დრეკადობის ძალები, მაშინ მას ახასიათებს **ფორმის დრეკადობა**. ასევე,

თუ სხეული ეწინააღმდეგება მოცულობის შეცვლას, მაშინ ეს სხეული ხასიათდება **მოცულობის დრეკადობით**. მყარ სხეულებში გვაქვს, როგორც ფორმის, ასევე მოცულობის დრეკადობა, ხოლო აირებში და სითხეებში მხოლოდ მოცულობის. სურ.57.

დეფორმაციის სახეებია: გაჭიმვა, შეკუმშვა, ღუნვა, გრეხა და ძვრის დეფორმაცია. ზოგადი ფიზიკიდან, ცნობილია დეფორმაციის გამოთვლის ორი მეთოდი, **აბსოლუტური და ფარდობითი დეფორმაცია - შეკუმშვისას** (სურ.57, ა) **გაჭიმვისას** (სურ.57, ბ). ვიცით, რომ ზამბარის შეკუმშვისას ან გაჭიმვისას ჰუკის კანონი გამოიყენება. მარტივი წარმოსადგენია ასევე **ღუნვა**. ღეროზე, რომელიც ერთი ან ორივე ბოლოთი დამაგრებულია და მასზე ვიმოქმედებთ რაღაც ძალით, მაშინ ძალის ზემოქმედება გამოიწვევს ღეროს ჩაღუნვას (სურ.57, გ). რაც შეეხება **ძვრას** (სურ. 57 დ), ესაა სრიალი მასალის ერთი ფენისა მეორეზე (წარმოიდგენეთ ბანქოს აჭრა, ერთი ნაწილი გასრიალდება მეორის მიმართ). ხოლო, თუ ღეროს თავისუფალ ბოლოზე მოვდებთ ძალას, რომლითაც შევეცდებით ის მოვატრილოთ თავისივე გრძივი ღერძის გასწვრივ, მაშინ მივიღებთ **გრეხით დეფორმაციას** (სურ. 57,ე). გადამეტებული დეფორმაციისას ნიმუში მწყობრიდან გამოდის, მასში წარმოიქმნება ჯერ ნანო-, მერე მიკრო-, მეზო ბზარები და საბოლოოდ ნამზადი იმსხვრევა.

§ 2. ციკლური დეფორმაცია (მექანიკური და ტემპერატურული დადლილობა)

აუცილებელია, შევეხოთ **ციკლურ დეფორმაციასაც**. არსებობს **ციკლური მექანიკური და თერმოციკლური დეფორმაციები**. ხშირად პირველს **ნიშან ცვლად დეფორმაციასაც** უწოდებენ. მექანიკურის შემთხვევაში მასალაზე მოდებული ფიქსირებული ძაბვის სიდიდე იცვლება როგორც ერთ, ისე მეორე მხარეს, ერთი და იმავე სიდიდით ანუ ერთნაირი ამპლიტუდით (თუმცა არაა სავალდებულო ამპლიტუდა ერთი და იგივე იყოს). ამპლიტუდას კი არჩევენ კონკრეტული ექსპერიმენტისას, კონკრეტულ მასალაზე. ასევე ხდება სიხშირის შერჩევაც. განასხვავებენ **დაბალციკლურ, საშუალო, მაღალციკლურ და ზემოდალ სიხშირეებს**. ბუნებრივია, რაც უფრო დიდ ამპლიტუდას და მაღალ სიხშირეს უძლებს მასალა, მით უკეთესია მისი მექანიკური თვისებები. თუმცა, საჭიროა ყოველთვის ვიცოდეთ, თუ რა კრიტერიუმებს უნდა აკმაყოფილებდეს კონკრეტული ნამზადი. ფიქსირებული სიხშირისა და ამპლიტუდისას, ადრე თუ გვიან, მასალა მაინც გამოდის მწყობრიდან-წარმოიშობა ე.წ. **ციკლური ბზარი**. ბზარი იზრდება კრიტიკულ სიდიდემდე, რის შემდეგაც ნამზადი იმსხვრევა. **თერმოციკლურის** შემთხვევაშიც თითქმის იგივე ხდება, მხოლოდ იმ განსხვავებით, რომ ახლა ტემპერატურას აქვს ცვლადი ნიშანი, ე.ი. ტემპერატურა იცვლება პლუსიდან მინუსამდე. მოცულობითი (ან ხაზოვანი) გაფართოების გამო, ნიმუში განიცდის გაფართოებასა და შეკუმშვას. რა თქმა უნდა, აქ “ამპლიტუდის” როლს ასრულებს ტემპერატურის სიდიდე, ხოლო “სიხშირე”, გათბობა - გაცივების სისწრაფეს. საბოლოო შედეგი აქაც იგივეა, ნიმუში იმსხვრევა გარკვეული ციკლების შემდეგ. ფიზიკური არსის გაგებისათვის უნდა ჩავთვალოთ, რომ ორივე შემთხვევაში წარმოიქმნება გაჭიმვა-შეკუმშვის ძაბვა, რომელიც იწვევს მასში დისლოკაციებისა და სხვა დეფექტების წარმოქმნას (სრიალის სიბრტყეები, დისლოკაციური ტყე, უჯრედები, გორგლები, დეფორმაციული ორეულები), რომლებიც

ახდენენ ძაბვების რელაქსაციას. როგორც კი, ჩამოთვლილი დეფექტების საშუალებით, ამოიწურება რელაქსაციის "ლიმიტი", წარმოიქმნება მისი სხვა საშუალებით რელაქსაციის აუცილებლობა – **ბზარწარმოქმნა**. ჯერ ნანო-, შემდეგ მიკრო-, მეზობზარი და როდესაც ბზარი მიაღწევს რაღაც "კრიტიკულ" სიდიდეს (ამ მასალისა და ნიმუშის გეომეტრიული ზომებიდან გამომდინარე), ნამზადი იმსხვრევა, რაც ფიზიკურ მასალათმცოდნეობაში ცნობილია, როგორც **დაღლილობითი ბზარწარმოქმნა-დაღლილობითი** მსხვრევა.

§ 3. იუნგის მოდული, ძვრის მოდული, კავშირი მათ შორის

ზოგადად, დეფორმაციის ზომად მიღებულია ფარდობითი დეფორმაცია, რომელიც ტოლია სხეულის ზომის ცვლილების ფარდობისა საწყის ზომასთან. გაჭიმვის დეფორმაციის შემთხვევაში ფარდობითი დეფორმაცია ტოლია:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}. \text{ ჰუკმა}$$

დაადგინა, რომ მცირე დეფორმაციის შემთხვევაში სხეულში აღძრული მექანიკური ძაბვა პროპორციულია მისი ფარდობითი დეფორმაციისა (ჰუკის კანონის სხვა ფორმულირება):

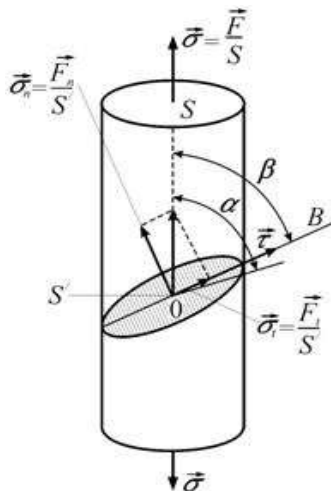
$$\sigma = \varepsilon E. (1)$$

სადაც σ არის ძაბვის სიდიდე, E -დეფორმაცია, ხოლო E -იუნგის მოდული. თუ დეფორმაციის სიდიდე ერთეულის ტოლია ($\varepsilon=1$), მაშინ ფორმულიდან $\sigma=E$, მაგალითისთვის, ავიღოთ ლითონის ღერო, რომლის სიგრძე 1 მ-ია და მოვდოთ ძაბვა, რის შედეგადაც მისი სიგრძე ერთი ერთეულით გაიზარდა, ე. ი. გახდა 2 მ. ასეთ შემთხვევაში ძაბვა რიცხობრივად იუნგის მოდულის ტოლია ანუ იუნგის მოდულის ფიზიკური შინაარსი იმაში მდგომარეობს, რომ ის რიცხობრივად იმ ძაბვის სიდიდის ტოლია, რომელიც დეფორმაციას გამოიწვევდა სხეულის სიგრძის გაორმაგებას თუ ასეთი დეფორმირება არ გამოდის დრეკადი დეფორმაციის ფარგლებიდან. **SI** სისტემაში იუნგის მოდულის ერთეულია პასკალი: 1 პასკალი=ნ/მ². იუნგის მოდული დამოკიდებულია მხოლოდ ნივთიერების გვარობაზე. თუ $F \perp S$, მაშინ მექანიკური ძაბვა ნორმალურია, ხოლო თუ $F // S$ -მხები. ფიზიკურ მასალათმცოდნეობაში, გარდა იუნგის მოდულისა, სარგებლობენ ასევე ძვრის მოდულითაც. ეს ორი სიდიდე ერთიმეორესთან დაკავშირებულია ფორმულით:

$$G = E/2(1+\nu). (2)$$

სადაც ν პუასონის კოეფიციენტი და მისი მნიშვნელობა ყველა ლითონისათვის მოცემულია, ცხრილებში. მაგალითისათვის, კონსტრუქციული ფოლადებისათვის $\nu=0,3$. 58-სურათზე, ნაჩვენებია კრისტალი, რომლის კვეთი არის S , ხოლო მოდებული ძალის სიდიდეა F , შესაბამისად ძვრის ძაბვის სიდიდე სრიალის სიბრტყეზე, (როგორც ნახაზზეცაა ნაჩვენები) ტოლია:

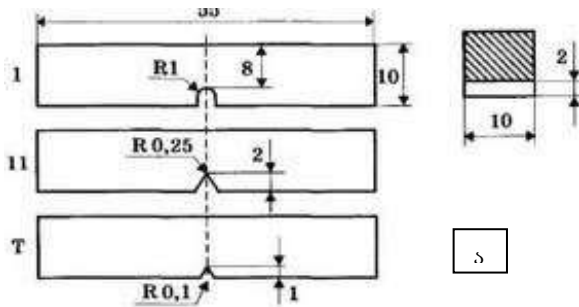
$$\sigma_t = F_t/S^t. (3)$$



სურ. 58. ნახაზი ძაბვის გაანგარიშებისათვის

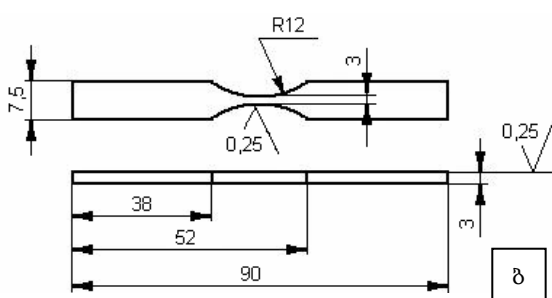
სურათიდან ჩანს, რომ იმ შემთხვევაში, როდესაც $\alpha=90^\circ$ და $\beta=0^\circ$ -ს, დეფორმაციას სრიალით არ უნდა ჰქონდეს ადგილი, რადგან ასეთ შემთხვევაში ძვრის ძაბვა სრიალის მიმართულებით ნულის ტოლია. შესაბამისად, მაქსიმალური ძაბვის მნიშვნელობა ძვრისას უნდა შეესაბამებოდეს 45° -იან კუთხეებს. სწორედ ასეთ შემთხვევებში და ასეთი კუთხით (ასევე, ასეთი კუთხის მახლობლობაში) მდებარე სრიალის სიბრტყეებზე გვექნება სრიალის ხაზების ან ზოლების დამზერის საშუალება. ასეთ გამოვლენას უწოდებენ შმიდის მაქსიმალურ ფაქტორს.

§ 4. ლითონების მექანიკური გამოცდები. ნიმუშის სტანდარტული ზომები და ფორმები



ყველა სახის გამოცდას, მასალის ფიზიკური თუ მექანიკური მახასიათებლების დასადგენად, სჭირდება სპეციალური ფორმის და ზომის ნიმუშები. მათი ფორმა და ზომა მიღებული და დადგენილია საერთაშორისო (კვადრატული ბრტყელი ან ცილინდრული ფორმის, სოლისებური ან მრგვალი

სურ. 59. ცილინდრული (ა) და ბრტყელი ფორმის (ბ) სტანდარტული ნიმუშების ფორმები და ზომები ლაბორატორიული გამოცდებისათვის



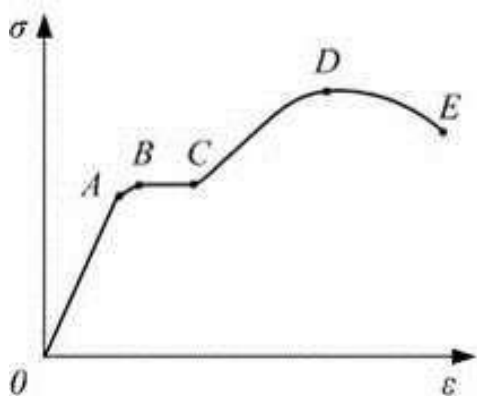
ჭრილით), სტანდარტებით (ASTM). მათი ჩამონათვალი მოცემულია სპეციალურ ცხრილებში. გარდა ზომისა და ფორმისა, აუცილებელია ნიმუშების გარკვეული რაოდენობა, რათა დადგენილ იქნას სტატისტიკურად გაზნევის სიდიდის შუალედიც ანუ რა საზღვრებშია მოთავსებული ექსპერიმენტალურად მიღებული სიდიდის მაქსიმალური თუ მინიმალური მნიშვნელობები. ნიმუშებს ცდიან გაჭიმვაზე,

გაგლეჯვაზე, სიმტკიცეზე, დენადობაზე, ციკლურ დეფორმაციაზე და სხვა. გამოცდის სახე დამოკიდებულია ნამზადის შესაძლო გამოყენების პერსპექტივასა და მუშაობის რეჟიმზე. ნიმუშის გაგლეჯვაზე საჭირო დანადგარის სურათი და ჩამაგრების სქემა მოცემულია მე-60 სურათზე. ჩამოთვლილი საკითხებიდან გავარჩიოთ, გაჭიმვის მრუდი ძაბვა დეფორმაცია და ამ დროს მიმდინარე პროცესები.

სურ.60. დარტყმითი სიბლანტის გასაზომი ურნალი და გამოსაცდელი ნიმუშის ფორმა და ზომები.

§ 5. გაჭიმვის მრუდები- ძაბვა-დეფორმაცია

დეფორმირების სიდიდესა და მის მიერ გამოწვეულ მექანიკურ ძაბვას შორის დამოკიდებულება გრაფიკულად გამოისახება (სურ.61). სურათიდან ჩანს, რომ ჰუკის კანონი მართებულია ძაბვათა არეში $0 \leq \sigma = \sigma_d$ (სურათზე OAB-უბანი). ე.ი. ამ არეში ნიმუშის ფარდობითი წაგრძელება პირდაპირპროპორციულია ნიმუშზე მოდებული ძაბვისა – ეს არის დრეკადობის არე. σ_d ძაბვა არის ის მაქსიმალური ძაბვა, რომლის დროსაც ჰუკის კანონის ფორმულა მართებულია. თუ მექანიკური ძაბვა აღემატება σ_d ძაბვას, ამ ძაბვის მოხსნის შემდეგ სხეულში რჩება ნარჩენი დეფორმაცია (AB-უბანი) - დრეკადობის არე. ძაბვათა არეში $\sigma_d < \sigma < \sigma_g$ ჰუკის კანონი აღარ არის მართებულია. ამ დროს წირი იხრება (სურ.61-63) აბსცისთა ღერძისკენ, ფარდობითი დეფორმაცია იზრდება ძაბვაზე უფრო სწრაფად. შემდგომ სხეული კარგავს დრეკად თვისებებს ანუ გარე ძალის მოქმედების შეწყვეტის შემდეგ დეფორმაცია არ ისპობა. ამ არეში ნიმუშის ფარდობითი წაგრძელება მნიშვნელოვნად იზრდება ნიმუშზე მოდებული ძაბვის გარეშე. ამ დროს ხდება კრისტალური სტრუქტურის გადაწყობა, ნაწილაკების გადადენა ერთი არიდან სხვა არეში უკან დაბრუნების გარეშე. ეს არის არადრეკადი დეფორმაციის არე (პლასტიკური დენადობის არე - BC უბანი). σ_d ძაბვა დრეკადობის ზღვარია. პლასტიკური დენადობის

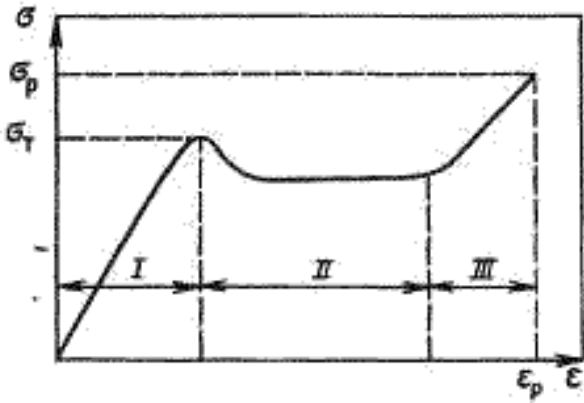


საზღვრის ბოლოს სიხისტე კვლავ მატულობს და როდესაც მექანიკური ძაბვა გადაამეტებს $\sigma \geq \sigma_c$ -ს, ნიმუში გაწყდება -CD უბანი. მექანიკური ძაბვა σ_c არის ის მინიმალური ძაბვა, რომელიც საჭიროა ნიმუშის გასაწყვეტად. მას რღვევის ძაბვა (**სიმტკიცის ზღვარი**) ეწოდება, ხოლო სიდიდეს, რომელიც გვიჩვენებს თუ რამდენჯერ ნაკლებია სხეულში აღძრული მექანიკური ძაბვა, რღვევის ძაბვასთან შედარებით, **სიმტკიცის მარაგი** ეწოდება (დაწვრილებით იხილეთ მეცხრე თავის §9). ისეთ

სურ. 61. გრაფიკი ძაბვა დეფორმაცია

სხეულებს, რომელთა სიმტკიცის ზღვარი დრეკადობის ზღვართან ახლოსაა, **მყიფე სხეულები** ეწოდებათ. სხეულებს, რომლებსაც დიდი დენადობის არე აქვთ, **პლასტიკური სხეულები** ეწოდებათ. პლასტიკური დეფორმაციის ხასიათი ძლიერაა დამოკიდებული, ისეთ ფაქტორებზე, როგორებიცაა ტემპერატურა, დეფორმაციის სიჩქარე, წინამდებარე დამუშავება და მარცვლის საზღვრები, ასევე ნიმუშის ორიენტაცია მოდებული ძაბვების მიმართ. დღეისათვის ბევრი მოვლენის ახსნა, რომელიც მიმდინარეობს პლასტიკური დეფორმაციისას, შესაძლებელია, მაგრამ ყველაფერზე ცალსახა პასუხი მაინც არ არსებობს. ლითონი და ფაქტიურად ნებისმიერი კრისტალური მასალა განიცდის **ზედაპირულ განმტკიცებას**. ეს ტერმინი, დეფორმაციული განმტკიცების განმსაზღვრელია და მიუთითებს, რომ თუ კრისტალური ნიმუში უკვე იყო დეფორმირებული, მაშინ მისი

შემდგომი პლასტიკური დეფორმაციისათვის საჭიროა უფრო მაღალი ძაბვის სიდიდე, ვიდრე საწყისი დეფორმირებისას იყო გამოყენებული. დეფორმაციული განმტკიცება ხდება მაშინ, როდესაც დეფორმაციის ტემპერატურა დაბალია მასალის დნობის ტემპერატურაზე.



ასეთ მასალას უწოდებენ ცივად დეფორმირებულს, განსხვავებით ცხლად დეფორმირებულისაგან (რომელიც მიმდინარეობს საკმაოდ მაღალ ტემპერატურაზე). მრუდი ძაბვა - დეფორმაცია (დეფორმაციის მრუდი) რომელიმე ლითონისათვის გვაძლევს საშუალებას, რაოდენობრივად შევფასოთ ლითონის მიდრეკილება დეფორმაციული განმტკიცებისაკენ და გვიჩვენებს დამოკიდებულებას მოდებული ძაბვის სიდიდესა და იმ დეფორმაციას შორის, რომე-

სურ. 62. გრაფიკი ძაბვა-დეფორმაცია და განმტკიცების საფეხურები (პირობითი)

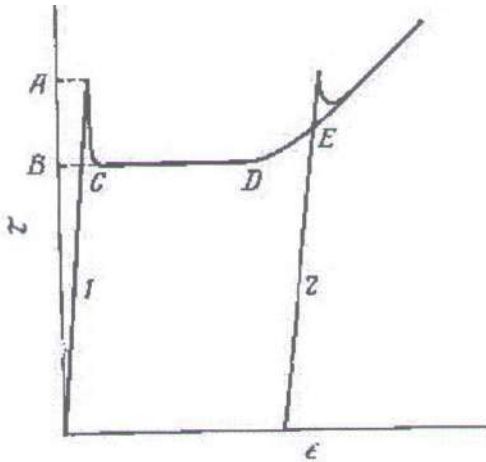
ლიც ამ ძაბვითაა გამოწვეული. პლასტიკური დეფორმაციები შესაძლებელია იყოს საკმაოდ მნიშვნელოვანი სიდიდის, ამიტომაც ის მარტივი ფორმულები, რომელიც გამოიყენება მცირე დეფორმაციებისას და რაც მიღებულია დრეკადობის სწორხაზოვან თეორიაში, დიდი დეფორმაციების შემთხვევებში არ გამოიყენება. მაგალითად, ϵ დეფორმაცია ნიმუშისა, რომლის სიგრძე გაჭიმვისას შეიცვალა L_0 -დან L -მდე, ტოლია $(L-L_0)/L_0$, მართებულია იმ შემთხვევაში, თუ ეს ფარდობა ნაკლებია ერთზე. ფორმულები კი, რომლებიც მართებულია დიდი დეფორმაციებისას შემდეგია:

$$\delta\epsilon = \delta L/L, \quad \epsilon = \int_{L_0}^L d\epsilon = \int_{L_0}^L dL/L = \ln L/L_0$$

62-ე სურათზე, მოცემულია ტიპური მრუდი, რომელიც სქემატურად ასახავს პოლიკრისტალური ლითონების წკკ და ჰმწ გისოსების გაჭიმვას, საკმაოდ მაღალი დეფორმაციებისას. პოლიკრისტალური მასალების მრუდი გამოსახავს მარცვლების დეფორმაციის გასაშუალოებულ მრუდს, რადგანაც ცალკეული მარცვლები დეფორმირდებიან არათანაბრად. მიუხედავად იმისა, რომ გრაფიკზე ძაბვა - დეფორმაცია კარგადაა გამოსახული, განმტკიცების სამივე საფეხური რა სუფთა მასალაც არ უნდა იყოს, ნიმუშის აღწერა ერთი ტიპური გრაფიკით მაინც შეუძლებელია. გრაფიკს გაცილებით რთული ფორმა აქვს. ზოგჯერ გამოცდის პირობების ცვლილებამ შეიძლება გამოიწვიოს რომელიმე საფეხურის ამოვარდნა. ამის მიზეზი მდგომარეობს იმაში, რომ გრაფიკის ფორმა დამოკიდებულია კიდევ ბევრ სხვა ფაქტორზე. კერძოდ: 1) კონკრეტულ ლითონზე; 2) სისუფთავის ხარისხზე; 3) კრისტალის ორიენტაციაზე; 4) დეფორმირების ტემპერატურაზე; 5) კრისტალის ფორმასა და ზომაზე; 6) ნიმუშის ზედაპირის მდგომარეობაზე. ამიტომ, უნდა ვიცოდეთ მისი ექსპლუატაციის წინა პირობა, რომ შევძლოთ ზუსტი მონაცემების დადგენა, თითოეული ფაქტორის გათვალისწინებით, რაც ცალკე განხილვის საგანია.

§ 6. წვე სტრუქტურის მქონე ლითონთა განმტკიცება და მისი საფეხურები

წვე კრისტალებში სრიალი მომდინარეობს {111} ტიპის კრისტალოგრაფიული 4 სიბრტყიდან ერთ-ერთში, შესაბამისად ერთ-ერთი <110> მიმართულებით. მოცემულ სურათზე (სურ. 63) სქემატურად ნაჩვენებია წვე მონოკრისტალების დაბვა-დეფორმაციის ტიპური მრუდი (სპილენძი ვერცხლი, ოქრო, ალუმინი). ასეთი მრუდის მისაღებად აუცილებელია მონოკრისტალის ორიენტაცია ისე იქნეს შერჩეული, რომ ძვრის დეფორმაციის სიდიდე ერთ-ერთი კრისტალოგრაფიული მიმართულებით მეტი იყოს ყველა დანარჩენზე-რომლის გასწვრივაც შესაძლებელია მოხდეს წანაცვლება.



შემთხვევაში სრიალი მიმდინარეობს ჯერ ერთი ტიპის სიბრტყეებზე და მერე ერთვებიან (პირველის განმტკიცების შემდეგ) სხვა კრისტალოგრაფიული სიბრტყეები. გრაფიკზე ნაჩვენებია სამი არე, რომლიც განსხვავდება ერთიმეორისაგან დახრის კუთხით. მანამდე კი კოორდინატთა სათავესთან ახლოს არის ე.წ. დრეკადი დეფორმაციის უბანი. **1-ლი საფეხური** (სტადია) ესაა გრაფიკის ის ნაწილი, რომელზედაც აისახება ადვილი სრილის არე და ის ტოლია $\sigma_{kr} \sim 10^{-4} G$. წვე კრისტალებისათვის ის ირყევა 5-20%

სურ. 63. დაბვა - დეფორმაციის გრაფიკზე დენადობის გამოვლინება, 1-პირველადი დატვირთვა, 2. მეორეული დატვირთვა, განტვირთვისა და დეფორმაციული დაბერების შემდგომ

დეფორმაციამდე. დეფორმაციის შემდგომი ზრდისას განმტკიცების ხარისხი იზრდება. **მე-2 საფეხურზე** გრაფიკის დახრა დაახლოებით 30-ჯერ აღემატება 1-ლ საფეხურზე არსებულ დახრის სიდიდეს და ის $\sigma_{kr} \sim 3 \times 10^{-3} G$ - ს ტოლია და იწოდება მე-2 საფეხურად (სტადიად). მის შემდეგ მოდის **მე-3 საფეხური** (სტადია), რომელიც იწყება დაახლოებით 30-50% დეფორმაციის დროს. ამ საფეხურის ზუსტი მნიშვნელობის განსაზღვრა დამოკიდებულია ცდის ჩატარების ტემპერატურაზე. რაც უფრო მაღალია ტემპერატურა, მით უფრო ნაკლებია დეფორმაცია, რომლის დროსაც იწყება მესამე საფეხური. თუ გამოცდა მიმდინარეობს აბსოლუტურ ტემპერატურასთან ახლოს, მესამე საფეხური (სტადია) შესაძლებელია არც წარმოიქმნას.

§ 7. მც სტრუქტურის მქონე ლითონთა განმტკიცება და მისი საფეხურები

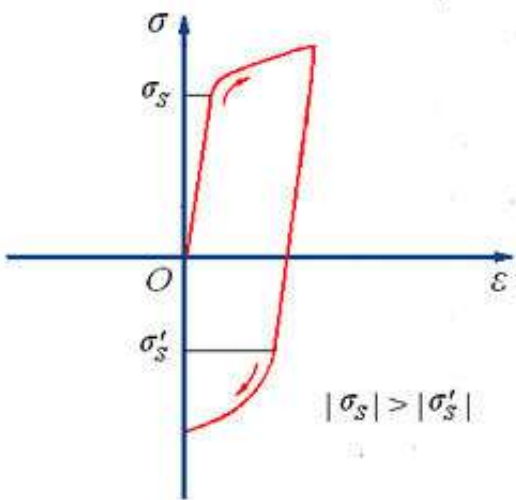
მოცულობადაცენტრებულ კუბურ ლითონებში დეფორმაცია სრიალით მიმდინარეობს რომელიმე <111> მიმართულებით. ამ მიმართულებაში სრილის სიბრტყეთა ოჯახი საკმაოდ დიდია. ესენია: {110}, {112} და {123}. სრილის ზოლები, რომლებიც დაიმზირებიან მც ლითონის პოლირებულ ზედაპირზე, ძალიან დაკლავნილია. ეს კი იმის მაჩვენებელია, რომ დისლოკაციები, რომლებიც მონაწილეობენ სრიალში, არ განეკუთვნებიან სრილის სიბრტყეთა ერთ ოჯახს. მონაცემები, მც სუფთა

სტრუქტურათა ძაბვა - დეფორმაციის გრაფიკებზე, საკმაოდ მცირეა. გრაფიკზე ვხედავთ, რომ პლასტიკურ არეში გრაფიკი თითქმის სწორია. დეფორმაციული განმტკიცების ხარისხი შეადგენს 8კგ/მმ^2 -ს ერთეულ დეფორმაციაზე. ეს გვიჩვენებს, რომ მცკ-ს განმტკიცების ხარისხი თითქმის იგივეა, რაც წცკ-ის იყო მეორე საფეხურზე (სტადიაში). მიტჩელმა ჩაატარა ექსპერიმენტი სუფთა ნიობიუმზე და მიიღო ფორმით თითქმის ისეთივე გრაფიკი, რაც წცკ აქვს. მასზეც დაიშვირებოდა სამი განმტკიცების სტადია. თუ მცკ ლითონი შეიცავს დანამატებს, ნახშირბადს ან აზოტს და სხვა ანუ გვაქვს ჩანერგვის მყარი ხსნარები, მაშინ მათი გრაფიკი ისეთივეა, როგორც ეს 63-ე სურათზეა ნაჩვენები ე.წ. დენადობის კბილის ჩათვლით. აღვნიშნოთ, რომ ძაბვასა და დეფორმაციას შორის დამოკიდებულებას ტემპერატურაც განსაზღვრავს. შესაბამისად, ტემპერატურის ზემოქმედების გამო, შეიცვლება გრაფიკის სახეც, კერძოდ სხვა იქნება ძვრის ძაბვის კრიტიკული მნიშვნელობა და საფეხურებზე მრუდების დახრის ფორმაც, ასევე დენადობის კბილის ფორმაც. უნდა მივაქციოთ ყურადღება იმ გარემოებას, რომ თუ დენადობის ზღვარს ზემოთ კრისტალს ჯერ დატვირთავთ, ხოლო შემდეგ განტვირთავთ და ხელახლა დავიწყებთ მის დატვირთვას, დენადობის კბილი აღარ წარმოიქმნება. მაგრამ, თუ კრისტალს (მაგ., რკინას) დავაყოვნებთ ოთახის ტემპერატურაზე დიდხანს ან უფრო მაღალ ტემპერატურაზე მაგ., $50-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ზე, მაშინ ხელახალი დატვირთვისას ისევ მივიღებთ დენადობის კბილს. ეს მოვლენა ცნობილია დეფორმაციული დაბერების (დაძველების) სახელით (იხ. სურ. 63).

1. პირველადი დატვირთვა; 2. განმეორებითი დატვირთვა განტვირთვისა და დეფორმაციული დაბერების შემდეგ. როგორც კვლევებმა აჩვენა, ეს მოვლენა დაკავშირებულია გახსნილი ნივთიერების ატომების დიფუზიით იმ ახალ დისლოკაციებზე, რომლებიც წარმოიქმნენ წინასწარი დეფორმირებისას და ამიტომაც მათი ძვრადობა შემცირებულია.

\$ 8. ბაუშინგერის ეფექტი

ბაუშინგერის ეფექტის არსი მდგომარეობს იმაში, რომ კრისტალური სტრუქტურის მქონე მასალის წინააღმდეგობა პლასტიკური დეფორმაციისას მცირდება, თუ ის წინასწარ მცირედ მაინც იყო დეფორმირებული



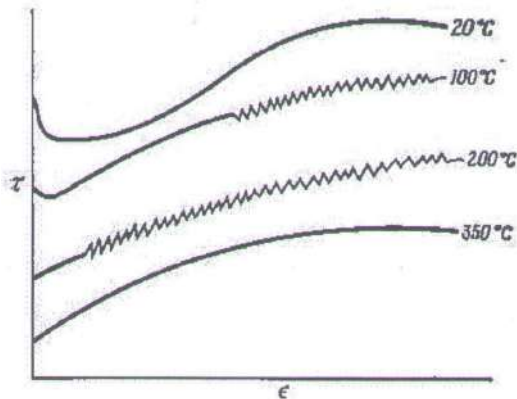
სურ. 64. მაგალითი ბაუშინგერის ეფექტის ახსნისათვის

საპირისპირო ნიშნით. ბაუშინგერის ეფექტი ესაა მასალის არადრეკადობის გამოხატულება, დრეკად-დეფორმირებულ არეში გადასვლისას. სურათზე მოცემულია გრაფიკი, რომელიც გამოსახავს ნიმუშის წინასწარი დატვირთვის (მაგ., გაჭიმვისას), დაბალი პლასტიკური დეფორმირებისას და შემდეგ მის განტვირთვის სურათს. ნიმუშის შემდგომი დატვირთვისას საპირისპირო მიმართულებით (მაგ., შეკუმშვისას), ბაუშინგერის ეფექტის გამო, მასალა დეფორმირდება უფრო იოლად, ვიდრე ის დეფორ-

მირდებოდა საწყისი მიმართულებით დეფორმირებისას. ეფექტი ვლინდება წინასწარი მცირე პლასტიკური დეფორმაციებისას (1%-მდე) და მცირდება დეფორმაციის სიდიდის გაზრდისას. ბაუშინგერის ეფექტის ფიზიკური არსი იმაში მდგომარეობს, რომ წინააღმდეგობაზე დაბლოკილი დისლოკაციები, წინასწარი განმეორებითი პლასტიკური დეფორმირების გამო, საპირისპირო მიმართულებით უფრო ადვილად მოძრაობენ.

§ 9. დენადობა

მყარი ხსნარების (როგორც ჩანაცვლების, ასევე ჩანერგვის) მონოკრისტალთა უმრავლესობა გაგლეჯის (გაჭიმვის) მანქანებზე გამოცდისას ამჟღავნებენ მკვეთრ დენადობის ზღვარს (კბილს, სურ. 63) ანუ დრეკადი ნაწილის ბოლოს გრაფიკზე ძაბვა-დეფორმაცია ნიმუში მოულოდნელად დეფორმირდება პლასტიკურად, თანაც ძაბვის ვარდნით, რასაც მიყვავართ გრაფიკზე მკვეთრი კბილის- დენადობის ზედა ზღვრის (A) და დენადობის ქვედა ზღვრის წარმოქმნამდე. ისინი დამზერილნი არიან, ასევე, რკინის მონოკრისტალებზეც ნახშირბადის და აზოტის მცირე შემცველობებისას (0,002-0,01 წონითი %). ზედა და ქვედა დენადობის ზღვრებს შორის მდებარეობს ჰორიზონტალური უბანი მრუდისა, ძაბვა- დეფორმაცია, რომელსაც უწოდებენ დენადობის მოედანს. პოლიკრისტალურ რკინაში ეს ნაწილი საკმაოდ დიდი სიგრძისაა. ესაა არე, სადაც პლასტიკური დეფორმაცია ვრცელდება ნიმუშში ერთი ან რამდენიმე ფრონტის გავრცელებით, რომელიც ცნობილია მასალათმცოდნეობაში, როგორც ლიუდერსის



ზოლები, თანაც ეს პროცესი მიმდინარეობს მუდმივი დატვირთვის პირობებში (სურ. 64). თუ დატვირთვის შემდეგ დენადობის ზღვარს ზემოთ კრისტალს განვტვირთავთ და ხელახლა მოვდებთ ძაბვას, მაშინ გრაფიკზე დენადობის კბილი აღარ წარმოიქმნება. ხოლო თუ კრისტალს დავაყოვნებთ (ეხება რკინას) ოთახის ტემპერატურაზე ანდა უფრო მაღალ 50-150 გრადუს ტემპერატურამდე დროის მოკლე მონაკვეთში და თუ ხელახლა დავტვირთავთ, მაშინ კბილი ისევ წარმოიქმნება.

სურ. 65. პორტევენ-ლე შატელიეს ეფექტი, აღმოჩენილი რკინაში

ეს მოვლენა ცნობილია, დეფორმაციული დაბერების სახელით. კბილი ნელ-ნელა ისპობა და მრუდი დეფორმაცია-ძაბვა ლებულობს ხერხისებრ ფორმას. იგი გამოწვეულია გახსნილი ნივთიერების ატომების დიფუზიით ახალ დისლოკაციებზე, რომლებიც წარმოიქმნენ წინასწარი დეფორმირებისას, მაგრამ მათზე ატომების დიფუნდირების გამო დაკარგული აქვთ ძვრადობა. ტემპერატურის გაზრდით დენადობის კბილი ისპობა. უნდა აღვნიშნოთ, რომ ამის დამზერა, როგორც წესი, არ ხდება ოთახის ტემპერატურაზე. ეს ეფექტი, პირველად შემჩნეულ იქნა რკინაზე ნახშირბადის მცირე შემცველობით და მას პორტევენ-ლე შატელიეს ეფექტს უწოდებენ.

§ 10. დენადობისა და სიმტკიცის ზღვრები

დენადობის (ძვრის) ძაბვის იმ მნიშვნელობას, რომლის დროსაც გამომწვარ მონო-კრისტალებში იწყება პლასტიკური დეფორმაცია, უწოდებენ **ძვრის კრიტიკულ მნიშვნელობას** (ან ძვრის დაყვანილ კრიტიკულ მნიშვნელობას), აღნიშნავენ $\sigma_{\text{კრიტიკული}}$ და ის $\sigma_{\text{კრიტიკული}} \sim 10^5 - 10^4 \text{ G}$ -ს ტოლია. სწორედ ამის ახსნამ მიიყვანა მეცნიერები დისლოკაციების არსებობამდე და დისლოკაციური თეორიის დამუშავებამდე. კრიტიკული ძაბვის ზუსტი მნიშვნელობის განსაზღვრა რთულია. ამის მიზეზს წარმოადგენს ის, რომ დრეკადი დეფორმაციიდან პლასტიკურში გადასვლის შუალედში მრუდი (ძაბვა - დეფორმაცია) გაღუნულია. ამიტომაც, კრიტიკული ძაბვის მნიშვნელობის დადგენა შესაძლებელია მხოლოდ მრუდის ხაზოვანი ნაწილის ექსტრაპოლაციით, ვიდრე ნულოვან მნიშვნელობამდე.

სიმტკიცის ზღვარი. ლითონებში, რომლებშიც ბზარწარმოქმნა მიმდინარეობს ზედაპირის უშუალო გახლეჩით, გარკვეული კრისტალოგრაფიული სიბრტყეების გასწვრივ, მსხვრევა იწყება მაშინ, როდესაც ნორმალური ძაბვის მნიშვნელობა გახლეჩის სიბრტყეზე მიაღწევს კრიტიკულ მნიშვნელობას. სავარაუდოდ, ეს უნდა იყოს სიბრტყე მინიმალური ზედაპირული ენერგიით, თუმცა ეს არაა ყოველთვის სამართლიანი მცდელობა ლითონებისათვის. ასეთ ლითონებში გახლეჩის სიბრტყეს წარმოადგენს {100}, მაშინ, როდესაც მინიმალური ზედაპირული ენერგიის მქონე {110}, სიბრტყეა. რაც შეეხება კრიტიკულ ძაბვას პოლიკრისტალურ ლითონებში ჯერ-ჯერობით არა გვაქვს ცალსახა პასუხი. უფრო სიღრმისეულად ჩვენ ამ საკითხს აღარ შევეხებით. უნდა ვიცოდეთ, რომ მასალის გამოცდა გაგლეჯაზე ხდება დანადგარზე, რომელზედაც გამოიყენებენ სტანდარტული გეომეტრიული ფორმისა და ზომის ნიმუშებს. ნიმუშების შუა ადგილას წინასწარ გაკეთებულია ჭრილი სოლისებრი ან მრგვალი (სტანდარტული რადიუსით) ფორმის. გარკვეული სიმაღლიდან რკალზე მოძრავი ფიქსირებული წონის ჩაქუჩი ხვდება ჩამაგრებულ ნიმუშს და გაგლეჯს მას (სურ.60). ბუნებრივია, რაც უფრო დიდ დატვირთვას გაუძლებს ნიმუში და არ გაიგლიჯება (არ დაიმსხვრევა), მით უფრო მედეგია იგი და პრაქტიკულად მისაღები წარმოებაში ჩასანერგად.

X თავი

ლითონთა თეორიული სიმტკიცე და ბზარწარმოქმნა

§ 1. ლითონთა თეორიული სიმტკიცე

მყარი სხეულის თეორიული სიმტკიცე გამოითვალა ფრენკელმა. დავუშვათ, რომ გვაქვს ატომთა ორი რიგი (სურ.66. ატომთა განლაგება წკ-ში თეორიული სიმტკიცის განსაზღვრავად), რომელთაგან ერთი წანაცვლებულია მეორის მიმართ ძვრის დეფორმაციის გამო x მანძილით. სიბრტყეთა შორის მანძილი ტოლია a -სი ხოლო სრიალის სიბრტყის გასწვრივ ატომებს შორის მანძილი ტოლია b -სი. რეალურად წანაცვლებები უნდა იყოს x -ის ფუნქცია b - პერიოდულობით. ყველაზე მარტივია დავუშვათ, რომ ეს დამოკიდებულება არის სინუსოიდური. მაშინ ფორმულა მიიღებს შემდეგ სახეს; $\tau = \kappa \sin(2\pi x/b)$. მცირე დეფორმაციების შემთხვევაში, შეგვიძლია

დავუშვათ, რომ

$$\tau \sim \kappa 2\pi x/b. \quad (1)$$

თუ გამოვიყენებთ ჰუკის კანონს:

$$\tau = Gx/a. \quad (2)$$

სადა τ ძაბვაა, G – ძვრის მოდული. თუ (1) და (2) ფორმულის მარჯვენა მხარეებს გადავტოლებთ ერთიმეორეს მივიღებთ, რომ:

$$\kappa = Gb/2\pi a. \quad (3)$$

შევიტანოთ κ -ს მიღებული მნიშვნელობა (1) ფორმულაში მივიღებთ, რომ

$$\tau = Gb/2\pi a \sin(2\pi x/b). \quad (4)$$

τ -ს მაქსიმალური მნიშვნელობა, რომელიც შეესაბამება ძაბვას, რომლის დროსაც გისოსი გადავა არამდგრად მდებარეობაში, მიიღწევა $b/4$ სიდიდით წანაცვლებისას, საიდანაც

$$\tau_{max} = Gb/2\pi a = \tau_0.$$

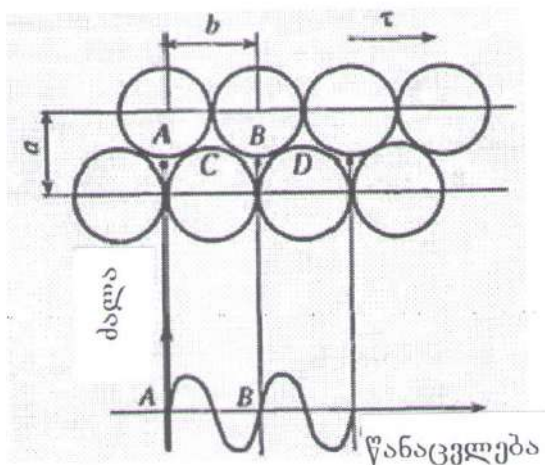
სადაც τ_0 - ძაბვის კრიტიკული მნიშვნელობაა ძვრის დეფორმაციისას. მიახლოებით შეგვიძლია დავუშვათ, რომ $a \approx b$ -ს, მაშინ მივიღებთ, რომ თეორიულად ძვრის ძაბვის კრიტიკული მნიშვნელობა

$$\tau = G/2\pi M$$

მოვიგონოთ, რომ იუნგის მოდულის და ძვრის მოდულის დამაკავშირებელ ფორმულას აქვს შემდეგი სახე:

$$G = E/2(1+\nu).$$

სადაც ν პუასონის კოეფიციენტი. გამოთვლებმა აჩვენა, რომ სინამდვილეში რეალური კრისტალებისათვის კრიტიკული ძაბვის მნიშვნელობა რამდენიმე ათეულჯერ ნაკლებია. მინაზე ჩატარებულმა კვლევებმა გრიფიტის მიიყვანა იმ დასკვნებამდე, რომ ამის მიზეზი უნდა იყოს მასალის შიგნით არსებული დეფექტები და მათ შორის მცირე ზომის მიკრობზარები.

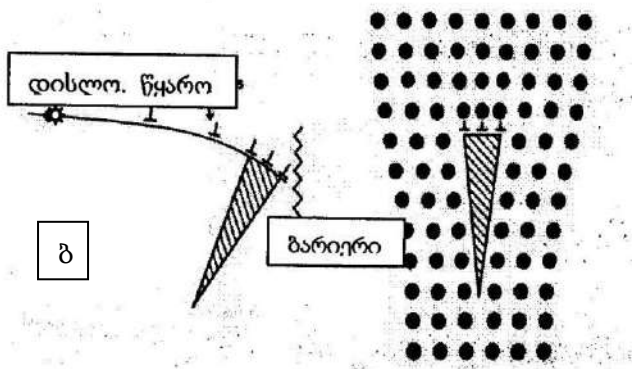
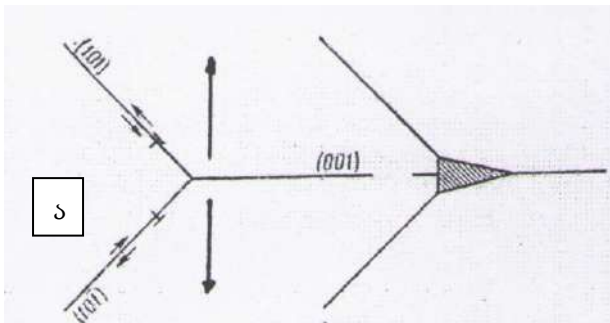


სურ.66. ატომთა განლაგება წვც-ში თეორიული სიმტკიცის განსაზღვრავად

§ 2. ბზარების წარმოქმნის მექანიზმი და გრიფიტის ბზარი

გრიფიტის შეეცადა აეხსნა ეს შეუსაბამობა და დაუშვა, რომ მყიფე სხეულებში (ლითონებში) არსებობენ ბზარები, რომლებიც იწვევენ ისეთი სიდიდის ძაბვების კონცენტრირებას, რომელიც საკმარისია თეორიული სიმტკიცის ლოკალური გადაჭარბებისათვის. ბუნებრივია, თუ მოხდა სხეულის შიგნით ძაბვების კონცენტრაცია (შინაგანი ძაბვები), მაშინ ნებისმიერი გარეგანი ძაბვის მოდებისას შინაგანი ძაბვები დაემატებიან მათ და იმ გარკვეულ ადგილებში (სადაც ისინი მიაღწევენ ზღვრულ სიდი-

დეებს) მოხდება მათი რელაქსაცია ბზარწარმოქმნით. ძაბვების გადაცემა უნდა მოხდეს დისლოკაციების მოძრაობით. ეს კი გამოიწვევს, ყველა იმ მიკროსტრუქტურულ



ცვლილებებს, რაც მასალის პლასტიკური დეფორმაციისათვისაა დამახასიათებელი. ბზარის წარმოქმნის ერთ-ერთი მოდელი ნაჩვენებია სურათზე (სურ.67). იქ, სადაც წარმოქმნილი იყო დისლოკაცია, ვთქვათ სუბმიკროსივარიელე (ნახაზზე ვარსკვლავი), შემდგომი დეფორმაციისას ემატებიან რა სხვა დისლოკაციებიც, ის იწყებს გაფართოებას და გადაიზრდება ბზარში. სწორედ, ამიტომაც აუცილებელი და საჭირო მასალების მიკროსტრუქტურული კვლევების ჩატარება, რათა მოხდეს ძაბვების ლოკალიზაციის ადგილების გამოვლენა, მათი რელაქსაცია, ბზარების წარმოქმნის ადგილების პროგნოზირება და ბოლოს ბზარების წარმოქმნის თავიდან აცილება (რათა არ მოხდეს კატასტროფა). ამისათვის, გამოიყენება სხვადასხვა მეთოდი, რომელთა ნაწილს ჩვენ

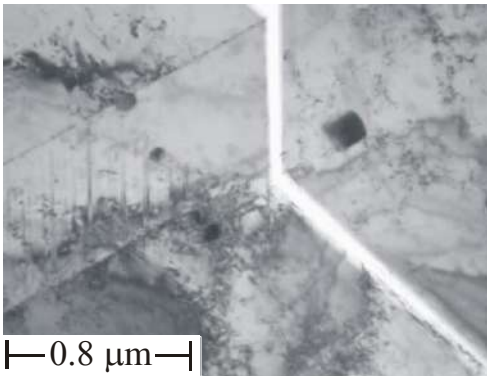
სურ.67. ა) ბზარწარმოქმნის კრისტალოგრაფია ბ) ბზარის წარმოქმნის მოდელი

უკვე შევხებთ წინა ლექციებში. მაგ. მოშვება, ნორმალიზაცია, მცირე პლასტიკური დეფორმაცია და სხვა. იმისათვის, რათა თავიდან ავიცილოთ ნარჩენი ძაბვების დაგროვება მასალაში და ბზარების წარმოქმნა, აუცილებელია ყველა შესაძლო მეთოდის გამოყენება მათ შესამცირებლად. ძაბვები უარყოფითად მოქმედებენ მასალათა თვისებებზე, აქვეითებენ მათ ფიზიკურ და მექანიკურ თვისებებს. დადგენილია, რომ ძაბვების კონცენტრაციის ადგილებში უფრო აქტიურდება აგრესიული გარემოს ზემოქმედება მასალაზე და იწყება ზედაპირის დაშლა- დაჟანგვა, რაც კოროზიის სახელითაც ცნობილი. ამისათვის, გარდა ჩვენ მიერ ზემოთ ჩამოთვლილი მეთოდებისა, მიმართავენ მასალის შემადგენლობაში ისეთი ელემენტების შეყვანას, რომელიც ამ კონკრეტული გარემოსათვის ინერტულია ან უფრო მედეგია, ვიდრე მანამდე გამოყენებული ელემენტი. პრაქტიკაში გამოიყენება ასევე მუშა ნიმუშის სხვა ნივთიერებებით დაფარვა; მაგ., მოთუთიება, მოვერცხლა, პლატინირება, ქრომირება. ზედაპირის ჟანგეულებით დაფარვა, საღებავების გამოყენება და ასე შემდეგ.

§ 3. მასალათა მსხვრევა, ბზარების კლასიფიკაცია (მეიფე, ბლანტი, ციკლური)

ზოგადად, მსხვრევის ტიპი დამოკიდებულია თვით მასალაზე, ამიტომაც ჯერ შევეცადოთ განვასხვაოთ ისინი ერთიმეორისაგან. განასხვავებენ სამი ტიპის სხეულებს: 1) მეიფე, 2) პლასტიკური და 3) ნახევრად მეიფე.

1.მეიფე სხეულები. მათ მიეკუთვნებიან ისეთი მყარი სხეულები, რომლებიც ძაბვის მოდებისას დეფორმირდებიან მხოლოდ დრეკადად და შემდეგ უცებ იმსხვრებიან. სამწუხაროდ, ასეთი ტიპის მასალებზე მონაცემები საკმაოდ მწირია. იმის თქმაც კი

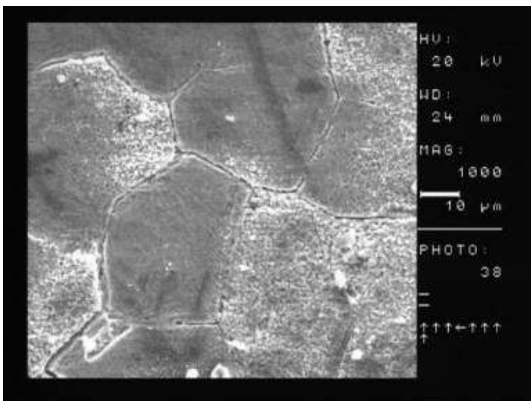


ძნელია, თუ რა მაქსიმალური დეფორმაციისას მოხდა დამსხვრევა. როგორც წესი, ის არ აღემატება საერთო დეფორმაციის ერთ პროცენტს. აბსოლუტურად მეიფე სხეულები ბუნებაში საკმაოდ ცოტაა, მაგრამ მეიფე მსხვრევა დაიმზირება ნივთიერებათა საკმაოდ ფართო კლასში და შუალედურ შენაერთებშიც. გარდა იმისა, რომ ეს სხეულები დეფორმირდებიან დრეკადად, მათი მაკროსკოპული განსაკუთრე-

სურ. 68. ბზარი აუსტენიტური კლასის X18N10 ფოლადში (გამჭოლი ელ. მიკროსკოპია-ავტორი)

ბულობა იმაში მდგომარეობს, რომ ბზარი ნივთიერებაში ძალიან სწრაფად ვრცელდება. მათ უწოდებენ **მეიფე ბზარებს**.

2.პლასტიკური სხეულები. პლასტიკური სხეულების მსხვრევას წინ უსწრებს გარკვეული პლასტიკური დეფორმაცია, ხოლო ბზარი, რომელიც საკმაოდ ნელა ვრცელდება, შეიძლება შევაჩროთ, თუკი შევამცირებთ დატვირთვას. ლითონთა უმრავლესობა სწორედ ასეთი ტიპის მასალებს განეკუთვნებიან (აქ დიდ როლს ასრულებს მათი სისუფთავეც). თუმცა, ბევრი რამეა დამოკიდებული დამაბულობის (დატვირთვის) ხასიათზე (ღრმულის ფორმა,



ჭრილის ფორმა დახვევა და სხვა). შესაბამისად, მათ დამსხვრევას წინ უძღვის გარკვეული შეუქცევი პლასტიკური დეფორმაცია ანუ საჭირო მუშაობის შესრულება, მანამ მოხდება მათი დამსხვრევა. ასეთ ბზარებს უწოდებენ **ბლანტ ბზარებს**.

3.ნახევრად მეიფე სხეულები. ასეთ ნივთიერებებს განეკუთვნებიან ისეთი სხეულები, რომლებიც ამჟღავნებენ ორივე ტიპის ნივთიერებათა თვისებებს. კერძოდ, შესაძლოა ბზარი თავიდან

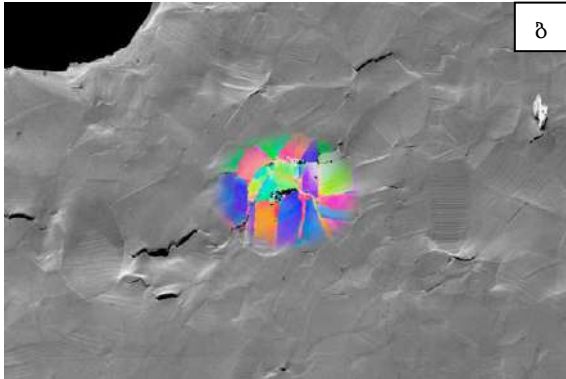
სურ. 69. ბზარები მარცვლის მარტენსიტული კლასის 13X11H2B2MΦ ფოლადში (მოწამვლა აუსტენიტურ მარცვლებზე-ავტორი)

ვრცელდებოდეს ბლანტად, ხოლო შემდეგ, გარკვეული გეომეტრიული ზომის მიღების შემდეგ, გავრცელდეს სწრაფად, მეიფედ. ასეთი ნივთიერებებია მცკ და ჰმწ ჰექსაგონალური ნივთიერებები. არ უნდა დაგვავიწყდეს, რომ პროცესი დამოკიდებულია ასევე ტემპერატურაზე, დატვირთვის სიდიდეზე, სიჩქარეზე და სხვა. შესაბამისად, ასეთ ბზარებს უწოდებენ ნახევრად მეიფე ან ნახევრად ბლანტ ბზარებს, განსხვავებით ზემოთ ჩამოთვლილი ბზარებისაგან. პრაქტიკაში ხშირად გვხვდება ციკლური ბზარები (მექანი-



ა

კური და თერმული). თუ ნივთიერება ექვემდებარება გარკვეულ პლასტიკურ დეფორმაციას, მაშინ მისი დაღლილობითი დეფორმირებისას (მაგ., ღუნვას ან გრეხას, ხან ერთ და ხან მეორე მიმართულებით, ვიბრაციას), მივყავართ მის დამსხვრევამდე. ასეთი დამსხვრევა მექანიკურ-ციკლური (დაღლილობითი) ბზარწარმოქმნის სახელითაა ცნობილი.



ბ

სურ. 70 ა) ციკლური დეფორმაციით გამოწვეული შესაძლო კატასტროფა და ბ) ბზარები

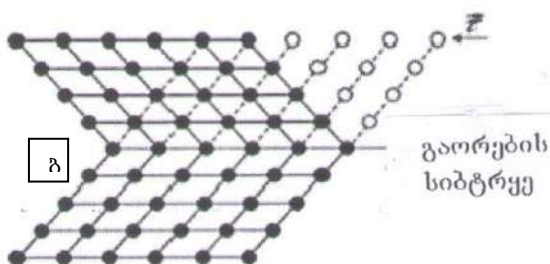
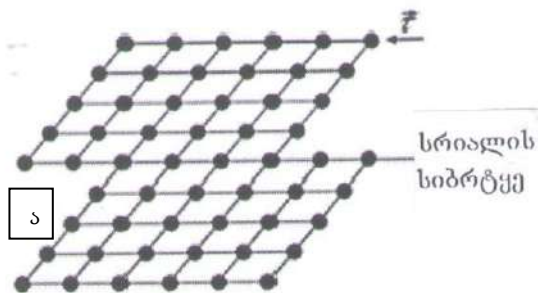
XI თავი

ლითონთა შინაგანი სტრუქტურის ცვლილება დეფორმირებისას

§ 1. დეფორმაცია სრიალით და დეფორმაციული ორეულების წარმოქმნით

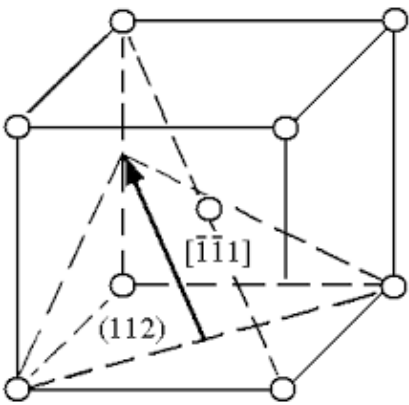
ლითონის ზედაპირი, რომელიც იყო გაპრიალებული (პოლირებული) და შემდეგ მოხდა მისი პლასტიკური დეფორმაცია, იფარება ერთი ან რამდენიმე მიმართულების პარალელური ხაზებით, რომელსაც სრიალის ხაზებს უწოდებენ. ეს ხაზები წარმოადგენენ საფეხურებს, რომლებიც წარმოიქმნენ ზედაპირზე, გარკვეული კრისტალოგრაფიული სიბრტყეების, მიკროსკოპული ძვრების შედეგად. ასეთი კრისტალოგრაფიული

სიბრტყეები იწოდება სრიალის სიბრტყეებად, ხოლო ძვრის მიმართულება, სრიალის მიმართულებად. ერთიანად ეს სრიალის სიბრტყე და სრიალის მიმართულება მოცემულ სიბრტყეზე განისაზღვრება ტერმინით: **სრიალის სისტემა**. სიბრტყეთა სისტემა აღინიშნება ფიგურული ფრჩხილებით-{111}, ხოლო მიმართულება კრონიკერის სიმბოლოებით <110>. ატომთა ძვრის სქემა სრიალისას ნაჩვენებია, სურ. 66 და 71.



სურ.71. ა) სრიალით დეფორმაციის სქემა და ბ) დეფორმაციის სქემა გაორებით

სადაც τ ესაა მოდებული ძაბვის სიდიდე. ლითონთა დიდი ნაწილისათვის, როგორც წესი, სრიალი მიმდინარეობს მჭიდრო წყობის სიბრტყეებზე და სრილის მიმართულეზაც ემთხვევა მჭიდრო წყობის მიმართულეზას მოცემული სრილის სიბრტყეში. სიბრტყეთა ერთობლიობა დეფორმაციისას წარმოქმნიან სრილის ზოლებს. დეფორმაცია ლითონებში მიმდინარეობს არა მარტო სრიალით, არამედ გაორებითაც. კერძოდ, განმტკიცების გარკვეულ ეტაპზე, ნაცვლად სრილის სიბრტყეებისა ან ზოლებისა, წარმოიქმნებიან დეფორმაციული ორეულები (სურ. 71.ბ სქემა...). შესაბამისად ორეულების სიბრტყეს და გაორების მიმართულეზასაც აღნიშნავენ ზემოთ მითითებული სიმბოლოებით. დეფორმირებისას ლითონთა უმრავლესობაში მიმდინარეობს უცაბედი



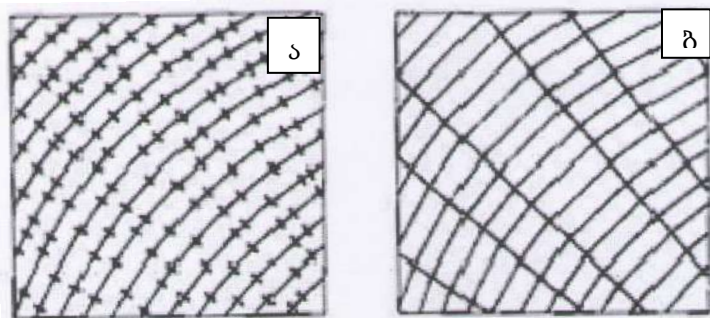
ლოკალიზირებული ძვრის პროცესი, რომელიც ცნობილია დეფორმაციული ორეულების წარმოქმნით. ისინი წარმოადგენენ პატარა მკაცრად შემოსაზღვრულ მოცულობებს კრისტალის შიგნით. ეს მოვლენა არ წააგავს ინდივიდუალური სრილის პროცესს, რომელიც მიმდინარეობს ძვრით ერთი კრისტალური სიბრტყის გასწვრივ და წარმოადგენს ორგანზომილებიან პროცესს. ორეულების წარმოქმნის პროცესი მიმდინარეობს სწრაფად და ამ დროს გამოიყოფა ენერგია ბგერების სახით. დამახასიათებელი ტკაცუნი (ტყვიის, კალის, თუთიის და

სურ. 72. დეფორმაციის კრისტალოგრაფია მცკ სტრუქტურაში

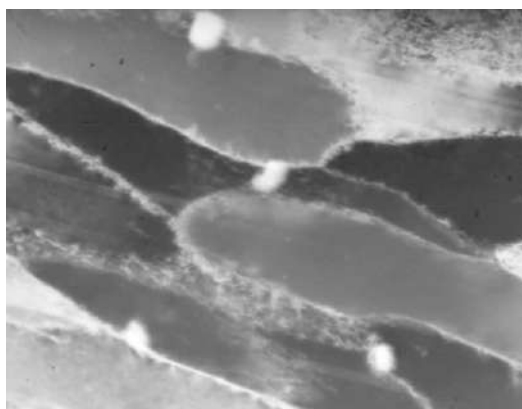
სხვა ნივთიერებათა) ღეროს მოღუნვისას დაკავშირებულია ორეულების მასიურ წარმოქმნებთან. ლითონების მიკროსკოპულმა კვლევებმა აჩვენა, რომ წარმოქმნილი ორეულები ხშირად შემოსაზღვრებიან პარალელური ან თითქმის პარალელური დაბალინდექსიანი კრისტალოგრაფიული სიბრტყეებით. ეს სიბრტყეები ითვლებიან ორეულის ჰაბიტუსურ ან გაორების სიბრტყეებად. სადემონსტაციოდ თუ დეფორმაციამდე ლითონის ზედაპირს გავაპოლირებთ, მაშინ დეფორმაციის შემდეგ წარმოქმნილი ორეულის ზონა დახრილი იქნება პირვანდელი ზედაპირის მიმართ რაღაც კუთხით (იხილე სურ.54) სტრუქტურებში, გაორების სიბრტყე უმრავლეს შემთხვევაში არის {112}, ხოლო ძვრის მიმართულეზა $\langle 111 \rangle$ (სურ. 72). წც სტრუქტურებში გაორების სიბრტყე ესაა მჭიდრო წყობის სიბრტყე {111} და გაორების მიმართულეზა კი $\langle 112 \rangle$.

§ 2. პოლიგონოზაცია

ინგლისელი მეცნიერი კანი სწავლობდა რა კადმიუმს და ალუმინს, შეამჩნია, რომ კადმიუმის მოღუნვისას ლაუეგრამაზე დაიმზირებოდა ინტესივობათა მაქსიმუმი, რომელთა არეკვლა ხდებოდა პატარა უჯრედებიდან ანუ პოლიგონებიდან. პოლიგონები წარმოიქმნებოდნენ დისლოკაციების გადანაწილებით. ამ მოვლენას დაერქვა პოლიგონიზაცია. გაღუნული კრისტალი შეიცავს ერთი ნიშნის სასაზღვრო დისლოკაციების სიჭარბეს (სურ.73 ა.). გამოწვის შემდეგ დისლოკაციები მოძრაობენ (მიგრირებენ) სრი-



ალის სიბრტყეების გასწვრივ, შემდეგ გადაცოცდებიან მათგან და წარმოქმნიან სწორ (მართობულ) კუთხეებიან კედლებს სრიალის სიბრტყეებთან (სურ. 73, ბ). ამ დროს (სურ. 73. ა) ბ) პოლიგონიზაციის სქემა



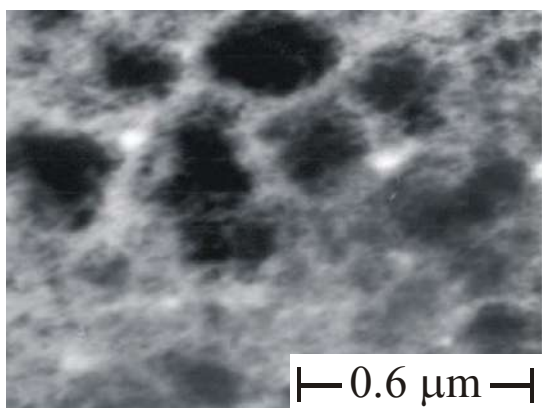
წარმოქმნილი სტრუქტურა იგივეა, რაც მცირეკუთხიანი საზღვარი, რომელიც შედგება სასაზღვრო დისლოკაციები-საგან. ე.ი. ესაა მცირეკუთხიანი დახრის საზღვარი. ამგვარად, დისლოკაციების სრიალი და გადაცოცება ჯამურად წარმოქმნიან, კრისტალის არეებს შორის დეორიენტირებას- θ კუთხით, რომელიც დისლოკაციებს შორის მანძილის D -ს უკუპროპორციულია. დისლოკაციების ასეთი გადანაწილების მამოძრავებელ ძალას წარმოადგენს დრეკადი ენერჯიის

სურ.74. პოლიგონალური სტრუქტურა (X18N10-ფოლადი ელექტრონული მიკროსკოპია-ავტორი)

შემცირება, რომელიც მიიღწევა დისლოკაციათა სწორხზოვან განლაგებაში. ეს ნიშნავს, რომ ცალკეული დისლოკაციები დრეკადად მიიზიდებიან კედლისაკენ და ამით ზრდიან

$$b/D=2\sin\theta/2\approx\theta,$$

დეორიენტირების ხარისხს, რითაც წარმოიქმნება სუბსაზღვრები, რომელთა შიგთავსი



იწოდება სუბმარცვლად ანდა ფრაგმენტებად. ეს ყველაფერი აღმოჩენილი და დამზერილია, ელექტრონული მიკროსკოპის საშუალებით (იხ. სურ. 53, 55). შემდგომში გაირკვა, რომ საზღვრები არ არიან ერთი ტიპის მარტივი დახრის საზღვრები და ისინი შეიცავენ ხრახნულ დისლოკაციებსაც. ეს კი, თავის მხრივ, დამოკიდებულია გამოწვის ტემპერატურაზე, ხარისხზე, ნივთიერების

სურ.75. უჯრედოვანი სტრუქტურა (X18N10-ფოლადი ელექტრონული მიკროსკოპია-ავტორი)

სისუფთავეზე და რიგ სხვა ფაქტორებზეც. გასათვალისწინებელია ასევე წყობის დეფექტების ენერჯიის სიდიდე, რომელიც ყველა ნივთიერებისათვის სხვადასხვაა და ასე შემდეგ.

§ 3. რეკრისტალიზაცია

ძლიერ დეფორმირებულ ლითონებში დისლოკაციების სიმკვრივე შეადგენს 10^9 - 10^{12} სმ^{-2} , მათ გარდა გვაქვს წერტილოვანი დეფექტებიც, რომელთა შედეგად მექანიკური და ფიზიკური თვისებები ძლიერ განსხვავდება ლითონის გამოწვის შემდეგ მიღებული თვისებებისაგან. ერთ-ერთი პროცესი, რომლის დროსაც ლითონი დეფორმირებული მდგომარეობიდან გადადის გამომწვარ მდგომარეობაში, არის **რეკრისტალიზაცია**. რეკრისტალიზაციისას დეფორმირებულ ლითონში ძაბვებისაგან თავისუფალი მარცვლის ჩანასახი მაღალ ტემპერატურაზე იწყებს ზრდას და თანდათანობით ნთქავს მთელ დეფორმირებულ მატრიცას. მაგალითად, ალუმინისათვის რეკრისტალიზაცია იწყება 350 გრადუსზე (ცელსიუსით) გამოწვისას. დადგენილია, რომ: **1. გვაქვს საინკუბაციო პერიოდი; 2. რეკრისტალიზაცია იწყება ნელ-ნელა და თანდათანობით აღწევს მაქსიმალურ სიჩქარეს; 3. გარდაქმნის სიჩქარე, ისევ ნელდება სრული რეკრისტალიზაციის სტადიის დადგომამდე.** ზოგადად, რაც უფრო მეტია დეფორმირების ხარისხი, ლითონი მით უფრო ადვილად განიცდის რეკრისტალიზაციას და რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე უფრო ნაკლები დაყოვნების დროა საჭირო პროცესისათვის. დეფორმირების ხარისხის გაზრდით დგება მომენტი ე.წ. **კრიტიკული დეფორმაცია**, რომლის შემდეგაც ვლელბობთ მაქსიმალურად დიდი ზომის მარცვლებს.

რეკრისტალიზაცია, ესაა ლითონებისა და შენადნების თერმული დამუშავების ერთ-ერთი სახე. იგი ამაღლებს სტრუქტურულ მოწესრიგებას და ამცირებს მასალის თავისუფალ ენერგიას მოცემულ ფაზაში. რეკრისტალიზაცია მიმდინარეობს დიდ-კუთხიანი დეორინტირების მქონე მარცვლის საზღვრების წარმოქმნით, მოძრაობით და გაქრობით ან მხოლოდ მოძრაობითა და გაქრობით. რეკრისტალიზაცია გამოიყენება დეფორმაციით გამოწვეული განმტკიცების ეფექტის მოსახსნელად. რეკრისტალიზაციის სიჩქარე ექსპონენციალურად იზრდება ტემპერატურის ზრდასთან ერთად. რეკრისტალიზაციის ტემპერატურა დამოკიდებულია შენადნის შემადგენლობაზე. პოლიკრისტალურ მასალებში, რომლებიც არ ექვემდებარებიან ფაზურ გადაკრისტალებას, დეფორმაციის შემდგომი რეკრისტალიზაცია ითვლება სტრუქტურულად მგრძნობიარე მეთოდად, ფიზიკურ-მექანიკური და მათი ანიზოტროპიული თვისებების შესაცვლელად. **განასხვავებენ სამი სახის რეკრისტალიზაციას: პირველადი, გამსხვილებადი-კრებითი და მეორადი.**

პირველადი მიმდინარეობს დეფორმირებულ მასალებში ახალი, არ დამახინჯებული მარცვლების (ან კრისტალების) წარმოქმნით. ამ დროს ფორმირდება დისლოკაციებისაგან თავისუფალი ან უფრო სრულყოფილი არეების წარმოქმნა გარემომცველ მატრიცასთან შედარებით. **ჩანასახები ან რეკრისტალიზაციის ცენტრები** იზრდებიან ძირითადი დეფორმირებული მატრიცის ხარჯზე. ჩანასახი ფორმირებას იწყებს, როგორც წესი, სუბმარცვლების ზრდის ხარჯზე, რომლებიც წარმოიქმნენ პოლიგონიზაციისას. პირველადი რეკრისტალიზაციისას მიმდინარეობს საწყისი არადეფორმირებული სტრუქტურის და თვისების განსაკუთრებულად რადიკალური აღდგენა.

გამსხვილებადი-კრებითი რეკრისტალიზაციისას მიმდინარეობს მარცვლების საშუალო ზომის გაზრდა როგორც ერთიმეორის ხარჯზე, ისე არადეფორმირებული მარცვლის ზრდის ხარჯზე. ამ პროცესის მამოძრავებელ ძალას წარმოადგენს სასაზღვრო ენერჯის შემცირება, საზღვრების სიგრძის შემცირებით.

მეორეული რეკრისტალიზაციისას მხოლოდ ცალკეული მარცვლები იზრდებიან განსაკუთრებით დიდი სიჩქარით, ასრულებენ მეორადი ცენტრების როლს მაშინ, როდესაც გამსხვილებადი-კრებითი რეკრისტალიზაციისას ასეთი ცენტრები არ გვაქვს. მეორადი რეკრისტალიზაციისათვის დამახასიათებელია სტრუქტურაში მარცვალთა ზომების განსხვავებულობა ანუ გვხვდება სხვადასხვა ზომის მარცვლები.

რეკრისტალიზაციას ნივთიერება გადაჰყავს თერმოდინამიკურად მაღალ წონასწორულ მდგომარეობაში. **პირველადისას** ეს ხდება იმ დამახინჯებების შემცირებით, რომელიც გამოწვეულია დეფორმაციით, ხოლო კრებითი და მეორადისას მარცვალთა ჯამური ზედაპირის შემცირების ხარჯზე. რეკრისტალიზაცია ამცირებს სტრუქტურულ დეფექტებს, ცვლის მარცვლის ზომებს და შეუძლია შეცვალოს მათი კრისტალოგრაფიული ორიენტაციაც .

§ 4. ტექსტურა

თითქმის ყოველთვის, პოლიკრისტალური ლითონების დეფორმაციის დროს, ლითონის შემადგენელ კრისტალთა უდიდეს ნაწილში თავს იჩენს გარკვეული კრისტალოგრაფიული მიმართულება ან გარკვეული კრისტალოგრაფიული სიბრტყე, რომელიც ეწყო (განეწყო) დეფორმაციის მიმართულების თანხვედრილად. ამას მივყავართ უპირატესი ორიენტაციის განვითარებამდე, რაც ცნობილია როგორც **ტექსტურა**. ტექსტურის ბუნება დამოკიდებულია როგორც დეფორმაციის პროცესის სქემაზე, ასევე ლითონის კრისტალურ სტრუქტურაზე, რომლითაც განისაზღვრება სრიალის მოქმედი სისტემები. განსხვავებენ ტექსტურის რამდენიმე ძირითად ტიპს, რომლებიც წარმოიქმნიან ლითონში დამაბულობის შედეგად. **წვკ- გათხელება გატარებით (გაგლინვით)** ორივე მხრიდან ლილვებით - {110} <112>, გატარების სიბრტყის პარალელურად; **მცკ- გათხელება გატარებით**, ორივე მხრიდან ლილვებით-{001} <110>, გატარების სიბრტყის პარალელურად; **წცმწ (წახნაგდაცენტრებული მჭიდრო წყობა)- გათხელება გატარებით**, ორივე მხრიდან ლილვებით-{0001} <112-0>, გატარების სიბრტყის პარალელურად; როგორც ვხვდებით, ყველა ზემოთ ჩამოთვლილი პროცესების მიზეზად გვევლინება დეფორმაცია. სინამდვილეში კი ესაა ლითონის თვისება, დეფორმაციის შემდეგ მინიმუმამდე დაიყვანოს ის შინაგანი ძაბვები, რომელიც მასში დეფორმაციის შედეგად დაგროვდა. ყოველივე ეს არის ლითონის ანიზოტროპიულობის გამოვლენა. სხვანაირად რომ ვთქვათ, ლითონის დეფორმაციისას არ უნდა ხდებოდეს რომელიმე უპირატესი ორიენტაციით დეფორმაცია ან უფრო სწორად ყველა სიბრტყე თანაბრად უნდა ღებულობდეს მონაწილეობას დეფორმაციის პროცესში. რაკი ეს არ ხდება, ეს იმის მაჩვენებელია, რომ ლითონი არის ანიზოტროპიული. მისი მექანიკური, ელექტრული, მაგნიტური, სითბური თვისებები (ფიზიკური მახასიათებლები) სხვადასხვა კრისტალოგრაფიული მიმართულებით სხვადასხვაა. აუცილებელია აღინიშნოს, რომ

ანიზოტროპიულობა დამახასიათებელია არა მარტო პოლიკრისტალური ლითონებისათვის, არამედ ის მქდავნიდება ასევე მონოკრისტალებშიც.

§ 5. დეფორმაციის, ტემპერატურის და ლითონთა ქიმიური შედგენილობის გავლენა ელექტროგამტარებლობაზე და კრისტალოგრაფიაზე. ზეგამტარობა

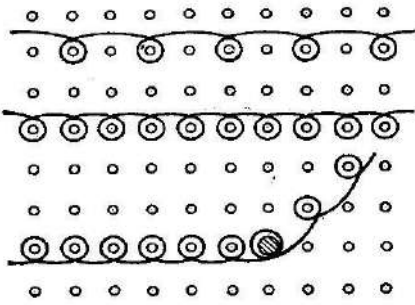
ელექტროგამტარებლობისათვის ფიზიკაში ყველაზე ცნობილია ომის კანონი. ის აკავშირებს ერთიმეორესთან დენის სიმკვრივეს J და ელექტრულ ველს E . ომის კანონი მისაღებია როგორც ლითონებისათვის, ასევე იზოლატორებისათვისაც. პროპორციულობის კოეფიციენტი σ ცნობილია როგორც გამტარებლობის, ანუ ელექტროგამტარებლობის კოეფიციენტი.

$$J = \sigma E . \quad (1)$$

მასალათა უდიდესი ნაწილისათვის ის სკალარული სიდიდეა. გამტარებისათვის ის ტოლია 10^7 სიმ/მ (1 სიმენსი = 1/ომ = 1 ა/ვ), ხოლო იზოლატორებისათვის 10^{-10} სიმ/მ. შევეცადოთ, გამოვიყვანოთ ომის კანონი, ნივთიერების მიკროსკოპული-ატომური სტრუქტურიდან გამომდინარე. დავიწყოთ იმ ფაქტით, რომ თუ არ გვექნა ელექტრული ველი, მაშინ ნივთიერებაში არანაირ ტოლქმედ (მარეზულტირებელ) დენზე ლაპარაკიც კი არ შეიძლება. ეს გამომდინარეობს ფერმის განაწილების თვისებიდან: თითოეულ ელექტრონს, იმპულსით, გარკვეული ფიქსირებული მიმართულებით, მოემდებნება მეორე ელექტრონი საპირისპირო მიმართულების იმპულსით. რაც იმას ნიშნავს, რომ მოხდება მათი კომპენსირება და ეს ელექტრონი ვერ მიიღებს მონაწილეობას გამტარებლობაში. საკმარისია კრისტალს მოვდოთ ელექტრული ველი, რომ ეს კომპენსაცია მაშინვე მოიხსნება, რადგან ყველა ელექტრონი იგრძნობს ძალის მოქმედებას ერთი და იგივე მიმართულებით. ის ელექტრონები, რომლებიც მდებარეობენ ფერმის სფეროს შიგნით, შეიძენენ აჩქარებას (ელ. ველის E მიმართულების საპირისპიროდ). სავალენტო ელექტრონების მიმართული მოძრაობა, რომელიც ემატება ძირითად მდგომარეობაში მოძრავ ელექტრონებს, საბოლოოდ წარმოადგენს მყარ სხეულებში მუხტის გადატანას და, შესაბამისად, ელექტროდენს. ანალიზურად ეს გამოისახება შემდეგნაირად. თუ E მიმართულია X ღერძის გასწვრივ და თითოეული ელექტრონი ($q = -1,6 \cdot 10^{-19} \text{კ}$) განიცდის ზემოქმედებას qE ძალით მაშინ მოძრაობის განტოლებას ექნება შემდეგი სახე:

$$m^* x'' = Qe . \quad (2)$$

ეს ფორმულა ვერ მოგვცემს ომის კანონს, მისი ინტეგრირება კი მოგვცემს დენს, რომელიც ხაზოვნად იზრდება დროში და მცირე ველის შემთხვევაშიც კი შესაძლებელი იქნებოდა ნებისმიერი სიდიდის დენის მიღება. ომის კანონი კი გვეუბნება, რომ მოცემული ველის მნიშვნელობისას დენის სიდიდე შეზღუდულია და აქვს რაღაც მუდმივი მნიშვნელობა, რომელიც არაა დამოკიდებული დროზე. მაშინ გამოდის, რომ ამის ასახსნელად საჭიროა რაღაც დამატებითი ძალების შემოტანა. ეს ფაქტი, ექსპერიმენტულად ანალოგიურია დახრილ ღარში მგორავი ბირთვისა. დახრილ ღარში ბირთვი მიგორავს აჩქარებით მაგრამ თუ შემოვიტანთ ხახუნის ძალებს, მაშინ ბირთვი მიაღწევს რა სიჩქარის გარვეულ მნიშვნე-



ლობას, შემდეგ დაიწყებს თანაბრად მოძრაობას. ასეთ შემთხვევაში მისი სიჩქარე პროპორციულია ჯამური ამარქარებელი ძალისა (პროპორციული დახრის კუთხის ტანგენსისა). ე.ი. დენის შემთხვევაშიც უნდა არსებობდნენ რაღაც დამატებითი ძალები, რომლებიც იმოქმედებენ ელექტრონზე. მათი გავლენით მისი მოძრაობა უნდა შენეულდეს რაღაც გარკვეულ სიჩქარემდე

სურ. 76. ელექტრონების ტრანსლაციური მოძრაობა გისოსში

ამ ძალების ასახსნელად გამოვიყენოთ გამტარებლობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების ექსპერიმენტული მონაცემები. არსი მდგომარეობს იმაში რომ ტემპერატურის გაზრდით გამტარებლობა მცირდება. ანუ ტემპერატურის ზრდა იწვევს ატომთა სითბური რხევების ამპლიტუდის გაზრდას. მაშასადამე, შეგვიძლია ვივარაუდოთ, რომ ერთ-ერთი მიზეზი გამტარებლობის შემცირებისა (ელექტრონთა მოძრაობის დამუხრუჭებისა) შეიძლება იყოს, კრისტალში ელექტრონთა მოძრაობისას, მათი ურთიერთქმედება სითბურ რხევებთან. ამ საკითხის ბოლომდე ამოსაწურად უნდა მოვიგონოთ, რომ სავალენტო ელექტრონების ტრანსლაციური (ელექტრონების ორბიტები არ იცვლება და მეორდება ორბიტიდან ორბიტამდე) მოძრაობა არ ახდენს გავლენას იდეალური გისოსის იონებზე. ამას ამყარებს ის თეორემა, რომ სუფთა, გამომწვარი ლითონის წინაღობა, ტემპერატურის აბსოლუტურ ნულთან მიახლოებისას, მიისწრაფვის ნულისკენ. მაგრამ, თუ იონები გადაიხრებიან წონასწორული მდებარეობებიდან რაიმე მიზეზით (ჩანართებით, დეფექტებით, დისლოკაციებით ან სითბური რხევებით), მაშინ გისოსის ტრანსლაციური თვისებები ირღვევა. შესაბამისად, ელექტრონების თავისუფალი მოძრაობა გისოსში ვეღარ მოხდება. ეს კი გამოიწვევს ელექტრონების გაბნევას იონებზე, რომელთა წანაცვლებამაც დაარღვია კრისტალის გისოსის იდეალურობა (სურ.75). ბუნებრივია, პაულის პრინციპიდან გამომდინარე, შეიზღუდება ელექტრონთა შესაძლო გადასვლები თავისუფალ (დაუკავებელ) მდგომარეობებში. ამის გამო, განიბნევიან მხოლოდ ის ელექტრონები, რომლებიც ახლოს არიან ფერმის ზედაპირთან, რადგან ენერგია, რომელიც შეჯახებების გამო გაიბნევა, არცთუ ისე დიდია. მოყვანილი მსჯელობიდან შესაძლებელია გაკეთდეს რამდენიმე დასკვნა: **1. ელექტროგამტარებლობა დამოკიდებულია ლითონის (მასალის) ქიმიურ შემადგენლობაზე, მალეგირებელი ელემენტების ჩათვლით და მის სისუფთავეზე. 2. ელექტროგამტარებლობა დამოკიდებულია ლითონის (მასალის) შინაგან სტრუქტურასა და დამახინჯების ხარისხზე, რომელშიც მოიაზრება დეფექტები (წერტილოვანი, ხაზოვანი, მოცულობითი).** ეს კი შესაძლებელია პლასტიკური დეფორმაციით, წრთობით ან რადიაციით იქნეს გამოწვეული, რადგან პლასტიკური დეფორმაცია დაკავშირებულია კრისტალოგრაფიასთან (კრისტალოგრაფიულია, ხაზოვანი დეფექტები და მათი მოძრაობა-სრიალის სიბრტყეები, ასევე ორეულების წარმოქმნა, რეკრისტალიზაციის იქნება თუ დეფორმაციული) აქედან გამომდინარეობს, რომ პლასტიკური დეფორმაცია უარყოფითად მოქმედებს ელექტროგამტარებლობაზე. **3. ტემპერატურის შემცირე-**

ბით ელექტროგამტარებლობა იზრდება (წინაღობა მცირდება) და ტემპერატურის აბსოლუტურ ნულზე ვლებულობთ წინაღობის ნულამდე შემცირებას. ამ დროს ელექტრონები ყოველგვარი შეჯახების გარეშე გაივლიან კრისტალს, რადგანაც იონები იმყოფებიან წონასწორულ მდგომარეობაში და არა გვაქვს სითბური რხევები, რომელიც ხელს შეუშლიდა მათ მოძრაობას. ამ მოვლენას, როგორც გვახსოვს- ეწოდება **ზეგამტარობა**.

XII თავი

ფხვნილების მეტალურგია და კომპოზიციური მასალები

§ 1. ფხვნილების მეტალურგია

ფხვნილების მეტალურგია არის მეცნიერებისა და ტექნიკის ის მიმდინარეობა, რომელიც აერთიანებს მეთოდებს ლითონთა ფხვნილების დამზადების, შენადნობების და ლითონთა მსგავსი შენაერთების, ნახევარფაბრიკატების ან მათგან მიღებული ნამზადებისა თუ ნარევების სახით მიღებას არალითონურ ფხვნილებთან, ძირითადი კომპონენტის გადნობის გარეშე. ასეთ ნამზადებს მიეკუთვნებიან ფილტრები, ფოროვანი საკისრები და წინასწარგანსაზღვრული შემადგენლობის მქონე მასალები, რომლებიც შედგებიან ლითონებისა და ჟანგეულებისაგან, ლითონისა და პოლიმერებისაგან და სხვა. ფხვნილების მეტალურგია მოიცავს შემდეგ ძირითად ტექნოლოგიურ ოპერაციებს: **ძირითადი ლითონური ფხვნილების მიღება და მათგან ნარევის მომზადება; ფხვნილის ან ნარევის დაწნეხა და საწყის ნამზადამდე მიყვანა; შეცხოება.**

მიღება. ფხვნილები, რომელთაც გამოიყენებენ ფხვნილთა მეტალურგიაში, შედგებიან 0,01-500 მკმ ზომის ნაწილაკებისაგან. მათი მიღება ხდება მექანიკური და ფიზიკურ-ქიმიური მეთოდებით. **მექანიკურ მეთოდებს მიაკუთვნებენ** მყარი ნივთიერებების ან მათი შენაერთების დაქუცმაცებას, ასევე თხევადი ლითონებისა და მათი ნაერთების დანაწევრებას (დისპერგირებას). დაქუცმაცება მიმდინარეობს მექანიკური წისქვილებით, რის შემდეგაც, ძაბვების მოხსნის მიზნით, ხდება მიღებული ნაწილაკების გამოწვა. თხევადი მასალებისგან კი ფხვნილების მიღება ხდება აირის ან გამდნარი სითხის ნაკადით, ასევე პლაზმური და სხვა მეთოდებითაც. **ფიზიკურ-ქიმიურ მეთოდებს** მიეკუთვნებიან: ლითონთა ჟანგეულების აღდგენა ნახშირბადით, წყალბადით ან მათი შემცველი აირებით. **თერმულ-ლითონური** მეთოდები-ჟანგეულების, ჰალოგენიდების და სხვა ლითონური შენაერთების აღდგენა სხვა ლითონებით, ელექტროლიტების ელექტროლიზითა და მარილთა შენადნობებით.

დაწნეხა. დაწნეხის მიზანია ფხვნილებიდან მივიღოთ ნამზადის ნახევარფაბრიკატი: ღეროები, მილები, რგოლები და სხვა, რომელთაც ექნებათ მისაღები ნამზადის ბოლო სახესთან მიახლოებული ფორმა. დაწნეხის სახეებია: ერთი, ორივე ან ყველა მხრიდან დაწნეხა, მყარ ლითონურ მატრიცაში, გაგლინვა, იზოსტატიკური დაწნეხა სითხით ან აირით, სწრაფი დაწნეხა, დაწნეხა აფეთქებით და სხვა. ამ დროს ხდება ფხვნილის ნაწილაკების შემჭიდროება, პლასტიკური დეფორმაციის გამო. ასეთ შემთხვევებში ხშირად იყენებენ რაიმე თხევად შემაკავშირებელსაც. დაწნეხა შეიძლება

მიმდინარეობდეს ცივად ოთახის ან მაღალ ტემპერატურაზე. ყველა შემთხვევაში ფხვნილის დაწნების შემდეგ ვლებულობთ ფოროვან კომპაქტურ მასალას, რომელსაც გააჩნია საკმარისი მექანიკური სიმტკიცე, მისი შემდგომი დამუშავებისათვის.

შეცხობა-ბოლო ოპერაცია ესაა შეცხობა, რომლის დროსაც ვახდენთ ნამზადის თერმულ დამუშავებას, შემადგენელი კომპონენტებიდან თუნდაც ერთ-ერთის დნობის ტემპერატურის ქვემოთ. შეცხობის მიზანია ნამზადის სიმკვრივის გაზრდა და კომპლექსური ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების შენარჩუნება. მრავალკომპონენტური სისტემების შეცხობა ძნელდება, ურთიერთდიფუზიის გამო. ასეთ შემთხვევებში შეცხობა შეიძლება განხორციელდეს თხევადი ფაზის წარმოქმნით (შეცხობა თხევადი ფაზით). როგორც წესი, შეცხობა მიმდინარეობს დამცავ არეებში (ინერტული აირები) ან აღმდგენ არეებში (წყალბადი, ნახშირბად შემცველი აირები) ასევე ვაკუუმში.

ფხვნილებით მიღებულ ნამზადებს გამოიყენებენ: ფილტრებად, მანქანათა ნაწილებად, ხელსაწყოთა მექანიზმებად, შუასადებებად, კბილანებად, ანტიფრიქციული მასალების დასამზადებლად, მყარი შეზეთვის ნამზადებად, მაგალითად, სრიალის საკისრებად. მაღალტემპერატურული მასალები მიღებულია ძნელად მდნობი ლითონებით (W, Mo, Nb, Ta, Zr, Re, Ti და სხვა). მათ გამოიყენებენ ავიაციაში, ელექტროტექნიკაში, რადიოტექნიკაში და სხვა. ბირთვულ ენერგეტიკაში გამოიყენებენ (W, Mo, Nb, Ta, Zr, Re, Ti და სხვა) ელემენტებით მიღებულ ნამზადებს. მათ იყენებენ როგორც მშთანთქმავებს, შემნელებლებს, მარეგულირებელ ღეროებს და სითბოგამომყოფ ელემენტებს. უნდა გვახსოვდეს, რომ ფხვნილებით მიღებულ ნამზადებს აქვთ როგორც დადებითი, ასევე უარყოფითი თვისებები. ამიტომაც წინასწარ უნდა განისაზღვროს ის გარემო და მოთხოვნები, სადაც მათ გამოიყენებას ვგეგმავთ და შემდეგ გადაწყდეს შესაფერისია თუ არა ასეთი ნამზადის გამოყენება.

§ 2. კომპოზიციური მასალები

კომპოზიციური მასალები მრავალკომპონენტური მასალებია, რომელთა შემადგენლობაშიც არის ძირითადი პლასტიკური ფუძე (მატრიცა) და არმირებულია შემავსებლებით, რომლებიც გამოირჩევიან მაღალი სიმკვრივით, სიმტკიცით და ა.შ. სხვადასხვა ნივთიერებათა შერჩევა გვამძლევს ახალი მასალის მიღების საშუალებას, რომელთა თვისებები როგორც რიცხობრივად, ასევე ხარისხობრივად განსხვავდება მისი მდგენელი შემავსებლებისაგან. არეგულირებენ რა მატრიცისა და შემავსებლის თანაფარდობას, ასევე ურთიერთორიენტაციას, ღებულობენ მასალათა ფართო სპექტრს, საჭირო თვისებათა ერთობლივობით. უამრავი კომპოზიტი ბევრად აჭარბებს თავისი მექანიკური თვისებებით ტრადიციულ მასალებს და ამასთან ერთად არიან უფრო მსუბუქი. ამის ყველაზე თვალსაჩინო მაგალითია ე.წ. „დსკ“ (დაწნებილი ხის ნახერხი), რკინაბეტონი, რომლისგანაც აშენებენ სახლებს, აგებენ ხიდებს, ამზადებენ ბოძებს, კოჭებს და სხვა. პირველად მსგავსი კონსტრუქცია გამოიყენა ბერძენმა არქიტექტორმა **მნესიკლმა** 437 წელს, ჩვენს ერამდე. მან მარმარილოში ჩააყოლა 2-მეტრიანი რკინის ღეროები, რომ მოეხდინა 4-6-მეტრიანი სივრცის გადახურვა, რათა ამ კონსტრუქციას გაეძლო დამაბუ-

ლობისათვის (მარმარილო მყიფეა). კომპოზიციური მასალების კომპონენტებად გამოიყენებენ სხვადასხვა მასალებს -ლითონებს, კერამიკას, მინას, პლასტმასს, ნახშირბადს და სხვა. ცნობილია **მრავალკომპონენტიანი** კომპოზიციური მასალები-**ნახევრად მატრიცული**, როდესაც ერთ მასალაში გვაქვს რამდენიმე მატრიცა. **ნახევრად ჰიბრიდული** -როდესაც გამოიყენება სხვადასხვა შემავსებლები. **შემავსებელი** განსაზღვრავს მასალის სიმაგრეს, სიმტკიცეს და დეფორმირების პარამეტრებს, ხოლო მატრიცა უზრუნველყოფს მასალის მონოლითურობას, შემავსებლისათვის ძაბვის გადაცემას და მდგრადობას, სხვადასხვა გარე ზემოქმედებებზე. **კომპოზიციური მასალების სტრუქტურა** იყოფა რამდენიმე კლასად: **ფენოვანი, ბოჭკოვანი, დისპერსიულად განმტკიცებული, განმტკიცებული ნაწილაკებით და ნანოკომპოზიტები.**

პოლიმერული კომპოზიციური მასალები-კომპოზიტები, რომლებშიც მატრიცად გამოყენებულია პოლიმერები, ისინი მიეკუთვნებიან ყველაზე ფართოდ გამოყენებულ მასალათა სახეობებს. მათი გამოყენება იძლევა დიდ ეკონომიურ ეფექტს. ერთ-ერთი მიზეზი არის სიმსუბუქე. მაგ., კოსმოსსა და ავიაციაში მისი გამოყენება იძლევა საშუალებას წონის ყოველ 1 კგ-ზე დაიზოგოს დახლოებით 1000 აშშ დოლარი.

მინაპლასტმასა-პოლიმერული კომპოზიციური მასალები - რომლებიც არმირებულნი არიან გამდნარი, არაორგანულ მინიდან მიღებული ბოჭკოებით. მატრიცის სახით მათში გამოყენებულია თერმორეაქტიული სინთეტიკური ფისები და თერმოპლასტიკური პოლიმერები. ისინი საკმაოდ იაფია, გამოიყენებენ-მშენებლობაში, რადიოტექნიკაში, სპორტულ იარაღებში, მინაპაკეტებში და სხვა.

ნახშირბადპლასტმასა -შემავსებლად მათში გამოიყენება ნახშირბადის ბოჭკოები, მათ ღებულობენ სინთეტიკური და ბუნებრივი ბოჭკოებიდან, ცელულოზის, ნავთობისა და ქვანახშირის ქანებიდან. ნახშირბადპლასტმასებისთვის გამოიყენება იგივე მატრიცები, რაც მინაპლასტმასებისათვის. მათი ძირითადი უპირატესობა მინაპლასტმასებთან შედარებით ისაა, რომ აქვს დაბალი სიმკვრივე, დრეკადობის მაღალი მოდული, სიმსუბუქე და სიმაგრე. ისინი გამოირჩევიან, პრაქტიკულად, ნულოვანი ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტით. ისინი კარგად ატარებენ დენს და აქვთ შავი ფერი. გამოიყენება ავიაციაში, რაკეტმშენებლობაში, მანქანათმშენებლობაში, კოსმოსურ მშენებლობაში, სამედიცინო ტექნიკის წარმოებაში და სხვა. ნახშირბადის ბოჭკოსა და ნახშირბადის მატრიცისაგან კი ღებულობენ კომპოზიციურ ნახშირბად-გრაფიტულ და მაღალი თერმომდეგობის მქონე მასალებს, რომლებიც ინერტულ ან აღმდგენ არეებში უძლებენ 3000⁰ C ტემპერატურას.

ბოროპლასტმასები- კომპ. მასალები, შემავსებლად გამოყენებულია ბორის ბოჭკოები, რომლებიც ჩანერგილია თერმომედეგ პოლიმერულ მატრიცაში. ამავე დროს ისინი შეიძლება იყვნენ როგორც მონობოჭკოების სახით, ასევე დაწნული სახითაც, შეკრული მინის ბოჭკოებით ან თასმის სახით. ბორის ძაფების დიდი სიმაგრის გამო, მიიღება მაღალი მექანიკური თვისებების მქონე დიდი სიმაგრის (კუმშვაზე) და მედეგობის მქონე მასალა აგრესიულ არეებში სამუშაოდ. ნაკლი-ესაა დიდი სიმყიფე, რაც ართულებს მის დამუშავებას, ასევე სიძვირე 1 კგ ასეთი მასალა დაახლოებით 400 აშშ დოლარი ღირს.

ორგანოპლასტმასები-კომპოზიტები, რომელშიც შემავსებლად გამოიყენება ორგანული, იშვიათად-ბუნებრივი და ხელოვნური ბოჭკოები, ძაფების, ქსოვილების, ნაწნავის, ქალაღის და ა.შ. სახით. თერმომდეგ ორგანოპლასტმასებში მატრიცებად იყენებენ ეპოქსიდურ, ფენოლის და პოლიეთერულ ფისებს, ასევე პოლიმიდებს. მასალები შეიცავენ 70%- მდე შემავსებლებს. ორგანულ პლასტმასებს აქვთ დაბალი სიმკვრივე, არიან მინაზე და ნახშირბადპლასტმასზე მსუბუქი, აქვთ მათზე დიდი სიმტკიცე გაჭიმვისას; გამოირჩევიან დიდი წინააღმდეგობით დარტყმაზე და დინამიკურ დატვირთვა-ზე, მგარამ აქვთ დაბალი სიმტკიცე ღუნვაზე და კუმშვაზე. მათი მექანიკური თვისებების გაუმჯობესებაში დიდი მიშვნელობა ენიჭება შემავსებელის მაკრომოლეკულის ორიენტაციის ხარისხს. გამოიყენებენ დამცავ ჟილეტებში, ავტო-, გემთ-, ავია- და კოსმოსურ მშენებლობაში, ასევე რადიოტექნიკაში, სპორტული ინვენტარსა და ქიმიური მრეწველობაში.

პოლიმერები, ფხვნილების დანამატებით-ცნობილია 1000-ზე მეტი სახეობა. შემავსებლები გამოიყენება მასალის ღირებულების შესამცირებლად და სპეციალური თვისებების მისანიჭებლად. პირველად ის მიიღო ბელგიელმა მეცნიერმა, დოქტორმა **ბაკელანდმა**. მან მე-20 საუკუნის 20 -იან წლებში, ფენოლისა და ფორმალდეჰიდის სინთეზით, მიიღო ფისი, რომელიც აღმოჩნდა მყიფე. ბაკელანდმა გაურია მასში ხის წმინდა ნახერხი და მიიღო-**ბაკელიტი**. ამ მასალამ მოიპოვა დიდი პოპულარობა მარტივი ტექნოლოგიის გამო. პოლიმერის ოდნავ შემაგრებულ ნარევს და შემავსებელს – მაღალი წნევით დაწნეხენ, სასურველი ფორმის მოწყობილობაში, გამყარების შემდეგ ვლებულობთ ნამზადს საბოლოო სახით. პირველად 1916 წელს ასეთი სახით ნამზადი გამოყენებული იყო ავტომანქანა როლს-როისის სიჩქარეთა გადასართავი ბერკეტის სახელურად. ახლა შემავსებლად იყენებენ მრავალი სახის ნივთიერებებს (ჭვარტლი, თხილის ან კაკლის ნაჭუჭი, კაოლინი-თიხა, თალკი, ნახერხი და სხვა) იმისდა მიხედვით, თუ სად ან რა მიზნებისთვისაა ნამზადი გამოსაყენებელი.

ტექსტოლიტი-ფენოვანი პლასტმასები, გამაგრებული სხვადასხვა ბოჭკოვანი ქსოვილებით (ბამბა, სინთეტიკური, მინა ქსოვილები, აზბესტი, ბაზალტი და სხვა). ქსოვილებს გაჟღენთენ ფენოლფორმალდეჰიდის ხსნარით, დაწნეხენ საშუალო ტემპერატურაზე, რითაც მიიღება ტექსტოლიტის ფირფიტები. გამოიყენება სამზარეულოს ავეჯის მოსაპირკეთებლად, ფიგურული ნაკეთობებისთვის და სხვა.

§ 3. კომპოზიციური მასალები ლითონისა და კერამიკის ფუძეზე

ლითონური კომპოზიციური მასალების შექმნისას მატრიცად გამოიყენებენ ალუმინს, მაგნიუმს, ნიკელს, სპილენძს და ა.შ. შემავსებლად გამოიყენებენ ან მაღალი სიმტკიცის ბოჭკოებს, ან ძნელად მლღობებს, რომლებიც არ იხსნებიან ძირითად ლითონში, მიუხედავად მათი დისპერსიულობისა. დისპერსიულად განმტკიცებული ლითონური კომპოზიტების თვისებები ყველა მიმართულებით ერთნაირია. 5-10 % შემავსებლების დამატება (ძნელად მლღობი ჟანგეულების, ნიტრიდების, ბორიდების და კარბიდების) იძლევა დატვირთვისას მატრიცის წინააღმდეგობის გაზრდის საშუალებას. მაგ., ქრომნიკელიან მატრიცაში წვრილდისპერსიული თორიუმის ჟანგის ან ცირკონიუმის ჟანგის ფხვნილების შეყვანა შესაძლებელს ხდის ნამზადი გამოყენებულ იქნას 1000-

1200⁰C ტემპერატურაზე. ხოლო, ალუმინის “ულვაშებით” ვოლფრამისა და მოლიბდენის მასალების არმირებამ გამოიწვია მათი სიმტკიცის ორჯერ გაზრდა 1650⁰C ტემპერატურაზე, რამაც დასაბამი მისცა მათ გამოყენებას რაკეტების საქმენებად.

კერამიკული მასალების არმირება ბოჭკოებით, ასევე ლითონური და კერამიკული დისპერსიული ნაწილაკებით იძლევა საშუალებას მივიღოთ ზემტკიცე კომპოზიტები. თუმცა, იმ ბოჭკოთა ასორტიმენტი, რომელთა გამოყენებაც შესაძლებელია კერამიკის არმირებისთვის, შეზღუდულია ძირითადი მასალის თვისებებით. ხშირად გამოიყენებენ ლითონურ ბოჭკოებს. ასეთ შემთხვევაში წინააღმდეგობის ზრდა გაჭიმვაზე უმნიშვნელოა, მაგრამ მნიშვნელოვნად იზრდება წინააღმდეგობა სითბური დარტყმაზე-მასალა ნაკლებად იზარება გახურებისას, თუმცა არის შემთხვევები, როდესაც სიმტკიცე ვარდება. ეს დამოკიდებულია მატრიცისა და შემავსებლების, თერმული გაფართოების კოეფიციენტების თანაფარდობაზე. კერამიკის არმირება ლითონური დისპერსიული ნაწილაკებით გვაძლევს ახალი მასალების **კერმიტების** მიღების საშუალებას. მათ გააჩნიათ მაღალი სიმტკიცე, მდგრადობა თერმული დარტყმებისადმი და სითბოგამტარობისადმი. მათგან ამზადებენ გაზოტურბინებს, ელექტროლუმელების გარსებს, რაკეტებისა და რეაქტიული ძრავების კომპონენტებს. მაგარ და ცვეთამდე კერმიტებს იყენებენ მჭრელი იარაღების დასამზადებლად, ასევე ატომურ რეაქტორებში სითბოს გამომყოფი ელემენტების დასამზადებლად (ურანის ჟანგის ფუძეზე), მანქანის სამუხრუჭო ფრიქციული მასალის დასამზადებლად და სხვა.

§ 4. მედიცინაში გამოყენებული მასალები

სამედიცინო ნამზადებად, რომელთაც გამოიყენებენ ორგანიზმში ჩასანერგად (**იმპლანტებს**), ხშირ შემთხვევაში, ხმარობენ **მარტენსიტულ, ან აუსტენიტური** კლასის ფოლადს. მედიცინაში ჩანერგილი მასალების გარემომცველ არედ მოიაზრებენ სხეულის შემადგენელ იმ სითხეებს, რომელთაც უშუალო შეხება აქვთ ჩანერგილ ნამზადებთან (სისხლი, პლაზმა, შრატა, ლიმფა, შარდი, ნაღვლისა და კუჭის წვენი და სხვა), ასევე უშუალოდ შეხებაში მყოფ ქსოვილებსა და ორგანოებთან. შესაბამისად, ასეთი გარემოს იმპლანტებთან ურთიერთქმედება იწვევს მათ დაფარვას კოროზიული დანაფარებით (დაჟანგვა). ამის გამო, ლითონის მექანიკური და ბიოლოგიური თვისებები მკვეთრად უარესდება, მიუხედავად იმისა, რომ ზოგჯერ ეს არც კი შეიმჩნევა ვიზუალურად. **განასხვავებენ კოროზიის შემდეგ სახეებს: აიროვანს, არაელექტროლიტურს** (ციკლური არომატული ნახშირწყლები-ფანტა და ა.შ.) და **ელექტროლიტურს** (მჟავები, ტუტები, მარილები, სხეულის შიდა სითხეები). **კოროზია** დროთა განმავლობაში იწვევს შინაგანი ძაბვების წარმოქმნას და მექანიკური დატვირთვისას შესაძლებელია გამოიწვიოს იმპლანტის დამსხვრევა ან კოროზიული გაბზარვა, რასაც მოსდევს დამაბულობის ადგილებში პატარა ბზარების წარმოქმნა. კოროზიამდეგობის გაზრდა მიიღება ფოლადების ისეთი ელემენტების ლეგირებით, რომელიც იმპლანტის ზედაპირზე წარმოქმნის დამცავ ფენას. იგი მჭიდროდ იქნება დაკავშირებული ლითონთან და ხელს შეუშლის ზედაპირზე აგრესიული ნივთიერებების ზემოქმედებას. ამისათვის გამოიყენება ელექტროდნობის სხვადასხვა მეთოდი ინერტულ აირებში, ვაკუუმში და სხვა, რომლებიც

ლითონში საგრძნობლად ამცირებენ არასასურველ მინარევებს და აუმჯობესებენ ლითონის კოროზიულ მედეგობას. მიუხედავად ამისა, ელემენტა ნაწილი, რომელიც მაინც რჩება ლითონში, საბოლოოდ აისახება იმპლანტის ორგანიზმთან ბიომეგუბლობაზე. ამის შედეგად ორგანიზმში შესაძლებელია მივიღოთ **ტოქსიკური, იმუნური, ალერგიული, მუტაგენური და კანცეროგენული გართულებები.** შესაძლებელია ასევე იმპლანტების უშუალოდ ძვლებთან ხახუნისას მოხდეს მათგან წარმოქმნილი ნახეხის, ორგანიზმში გაწოვა, რაც ასევე არასასურველია და შესაძლოა ეს უფრო რთული პროცესის გამომწვევი გახდეს. გარდა ამისა, ფოლადს აქვს მაღალი ხვედრითი წონა, დაბალი სითბოგამტარობა, მაღალი ელექტროგამტარობა. ამ უკანასკნელის გამო დაუშვებელია მისი გამოყენება ე.წ. ოსტეოსინთეზის გამო, რადგანაც იწყება გაღვანური ეფექტები, რომელიც ეწინააღმდეგება ძვლოვანი ქსოვილის აღდგენას. უარყოფითი გავლენების ჩამონათვალი შეიძლება კიდევ გაგრძელდეს, ამიტომაც ამ ეტაპზე სპეციალისტები თავს იკავებენ ფოლადებისაგან დამზადებული ნამზადების ფართოდ გამოყენება. კბილებში იმპლანტირებას კი გარკვეული დროის განმავლობაში აკვირდებიან პაციენტის მდგომარეობას შემგუბლობაზე. შესაბამისად, ეძებენ ახალ მასალებს, რომელთაც არ ექნებათ ან ნაკლებად ექნებათ უარყოფითი გავლენა ადამიანის ორგანიზმზე. რაც შეეხება მედიცინაში, კერძოდ კი ქირურგიაში გამოყენებულ მჭრელ იარაღებს, ამჟამად მთელი მსოფლიოში გამოიყენება კარგად შესწავლილი და წარმოებაში დანერგილი, ე.წ. უჟანგავი ფოლადი აისი (AISI) 316 -X18H10. ეს ფოლადი გამოიყენება ასევე საყოფაცხოვრებო სამზარეულო ტექნიკაში, მიუხედავდ მისი სიძვირისა, რაც გამოწვეულია მასში შეყვანილი მალეგირებელი ელემენტ მოლიბდენის გამო. ასევე, შედის ქრომი და ნიკელი. ფართოდ გამოიყენება ასევე AISI 304 – არის მოლიბდენის გარეშე და AISI 430 ქრომფერიტული ფოლადი.

პოლიმერები-თანამედროვე მედიცინაში ფართოდ გამოიყენება პლასტიკური პოლიმერები რეკონსტრუქციულ-აღდგენით ქირურგიაში, ტრავმატოლოგიაში, უროლოგიაში, ორთოპედიაში, სტომატოლოგიაში, ოფთალმოლოგიაში და სხვა. საჭიროა გვახსოვდეს, რომ ისინი უნდა აკმაყოფილებდნენ გარკვეულ მოთხოვნებს, კერძოდ :

1. ფიზოლოგიურ უსაფრთხოებას;
2. არატოქსიკურობას;
3. არაკანცეროგენურობას;
4. არაალერგიულობას;
5. მინიმალურ გამაღიზიანებლობას შემხებ მასალებთან;
6. ფიზიკურ-ქიმიური და მექანიკური თვისებების მუდმივობას;
7. დიდ სიმტკიცეს და მუშაობის შესრულების რესურსს მცირე დაღლილობისას;

8. ხანგრძლივი და ფუნქციონალური ვარგისიანობა რეკონსტრუირებად ორგანოსთან თუ მასალებთან.

სურ.77. მედიცინაში გამოყენებული ლითონისაგან დამზადებული ზოგიერთი ნამზადი



თავი XIII

მასალათა კვლევის ფიზიკური მეთოდები

მეტალოგრაფიული (სისალის გაზომვა, მარცვლების ზომების დადგენა), ინტერფერენციული მიკროსკოპია–სრიალს ზოლების სიმაღლისა და მათ შორის მანძილის გაზომვა. გამოიყენება სინათლის სხივები არეკვლაზე.

მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპია გვადლევს ზედაპირის ვიზუალურ სურათს, ელექტრონების არეკვლი საშუალებით (ზედაპირის დამახინჯებები, ტეხები). თანამედროვე მიკროსკოპებში ჩაყენებულია მიკრორენტგენო სპექტრალური ანალიზატორები, რომლითაც შესაძლებელია ასევე ნიმუშის ლოკალური ელემენტარული ანალიზიც.

რენტგენოგრაფია, ელექტრონოგრაფია, ნეიტრონოგრაფია განეკუთვნება კვლევის დიფრაქციულ მეთოდებს. იძლევა საშუალებას გამოკვლეულ იქნეს მასალათა ფაზური შემადგენლობა, გამოიყენებენ შეაბამისად რენტგენის (გამა), ელექტრონების და ნეიტრონების ნაკადს ნიმუშის დასასხივებლად, ღებულობენ დიფრაქციულ სურათს, რის შემდეგაც ხდება მისი გაანალიზება. **გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია** გვადლევს როგორც დიფრაქციულ ისე მასალის შინაგანი, ნაზი სტრუქტურის ვიზუალურ სურათს, თხელი ფირების განჭოლვის საშუალებით.

ექოსკოპია– ულტრაბგერები ძნელად ვრცელდებიან ჰაერში და ძვლებში, მაგრამ კარგად სითხეებსა და რბილ ქსოვილებში. ულტრაბგერითი ტალღები წინააღმდეგობასთან შეჯახების შემდეგ გარდატყდება, სპეციალური დეტექტორებით აფიქსირებენ არეკვლილ და გაბნეულ ტალღებს, შესაბამისად ეკრანზე მიიღება გამოსახულება – ტალღათა ენერგიებს შორის სხვაობის გამო. ულტრაბგერბის საშუალებით იკვლევენ რბილ ქსოვილებს. ამავე პრინციპზეა დაფუძნებული დოპლეროსკოპიაც.

დეფექტოსკოპია– დეფექტთ დამზერა (ბერძნული), ხელსაწყო, რომელსაც გამოიყენებენ დამახინჯებათა აღმოჩენის ისეთ შემთხვევებში, როდესაც შეუძლებელია მასალისგან რაიმე ნაწილის აღება საკვლევად (არ შეიძლება მისი მთლიანობის დარღვევა, მაგ., ისტორიული, არქეოლოგიური და ასე შემდეგ). გამოიყენებენ მასალათა ტექნოლოგიის დარღვევისას არაერთგვაროვნების, ქიმიური შემადგენლობის ცვლილების აღმოსაჩენად ან სტრუქტურული დარღვევებისას. დეფექტები ცვლიან მასალის ფიზიკურ თვისებებს (სიმკვრივე, ელექტროგამტარებლობა, მაგნიტური თვისებები, მექანიკური თვისებები და სხვა). დეფექტოსკოპიას საფუძვლად უდევს მასალებზე ინფრაწითელი, ულტრაიისფერი, გამასხივებით, ულტრაბგერებით, რადიოტალღებით, მაგნიტური და ელექტრული ტალღებით ზემოქმედება.

შინაგანი ხახუნი– დეფორმაცია, რომელიც წარმოიქმნება დრეკად სხეულში, დამოკიდებულია არა მარტო მასზე მოდებულ მექანიკურ ძალებზე, არამედ მის ტემპერატურაზე, ქიმიურ შემადგენლობაზე, მაგნიტურ და ელექტრულ (მაგნიტო– და

ელექტროსტრუქცია) ველებზე, მარცვლის ზომებზე და სხვა. ეს იწვევს მრავალ რელაქსაციურ მოვლენებს. თითოეული მათგანი ხასიათდება სპექტრის რელაქსაციის საკუთარი დროით. ცალკეულ რელაქსაციათა დროთა ერთობლიობა წარმოქმნის მასალის ერთიან, რელაქსაციურ სპექტრს, რომელიც არის ამ მასალის მახასიათებელი სპექტრი, მოცემულ პირობებში. ბუნებრივია, რომ მასალის ნებისმიერი სტრუქტურული ცვლილება შეცვლის რელაქსაციურ სპექტრს. გაზომვის მეთოდად გამოიყენება თავისუფალი რხევების (განივი, გრძივი, მბრუნავი, ღუნვითი) ჩახშობის შესწავლა რეზონანსული მრუდის საშუალებით, იმულებითი რხევების დრეკადი ენერჯის გაზომვასთან მიმართებაში, რხევათა ერთი პერიოდისას.

ოჟე - სპექტროსკოპია—კვლევის ფიზიკური მეთოდი, მყარი სხეულების ზედაპირის ლოკალური ანალიზისათვის, ელექტრონების ფოკუსირებული კონის საშუალებით. ელექტრონულ კონას ღებულობენ ვაკუუმურ მოწყობილობაში, კათოდიდან ამოტყორცნილი ელექტრონების საშუალებით. ესაა ელექტრონული სპექტროსკოპიის არე, რომელსაც საფუძვლად უდევს ელექტრონის ენერჯის დანაკარგის გაზომვა და ოჟე ელექტრონებით მიღებული დენის ინტენსივობის შემცირება. ახდენენ ასევე მყარი სხეულებიდან, მოლეკულებიდან და ატომებისგან ოჟე-ეფექტით მიღებული ელექტრონებით, სპექტრალური ხაზის ფორმის ანალიზს. ოჟე-ელექტრონების ენერჯია განისაზღვრება იმ ატომთა ბუნებით, რომლებიდანაც ისინი ამოიტყორცნებიან და ასევე მათ მახლობლობაში მდებარე ატომებით. ყოველივე ეს იწვევს ოჟე-ელექტრონების ენერჯიათა მცირე განსხვავებებს (წანაცვლებებს). ამიტომაც, შესაძლებელია ოჟე სპექტრით განისაზღვროს მყარი სხეულების ზედაპირზე არსებული ელემენტების შემადგენლობა. მივიღოთ ინფორმაცია ატომთშორისი ურთიერთქმედების შესახებ, ჩავატაროთ აირების ქიმიური ანალიზი. ელემენტთა შემადგენლობის ანალიზი ტარდება, ოჟე-სპექტრის შედარებით ცხრილურ მონაცემებთან. სპექტრის პიკის მდებარეობა ოჟე ელექტრონების ენერჯეტიკულ სპექტრში გვიჩვენებს ქიმიური ელემენტის ტიპს, ხოლო ამპლიტუდა, მისი კონცენტრაციის სიდიდეს. ატომების აღზნებას ახდენენ ელექტრონებით, ფოტონებით (რენტგენული) და იონთა კონებით. შესაბამისად განასხვავებენ ელექტრონულ ოჟე სპექტრომერიას, ფოტონურს და ასე შემდეგ.

ბირთვული მაგნიტური რეზონანსი (ბმრ)— ელექტრომაგნიტური ტალღების რეზონანსული შთანთქმა შიდა მაგნიტურ ველში, რომელიც გამოწვეულია იმ ატომთა ბირთვების ქვანტური გადასვლებით ენერჯეტიკულ დონეებს შორის, რომელთაც აქვთ სპინების განსხვავებული ორიენტაცია. ერთი და იგივე ატომთა ბირთვები, მოლეკულის სხვადასხვა გარემოცვისას, გვიჩვენებენ ბმრ-ის განსხვავებულ სიგნალებს. ამ სიგნალთა განსხვავება, სტანდარტულ ნივთიერებასთან შედარებით, გვაძლევს საშუალებას განვსაზღვროთ ე.წ. ქიმიური ძვრა (წანაცვლება), რომელიც გამოწვეულია საკვლევი ნივთიერების ქიმიური აგებულებით. ბმრ-ის მეთოდებით შესაძლებელია განისაზღვროს ნივთიერების ქიმიური აგებულება, მოლეკულების განლაგება, ერთიმეორეზე ზემოქმედების ეფექტები, შიდა მოლეკულური გარდაქმნები და სხვა. ბმრ-ის მოვლენა ეფუძნება იმ ატომთა ბირთვების მაგნიტურ თვისებებს, რომელთა ნუკლონებიც შედგება

ნახევარად მთელი სპინებისაგან: $1/2, 3/2, 5/2...$ ბირთვებს, წყვილი მასური და მუხტთა რიცხვებით (წყვილ–წყვილ ბირთვებს), არ გააჩნიათ მაგნიტური მომენტები. საკვლევი ობიექტი მოთავსებულია მუდმივ ძლიერ მაგნიტურ ველში. გამოსხივების წყაროდ გამოიყენებენ რადიოსიხშირული დიაპაზონის სუსტ, ცვლად ელექტრომაგნიტურ (ცვლადი ველის ძალური ხაზები, უნდა იყვნენ მუდმივი ველის ძალური ხაზების მართობულნი) რხევებს. წყალბადის ბირთვებისათვის (პროტონებისათვის) მუდმივი, მაგნიტური ველის დამაბულობის 10^4 ერსტედისას, რეზონანსი მყარდება 42,58 ჰერცი სიხშირის დროს. გამლიერებადი მაგნიტური ველის ზეგავლენით ახდენენ იმ ბირთვების რეზონანსში მოყვანას, რომელზეც მომართულია სპექტრომეტრი. ამ დროს, ეკრანირებული ბირთვები მოდიან რეზონანსში შედარებით უფრო დაბალ სიხშირეებზე, ვიდრე ის ბირთვები, რომელთაც დაკარგეს ელექტრული გარსები. სიხშირეს ზრდიან მანამდე, ვიდრე ის არ მიაღწევს ზღვრულ მნიშვნელობას, რომლის ზევითაც რეზონანსი აღარ მოხდება. ენერჯის შთანთქმა, ფიქსირდება და იწერება თვითმწერ მოწყობილობაზე, რის შემდეგაც ხდება მისი გაანალიზება.

თავი XIV
დამხმარე მასალა

ფიზიკური მასალათმცოდნეობის, ლითონების ფიზიკის და კრისტალოგრაფიის სალექციო კურსის წაკითხვისას, ზოგიერთ საკითხზე, სტუდენტებს ვერ ეძლევათ საჭირო ვიზუალური თუ ექსპერიმენტალური ინფორმაცია ამა თუ იმ საკითხის საფუძვლიანი გააზრებისათვის. ასეთი შემთხვევების მინიმუმამდე დასაყვანად, მიზანშეწონილად მიგვაჩნია ზოგიერთი მარტივი ამოცანა, სტუდენტებს მივცეთ დამოუკიდებელი გადაწყვეტისათვის. კონკრეტული თეორიული ან ექსპერიმენტარული სამუშაოს მიცემა დავალებად სტუდენტებს მისცემს საკითხის დამოუკიდებელი გააზრების საშუალებას. პრაქტიკული მეცადინეობის დროს კი მოხდება ამოცანის გადაწყვეტა-გარჩევა, რომლის დროსაც თითოეულ სტუდენტს შეეძლება ყველას წინაშე, თავისი მეთოდის არგუმენტირების დასაბუთება. ასეთი მიდგომა, უფრო მეტად დააინტერესებს სტუდენტებს და დაეხმარება მათ, როგორც ცოდნის დონის ამაღლებასა და განმტკიცებაში, ასევე ინიციატივის გამოჩენასა და ლიდერობაში. ხელს შეუწყობს მათ წიგნთან დამოუკიდებელ მუშაობას და ინდივიდუალური კვლევების ჩატარებას.

§ 1. ორეულის წარმოსაქმნელად საჭირო ძაბვის სიდიდის განმსაზღვრელი ფორმულის გაანგარიშება, მისი გეომეტრიული ზომების საშუალებით

განვიხილოთ მექანიკური (დეფორმაციული)-კოჰერენტული ორეულის წარმოქმნის დისლოკაციური მექანიზმი. ბუნებრივია, რომ ორეულის წარმოსაქმნელად საჭირო ძაბვის საწყისი მნიშვნელობა გაცილებით მაღალი სიდიდის უნდა იყოს, ვიდრე ძაბვის ის მნიშვნელობა, რომელიც მისი შემდგომი ზრდისთვისაა საჭირო. მაგალითისათვის შეგვიძლია მოვიყვანოთ **Zn** რომელშიც მექანიკური ორეულის წარმოსაქმნელი ძაბვის

სიდიდის მნიშვნელობა შეადგენს: $\sigma = G/10$.

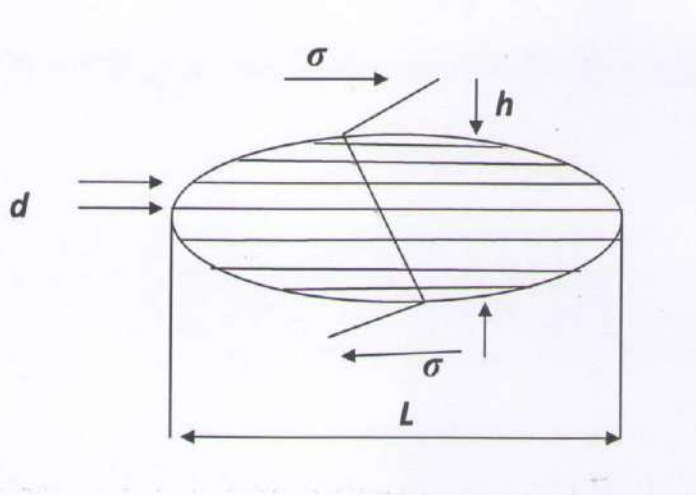
სადაც **G** მასალის ძვრის მოდულია. ძვრის მოდული იუნგის მოდულთან როგორც ცნობილია დაკავშირებულია ფორმულით: $G = E/2(1+\nu)$.

სადაც **ν** პუასონის კოეფიციენტი და მისი მნიშვნელობა მოცემულია ყველა ლითონებისათვის ცხრილებში. მაგალითისათვის კონსტრუქციული ფოლადებისათვის **$\nu=0,3$** . ორეულის შემდგომი ზრდისათვის საჭირო ძაბვის მნიშვნელობა კი **$\sigma=10^4 G$** -ს ტოლია. ნიმუშის დეფორმირებისას, ძაბვების ასეთი დაბალი მნიშვნელობის გამო, ინტენსიურად მიმდინარეობს ორეულების წარმოქმნა. შესაბამისად მიმდინარეობს მოდებული ძაბვების რელაქსაციის პროცესიც. სხვანაირად რომ ვთქვათ, ორეულების მასიური წარმოქმნა ერთ-ერთი მთავარი მექანიზმია ძაბვების რელაქსირებისათვის. თუმცა, უნდა აღინიშნოს, რომ **პირველი**, რაც აუცილებელია იმისათვის რათა მოხდეს ორეულის წარმოქმნა, ესაა წყობის დეფექტის ფორმირება. წყობის დეფექტის ფორმირებისთვის საჭირო ძაბვის სიდიდის მნიშვნელობა, განისაზღვრება ფორმულით:

$$\sigma = F/b. (1)$$

სადაც **F** -მოდებული ძალის სიდიდეა, ხოლო **b** - ბიურგერის ვექტორი.

მეორე, ესაა ვაიძულვით დისლოკაცია, რომ იმოდროს წყობის დეფექტის გარშემო და შეასრულოს არანაკლები ერთი სრული ბრუნვი, ე.ი. წარმოქმნას დისლოკაციური მარყუჯი. ხშირ შემთხვევაში, მექანიკურ ორეულებს აქვთ ლინზისებრი ფორმა, მეტნაკლებად ოვალური ბოლოებით, გაორების სიბრტყისაკენ სურ.78. სამუშაო სქემა- ორეულის სისქე



h - წონასწორობაშია ძაბვასთან, მაშინ როდესაც ორეულების წარმოსაქმნელი დისლოკაციების ძაბვის სიდიდე ტოლია გარედან მოდებული, მექანიკური σ ძაბვისა. ორეულის ცენტრალურ ზონაში ანუ დისლოკაციური მარყუჯის ცენტრში, რომლის დიამეტრია L და ბიურგერის ვექტორია b . ამ დროს მოქმედი ძაბვის სიდიდე კოჰერენტული ორეულისათვის, განისაზღვრება ფორმულით

$$\sigma = G h / 2L . \quad (2)$$

სურ.78. მექანიკური (დეფორმაციული) ორეულის სქემა

თუ მარყუჯთა რიცხვი, დისლოკაციური თავმოყრის გასწვრივ, წვეროსთან ახლოს $n = h/d$ -ს ტოლია, მაშინ მივიღებთ მარტივ გამოსახულებას, რომლითაც შეგვიძლია ვიმსჯელოთ წარმოქმნილი ორეულის შეჭყლეტილობაზე (სიბლაგვეზე)

$$h/L \approx 2\sigma / SG . \quad (3)$$

სადაც $S = b/d$ არის ძვრის სიდიდე, ხოლო L ორეულის სიგრძე. ორეულის წარმოქმნისას მიღებული ძვრის სიდიდის მნიშვნელობა ცნობილია (მაგ., მცკ-ში, (112) სიბრტყეზე <111> მიმართულებით იგი შეადგენს 0,7). ამგვარად, მე-3 ფორმულიდან მივიღებთ საძიებელი ძაბვის მნიშვნელობას, რომელიც ტოლი იქნება:

$$\sigma = GSh / 2L = Ghb / 2dL . \quad (4)$$

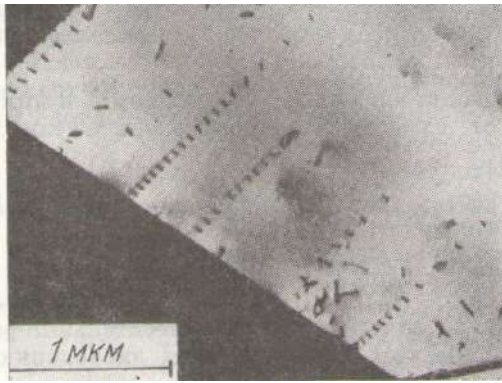
მაგრამ, ვიცით რა S -ის მნიშვნელობა (მაგ., მცკ-ში ის ტოლია 0,7-ის), ფორმულა კონკრეტულ შემთხვევაში დებულობს მარტივ სახეს:

$$\sigma = 0,7Gh / 2L . \quad (5)$$

რაც იძლევა ორეულის წარმოქმნაზე დახარჯული (ან ამ დროს რელაქსირებული) ძაბვის, გაზომვის საშუალებას, ექსპერიმენტალურად დამზერილი საკვლევი ორეულის, გეომეტრიული ზომების მიხედვით.

§ 2. ძაბვების განსაზღვრა დისლოკაციური თავმოყრის წვეროში

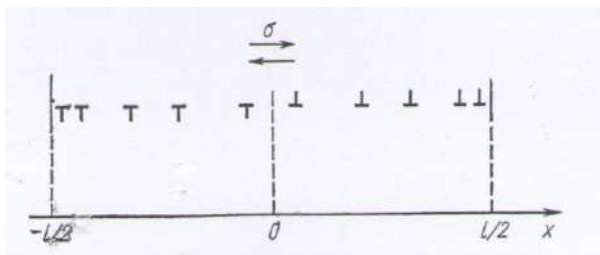
ხშირად დისლოკაციების მოძრაობისას, ბზარის ან კრისტალის წვეროს წინ, უფრო ხშირად კი სრიალის ზოლებში, დაიმზირება დისლოკაციური თავმოყრები (სურ. 79). ამის მიზეზი იმაში მდგომარეობს, რომ როდესაც დისლოკაციების ჯგუფი რაიმე ძაბვის (სულერთია ეს გარე თუ შინაგანი ძაბვებია) გავლენით, მოძრაობს გარკვეული კრისტალო-



გრაფიული მიმართულებით (სრიალის სიბრტყეში ან ზოლებში) და დახვდებათ წინააღმდეგობა (მაგ., საზღვარი, კარბიდული წარმონაქმნი, დისლოკაციური ტყე და სხვა), ისინი ჩერდებიან. მაგრამ ძაბვის წყაროს გავლენით, აქეთვე მოემართებიან სხვა დისლოკაციებზე, ამიტომ ისინი იძულებულნი არიან მაქსიმალურად მიიჯიფთონ წინააღმდეგობასთან. თუ ძაბვის მნიშვნელობა დიდია, მაშინ დისლოკაციებს შეუძლიათ გაარღვიონ წინააღმდეგობა და კვლავ განა-

სურ. 79. დისლოკაციური თავმოყრები, მარცვლის საზღვართან.

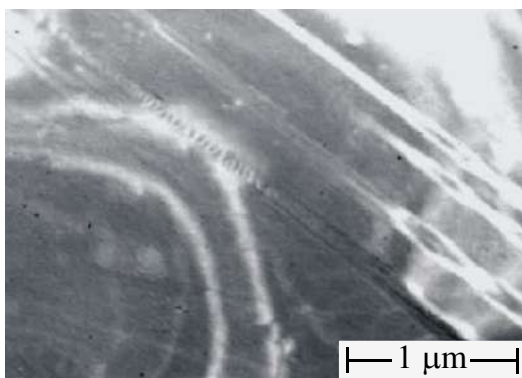
გრძონ მოძრაობა. წინააღმდეგ შემთხვევაში, დისლოკაციური თავმოყრა აღმოჩნდება ჩაკეტილ მდგომარეობაში, ძაბვის წყაროსა და წინააღმდეგობას შორის. ასეთ შემთხვევაში, წვეროში მდებარე დისლოკაციაზე იმოქმედებს არა მხოლოდ ძაბვა (ძაბვის წყაროს მაგალითი შეიძლება იყოს მზარდი კრისტალი, რომლის წვეროს წინ ხდება დისლოკაციების გენერირება ან ბზარის წვერო და ა.შ.), არამედ თავმოყრაში არსებულ



დისლოკაციებს შორის ურთერთქმედების ძალაც. უნდა გვახსოვდეს, რომ ასეთი დისლოკაციების რიცხვი ძალიან დიდია. ამგვარად, დისლოკაციური თავმოყრის წვეროში გარე ძალის გავლენით შეიძლება წარმოიქმნას ისეთი სიდიდის ძაბვა, რომ მან გადააჭარბოს, თეორიულ სიმტკიცეს ძვრაზე.

სურ. 80. დისლოკაციების თავმოყრის სქემა

ეს კი ბუნებრივია გამოიწვევს პლასტიკურ დენადობას, მარცვლის, ორეულის ან წყობის დეფექტის საზღვრის იქეთ, ან წარმოქმნის ბზარს მათ საზღვართან. განასხვავებენ: 1. უწყვეტად განაწილებული დისლოკაციების თავმოყრას (ბზარის ანალოგია) 2. კომფორმული გამოსახვით ჰიდროდინამიკურ ანალოგიას. შევხვით პირველს.



დისლოკაციების თავმოყრა შეიძლება იყოს ორი ტიპის: ა) ორმხრივ მიმართული $(-l/2, 0, l/2)$ და ბ) ერთმხრივ $(0, l/2)$ მიმართული (ნახაზზე მარჯვენა ნახევარი). სურ.80, ა, და ბ. სიმარტივისათვის განვიხილოთ ერთმხრივ მიმართული დისლოკაციების თავმოყრა. დავუშვათ, პირველი დისლოკაციის კოორდინატია x_1 , მეორისა $-x_2$ და ა.შ. წონასწორობის შემთხვევაში ძალა, რომელიც

სურ.81. დისლოკაციური თავმოყრა ბზარის წვეროს წინ

მოქმედებს მეორე დისლოკაციიდან N -ური დისლოკაციის ჩათვლით, ტოლი იქნება,

$$\sigma b = w/x_2 = \dots = w/x_n. \quad (1)$$

ხოლო პირველ დისლოკაციაზე მოქმედი ყველა ძალა:

$$w/x_1 = w/x_2 = \dots = w/x_n = (N-1)\sigma b. \quad (2)$$

გარედან მოდებული ძაბვა კი წვეროში მყოფ 1-ელ დისლოკაციაზე იმოქმედებს სიდიდით:

$$F/L = \sigma N b. \quad (3)$$

ასეთი მსჯელობის გაგრძელებით და გარკვეული დაშვებებით მიიღება ფორმულა საიდანაც ჩანს, რომ მოცემული σ ძაბვისათვის და დისლოკაციათა N რიცხვისათვის, თავმოყრის სიგრძე ტოლია:

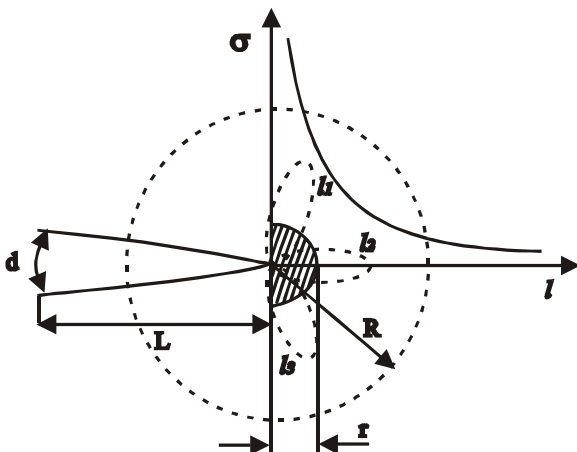
$$L = G N b / \pi(1-\nu)\sigma. \quad (4)$$

ჩვენს შემთხვევაში ექსპერიმენტალურად, ყოველთვის შეგვიძლია, თავმოყრის სიგრძის დისლოკაციების ტიპის და რაოდენობის დადგენა. ამგვარად, შესაძლებელია კონკრეტულ შემთხვევაში σ ძაბვის სიდიდის მნიშვნელობის დადგენა (4) ფორმულიდან

$$\sigma = G N b / \pi(1-\nu)L. \quad (5)$$

§ 3. ბზარის წვეროს წინ წარმოქმნილი ძაბვის და პლასტიკური არის სიდიდის განმსაზღვრელი ფორმულების მიღება

ბზარწარმოქმნა ერთ-ერთი რთული და საინტერესო საკითხია ფიზიკურ მასალათმცოდნეებაში. მას ყოველთვის აღიქვამენ, როგორც მოსლოდნელი კატასტროფის მიზეზს. მისი წარმოქმნის და ზრდისას ბზარის წვეროს წინ ყოველთვის გენერირდება ძაბვები. მისი შეჩერებისას, ბზარის წვეროს წინ მაინც რჩება ე.წ. ნარჩენი ძაბვები, რომლებმაც უნდა განიცადონ რელაქსირება. ბზარწარმოქმნის-რღვევის მექანიკაში მიღებულია, რომ ბრტყელი დეფორმაციის პირობებში ბზარის წვეროს წინ თავმოყრილი ძაბვები წარმოქმნიან პლასტიკურ არეს, რომელსაც ხშირად უწოდებენ პლასტიკურ ზონას.



მას აქვს ცილინდრიული ფორმა R რადიუსით და ღერძით, რომელიც ბზარის წვეროს პარალელურია. პლასტიკური არის სიდიდე l განისაზღვრება იმ პირობიდან, რომ ძაბვა ბზარის წვეროდან $R=l$ მანძილზე მოცემული მასალის დენადობის ზღვრის σ_d ტოლია, (სურ.82) ე.ი.

$$l = K^2 / 2 \sigma_d^2. \quad (1)$$

სადაც, $K = \sigma \pi L$ - ძაბვის ინტენსიობის კოეფიციენტი-

სურ.82. სქემატური ნახაზი, ბზარის წვეროს წინ არსებული ძაბვების გამოსათვლელად.

ტია ხოლო L - ბზარის სიგრძე. პლასტიკურ ზონაში გრაფიკი ძაბვა-დეფორმაციის (σ, ϵ)

გამოთვლა ჩატარებულია მრავალ სამუშაოებში, მაგრამ ამ ფორმულებში შედის ინტეგრალი I (ფორმულა (2), რომელსაც აქვს ზედაპირული ენერჯის განზომილება; იგი შემოტანილია რაისისა და ჩერეპანოვის მიერ, დამოუკიდებლად და საკმაოდ რთულია გამოსათვლელად, ექსპერიმენტალური თვალსაზრისით

$$I = \int_e [W dX_2 - \sigma_{ij} dU_j Pd\Gamma/dX_j]. \quad (2)$$

მთელ რიგ სამუშაოებში მიღებულია, რომ პლასტიკური არის შიგნით დისლოკაციები იმყოფებიან წონასწორობაში, გარედან მოდებული σ ძაბვისა და წინააღმდეგობის (დენადობის-ხახუნის) σ_d ძაბვის გავლენით: $I = nb \sigma_d$. ასეთ შემთხვევაში ინტეგრალი I განსაზღვრავს ენერჯის ნაკადს ბზარის წვეროში ან, რაც იგივეა სხეულის პოტენციური ენერჯის ცვლილებას. მცირე პლასტიკური არის შემთხვევაში, როდესაც $l \ll L$, ენერჯის ნაკადი განისაზღვრება, როგორც:

$$I = (1 - \nu^2)^2 K^2 / E, \quad (4)$$

სადაც ν პუასონის კოეფიციენტი, ხოლო E -უნგის მოდული, $E = 2G(1 + \nu)$.

მეორე მხრივ, ცნობილია, რომ ინტეგრალი I დაკავშირებულია ბზარის გახსნის სიდიდესთან თანაფარდობით: $\delta = 0,58 I / \sigma_d$. (5)

ახლა შევეცადოთ ზემოთ მოყვანილი ფორმულებით განვსაზღვროთ ბზარის წვეროს წინ, მისგან l მანძილზე არსებული ძაბვები, ამისათვის (4)-ში შევიტანოთ ძაბვის ინტენსიობის კოეფიციენტი K -ს, მნიშვნელობა და მივიღებთ:

$$I = (1 - \nu^2)^2 \sigma^2 \pi l / E. \quad (6)$$

მაგრამ (5)-დან $I = \delta \sigma_d / 0,58$ (7).

თუ გავუტოლებთ (6) და (7) ფორმულებს ერთიმეორეს, ეს მოგვცემს საშუალებას გამოვრიცხოთ I და განვსაზღვროთ ძაბვის სიდიდე:

$$\sigma = I / (1 - \nu^2)^2 \sqrt{E \delta \sigma_d / 0,58 \pi l}. \quad (8)$$

როგორც ვხედავთ, ფორმულაში შემავალი ყველა სიდიდის განსაზღვრა შესაძლებელია ექსპერიმენტარულად. ახლა (8)-დან გამოვრიცხოთ σ_d . ამისათვის (4)-ში შევიტანოთ K -ს მნიშვნელობა (1)-დან, ხოლო მიღებული სიდიდე გავუტოლოთ (7)-ს:

$$\sigma_d = E \delta / 0,58 (1 - \nu^2)^2 2 l_{max}. \quad (9)$$

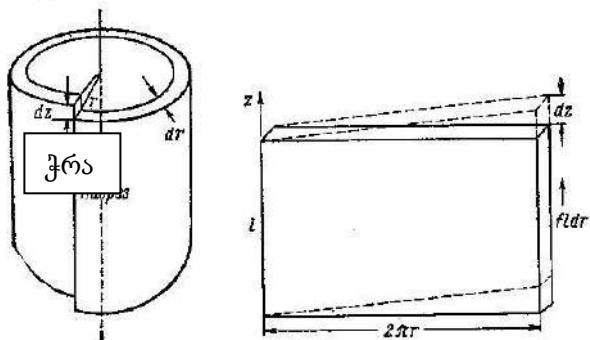
თუ მიღებულ მნიშვნელობას შევიტანოთ (8)-ში, მივიღებთ ფორმულას, რომელიც იძლევა საშუალებას განისაზღვროს კონკრეტული ძაბვის სიდიდე ბზარის წვეროდან, ჩვენთვის საინტერესო l_0 -დან, ვიდრე l_{max} მანძილამდე მდებარე, ნებისმიერ ფიქსირებულ წერტილში:

$$\sigma = E \delta / 0,58 (1 - \nu^2)^2 \sqrt{1/2 \pi l_{max}}. \quad (10)$$

ცნობილი ძაბვის შემთხვევაში კი შესაძლებელია გამოვიანგარიშოთ პლასტიკური არის (ზონის) სიდიდეც.

§ 4. დისლოკაციის ენერჯის გამოთვლა

დისლოკაციის ენერჯის გამოსათვლელად უნდა დავუშვათ, რომ დისლოკაციის



სურ.83. ძალის გამოსათვლის მაგალითი

წარმოქმნისას კრისტალი ისე იქცევა, როგორც მყარი დრეკადი სხეული. ვთქვათ, ცილინდრზე ჭრის (დისლოკაციის) ხაზის გასწვრივ ვახდენთ გადაადგილებას b სიდიდით. ამისათვის მას უნდა მოვდოთ F ძალა. მაშინ მუშაობა, რომელიც ამ დროს შესრულდება, ტოლი უნდა იყოს, დისლოკაციის ენერჯისა. ენერჯია კი გამოითვლება ფორმულით:

$$E_D = \int Fb \, dA. \quad (1)$$

სადაც ინტეგრალი აიღება ჭრის მთელი ზედაპირის გასწვრივ. გამოდის, რომ ამოცანის გადასაწყვეტად საჭიროა ვიპოვოთ F ძალის სიდიდე. ფაქტიურად ზედაპირზე მდებარე წერტილისათვის ძალის ეს მნიშვნელობა იწვევს ძვრის გასაშუალოებულ მნიშვნელობას ($2\pi r$ -სიგანის ძვრა, ხდება ერთი მხრიდან dz სიდიდით). განსახილველ შემთხვევაში კი სწორედ ძალის საშუალო მნიშვნელობაა საჭირო. მცირე დეფორმაციებისას, სამართლიანია ჰუკის კანონი. შესაბამისად, b სიდიდის წანაცვლების მისაღებად ცილინდრულ გარსში, რომელიც დისლოკაციის ცენტრიდან მოთავსებულია r მანძილზე, საჭირო იქნება f ძალა, რომლის სიდიდეც ერთეულოვან ფართობზე ტოლი იქნება:

$$f = Gb/2\pi r. \quad (2)$$

სადაც G მასალის ძვრის მოდულია და იგი მოცემულია ცხრილებში (მაგ. ალუმინისათვის $G=2,85 \cdot 10^{10} \text{ n/m}^2$). ცილინდრის გარსი გავშალოთ დისლოკაციის გარშემო, ბრტყელ ფირფიტად, მისი სიმაღლეა l , ხოლო სიგანე- $2\pi r$, ფირფიტის სისქე- dr . Z ღერძის გასწვრივ გარსი განიცდის ძვრის დეფორმაციას, ისე როგორც ეს სურათზეა ნაჩვენები. ფირფიტის გვერდზე მოდებულია ძალა- $fldr$, სადაც ldr გვერდის ფართობია, ხოლო f ძალა- ერთეულოვან ფართობზე, რომელიც იწვევს dz წანაცვლებას. ცილინდრულ გარსში ენერჯის გამოსათვლელად ძვრისას საჭიროა ძალის საშუალო მნიშვნელობა, რომელიც გამოიწვევს b სიდიდის წანაცვლებას.

$$F = f_{\text{საშ}} \cdot S = l/2f. \quad (3)$$

შესაბამისად

$$F = Gb/4\pi r, \quad (4)$$

საიდანაც

$$E_D = \int Gb^2/4\pi r \, dA. \quad (5)$$

მაგრამ, რადგანაც $dA = dzdr$, ამიტომაც l სიგრძის დისლოკაციის ენერჯია, ტოლი იქნება

$$E_D = \int_{r_0}^{r_1} \int_0^l Gb^2/4\pi r \, dA. \quad (6)$$

$$\text{საბოლოოდ } E_D = Gb^2l/4\pi \ln r_1/r_0. \quad (7)$$

1. Фридель Ж. Дислокации. Перевод с английского под редакцией А.Л. Ройтбурда. Москва: «МИР», 1967.-626 с.
2. Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. Перевод с английского М.И. Рейтмана. Под редакцией Г.С. Шапиро. Москва: «Наука», 1975.-576 с.
3. Физическое металловедение. Под редакцией Р. Кана. Вып. 1. Атомное строение металлов и сплавов. Перевод с английского под редакцией Н. Т. Чеботарева. Москва: «МИР», 1967.- 330 с.
4. Физическое Металловедение. Под редакцией Р. Кана. Вып. 2. Фазовые превращения, Металлография. Перевод с английского под редакцией И. И. Новикова. Москва: «МИР», 1967.- 475 с.
5. Физическое Металловедение. Под редакцией Р. Кана. Вып. 3. Дефекты кристаллического строения; Механические свойства металлов и сплавов. Перевод с английского под редакцией В. М. Розенберга. Москва: «МИР», 1968. 471-с.
6. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. Под редакцией Э.М. Надгорного и Ю. А. Осипьяна. Москва: Атомиздат, 1972.-584 с.
7. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали, Москва: «Наука», 1977.- 224 с.
8. Займан Дж. Принципы теории твердого тела. Перевод с английского под редакцией В.Л. Бонч-Бруевича. Москва: «МИР», 1966.-406 с.
9. Амелинкс С. Методы прямого наблюдения дислокаций. Перевод с английского В.М. Кардонского. Москва: «МИР», 1968.-419 с.
10. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. Под редакцией Б. Я. Любова. Москва: «МИР», 1972.-408 с.

შესავალი	4
I თავი. ლითონთა ელექტრონული თეორია	
\$ 1. ელემენტთა პერიოდული სისტემის დახასიათება. განაწილება მასების მიხედვით	5
\$ 2. ლითონები და მათი კლასიფიკაცია	5
\$ 3. ლითონთა ელექტროგამტარებლობის კლასიკური ელექტრონული თეორია	6
\$ 4. ლითონების და შენადნობების ატომური აგებულება	7
\$ 5. ბორის პოსტულატები	7
\$ 6. ატომის ელექტრონული სტრუქტურა და ქვანტური რიცხვები	8
\$ 7. პაულის პრინციპი. ელექტრონთა რაოდენობა ორბიტებზე და ქვე ორბიტებზე	11
\$ 8. ზმის ძირითადი კავშირები კრისტალებში	12
\$ 9. მყარი სხეულის ზონური თეორიის ელემენტები. ენერგეტიკული ზონების შევსება ელექტრონებით. ლითონები, ნახევარგამტარები და დიელექტრიკები	15
\$ 10. ნახევარგამტარები, საკუთარი და მინარევული გამტარობა	18
II თავი. თერმოდინამიკა მასალათმცოდნეობაში და სითბური მოვლენები	
\$ 1. თერმოდინამიკის პირველი კანონი	20
\$ 2. ენტროპია და თერმოდინამიკის მეორე კანონი	20
\$ 3. წონასწორობის პირობები (გიბსის ფორმულა და ენთალპია)	21
\$ 4. მყარი სხეულების გაფართოება	22
\$ 5. სითბოგამტარობის ზოგადი ცნებები	24
\$ 6. მყარი სხეულების სითბოტევადობა	26
\$ 7. სითბოტევადობის კლასიკური თეორია	27
\$ 8. სავალენტო ელექტრონების სითბოტევადობა	29
III თავი. მასალათა აგრეგატული მდგომარეობები და დიფუზია	
\$ 1. ნივთიერებათა აგრეგატული მდგომარეობები	31
\$ 2. ცნება პლაზმური მდგომარეობის შესახებ	32
\$ 3. დიფუზია ლითონებში და მისი დამოკიდებულება ტემპერატურაზე. ფიკის კანონები	32
\$ 4. დიფუზია ატომების მოძრაობით. სასაზღვრო დიფუზია, ზედაპირული დიფუზია, მოცულობითი დიფუზია, თვითდიფუზია	33
\$ 5. ჩანაცვლებისა და ჩანერგვის მყარი ხსნარები	35
IV თავი. ლითონებისა და მყარი ხსნარების კრისტალური აგებულება	
\$ 1. ლითონთა ტიპური სტრუქტურები (გისოსები)	37
\$ 2. გადაჯერებული მყარი ხსნარი და გამონაყოფები	40
\$ 3. მოწესრიგება-ახლო ,შორი წესრიგი, ანტიფაზური საზღვრები, ზესტრუქტურა	40
\$ 4. მაღალენტროპიული შენადნობები	42
\$ 5. ოპტიკური, თხევადკრისტალური და ამორფული მასალები	43
\$ 6. ნანოკრისტალები, მაფები, ნანოსტრუქტურები, ნანოტექნოლოგიები	45
\$ 7 ნანომასალების ოპტიკური თვისებები და მიღების ტექნოლოგია	47
V თავი. მასალათა მაგნიტური თვისებები	
\$ 1. მაგნიტური მასალები	49
\$ 2. ელექტრონების და ატომების მაგნიტური მომენტი	50
\$ 3. პარამაგნეტიზმის, დიამაგნეტიზმის და ფერომაგნეტიზმის ბუნება	50
\$ 4. ტემპერატურის გავლენა მასალათა მაგნიტურ მდგომარეობაზე	52
\$ 5. ფერომაგნეტიკების მაგნიტური დახასიათებლები	53

§ 6. მაგნეტიზმი და მასალის კრისტალოგრაფიულობა. მაგნიტოსტრიქცია. ანიზოტროპიულობის ენერჯია-----	54
VI თავი. ფაზური გარდაქმნები	
§ 1. ფაზური წონასწორობა-----	56
§ 2. საწყისი მდგომარების მდგრადობა-----	57
§ 3. დიფუზური, სტაბილური და არასტაბილური ფაზები-----	57
§ 4. პოლიმორფიზმი, ფაზური გარდაქმნის ერთ-ერთი ტიპი-----	58
§ 5. მარტენსიტული ფაზური გარდაქმნა-----	59
§ 6. მახსოვრობის ეფექტი და მისი არსი-----	62
VI თავი. ტემპერატურის გავლენა ლითონთა მდგომარეობაზე	
§ 1. ტემპერატურის გავლენა ლითონთა ფაზურ მდგომარეობაზე-----	62
§ 2. ლეგირება და მისი მნიშვნელობა. კარბიდები, ნიტრიდები, სპეც. კარბიდები, მათი გავლენა სისაღეზე და პლასტიკურობაზე -----	64
§ 3. ფოლადის სახეები-----	65
§ 4. ფოლადები და მათი თერმული დამუშავება-----	66
§ 5. ფოლადების თერმომექანიკური დამუშავება-----	67
VIII თავი. მესრის დეფექტები	
§ 1. მესრის დეფექტები: წერტილოვანი დეფექტები და მათი თვისებები-----	68
§ 2. ხაზოვანი დეფექტები—დისლოკაციები და წყობის დეფექტები-----	70
§ 3. ზედაპირული და მოცულობითი დეფექტები (ნიჟარები დისკლინაციები)-----	72
§ 4. მარცვლის საზღვრები, რეკრისტალიზაციის და დეფორმაციული ორეულები-----	73
§ 5. საზღვრები და საზღვრის ტიპები-----	74
IX თავი. ლითონების მექანიკური გამოცდები და გაჭიმვის მრუდები	
§ 1. დეფორმაციის სახეები: შეკუმშვა, გაჭიმვა, ღუნვა, ძვრა და გრეხა-----	75
§ 2. ციკლური დეფორმაცია (მექანიკური და ტემპერატურული დადლილობა)-----	76
§ 3. იუნგის მოდული, ძვრის მოდული, კავშირი მათ შორის-----	77
§ 4. ლითონების მექანიკური გამოცდები. ნიმუშის სტანდარტული ზომები და ფორმები-----	78
§ 5. გაჭიმვის მრუდები ძაბვა-დეფორმაცია-----	79
§ 6. წკკ სტრუქტურის მქონე ლითონთა განმტკიცება და მისი საფეხურები-----	81
§ 7. მცკ სტრუქტურის მქონე ლითონთა განმტკიცება და მისი საფეხურები-----	81
§ 8. ბაუშინგერის ეფექტი-----	
82	
§ 9. დენადობა-----	83
§ 10. დენადობისა და სიმტკიცის ზღვრები-----	84
X თავი. ლითონთა თეორიული სიმტკიცე და ბზარწარმოქმნა	
§ 1. ლითონთა თეორიული სიმტკიცე-----	84
§ 2. ბზარების წარმოქმნის მექანიზმი და გრიფიტის ბზარი-----	85
§ 2. მასალათა მსხვრევა, ბზარების კლასიფიკაცია (მყიფე, ბლანტი, ციკლური)-----	86
XI თავი. ლითონთა შინაგანი სტრუქტურის ცვლილება დეფორმირებისას	
§ 1. დეფორმაცია სრიალით და დეფორმაციული ორეულების წარმოქმნით-----	
88	
§ 2. პოლიგონიზაცია-----	89
§ 3. რეკრისტალიზაცია-----	91
§ 4. ტექსტურა-----	92
§ 5. დეფორმაციის, ტემპერატურის და ლითონთა ქიმიური შედგენილობის გავლენა, ელექტროგამტარებლობაზე და კრისტალოგრაფიაზე. ზეგამტარობა-----	93

XII თავი. ფხვნილების მეტალურგია და კომპოზიციური მასალები	
\$ 1. ფხვნილების მეტალურგია-----	95
\$ 2. კომპოზიციური მასალები-----	96
	112
\$ 3. კომპოზიციური მასალები ლითონისა და კერამიკის ფუძეზე-----	98
\$ 4. მედიცინაში გამოყენებული მასალები-----	
100	
XIII თავი. მასალათა კვლევის ფიზიკური მეთოდები-----	101
XIV თავი. დამხმარე მასალა-----	104
\$ 1. ორეულის წარმოსაქმნელად საჭირო ძაბვის სიდიდის განმსაზღვრელი ფორმულის გაანგარიშება, მისი გეომეტრიული ზომების საშუალებით-----	104
\$ 2. ძაბვების განსაზღვრა დისლოკაციური თავმოყრის წვეროში-----	
105	
\$ 3. ბზარის წვეროს წინ წარმოქმნილი ძაბვის და პლასტიკური არის სიდიდის განმსაზღვრელი ფორმულის მიღება -----	106
\$ 4. დისლოკაციის ენერჯის გამოთვლა-----	
108	
ლიტერატურა-----	110



თამაზ ეთერაშვილი

ფიზიკა –მათემატიკის მეცნ. დოქტორი, პროფესორი.

სამეცნიერო კვლევები: ფაზური გარდაქმნები, პლასტიკური და დაღლილობითი დეფორმაციით გამოწვეული ცვლილებები ფოლადებში; ბზარწარმოქმნის მექანიზმი; შინაგანი ძაბვების ლოკალიზაციის ადგილები.

სალექციო კურსი: ზოგადი ფიზიკა, ლითონების ფიზიკა, ფიზიკური მასალათმცოდნეობა.

განათლება: სადოქტორო დისერტაციის შემდგომი მოღვაწეობა, 1996-2017 წლები, საქ. ტექნიკური უნივერსიტეტი, თბილისი, ფიზიკა-მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორი.

სადოქტორო დისერტაცია: კონსტრ. ფოლადების მარტენსიტული სტრუქტურის კვლევა, პლასტიკური დეფორმაციის მიმდინარეობა და შინაგანი ძაბვების ლოკალიზაცია. საქ. მეცნიერებათა აკადემიის ფიზიკის ინსტიტუტი, თბილისი, 1996 წელი;

საკ. დისერტაცია: მარტენსიტული პაკეტის კრისტალოგომეტრია და დეფორმაციისა და რღვევის ფიზიკა; ფიზიკა-მათემატიკის მეცნიერებათა კანდიდატი: 1980 წელი, ლითონთა ფიზიკის ინსტიტუტი, მოსკოვი, რუსეთი.

ასპირანტურა: 1975-1979 წლები, ლითონთა ფიზიკის ინსტიტუტი, მოსკოვი, რუსეთი;

დიპლომი: 1970-1971 წლები, ლითონთა ფიზიკის ინსტიტუტი, მოსკოვი, რუსეთი;

სტუდენტი: 1966-1971 წლები, საქართველოს პოლიტექნიკური ინსტიტუტი, თბილისი.

ექსპერიმენტული მეთოდები: გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპია, მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპია, მეტალოგრაფია.

გამოქვეყნებული ნაშრომები: 80 სამეცნიერო შრომა D და მოხსენება მაღალრეიტინგულ საერთაშორისო სამეცნიერო ჟურნალებში.

კონფერენციებში მონაწილეობა: 30 საერთაშორისო კონფერენცია, აქედან FDM 2006 წ. ჩინეთში, 2007 წ. პორტუგალიაში და 2008 წ. კორეაში მოწყობილი FDM/FDM საერთაშორისო კონფერენციების FDM საორგანიზაციო კომიტეტის წევრი.

სამუშაოები საზღვარგარეთ: ლექციების ციკლი „ნიკელის აუსტენიტური კლასის ფოლადებში, დაბალციკლური დაღლილობითი ბზარწარმოქმნის მექანიზმი“ 5-10/09/2005, იაპონიის ქ. სენდაის, ტოჰოკუს უნივერსიტეტი, ვიცე-პრეზიდენტ პროფ. ცეცუო შოჯის მიწვევით.

მკვლევარი პროფესორი-1999 წლის 15/09-31/10, გერმანიის ფედერაციული რესპუბლიკის ქ. ფრაიბურგის ფრაუნჰოფერის მყარი სხეულების მექანიკის ინსტიტუტის, ლითონთა ფიზიკის ლაბორატორია.

მიწვეული პროფესორი-1999წ. 01/11-20/12 გერმანიის ფედ. რესპუბლიკის ქ. მაგდებურგის ოტო გერიკეს სახელობის ტექნიკური უნივერსიტეტის მასალათა გამძლეობის ინსტიტუტი.

გრანტები:

სესფ გრანტ 217164-ის მენეჯერი 2016-2019 წწ. თანხა 210 000 ლარი

სესფ გრანტ N31/42-ის მენეჯერი 2013-2016 წწ. თანხა 150 000 ლარი

სესფ გრანტ 18-072-ის მენეჯერი 2006-2009 წწ. თანხა 93 400 ლარი

ISTC გრანტ GG-719-ის მენეჯერი 2002-2006 წწ. თანხა 175 000 აშშ დოლარი

სესფ გრანტ 117-ის მეცნიერ თანამშრომელი 2005 წ.

ISTC გრანტ GG -258-ის მეცნიერი თანამშრომელი 2000-2002 წწ.

ჯილდოები: გერმანიის ფედერაციული რესპუბლიკის მეცნიერებათა აკადემიის (DAAD)-ის 1991 და 1999 წლების პრემიების ლაურეატი.