

ელგუჯა მიმინოშვილი, ქეთევან მიმინოშვილი

ნივთიერებების, მასალების და ნაკეთობების კვლევის  
რენტგენობრაჟიული მეთოდები კრიმინალისტურ  
ექსპერტიზაში

( რენტგენის სხივებით ელექტრულ საღებავზე თერმული  
ზემოქმედების ტექნიკური ექსპერტიზა )



ტექნიკური უნივერსიტეტი

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ელგუჯა მიმინოშვილი, ქეთევან მიმინოშვილი

ნივთიერებების, მასალების და ნაკეთობების  
კვლევის რენტგენობრავიული მეთოდები  
კრიმინალისტურ ექსპერტიზაში

( რენტგენის სხივებით ელექტრულ საღებებზე თერგული  
ზემოქმედების ტექნიკური ექსპერტიზა )



დამტკიცებულია სტუ-ს  
სახვავლო-მეთოდური  
საბჭოს მიერ

თბილისი  
2005

განხილულია სასამართლო ტექნიკური ექსპერტიზისთვის საჭირო მეთოდები რენტგენის სხივების გამოყენებით. აღწერილი მეთოდების თვალნათლივ გააზრებისათვის აუცილებელი თეორიული ბაზა. ბოლო თავში ნიმუშის სახით გადმოცემულია, სპილენძის სადენში მოკლე ჩართვის მომენტის დადგენისათვის, ავტორების მიერ ჩატარებული კვლევები.

სახელმძღვანელო განკუთვნილია გამოყენებითი ფიზიკის და ზოგადი ტექნიკის ფაკულტეტის სასამართლო ტექნიკური ექსპერტიზის სპეციალობის მაგისტრანტებისათვის. იგი დახმარებას გაუწევს, როგორც ფაკულტეტის სასამართლო ტექნიკური ექსპერტიზის სპეციალობის ბაკალავრებს, ასევე სასამართლო ტექნიკურ – ექსპერტიზაში მომუშავე დამწყებ სპეციალისტებსაც.

**რეცენზენტები:** დამოუკიდებელი ექსპერტიზის სამეცნიერო-კვლევითი ცენტრის ხელმძღვანელის მოადგილე, იურიდ. მეცნ. კანდიდატი, ექსპერტ-კრიმინალისტი *ლ. ქობულაშვილი*

სტუ-ს სკრც-ის წამყვანი მეცნიერ თანამშრომელი, ფიზ.-მათ. მეცნ. კანდიდატი, დოც. *ო. ხარაშვილი*

© გამომცემლობა “ტექნიკური უნივერსიტეტი”, 2005

**ISBN 99940-35-69-X**

## შესავალი.

ნივთიერებების, მასალების და ნაკეთობების კვლევის მეთოდები კრიმინალისტურ ექსპერტიზაში გულისხმობს კვლევის ნებისმიერი ფიზიკო – ქიმიური მეთოდის გამოყენებას, რაც კანონგარეშე ქმედებებში ობიექტური რეალობის და მიზეზ – შედეგობრივი კავშირის დადგენის საშუალებას იძლევა. უფრო ზუსტად იმ ნივთიერებების, მასალების და ნაკეთობების მიზნ - მიმართულ შესწავლას, რომლებსაც საქმეზე ჭეშმარიტების დადგენისათვის გარკვეული და ხშირად გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვთ.

საექსპერტო ობიექტის შესწავლა მისი გარეგნული ვიზუალური დაკვირვებით იწყება, რასაც – მორფოსკოპია ეწოდება. ნაკეთობების აღწერა - დახასიათებისათვის მარტო მორფოსკოპული კვლევების ჩატარება არაა საკმარისი და აუცილებელია ნაკეთობების გეომეტრული ფორმებისათვის ხაზოვანი და კუთხური ზომების დადგენა ანუ რაოდენობრივი დახასიათება. საკვლევი ობიექტის ზომების რაოდენობრივი დახასიათებისათვის შესწავლას მორფომეტრია ეწოდება. მორფომეტრული გამოკვლევებისათვის გამოიყენება ისეთი მეთოდები და მათთან დაკავშირებული ხელსაწყო – მოწყობილობები, როგორებიცაა: ოპტიკური და ელექტრონული მიკროსკოპია, ფოტოგრაფია, ხაზოვანი და კუთხური ზომების დადგენის სხვადასხვა მეთოდები და საშუალებები.

მასალებში და ნაკეთობებში (მაგ. სხმულებში) მაკროდეფექტების შესწავლისათვის, რაც შეიძლება ტექნოლოგიური პროცესების დარღვევის მიზეზითაც იყოს გამოწვეული, გამოიყენებულია ე.წ. ინტრასკოპული მეთოდები, როგორიცაა მეთოდები: რენტგენის სხივების, რადიო -, ულტრაბგერითი ტალღების და რადიოაქტიური იზოტოპების გამოყენებით. ინტრასკოპია არის ოპტიკურად გაუმჭვირვალე ობიექტების შინაგანი (მოცულობითი) ვიზუალური შესწავლა. პრაქტიკულად ესაა დეფექტოსკოპებით ობიექტის კონტროლი მისი რღვევის გარეშე.

ნივთიერებების და მასალების ფიზიკო – ქიმიური თვისებები განისაზღვრება, როგორც ქიმიური ელემენტების შემცველობით, ასევე მათი სივრცითი აღნაგობით ანუ სტრუქტურით. ნივთიერებების ქიმიური შედგენილობის და სივრცითი აღნაგობის კვლევის მეთოდებია:

1) ელემენტური. ელემენტური ანალიზი ტარდება, როგორც ქიმიური ასევე ინსტრუმენტური მეთოდებით. როგორიცაა: რენტგენოსპექტრული, აბსორბციულსპექტრული, ემისიურსპექტრული, ელექტრონულ ოქე-სპექტრომეტრული, მეორადი იონების მას - სპექტრომეტრული და პოლაროგრაფიული ანალიზები.

2) მოლეკულური. მოლეკულური ანალიზი ტარდება, როგორც ქიმიური ასევე ინსტრუმენტული მეთოდებით. როგორიცაა, მას-სპექტრომეტრული და მეორადი იონების მას – სპექტრომეტრული, სპექტროფოტომეტრული, რადიოსპექტრომეტრული: ЭПР – ელექტრონული პარამაგნი-

ტურ (სპინური) რეზონანსული და ЯМР – ბირთვული მაგნიტურ რეზონანსული მეთოდები.

3) ფრაქციული. ფრაქციული ანალიზის ჩასატარებლად გამოიყენება ისეთი მეთოდები, როგორცაა, ქრომატოგრაფიული, პეტროგრაფიული, სპორო - მტვერ ანალიზები.

4) ფაზური. ფაზური ანალიზი ტარდება, რენტგენოგრაფიული და ელექტრონოგრაფიული მეთოდებით.

5) სტრუქტურული. ნივთიერებათა მაკროსტრუქტურების კვლევის მეთოდებია რენტგენოგრაფია და მეტალოგრაფია. ატომური აღნაგობის კი რენტგენოსტრუქტურული, ელექტრონო - და ნეიტრონოგრაფია.

6) სხვა მეთოდები. კვლევის სხვა მეთოდებში იგულისხმება შეფერვა, სისალე, ელექტრული და მაგნიტური თვისებები.

ნივთიერებების, მასალების და ნაკეთობების კრიმინალისტურ ექსპერტიზაში მიღებულ კვლევის მეთოდებში, როგორც ვხედავთ მეთოდებს რენტგენის სხივების გამოყენებით მნიშვნელოვანი ადგილი უჭირავს. ამ მეთოდებით უპირატესად ადგენენ ნივთმტკიცების ინდივიდუალობას, ფაზურ შედგენილობას, სტრუქტურულ ცვლილებებს, ატარებენ ტოპოგრაფიულ კვლევებს და ა.შ. მოცემულ სახელმძღვანელოში განხილულია ელექტროსადენებზე თერმული ზემოქმედების შესწავლა რენტგენის სხივების გამოყენებით.

**ელექტროსადენებზე თერმული ზემოქმედება.** კრიმინალისტური ექსპერტიზის თვალსაზრისით ელექტროსადენებზე თერმული ზემოქმედების შესწავლა საჭიროა, როცა დასადგენია ხანძრის გაჩენის ადგილი და მიზეზი. ელექტროსადენებზე თერმული ზემოქმედება შესაძლებელია განხორციელდეს ორი გზით: ელექტრული სადენის ხანძრის აქტიურ ზონაში მოხვედრით ან მოკლე ჩართვით, რაც შესაძლებელია თავისთავად გახდეს ხანძრის წარმოქმნის მიზეზი. სტატისტიკური მონაცემებით საშუალოდ ყოველი მეოთხე ხანძარი გამოწვეულია ელექტროსადენების ან ელექტროდანადგარების გაუმართაობით, ან არასწორი ექსპლუატაციით. სადენებზე მაღალტემპერატურული თერმული ზემოქმედება იწვევს სპილენძის ან ალუმინის ნაღვლის წარმოქმნას. გამყარებული ნაღვლის და მიმდებარე უბნების ფიზიკური მეთოდებით შესწავლა საშუალებას იძლევა გაირკვეს სახანძრო-ტექნიკური ექსპერტიზისთვის ორი ძირითადი საკითხი:

1) გამტარის ნაღვლობი წარმოიქმნა მოკლე ჩართვით თუ გარემოდან თერმული ზემოქმედებით.

2) მოკლე ჩართვის შემთხვევაში დადგინდეს მისი წარმოქმნის მომენტი.

მოკლე ჩართვის წარმოქმნის მომენტის დადგენაში იგულისხმება: ხანძარი გაჩნდა მოკლე ჩართვის მიზეზით (პირველადი მოკლე ჩართვა), თუ ხანძრის სხვა წყაროდან თერმული ზემოქმედებით დაირღვა სადენის ელექტრული იზოლაცია და ამის შედეგად მოხდა მოკლე ჩართვა

(მეორადი მოკლე ხართვა); ანუ მიზეზობრივ-შედგობრივი კავშირის დადგენა მოკლე ხართვასა (მჩ) და ხანძრის გაჩენას შორის.

პირველადი მოკლე ხართვის (პმჩ) ქვეშ იგულისხმება მჩ, რომელიც ხორციელდება გამტარზე ხანძარსაშიში ფაქტორების მოქმედების გარეშე ანუ ნორმალურ (ოთახის ტემპერატურა, ატმოსფეროს სტანდარტული შედგენილობა: 21% O<sub>2</sub>, 79% N<sub>2</sub>) პირობებში.

მეორადი მოკლე ხართვის (მმჩ) ქვეშ კი იგულისხმება მჩ, რომელიც ხდება ხანძრის განვითარების პროცესში ანუ გარემოს გაზრდილი ტემპერატურის (200°C და მეტი) პირობებში. ეს ტემპერატურა საკმარისია სადენის იზოლაციის ინტენსიური თერმული რღვევისათვის.

ხანძარს ყოველთვის თან ახლავს მიმდებარე გარემოში ცვლილებები. იცვლება ატმოსფეროს, როგორც შედგენილობა, ასევე შემადგენელი კომპონენტების პროცენტული წილი, ის გაჯერებულია წვის შედეგად წარმოქმნილი ახალი პროდუქტებით (C – მური, CO, CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub> და სხვა). ამიტომ იმის და მიხედვით პირველადია თუ მეორადი მოკლე ხართვა ლითონის ელექტროსადენებში მიმდინარეობს განსხვავებული პროცესები, რაც ხანძრის ლიკვიდაციის შემდეგ სადენებზე ტოვებს განსხვავებულ კვალს (მაგ. ხდება სადენების ზედაპირზე და მოცულობაში ქიმიური შედგენილობის, მაკროსტრუქტურის, ფაზური შემცველობის განსხვავებული ცვლილება).

მოკლე ხართვის მომენტის განსაზღვრისათვის აუცილებელია საკვლევი სადენის კომპლექსური შესწავლა, რაც გულისხმობს სხვადასხვა ფიზიკო-ქიმიური მეთოდების გამოყენებას. მოცემულ ნაშრომში ყურადღება გამახვილებულია ძირითადად კვლევის რენტგენოგრაფიულ მეთოდებზე (მეთოდები რენტგენის სხივების გამოყენებით საკვლევი ნივთმტკიცების არავითარ დაზიანებას არ იწვევს. ამიტომ ისინი ძალიან მნიშვნელოვან, თუმცა ამ თვალსაზრისით ჯერ კიდევ დასამუშავებელ მეთოდებს წარმოადგენენ). როგორც საექსპერტო პრაქტიკამ აჩვენა, რენტგენოგრაფიულ მეთოდებზე დაყრდნობით მოკლე ხართვის შესწავლა, გამოკვლევათა 50%-ში წარმატებულ შედეგს იძლევა, ხოლო ნივთიერების იდენტიფიკაციის, მასალების ფაზური შემცველობის, კრისტალურ სტრუქტურაში ატომების სივრცითი განაწილების დადგენაში პირველობას ჯერჯერობით არცერთ სხვა მეთოდს არ უთმობს.

რენტგენოგრაფიული მეთოდების გამოყენება საგამოძიებო-სასამართლო პრაქტიკაში, საექსპერტო გამოკვლევების დროს უნდა ეფუძვნებოდეს და შეესაბამებოდეს საპროცესო კანონის შესაბამის ნორმებს.

ყოველი ტექნიკური საშუალების გამოყენების შესახებ ექსპერტმა დასკვნაში უნდა მიუთითოს: რა სახის ტექნიკური საშუალება იყო გამოყენებული, რომელი ობიექტის შესწავლის დროს, რა მიზნით, ანალიზისთვის რა პირობები იყო შერჩეული, მიღებული შედეგი.

## 1. საექსპერტიზო ელექტროსადენების კომპლექსური კვლევის ძირითადი სქემა.

საექსპერტიზო ელექტროსადენების კვლევის სქემის შერჩევა მნიშვნელოვან პირობას წარმოადგენს დასახული მიზნის მისაღწევად. კვლევის სქემის შერჩევის დროს გასათვალისწინებელია სადენის გვარობა (სპილენძი და ალუმინი ძირითადად), მისი ტიპი (ერთ- და მრავალძარღვა, კვეთის ფართი და სხვა), ელექტრული, მექანიკური და თერმული იზოლაციის ტიპი (რეზინა თუ სხვა ორგანული იზოლაცია, ღია თუ დახურული - ლითონის მილებში და ა.შ). მიუხედავად ელექტროსადენების დანიშნულების ნიშნით განსხვავებისა კომპლექსური კვლევის სქემა მსგავსია და ხდება ერთიდაიგივე ინსტრუმენტალური მეთოდების გამოყენებით. კვლევის სქემის შერჩევის დროს წინ უნდა წამოიწიოს ისეთი მეთოდები, რომლებიც არ იწვევენ ნივთმტკიცების დაზიანებას და მითუმეტეს ლიკვიდაციას ანუ კვლევის სქემას საფუძვლად უნდა ედოს ნივთმტკიცების შენარჩუნებით მხ-ს წარმოქმნის მომენტის შესახებ დასკვნის საიმედოობის გაზრდის პრინციპი.

საექსპერტიზო ელექტროსადენების კომპლექსური კვლევის ძირითადი სქემა შეიძლება წარმოვიდგინოთ შემდეგი სახით:

- 1) ობიექტზე ხანძრის შედეგის ვიზუალური დათვალიერება და საკვლევი ნიმუშების ამოღება;
- 2) მორფოლოგიური ანალიზი;
- 3) რენტგენოგრაფიული ანალიზი;
- 4) მეტალოგრაფიული ანალიზი;
- 5) ლითონური გამტარების ანალიზი ნახშირბადზე.

### 1.1. ობიექტზე ხანძრის შედეგის ვიზუალური დათვალიერება და საექსპერტიზო ნიმუშების ამოღება.

ექსპერტიზის პირველი ეტაპის ძირითად ამოცანას წარმოადგენს სადენის შელღობის გამომწვევ მიზეზზე ანუ მხ-ს მომენტზე სავარაუდო მოსაზრების შექმნა და საექსპერტიზო ნიმუშების კვალიფიციური ამოღება.

ელექტრული დენის გამტარის ხანძართან პირველადი კონტაქტის ადგილმდებარეობის სწორი განსაზღვრა და მადიფერენცილებელი ნიშნები, რომლებიც გამოვლინდება შემთხვევის ადგილის დათვალიერების შედეგად, საშუალებას იძლევა უკვე ექსპერტიზის პირველივე სტადიაზე მოხდეს სწორი ვერსიის ფორმულირება და ნივთმტკიცების კვალიფიციურად ამოღება. ყურადღებაა გასამახვილებელი, რომ ამ ეტაპზე დაუშვებელია ისეთი მეთოდის გამოყენება, რომელიც გამოიწვევს ნივთმტკიცების დაზიანებას და მითუმეტეს განადგურებას.

ნივთმტკიცების ანუ შეღებვის კვალის მქონე გამტარების კვალი-ფიციური და სრული შეგროვებისთვის აუცილებელია შემთხვევის ადგილზე გამოცდილი სპეციალისტის მოწვევა. ნივთმტკიცების შერჩევაში დაშვებული შეცდომის გამოსწორება, როგორც სახანძრო-ტექნიკური ექსპერტიზის პრაქტიკამ აჩვენა, გარკვეული დროის გასვლის შემდეგ შეუძლებელია.

ხანძრის ადგილის დათვალიერების შემდეგ დაზიანებული ელექტრული სადენების ამოღება უნდა მოხდეს არა მთლიანად, არამედ სადენების იმ ფრაგმენტებისა რომლებსაც ატყვიათ თერმული ზემოქმედების ლოკალური კვალი. განსაკუთრებული ყურადღება უნდა მიექცეს ელგაყვანილობის იმ უბნებს, რომლებიც ხანძრის კერებშია განთავსებული. ამოღებული გამტარების სიგრძე არ უნდა იყოს 30-35 მმ-ზე ნაკლები. თუ შეღებობილი ადგილი ხანძარს დაქვემდებარებული გამტარის დაბოლოებას (გადანაწყვეტს) არ წარმოადგენს სასურველია ნიმუში ამოიჭრას შეღებობის კვალიდან ორივე მხარეს 30-40 მმ დაშორებით. ამოღება უნდა მოხდეს ფრთხილად, შეღებობის ადგილის დაუზიანებლად. ნიმუშების შეფუთვის დროს დაუშვებელია მათი მოღუნვა შეღებობის ადგილიდან 50 მმ-ზე უფრო ახლო მანძილზე. თუ მრავალძარღვა სადენი შეღებობილია ის ამოიღება მთლიანად დაშლის გარეშე. ყოველ ამოღებულ ნიმუშს უკეთდება იარლიყი, რომელზედაც მითითებულია ამოღების ადგილი და ობიექტის ელექტრულ სქემაში მისი მდებარეობა. ამოღებული ნიმუშები იფუთება ცალცალკე. შემთხვევის ადგილის დათვალიერების ოქმში შედის ამოღებული ნიმუშების მონაცემები და თან ერთვის შესაბამისი ფოტომასალა.

## 1. 2. საექსპერტო სადენების მორფოლოგიური ანალიზი.

საექსპერტიზო სადენების ზედაპირის მორფოლოგიური ანალიზის დროს საჭიროა მისგან შლიფის მომზადება, ამიტომ ადგილი აქვს ნივთმტკიცების ნაწილობრივ ლიკვიდაციას. თვით შლიფი კი სათანადო პირობების დაცვით შესაძლებელია შევინარჩუნოთ შეღებობილი ადგილის შემდგომი კვლევისათვის. შეღებობილი ზედაპირის ანალიზი უმჯობესია ჩატარდეს რასტრული ელექტრონული მიკროსკოპის გამოყენებით. ამ მეთოდს გააჩნია სიმკვეთრის დიდი სიღრმე, რაც აუცილებელია მორფოლოგიური კვლევისათვის. შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას ნებისმიერი ოპტიკური მიკროსკოპიც, რომელიც მუშაობს არეკლილ ხილულ სხივებზე და აქვს ფოტოგრაფირების საშუალება.

მორფოლოგიური ანალიზით წყდება შეღებობის მიზეზი და ზუსტდება მნ-ს წარმოქმნის მომენტი (პმნ თუ მმნ). თუ დაბეჭითებით შეიძლება იმის თქმა, რომ შეღებობის მიზეზი არ არის დაკავშირებული მნ-თან, მაშინ კვლევის შემდგომი ეტაპების ჩატარება აღარაა მიზანშეწონილი.



### **1. 3. საექსპერტო სადენების რენტგენოგრაფიული ანალიზი.**

კვლევის ამ ეტაპზე შეიძლება საბოლოოდ განისაზღვროს მხ-ს წარმოქმნის მომენტი ანუ დაზუსტდეს პმ-თან გვაქვს საქმე თუ მმ-თან. რენტგენოგრაფიული ანალიზი განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია იმ შემთხვევაში, როცა მორფოლოგიური ანალიზის ჩატარება პრაქტიკულად შეუძლებელია. მაგალითად სადენი არ იძლევა შლიფის დაზადების საშუალებას. თუ კვლევის ამ ეტაპზე მხ-ს წარმოქმნის მომენტის დადგენისათვის მიღებულია ურთიერთ გამომრიცხავი შედეგები ან რენტგენოგრაფიული ანალიზის შედეგები ეჭვს იწვევს (გასაკუთრებით ალუმინის გამტარებისათვის), მაშინ ტარდება მეტალოგრაფიული გამოკვლევები.

### **1. 4. საექსპერტო სადენების მეტალოგრაფიული ანალიზი.**

მეტალოგრაფიული ანალიზი მეტად ინფორმაციულია და უმეტეს შემთხვევაში საშუალებას იძლევა ერთმნიშვნელოვნად განისაზღვროს მხ-ს წარმოქმნის მომენტი II და III ეტაპების გავლის გარეშე. ამ ანალიზის გარეშე თითქმის შეუძლებელია მხ-ს წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრა მიღებში მოთავსებული სპილენძის გამტარებისთვის.

### **1. 5. საექსპერტო სადენების ანალიზი ნახშირბადაზე.**

ალუმინის ძარღვების შემცველ გამტარებში მხ-ს წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრისათვის მიზანშეწონილია შელღობილი უბნის გამოკვლევა ნახშირბადის შემცველობაზე. ამ მეთოდით კვლევას მოყვება ნიმუშის სრული ლიკვიდაცია, ამიტომ მისი გამოყენება რეკომენდირებულია იმ შემთხვევაში, როცა რენტგენოგრაფიული ანალიზი არ გვაძლევს მხ-ს წარმოქმნის მომენტის შესახებ საბოლოო დასკვნის გაკეთების საშუალებას, ხოლო მეტალოგრაფიული ანალიზი შეუძლებელია.

## 2. რენტგენის სხივები.

რენტგენის სხივები ეწოდებათ ელექტრომაგნიტური ტალღებს, რომელთა ტალღის სიგრძე იცვლება 0,001 – დან 1000 Å - მდე, ან ქვანტის ენერგიებში 100 Mev – დან 10 ev – მდე. მოკლე ტალღურ დიაპაზონიდან გრძელ ტალღოვანში გადასვლით რენტგენის სხივების ნივთიერებასთან ურთიერთქმედების ხასიათი და თვისებები მნიშვნელოვნად იცვლება. მაგალითად თუ გამოსხივებებს, რომელთათვისაც ტალღის სიგრძე  $\lambda < 0,4 \text{ \AA}$  - ზე ახასიათებთ ნივთიერების კარგი განჭოლვის უნარი, რის გამოც გამოიყენებიან, როგორც სამრეწველო ნაკეთობათა, ასევე სამედიცინო დანიშნულებით დასხივებისათვის (რენტგენული ტოპოგრაფია), გრძელ ტალღოვანი გამოსხივება  $\lambda > 10 \text{ \AA}$  შთაინთქმებიან არა თუ ბიოლოგიურ პრეპარატებში, ჰაერშიც კი. რენტგენის სხივებით ნივთიერების და მასალების კვლევები ემყარება მათი ამა თუ იმ თვისების გამოყენებას. ამ თავში საუბარი იქნება რენტგენის სხივების თვისებებსა, მათ შესაძლებლობებსა და გამოყენებაზე.

### 2.1 რენტგენის სხივების ბუნება.

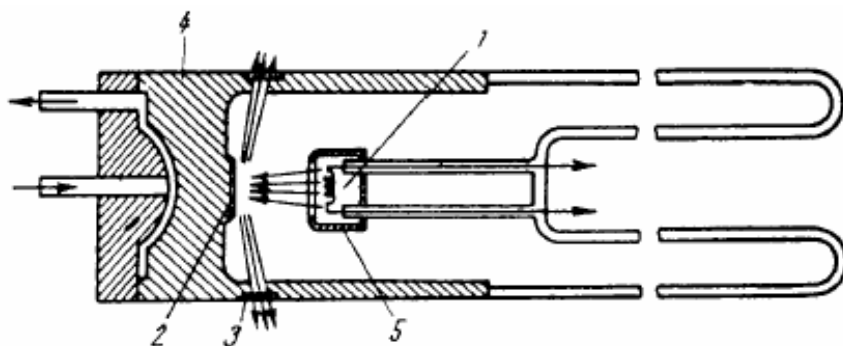
რენტგენის სხივები, როგორც ავლნიშნეთ ელექტრომაგნიტური ტალღებია და ახასიათებთ ხილული სხივების მსგავსად სწორხაზოვანი გავრცელების უნარი. ისინი მხედველობის ორგანოთი არ აღიქმებიან, იწვევენ ზოგიერთი ნივთიერების ნათებას, მოქმედებენ ფოტო ფირზე, ახდენენ გაზების იონიზაციას და კრისტალურ ნივთიერებებზე განიცდიან დიფრაქციასა და ინტერფერენციას. ეს ის ძირითადი თვისებებია რის, გამოც შეიძლება მათი ნივთიერებათა კვლევებში გამოყენება და მიღებული შედეგის რეგისტრირება: ვიზუალური – მანათობელი ეკრანის, ფოტოგრაფიული – ფოტოფირის და იონიზაციური – მრიცხველის საშუალებით.

რენტგენის სხივებს გააჩნიათ ხილულ სხივებზე მოკლე ტალღის სიგრძე, გაცილებით მეტი განჭოლვის და ფიზიოლოგიური მოქმედების უნარი. მათთან მუშაობის პერიოდში აუცილებელია უსაფრთხოების წესების მკაცრი დაცვა. საკვლევი ობიექტში რენტგენის სხივების გავლისას ადგილი აქვს მათ შთანთქმას და გაბნევას. შთანთქმა დამოკიდებულია მათ ტალღის სიგრძესა და მშთანთქმელი მასალის ბუნებაზე. რენტგენის სხივები, მოკლე ტალღის სიგრძეებით ხასიათდებიან კარგი განჭოლვის უნარით. მათ “**ხისტ**” სხივებს უწოდებენ, ხოლო სხივები შედარებით გრძელი ტალღის სიგრძეებით უფრო მეტად შთანთქმებიან და მათ “**რბილ**” სხივებს უწოდებენ.

ცნობილია, რომ ნებისმიერი ელექტრომაგნიტური ტალღის დიფრაქცია შეიძლება განხორციელდეს მესერზე, რომლის იდენტურობის პერიოდი დაცემული ტალღის სიგრძის რიგისაა. რადგანაც რენტგენის სხივების ტალღის სიგრძე კრისტალური ნივთიერების მესერის იდენტურობის პერიოდის რიგისაა, მათი ურთიერთქმედებით კრისტალურ მესერთან ადგილი ექნება დიფრაქციისა და შემდგომ ინტერფერენციის მოვლენებს. მიღებული დიფრაქციული სურათი შეიცავს ინფორმაციას კრისტალური ნივთიერების შემდგენელი ატომების გვარობასა და სტრუქტურულ ერთეულში მათ განაწილებაზე. ერთერთი რენტგენოგრაფიული მეთოდი, რომელიც იძლევა ნივთიერების კრისტალური მესერის იდენტურობის პერიოდების (კრისტალოგრაფიული პარამეტრების) განსაზღვრის, აქედან გამომდინარე კი ინდივიდუალობის და მასში ფაზური შემცველობის, როგორც თვისობრივად, ასევე რაოდენობრივად დადგენის საშუალებას, ცნობილია **რენტგენოფაზური ანალიზის** სახელწოდებით.

## 2.2. რენტგენის სხივების მიღება.

რენტგენის სხივების მიღება შეიძლება რენტგენის მილაკების გამოყენებით. ისინი მინის ბალონებია, სადაც ჩარჩილულია ანოდი და კათოდი და ამოტუმბულია ჰაერი (სურ. 2. 1). მილაკიდან რენტგენის სხივების მიღებისათვის აუცილებელია: 1) თავისუფალი ელექტრონების არსებობა. 2) მათთვის დიდი კინეტიკური ენერჯის მინიჭება და 3) დიდი სიჩქარით მოძრავი ელექტრონების ურთიერთქმედება ანოდის ნივთიერების ატომებთან. თავისუფალ ელექტრონებს დიდ ენერჯიას ანიჭებს კათოდსა (1) და ანოდს (2) შორის მოდებული მაღალი მუდმივი ძაბვა. კათოდიდან თერმოემისიური გზით ემიტირებული ელექტრონები ფოკუსირდებიან უარყოფითი პოტენციალის მქონე ცილინდრული დიაფრაგმით (5), მიემართებიან ანოდისაკენ და მასთან ურთიერთქმედებით აღძრული რენტგენის სხივები სპეციალური (ბერილიუმის, ეს ნივთიერება რენტგენის სხივებს უმნიშვნელოდ შთანთქავს) ფანჯრიდან (3) გამოსხივდებიან მილაკიდან.



სურ. 2. 1

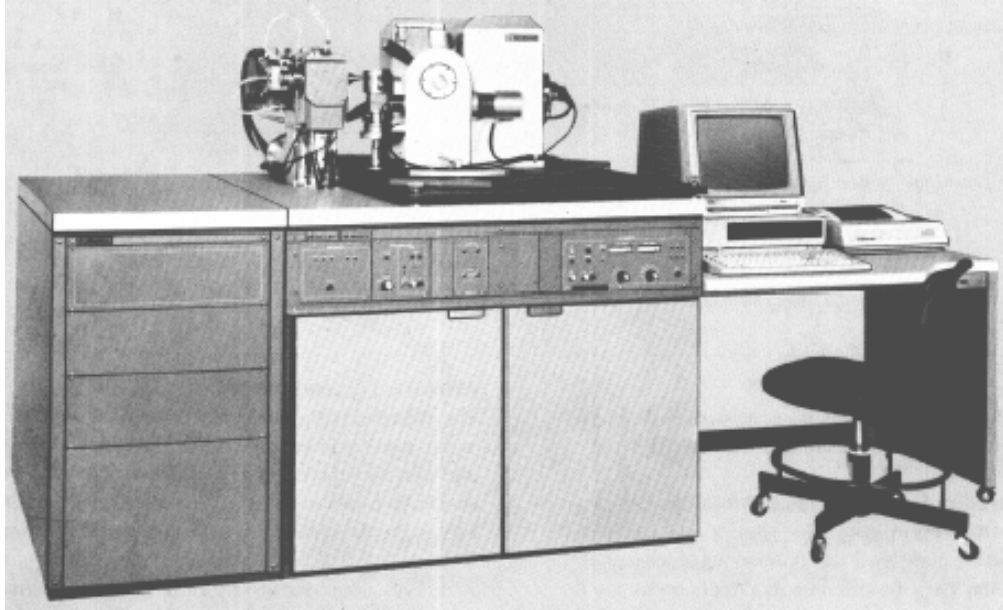
ანოდზე დიდი კინეტიკური ენერჯის მქონე ელექტრონების მოქმედებით, რადგანაც მთელი ენერჯის მხოლოდ 1% გამოსხივდება დანარჩენი კი გადადის სითბურში, ანოდი ხურდება, რაც იწვევს მილაკის მწყობრიდან გამოსვლას. ამიტომ აუცილებელია მისი რაიმე გზით გაციება. ამის გამო ანოდის ფირფიტა კარგი თბოგამტარობის გამო დაფიქსირებულია სპილენის ფუძეზე (4) და დამატებითი გაციება ხდება წყლის ნაკადის გატარებით.

კონსტრუქციულად ზოგიერთი მილაკი ისეა მოწყობილი, რომ შესაძლებელია მათი დაშლა და ანოდის ფირფიტის მასალის შეცვლა. ასეთი მილაკები საშუალებას იძლევა ისინი გამოვიყენოთ რენტგენოსკოპიური ანალიზის ჩასატარებლად (ელემენტური ანალიზი). რენტგენულ მილაკებს ანსხვავებენ ანოდის მასალის, თავისუფალი ელექტრონების მიღების, დანიშნულების და გაციების პრინციპის მიხედვით.

მილაკებიდან რენტგენის სხივების მიღებისათვის არსებობენ რენტგენის აპარატები. ისინი იყოფიან დანადგარებად ფოტო მეთოდისათვის და დიფრაქტომეტრებად. რენტგენის აპარატების დანიშნულებაა უზრუნველყონ რენტგენის გამოსხივების მილაკი სტაბილური მაღალი მუდმივი ძაბვით, მოახდინონ ანოდური დენისა და ძაბვის შეცვლა და რეგისტრირება. დიფრაქტომეტრული კომპლექსები აღჭურვილია დამატებითი ბლოკებით, როგორებიცაა: გონიომეტრები, დეტექტორები, მრიცხველები და მათი მართვის ბლოკებით.

მეცნიერების და ტექნიკის დღევანდელი განვითარების ეტაპზე დროის დიდი ეკონომიურობის გამო უპირატესობა ენიჭებათ ავტომატურ დიფრაქტომეტრებს

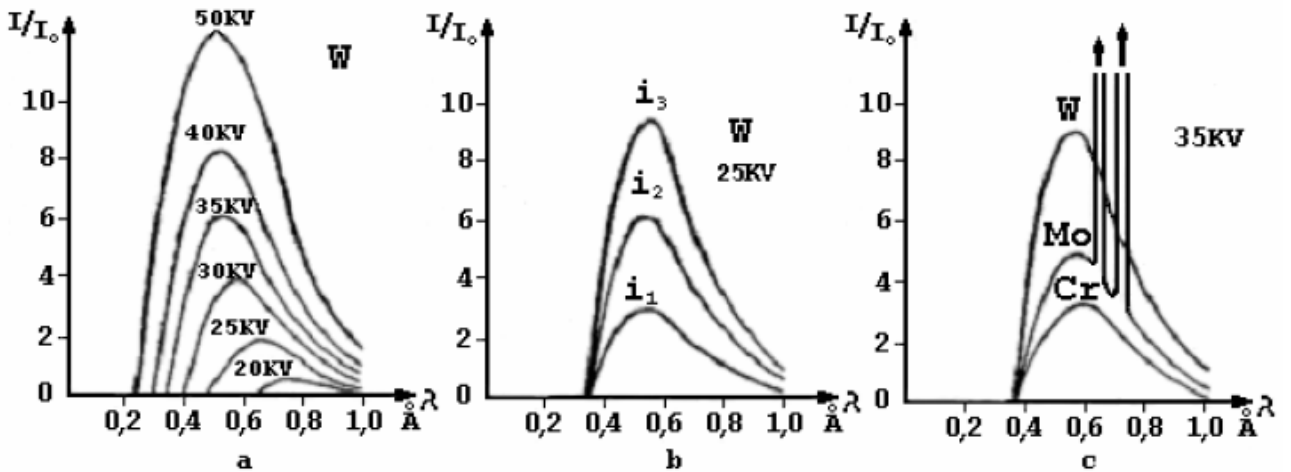
(სურ. 2. 2), რომელთა მართვა და მიღებული ინფორმაციის დამუშავება ხდება სპეციალური პროგრამული პაკეტებით უზრუნველყოფილი კომპიუტერებით.



სურ. 2. 2

### 2. 3. რენტგენის სხივების სპექტრი.

რენტგენის მილაკიდან გამოსული სხივები შეიცავს ორ ერთმანეთზე გადაფარულ სპექტრს: უწყვეტს ანუ თეთრს – ტალღის სიგრძეების უწყვეტი მნიშვნელობებით და ხაზოვანს ანუ მახასიათებელს - ტალღის სიგრძეთა დისკრეტული მნიშვნელობებით (სურ. 2. 3). უწყვეტი გამოსხივების ტალღის სიგრძეების დიაპაზონი მხოლოდ მილაკის მუშაობის რეჟიმზე ანუ მოდებულ ძაბვასა და ანოდურ დენზეა დამოკიდებული (სურ. 2. 3; a და b, ძაბვას და დენის გაზრდით  $i_3 > i_2 > i_1$  იზრდება  $I/I_0$  ფარდობითი ინტენსიობაც), ხოლო ხაზოვანი გამოსხივების ტალღის სიგრძე – ანოდის მასალის გვარობაზეც (სურ. 2. 3; B). ამიტომაც ხაზოვან გამოსხივებას მახასიათებელსაც უწოდებენ.



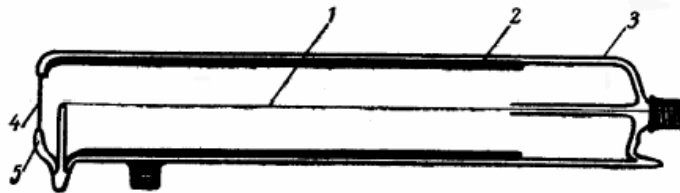
სურ. 2. 3

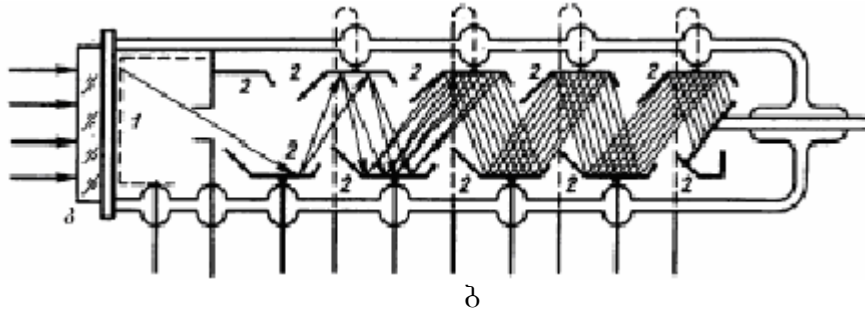
კათოდსა და ანოდს შორის დაბალი ძაბვის დროს მიიღება მხოლოდ უწყვეტი სპექტრი, ხოლო როდესაც ძაბვა რაღაც გარკვეულ კრიტიკულ მნიშვნელობას გადააჭარბებს, მიიღება მახასიათებელი სპექტრიც. ძაბვის ეს კრიტიკული მნიშვნელობა ანოდის მასალაზეა დამოკიდებული და მას **აღზნების პოტენციალი** ეწოდება. აღზნების პოტენციალი გამოითვლება ფორმულით  $U_{აღზ.} = \frac{hc}{e\lambda}$ , სადაც  $h$  – პლანკის მუდმივაა,  $c$  – სინათლის სიჩქარე,  $e$  – ელექტრონის მუხტი,  $\lambda$  - გამოსხივებული ტალღის სიგრძე.

მახასიათებელი სპექტრის მიღება და შესწავლა ნივთიერების ელემენტური ანალიზის საშუალებასაც იძლევა. უფრო დეტალურად რენტგენული სპექტრის მიღების მექანიზმზე საუბარი იქნება შემდგომ თავში რენტგენოსპექტრული ანალიზის განხილვის დროს.

## 2. 4. რენტგენის სხივებით მიღებული ინფორმაციის რეგისტრაცია.

მიღებული ინფორმაციის რეგისტრაცია გულისხმობს ნიმუშიდან არეკლილი რენტგენის სხივების, როგორც მიმართულებების, ისე მასში შემავალი კვანტების რაოდენობის (ინტენსიობა) დადგენას. ნიმუშზე დაცემული და არეკლილი სხივების მიმართულებები მკაცრად განსაზღვრულ დამოკიდებულებაშია ერთმანეთთან. ამიტომ რენტგენის სხივების წყაროს, საკვლევ ობიექტსა და მარეგისტრირებელ მოწყობილობას ერთმანეთის მიმართ ასევე მკაცრად განსაზღვრული მდებარეობა უნდა ჰქონდეთ. რეგისტრაცია შესაძლებელია ვიზუალურად, ფოტოგრაფიულად და მათი იონიზაციის უნარის გამოყენებით. ვიზუალურ რეგისტრაციას ძირითადად მედიცინაში მიმართავენ. ამ მეთოდის გამოყენების დროს იხმარება მანათობელი ეკრანი. ფოტოგრაფიული და იონიზაციური მეთოდებით რეგისტრირების შემთხვევაში რენტგენოგრაფიული კვლევის მეთოდებს შესაბამისად **ფოტო** და **დიფრაქტომეტრულ** მეთოდებს უწოდებენ. ფოტომეთოდით რეგისტრაციის დროს გამოიყენება რენტგენის ფირები, ხოლო იონიზაციური მეთოდის დროს **იონიზაციური** ან **სცინტილაციური** მთვლელები (სურ. 2. 4). იონიზაციური მრიცხველებიდან უპირატესად იყენებენ გეიგერის მთვლელს (სურ. 2. 4; ა). იგი წარმოადგენს მინის ამპულას (3) რომელშიც აირი გაიშვიათებულია, ჩარჩილულია ანოდი (1), სპილენძის ცილინდრული კათოდი (2) და რენტგენის სხივების შესასვლელი ფანჯარა (4). მისი მუშაობის პრინციპია რენტგენის სხივებით აირის იონიზაცია და იონების ელექტროდებზე განმუხტვით ელექტრული იმპულსის წარმოქმნა. სცინტილაციური მთვლელებში რენტგენის ქვანტი ეცემა ნატრიუმის იოდიდის (გამოიყენება კალიუმის ან ცეზიუმის იოდიდებიც) კრისტალს - კ (სურ. 2. 4; ბ), რომელშიც რენტგენის სხივები გარდაიქმნება ულტრაიისფერ ან ხილულ სხივებად, ხოლო შემდეგ ხვდება ფოტოგამაძლიერებელში, რომელშიც აღიძვრება ელექტრული იმპულსები. ორივე შემთხვევაში იმპულსების რიცხვი პროპორციულია რენტგენის სხივების ინტენსიობის.





სურ. 2. 4

რენტგენის სხივების დიფრაქციით მიღებულ სურათებს ზოგადად რენტგენო-გრამები ეწოდება. კონკრეტულ შემთხვევაში სახელწოდება გადაღების მეთოდის დასახელებით განისაზღვრება.

### 3. სპექტრული ანალიზი.

როგორც ავღნიშნეთ რენტგენის მილაკის ანოდის მასალაში შემავალი ნებისმიერი ელემენტის ატომი, თუ მილაკში პოტენციალთა სხვაობა კრიტიკულ მნიშვნელობას აჭარბებს ასხივებს მისთვის მახასიათებელ გამოსხივებას. ყველა ელემენტის ატომს, მხოლოდ მისთვის დამახასიათებელი გასხივების ტალღის სიგრძეები და ინტენსივობები გააჩნია. სწორედ ეს პრინციპი უდევს საფუძვლად რენტგენოსპექტრული ანალიზის მეთოდებს, რომლითაც შესაძლებელია ნივთიერების ელემენტური შედგენილობის განსაზღვრა.

ელემენტის ატომების იძულება გამოასხივოს რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივება შესაძლებელია სხვადასხვა გზით. ატომის მიერ რენტგენის მახასიათებელი სპექტრის გამოსხივება შესაძლებელია როგორც, თვით რენტგენის სხივების ზემოქმედებით, ასევე საკვლევი ობიექტის ელექტრონების კონით დასხივებითაც. ეს უკანასკნელი ცნობილია ელექტრონულ-ზონდური მიკროანალიზის სახელით. ის აერთიანებს რასტრულ ელექტრონულ მიკროსკოპიას და რენტგენოსპექტრულ მიკროანალიზს. ორივე მეთოდის შემთხვევაში აუცილებელია კრისტალ-ანალიზატორის გამოყენება. რენტგენოსპექტრალური ანალიზი საშუალებას იძლევა ჩატარდეს, როგორც კრისტალური, ასევე ამორფული ნიმუშის ზედაპირზე არსებული ფაზების და ჩანართების ელემენტური შემცველობის თვისობრივი და რაოდენობრივი ანალიზი, ელემენტების განაწილება ფაზებსა და ჩანართებში და სხვა.

#### 3. 1. რენტგენოსპექტრული ანალიზის მეთოდები.

რენტგენოსპექტრული ანალიზი შეიძლება დაეყოს ორ ძირითად მიმართულებად: **ემისიური** და **ფლუორესცენციული** მეთოდები.

**ემისიური მეთოდი.** ემისიური მეთოდის შემთხვევაში საკვლევი ნივთიერებას ათავსებენ დასაშლელი რენტგენული მილაკის ანოდის ნაცვლად. გამოსაკვლევი რენტგენის სპექტრი ამ შემთხვევაში არის პირველადი და შესაბამისად მათი ინტენსიობაც დიდია; ამიტომ ცხადია ექსპოზიციის დრო ნაკლები იქნება. ემისიურ სპექტრომეტრულ მეთოდში რენტგენის სხივები დიფრაქციას განიცდის კრისტალ-ანალიზატორზე და ფოკუსირდება ფოტოფირზე, ფირის ქიმიური დამუშავების შემდეგ შესაძლებელია მიღებულ სპექტრში ტალღის სიგრძეების დადგენა და მის საფუძველზე ელემენტური შედგენილობის თვისობრივად განსაზღვრა.

**ფლუორესცენციული მეთოდი.** ეს მეთოდი ემისიური მეთოდისაგან იმით განსხვავდება, რომ ნიმუშის დასხივება ხდება ხისტი (მოკლე ტალღის სიგრძის) რენტგენული სხივებით, რომელიც მასში აღძრავს მეორად რენტგენულ მახასიათებელ გამოსხივებას. ის საიმედო მეთოდს წარმოადგენს, იძლევა როგორც თვისობრივი ასევე რაოდენობრივი ანალიზის საშუალებას, ამასთან ნიმუში ინარჩუნებს საწყის სახეს ანუ არ ხდება მისი ლიკვიდაცია.

თანამედროვე ფლუორესცენციულ ანალიზატორებში ძირითადად მეორადი რენტგენულ გამოსხივების რეგისტრაციის იონიზაციურ მეთოდს იყენებენ. შესაძლებელია ანალიზის ვაკუუმში ჩატარებაც, რაც უზრუნველყოფს სპექტრში ძალიან სუსტი ინტენსიობის მაქსიმუმების დაფიქსირებასაც და ამის გამო მკვეთრად იზრდება ელემენტური ანალიზისთვის მისი შესაძლებლობები.

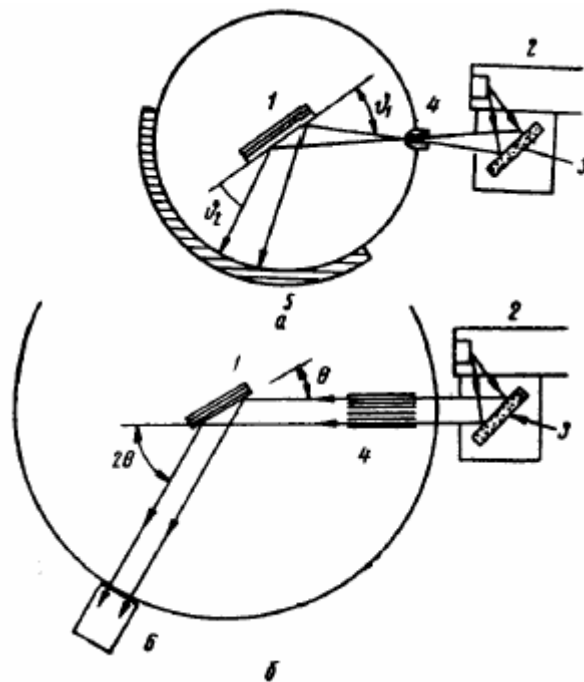
სპექტრულ ანალიზში გამოყენებულია  $3,0 \div 0,4 \text{ \AA}$  – ის სიგრძის რენტგენული ტალღები. ასეთი მოკლე სიგრძის ტალღების მიღება ხდება ვოლფრამის ანოდით. ვოლფრამის ანოდის გამოყენების დროს შესაძლებელია ელემენტ სკანდიუმიდან ელემენტ იოდამდე მივიღოთ K – სერიის ხაზები, ხოლო ცეზიუმიდან - ურანამდე კი – L – სერიის ხაზები. უფრო მსუბუქი ელემენტებისთვის - ბერილიუმიდან სკანდიუ-

მამდე, რომლებიც ძალიან გრძელ ტალღის სიგრძეებს ასხივებენ შთაინთქმებიან ჰაერში. მათი სპექტრის დაფიქსირება შეიძლება, მხოლოდ ვაკუუმურ სპექტროგრაფებში იონიზაციური მეთოდის გამოყენებით.

მეთოდის მგრძობიარობა მით უფრო მეტია, რაც უფრო მეტია გამოსავლენი ქიმიური ელემენტის რიგითი ნომერი.

**კრისტალ-ანალიზატორი.** სპექტრული ანალიზისთვის კრისტალ-ანალიზატორის ამორჩევა დაკავშირებულია საკვლევი ნივთიერების მიერ გამოსხივებულ ტალღის სიგრძეებზე. იმდენად რამდენადაც კრისტალ-ანალიზატორის სიბრტყეთა შორისო მანძილები, შესასწავლი ტალღის სიგრძის ნახევარს ყოველთვის უნდა სჭარბობდეს, მოკლე და საშუალო ტალღის სიგრძეებისათვის კრისტალ-ანალიზატორებად იყენებენ ქვამარილს, კვარცს და ისლანდიურ შპატს, გრძელტალღიანი გამოსხივებისათვის – აკვამარინს და ქარსს.

კრისტალ-ანალიზატორიდან დიფრაგირებული საანალიზო სპექტრი უნდა იყოს რამდენადაც შესაძლებელია ინტენსიური. მნიშვნელოვანია 200 ÷ 300 მმ სიძრუდის რადიუსის, გაღუნული ანალიზატორის გამოყენება. ზოგიერთი სპექტროგრაფი კარგი ფოკუსირების გამო მუშაობს, მხოლოდ გაღუნული კრისტალ-ანალიზატორის მეშვეობით. ამ ნიშნით ანსხვავებენ სპექტროგრაფებს - ბრტყელი (სურ 3. 1) და გაღუნული კრისტალ-ანალიზატორით. ორივე ტიპის სპექტროგრაფებში გადაღების სქემა (სურ 3. 1) ერთნაირია რენტგენის მილაკიდან (2) გამოსული სხივები ხვდებიან ნიმუშს (3). ნიმუშში აღძრული მეორადი რენტგენის სხივები დიაფრაგმაში (4) გაველის შემდეგ დიფრაქციას განიცდიან კრისტალ-ანალიზატორზე (1), საიდანაც მიემართებიან ფოტოფირისკენ (5) ან იონიზაციური მთვლელისკენ (6). რადგანაც ცნობილია კრისტალ-ანალიზატორის ამრეკლი სიბრტყეთაშორისო მანძილი და ექსპერიმენტით მივიღებთ არეკვლის კუთხეების მნიშვნელობებს, ვულფ-ბრეგის განტოლებით შესაძლებელია ვიანგარიშოთ სპექტრში შემავალი ტალღის სიგრძეები  $\lambda = 2d \sin \theta$  (მხედველობაში მიღება მხოლოდ პირველი რიგის არეკვლები).



სურ 3. 1

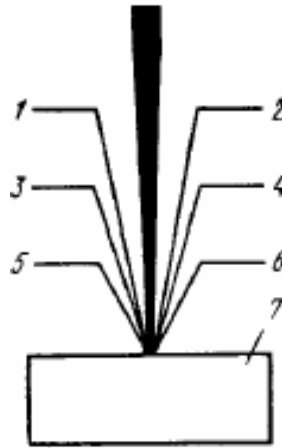


ტალღის სიგრძეთა მიღებული მნიშვნელობების ცხრილურ მონაცემებთან შედარებით შესაძლებელია დავადგინოთ საკვლევე ნაერთში შემავალი ელემენტების გვარობა.

### 3. 2. ელექტრონულ-ზონდური მიკროანალიზის საფუძვლები.

ელექტრონულ-ზონდური მიკროანალიზი წარმოადგენს კვლევის მეთოდს, რომელშიც წერტილოვანი ფოკუსის მქონე ელექტრონული კონა ეცემა საკვლევე ნიმუშს. მისი ურთიერთქმედების დროს ნიმუშთან წარმოიქმნება სხვადასხვა სიგნალი, რომლებიც შეიცავენ ინფორმაციას საკვლევე ობიექტზე (სურ. 3. 2).

ძირითადი სიგნალებია: რენტგენული მახასიათებელი გამოსხივება (1), რენტგენული დამუხრუჭებითი (თეთრი) გამოსხივება (2), მეორადი ელექტრონები (3), არეკლილი ელექტრონები (4), კათოდურლუმინესცენცური ელექტრონები (5), ოქუე-ელექტრონები (6) და შთანთქმული ელექტრონები (7). ყველა ეს სიგნალი გარდა დამუხრუჭებითი (თეთრი) რენტგენული გამოსხივებისა შეიძლება გამოყენებულ იქნეს ნიმუშიდან რაიმე ინფორმაციის მისაღებად.



სურ. 3. 2

ელექტრონების მცირე ენერგიების შემთხვევაში თუ პირველადი ელექტრონები მუხრუჭდებიან ნიმუშის ატომების ელექტრონული ველით (კულონური ურთიერთქმედება) და მიიღება თეთრი გამოსხივება, დიდი ენერგიების შემთხვევაში კი ისინი იჭრებიან ატომის ელექტრონების ელექტრონულ ველში და ეჭახებიან ელექტრონული გარსის ელექტრონებს. შეჯახების შედეგად პირველად ელექტრონებს შესწევთ უნარი ელექტრონები ამოაგდონ ნიმუშის ატომების შიდა დონეებიდანაც. შექმნილი ვაკანსიების შევსება ხდება ელექტრონების გადმოსვლით უფრო მაღალი ენერგეტიკული დონიდან. ასეთ გადასვლას თან ახლავს ჭარბი ენერგიის ემისია რენტგენის ქვანტის სახით. იმდენად, რამდენადაც ყოველი ელემენტის ატომში ელექტრონები განაწილებულია მხოლოდ მისთვის დამახასიათებელ ენერგეტიკულ დონეებზე და ამასთან გააჩნიათ დასაშვები და აკრძალული ენერგეტიკული ზონები რენტგენის გამოსხივების სპექტრიც არაა უწყვეტი, ის დისკრეტულია ( $h\nu = E_2 - E_1$ ). ამიტომ რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივების სპექტრის შედგენილობა მიუთითებს მოცემული ელემენტის ატომის გვარობაზე (სურ. 3. 3).

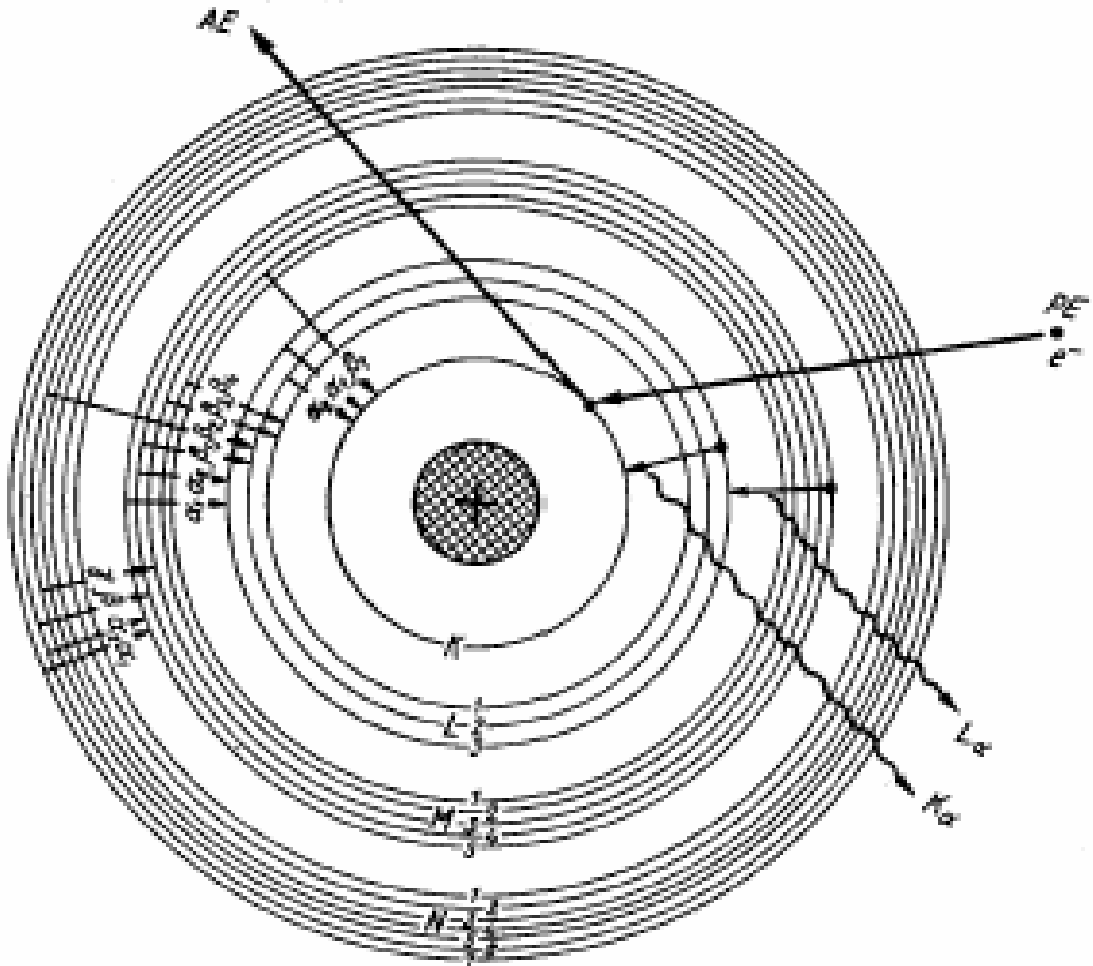
ატომის აგებულების ქვანტური თეორიიდან ცნობილია, რომ ენერგეტიკული დონეების ენერგიები განისაზღვრება მთავარი ქვანტური რიცხვებით ( $n$ ). გამოსხივებული კვანტის ენერგია ან ტალღის სიგრძე შეიძლება განისაზღვროს მოზლის

კანონით  $E=p(Z-s)^2$  (ენერგია) და  $\frac{1}{\lambda}=k^2(Z-s)^2$  (ტალღის სიგრძე), სადაც  $p$  და  $k$  - მთავარი კვანტური რიცხვებით განსაზღვრული მუდმივებია,  $Z$  - ატომის რიგითი ნომერი, ხოლო  $s$  - ეკრანირების მუდმივა. რიგითი ნომერის გაზრდით გამოსხივების ტალღის სიგრძე მცირდება. ე. ი. თუ დავადგენთ გამოსხივების ენერგიებს ან ტალღის სიგრძეებს შესაძლებელია საკვლევი ობიექტის შემადგენელი ატომების იდენტიფიცირება (თვისობრივი ანალიზი), ხოლო თუ დავადგენთ სპექტრში შემავალი ხაზების ინტენსივობასაც მათი პროცენტული შემცველობის დადგენაც (რაოდენობრივი ანალიზი). ყოველივე ეს არის საფუძველი რენტგენოსპექტრული ანალიზის. ინტენსივობის განაწილება  $K$  და  $L$  სერიის ხაზებში ემორჩილება შემდეგ დამოკიდებულებას:

$$K - \text{სერია} \rightarrow \alpha_1 : \alpha_2 : \beta_1 : \beta_2 = 100 : 50 : 20 : 5;$$

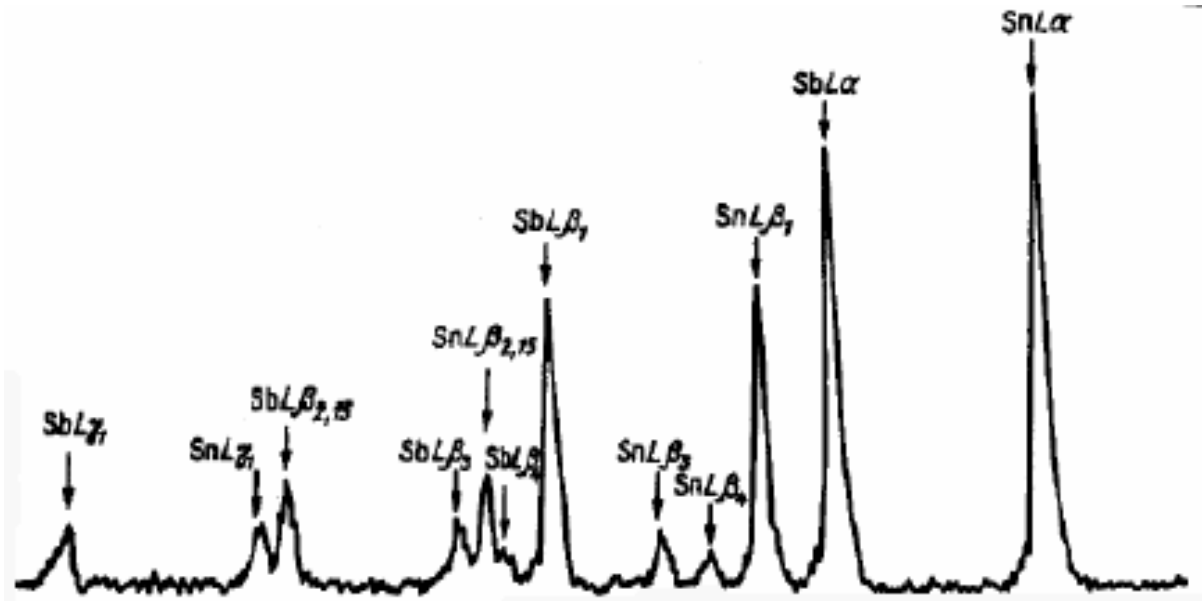
$$L - \text{სერია} \rightarrow \alpha_1 : \alpha_2 : \beta_1 : \beta_2 : \beta_3 : \beta_4 : \gamma_1 = 100 : 10 : 50 : 20 : 10 : 5 : 10.$$

ეს თანაფარობა შეიძლება დაირღვეს საკვლევი ნიმუშის მიერ რენტგენის სხივების შანთქმით, რაც დამოკიდებულია ნიმუშის შედგენილობასა და რენტგენის სხივების ტალღის სიგრძეზე.



სურ. 3. 3

$Sn$  და  $Sb$  ატომების შემცველი ნიმუშის სპექტრი მოცემულია სურ. 3. 4-ზე.



სურ. 3. 4

### 3. 3. რენტგენოსპექტრული მიკროანალიზატორის პრინციპული სქემა.

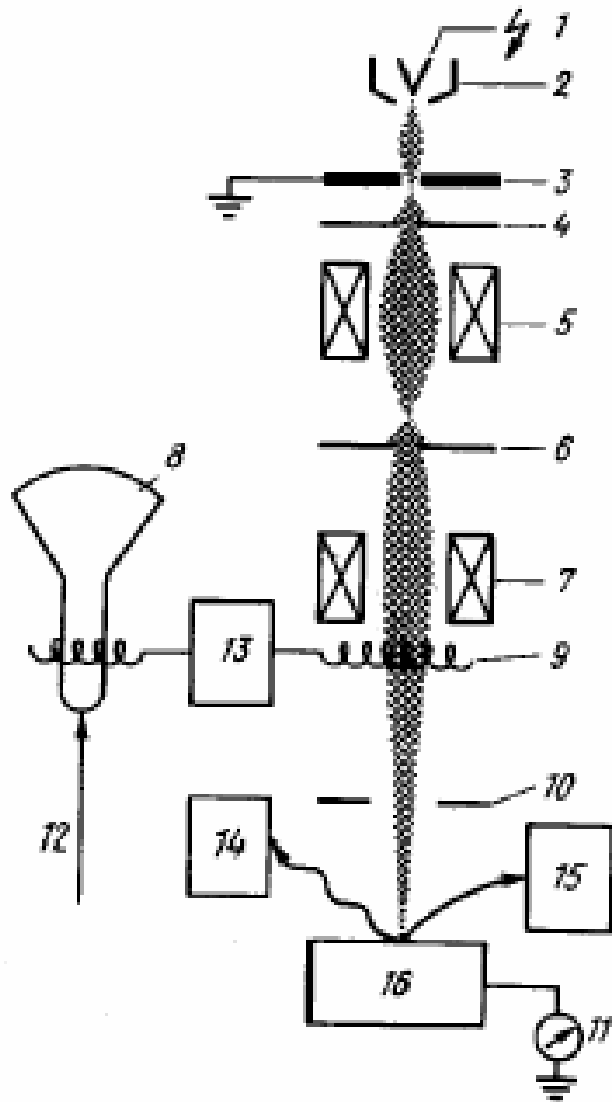
რენტგენოსპექტრული მიკროანალიზატორის ძირითად აგრეგატებს წარმოადგენენ ელექტრონული მიკროსკოპი, ნიმუშის ზედაპირის ვიზუალურად დასათვალიერებელი და მიღებული ინფორმაციის მარეგისტრირებელი მოწყობილობა (სურ. 3. 5). ელექტრონული მიკროსკოპის დანიშნულებაა წერტილოვანი ფოკუსის მქონე ელექტრონული კონის მიღება.

ელექტრონულ მიკროსკოპში თავისუფალი ელექტრონების მიღება ხდება თერმოელექტრული ემისიით, ვოლფრამის კათოდის (1) გახურებით ამოფრქვეული ელექტრონები ვენელტის ცილინდრით (2) ფოკუსირდება და აჩქარდება ხვრელიანი, მაღალი დადებითი პოტენციალის მქონე ანოდით (3). ხვრელში გასული დიდი სიჩქარის ელექტრონები დიაფრაგმებისა და ელექტრომაგნიტური ლინზების (4 - 7) სისტემის გავლის შემდეგ ეცემა ნიმუშს (16). ნიმუშზე მუხტის მოხსნისათვის ის დამიწებულია (11). წინააღმდეგ შემთხვევაში ნიმუშზე დაგროვილი უარყოფითი მუხტი ელექტრონულ სხივს განიზიდავდა. ნიმუშზე ელექტრონული კონის სასურველ უბანზე მოხვედრის მიზნით აუცილებელია ნიმუშის ვიზუალურად დასათვალიერებელი, მონიტორთან (8) დაკავშირებული, ელექტრონული სხივის მოძრაობის მარეგისტრირებელი მოწყობილობა (9, 12, 13). მესამე კვანძი ესაა ელექტრონული სხივის ნიმუშთან ურთიერთქმედებით მიღებული ინფორმაციის რეგისტრაციის და დამუშავების მოწყობილობები (რენტგენის - 14 და ელექტრონების - 15).

### 3. 4. რენტგენული გამოსხივების სპექტრომეტრია.

ემიტირებული რენტგენული სიგნალი რეგისტრირდება რენტგენული სპექტრომეტრებით ინტენსივობის მიხედვით და ანალიზი ტარდება ტალღის სიგრძეების ან ენერგიების კონტროლით. თუ სპექტრომეტრში ინტენსივობას განიხილავენ,

როგორც ტალღის სიგრძის ფუნქციას სპექტრომეტრი ტალღური დისპერსიისაა, ხოლო თუ, როგორც ენერგიის ფუნქციას სპექტრომეტრი ენერგო დისპერსულია.



სურ 3. 5

**ტალღური დისპერსიის სპექტრომეტრი.** ის შესდგება უშუალოდ რენტგენოსპექტრომეტრისაგან, რენტგენული დეტექტორისაგან და ინფორმაციის მარეგისტრირებელი და დამამუშავებელი მოწყობილობებისაგან (სურ. 3. 6).

ნიმუშიდან (3) რაღაც  $\theta$  კუთხით წამოსული რენტგენის სხივი ეცემა კრისტალ-ანალიზატორს (1), რომელიც ბრევის არეკვლის პრინციპით აირეკლავს მას. არეკვლის შემდეგ დიაფრაგმის (2) გავლით სხივი შედის დეტექტორში (4). დეტექტორიდან მიღებული სიგნალები გამაძლიერებელსა (5) და ერთარხიან ანალიზატორში დამუშავების შემდეგ შტოვდება და აღირიცხება თვითჩამწერი (7, 8) ან მთვლელი (9) მოწყობილობებით. რამდენადაც შესაძლებელია მაქსიმალური ინტენსივობის მისაღებად აუცილებელია როლანდის პრინციპის დაცვა ანუ რენტგენის სხივების წყარო (4) (სურ. 3. 7), კრისტალ-ანალიზატორი (1) და დეტექტორი (2) უნდა განთავსდნენ ფოკუსირების წრეწირზე (კონკრეტულ შემთხვევაში



ხელსაწყოში პრობლემას ქმნის პირველ რიგზე მაღალი არეკვლები ( $2d\sin\theta=n\lambda$  თუ  $n>1$ ). ტალღური დისპერსიის სპექტრომეტრის გარჩევის უნარია  $\frac{\Delta\lambda}{\lambda}=10^{-3}\div 10^{-4}$ .

**ენერგო დისპერსული სპექტრომეტრი.** ენერგო დისპერსული სპექტრომეტრი შედგება დეტექტორისაგან, გამაძლიერებლისა და მრავალარხიანი ანალიზატორისაგან. დეტექტორი წარმოადგენს სილიციუმის ნახევარგამტარული მასალას p-n გადასვლით. ის მუშაობს დიოდის პრინციპით, დასაწყისში დენს არ ატარებს, რენტგენის ქვანტის ზემოქმედებით კი, იონიზაციის გამო, წარმოიქმნება ელექტრული წყვილი: ელექტრონი – ხვრელი. მათი რიცხვი პროპორციულია ქვანტის ენერგიის. ელექტრული წყვილის ელექტრონი – ხვრელის წარმოქმნის გამო დეტექტორში აღიძვრება სიგნალი, რომელიც ასევე პროპორციულია ქვანტის ენერგიის. მიღებული იმპულსები გამაძლიერებელში გავლის შემდეგ ხდება მრავალარხიანი ანალიზატორში. ანალიზატორში ხდება მათი განცალკევება ენერგიის სიდიდის მიხედვით და დამახსოვრება შესაბამის არხში.

გარკვეული ინფორმაციის დაგროვების შემდეგ ხდება დამახსოვრებული ინფორმაციის აღდგენა და სრული ენერგეტიკული სპექტრის რაიმე ფორმით ვიზუალური წარმოდგენა. რის შემდეგაც შესაძლებელია სპექტრში მაქსიმუმების იდენტიფიკაცია, რაც ნიშნავს საკვლევი ნიმუშის ელემენტური შედგენილობის განსაზღვრას.

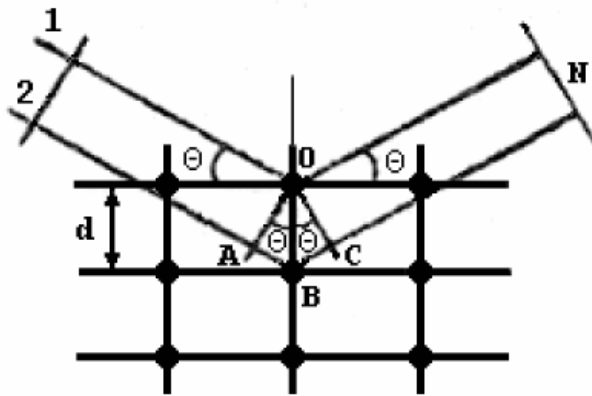
ტალღური დისპერსიის სპექტრომეტრთან მისი უპირატესობა ისაა, რომ ანალიზის დრო გაცილებით მცირეა, მაგრამ მთელი რიგით ჩამორჩება გარჩევის უნარიანობა.

#### 4. დიფრაქციული მეთოდები.

ნებისმიერი კრისტალური ნივთიერება სტრუქტურული ერთეულების პერიოდული განაწილების მრავალატომიანი სისტემაა. ასეთ სისტემაზე რენტგენის სხივების მოქმედებით, როგორც ადრე აღვნიშნეთ ადგილი ექნება დიფრაქციისა და ინტერფერენციის მოვლენებს. მიღებული დიფრაქციული სურათი მართალია არ წარმოადგენს კრისტალის შინაგანი აღნაგობის ფოტოგრაფიულ გამოსახულებას, მაგრამ ის საშუალებას იძლევა, შემდგომი დამუშავებით, წარმოდგენა შევიქმნათ კრისტალში არსებულ რეალურ მდგომარეობაზე: შემცველობასა და სტრუქტურაზე. დიფრაქციული მეთოდებით შეისწავლება, მხოლოდ კრისტალური ნივთიერებები.

##### 4. 1. რენტგენის სხივების დიფრაქცია და არეკვლა.

ნებისმიერი კრისტალური ნივთიერება პერიოდული (მოწესრიგებული) განაწილების მრავალატომიანი სისტემაა. მისი დიფრაქციული სურათის მიღების მათემატიკური მექანიზმი მოგვცა ლაუემ, რომელსაც ლაუეს პირობები ეწოდება. ლაუეს პირობები ესა განტოლებათა სისტემა სამგანზომილებიანი სისტემისთვის და ის არაა მარტივი წარმოსადგენი. განვიხილოთ დიფრაქციული სურათის მიღების უფრო მარტივი და თვალსაჩინო არეკვლის მექანიზმი. იგი ძალიან გავს სარკეში ხილული სხივის არეკვლას იმ განსხვავებით, რომ თუ ხილული სხივის სარკიდან არეკვლა დაცემის ნებისმიერ კუთხეზე ხდება, რენტგენის სხივის არეკვლა კრისტალოგრაფიული სიბრტყიდან მხოლოდ განსაზღვრული მიმართულებით ხდება. დაუშვათ პარალელურ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეებს ანუ სიბრტყეთა ოჯახს ეცემა პარალელური სხივების კონა (სურ. 4. 1).



სურ. 4. 1

ორ უახლოეს სიბრტყეთა შორის მანძილი ავლნიშნოთ  $d$  ასოთი. სხივთა კონიდან გამოვეყთ 1 და 2 პარალელური სხივი. ხილული სხივების მსგავსად, რა  $\theta$  კუთხითაც ეცემა რენტგენის სხივები სიბრტყეებს იგივე  $\theta$  კუთხით ხდება არეკვლა. თუ 2 სხივის დაცემულ და არეკვლილ ნაწილებზე დაეუშვებთ OA და OC მართობებს, მაშინ სვლათა სხვაობა, რომელიც 1 და 2 სხივს გააჩნიათ დაკვირვების N წერტილამდე ტოლია AB და

BC მონაკვეთების ჯამის. მართკუთხა ABO სამკუთხედში  $\angle AOB$  ტოლია დაცემის  $\theta$  კუთხისა, როგორც ურთიერმართობი გვერდებით შექმნილი კუთხეები. ამიტომ  $AB = d \sin \theta$ , სადაც  $d$  ორ უახლოეს პარალელურ სიბრტყეთა შორის მანძილია. ABO და

CBO სამკუთხედების სიმეტრიულობის გამო  $AB = BC = d \sin \theta$  ამიტომ ჯამური სვლათა სხვაობა  $AB + BC = 2d \sin \theta$ . ინტერფერენციის პირობიდან გამომდინარე სვლათა სხვაობა ტალღის სიგრძის ჯერადი უნდა იყოს, ე.ი.  $AB + BC = n\lambda$  ე.ი.  $2d \sin \theta = n\lambda$ , სადაც  $n=1, 2, 3, \dots$  და მას **არეკვლის რიგი** ეწოდება. ეს განტოლება ცნობილია **ვულფ-ბრევის** განტოლების სახელწოდებით და ის ცვლის ლაუეს განტოლებებს. არეკლილი სხივის მიმართულებასთან ერთად ძალიან მნიშვნელოვანია მისი ინტენსიობა. არეკლილი სხივის ინტენსიობის გამოსათვლელი ფორმულაა:

$$I = I_0 \left( \frac{e^2}{mc^2} \right)^2 \frac{1}{R^2} P(\theta) M^2 [F(hkl)]^2,$$

სადაც  $I_0$ - რენტგენის სხივის საწყისი ინტენსიობაა,  $e$ - ელექტრონის მუხტი,  $m$ - დამუხტული ნაწილაკის მასა,  $c$ - სინათლის სიჩქარე,  $R$ - არეკვლის წერტილიდან დაკვირვების წერტილამდე მანძილი,  $P(\theta)$ - პოლარიზაციის ფაქტორი,  $M$ - კრისტალში ელემენტალური უჯრედის რაოდენობა,  $F(hkl)$  - ე.წ. გაბნევის სტრუქტურული ფაქტორი, რომელის ტოლია:

$$[F(hkl)]^2 = \left[ \sum_{i=1}^N f_i \cos 2\pi(hx_i + ky_i + lz_i) \right]^2 + \left[ \sum_{i=1}^N f_i \sin 2\pi(hx_i + ky_i + lz_i) \right]^2,$$

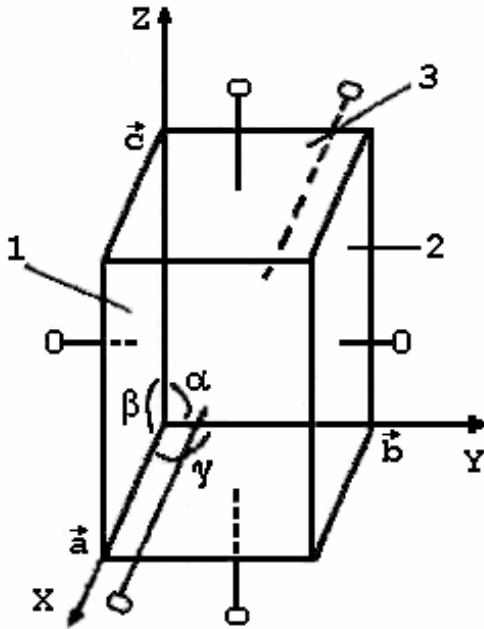
სადაც  $f_i$ - გაბნევის ატომური ფაქტორია,  $hkl$ - მიღერის ინდექსები,  $x_i, y_i, z_i$  ელემენტალურ უჯრედში  $i$ - ური ატომის კოორდინატები. როგორც მოყვანილი ფორმულიდან ჩანს, არეკვლილი სხივის ინტენსიობა პირდაპირპროპორციულია  $I_0$ - რენტგენის სხივის საწყისი ინტენსიობისა და უკუპროპორციულია დაკვირვების წერტილამდე მანძილის კვადრატისა. ამავე დროს უკუპროპორციულია გამბნევი ნაწილაკის მასის კვადრატისა, ამიტომ რემტგენის სხივების განბნევაში ბირთვების როლი უგულვებელყოფილია. მნიშვნელოვანია ის, რომ გაბნეული სხივის ინტენსიობა უშუალოდ დაკავშირებულია ატომების განაწილების სპეციფიკასთან, ე.ი. მასში დევს ინფორმაცია ელემენტალურ უჯრედში ატომების კოორდინატების შესახებ. რეფლექსების განაწილების კანონზომიერების და ინტენსიობის მიხედვით შესაძლებელია განისაზღვროს ელემენტალურ უჯრედში შემავალი ატომების კოორდინატები. კოორდინატების ცოდნა კი საშუალებას იძლევა დავითვალოთ ატომებს შორის, როგორც სავალენტო, ასევე არასავალენტო მანძილები და კუთხეები ანუ რაოდენობრივად დავახასიათოთ კრისტალური ნივთიერების აღნაგობა. რენტგენოგრაფიულ მეთოდს, რომელიც შეისწავლის კრისტალური ნივთიერების აღნაგობას **რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი** ეწოდება.

**4. 2. ელემენტალურ უჯრედში გეომეტრიული ელემენტების აღნიშვნები (მიღერის ინდექსები).**

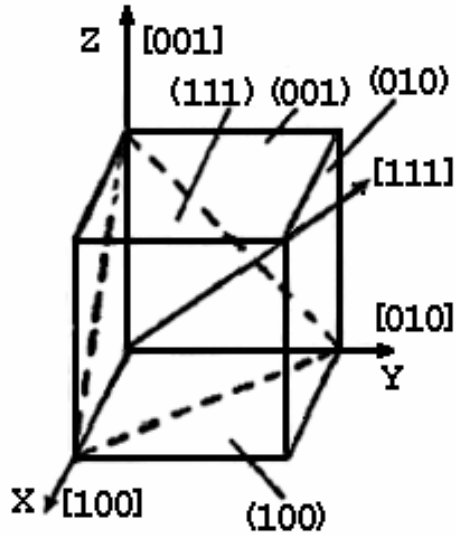
ელემენტალურ უჯრედზე მსჯელობის დროს, რომ გავარჩიოთ, თუ რომელ წიბოსთან ან წახნაგთან გვაქვს საქმე, უნდა შემოვიღოთ სიმბოლოების სისტემა, რომელიც უზრუნველყოფს ნებისმიერი გეომეტრიული ელემენტის ცალსახა მინიშნებას. დავაკვირდეთ სურ. 4. 2 - ზე 1 წახნაგს (სიბრტყეს). იგი კოორდინატთა სისტემის ღერძებზე მოკვეთს  $X = 1a, Y = \infty b, Z = \infty c$  მონაკვეთებს (1 წახნაგი პარალელურია კოორდინატთა სისტემის YOZ სიბრტყისა). ეს რიცხვები 1,  $\infty, \infty$  შეიძლება გამოვიყენოთ ამ წახნაგის სიმბოლოებად. მაგრამ ვინაიდან უსასრულობაზე მათემატიკური მოქმედებების ჩატარება მოუხერხებელია, იღებენ ამ რიცხვების შებრუნებულ სიდიდეებს და მათ  $h, k, l$  სიმბოლოებით აღნიშნავენ. ამ სიმბოლოებს **მიღერის ინდექსები** ეწოდებათ. განხილულ შემთხვევაში  $h = \frac{1}{1} = 1, k = \frac{1}{\infty} = 0, l = \frac{1}{\infty} = 0$ , ე.ი. 1



სიბრტყის ინდექსები იქნება (100) და ისმება მრგვალ ფრჩხილებში. მისი მართობი მიმართულების ანუ X ღერძის ინდექსები იქნება ისევ [100] ოღონდ კვადრატულ ფრჩხილებში (სურ 4. 3).



სურ. 4. 2



სურ. 4. 3

მილერის ინდექსების სწორად შერჩევას (სხვადასხვა სიბრტყეზე განსხვავებული: რეტიკულარული სიმკვრივის და ატომების გვარობის გამო) დიფრაქციული შედეგების დამუშავებაში უდიდესი მნიშვნელობა აქვს.

### 4. 3. ჩაქრობის კანონები.

დიფრაგირებულ ანუ გამარტივებულად არეკვლილ სხივებს კრისტალოგრაფულ სიბრტყეების მსგავსად ახასიათებენ HKL ინდექსებით. ცხადია ისინი დაკავშირებულია ატომურ სიბრტყეთა hkl (მილერის) ინდექსებთან.

რენტგენის სხივების კრისტალურ ნივთიერებასთან ურთიერთქმედების დროს, ყველა ტიპის არეკვლები, ანუ არეკვლები ნებისმიერი HKL ინდექსებით არ ხორციელდება. წესებს, რომლებიც ადგენენ არეკვლების HKL ინდექსების დასაშვებ მნიშვნელობებს ჩაქრობის კანონები ეწოდებათ. ჩაქრობის კანონების ცოდნა აუცილებელია დიფრაქციული სურათის მაქსიმუმებზე ინდექსების მინიჭებისათვის ანუ ამრეკლი სიბრტყის ინდექსების დადგენა რასაც რენტგენოგრაფიის ინდიცირება ეწოდება. ინდიცირება დაკავშირებულია სივრცითი ჯგუფის სწორად დადგენასთან. სივრცითი ჯგუფის ცოდნა კი აუცილებელია კრისტალის სტრუქტურასთან დაკავშირებული ნებისმიერი ამოცანის გადაჭრისათვის. მაგალითად ელემენტალური უჯრედის პარამეტრებსა და მესერის პარამეტრების ერთმანეთთან დაკავშირება, აგებულების დამახასიათებელი ნებისმიერი გეომეტრული პარამეტრის გამოთვალა და სხვა.

მილერის ინდექსები მთელი რაციონალური რიცხვებია და იყოფა სამ ჯგუფად: ზოგადი – hkl, ანუ როცა შეიძლება მათ ნებისმიერი რიცხვითი მნიშვნელობა ჰქონდეთ, ზონალური – hk0, h0l, 0kl ინდექსებიდან ერთერთი უნდა იყოს ნული და ღერ-

ძული – h00, 0k0, 00l ინდექსებიდან ნებისმიერი ორი უნდა იყოს ნული. როგორც ზოგადი, ასევე ზონლური და ღერძული ინდექსების მნიშვნელობები დამოკიდებულია შესაბამისად იმაზე, თუ როგორია ბრავეს მესერი, სიბრტყე ჩვეულებრივია თუ სრიალა, ღერძი ჩვეულებრივია თუ ხრახნული. ვნახოთ, თუ როგორ აისახება მიღერის ინდექსების მნიშვნელობებზე ბრავეს მესრის ხასიათი. განვიხილოთ სივრცითი ჯგუფების შედარებით მარტივი წარმომადგენლები მაგალითად: Pmmm, Immm და Fmmm. გაბნევის სტრუქტურული ფაქტორის გამოსათვლელი ფორმულაა:

$$|F^2| = \{f \cos 2\pi(xh + yk + zl)\}^2 + \{f \sin 2\pi(xh + yk + zl)\}^2.$$

Pmmm სივრცით ჯგუფს შეესაბამება პრიმიტიული ელემენტალური უჯრედი, რომელშიც, როგორც ვიცით მხოლოდ ერთი ბაზური სტრუქტურული ერთეულია ( $8 \times \frac{1}{8} = 1$ ). მისი კოორდინატებია 0, 0, 0. შევიტანოთ კოორდინატების ეს მნიშვნელობები სტრუქტურული ფაქტორის ფორმულაში  $|F^2| = \{f \cos 2\pi(0h + 0k + 0l)\}^2 + \{f \sin 2\pi(0h + 0k + 0l)\}^2$ . როგორც ფორმულიდან ვხედავთ  $\cos 2\pi(0h + 0k + 0l) = \cos 0 = 1$ . ამიტომ პირველი წევრი უდრის  $f^2$  – ს, მეორე კი ნულს ( $\sin 0 = 0$ ). ამ შემთხვევაში  $|F^2|$  მნიშვნელობა არაა დამოკიდებული მიღერის ინდექსების მნიშვნელობებზე და ისინი (ინდექსები) შეიძლება იყოს ნებისმიერი. ე.ი. პრიმიტიული ელემენტალური უჯრედის შემთხვევაში რენტგენოგრაფიაზე მივიღებთ ნებისმიერი ინდექსების მქონე არეკვლებს (100), (110), (111), (200), (210), (211), (220) და ა.შ.

Immm მოცულობა ცენტრირებულ ჯგუფში ელემენტალურ უჯრედზე მოდის ორი სტრუქტურული ერთეული ( $8 \times \frac{1}{8} + 1 = 2$ ). მათი კოორდინატებია 0, 0, 0 და  $\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2}$ . შევიტანოთ ეს მნიშვნელობები ფაქტორის გამოსათვლელ ფორმულაში:

$$|F^2| = \{f \cdot \cos 2\pi(0h + 0k + 0l) + f \cdot \cos 2\pi(\frac{1}{2}h + \frac{1}{2}k + \frac{1}{2}l)\}^2 + \{f \cdot \sin 2\pi(0h + 0k + 0l) + f \cdot \sin 2\pi(\frac{1}{2}h + \frac{1}{2}k + \frac{1}{2}l)\}^2,$$

გამარტივების შემდგომ  $|F^2| = f^2 [1 + \cos \pi(h + k + l)]^2 + f^2 [\sin \pi(h + k + l)]^2$ , განტოლებაში მეორე წევრი მიღერის ინდექსების ნებისმიერი მნიშვნელობისთვის ნულია ( $\sin n\pi = 0$ , სადაც  $n = 1, 2, 3, \dots$ ), ხოლო პირველი წევრი განსხვავდება ნულისაგან როცა  $h + k + l = 2n$  ანუ მიღერის ინდექსების ჯამი თუ ლუწია. ასეთ შემთხვევაში  $|F^2| = 4f^2$ . რაც იმას ნიშნავს, რომ (100), (110), (111), (200), (210), (211), (220) და ა.შ. შესაძლო არეკვლებიდან მიიღება მხოლოდ ისეთები, რომელთა ინდექსების ჯამიც ლუწია. ინტენსიობის გამოსათვლელ ფორმულაში, როცა მიღერის ინდექსების ჯამი კენტი გამოვა თანამამამრავლი  $[F(hkl)] = 0$  და ცხადია ინტენსიობაც  $I = 0$ . ე.ი. მოცულობა ცენტრირებულ ელემენტალურ უჯრედის შემთხვევაში მიიღება მხოლოდ (110), (200), (211), (220) და ა.შ. ტიპის არეკვლები, ხოლო დანარჩენი ჩაქვრება (არ მიიღება).

Fmmm წახნაგცენტრირებულ სივრცით ჯგუფში ელემენტალურ უჯრედზე მოდის ოთხი სტრუქტურული ერთეული ( $8 \times \frac{1}{8} + 6 \times \frac{1}{2} = 4$ ). უჯრედში მათი კოორდინატებია 0, 0, 0 და  $\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0; \frac{1}{2}, 0, \frac{1}{2}; 0, \frac{1}{2}, \frac{1}{2}$ . კოორდინატების ეს მნიშვნელობები შევიტანოთ სტრუქტურული ფაქტორის ფორმულაში, მივიღებთ:

$$|F^2| = f^2 [1 + \cos \pi(h + k) + \cos \pi(h + l) + \cos \pi(k + l)]^2 + f^2 [\sin \pi(h + k) + \sin \pi(h + l) + \sin \pi(k + l)]^2$$

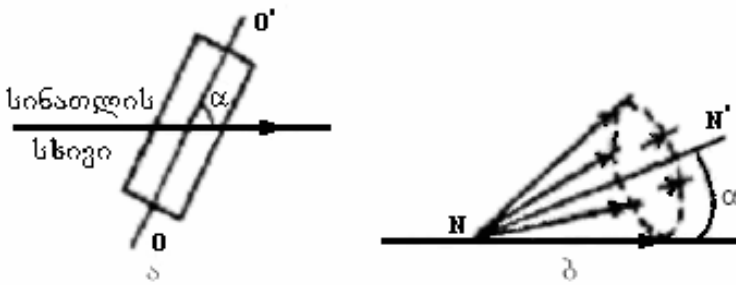
რადგან ამ შემთხვევაშიც მეორე წევრი ყოველთვის ნულია, ხოლო პირველი წევრი

განსხვავდება ნულისაგან, როცა  $h + k = 2n$ ,  $h + l = 2n$ ,  $k + l = 2n$  ანუ წყვილწყვილად მიღების ინდექსების ჯამი ლუწია. ამ პირობებში  $|F^2| = 16f^2$  და (100), (110), (111), (200), (210), (211), (220) და ა.შ. შესაძლო არეკვლებიდან მიიღება მხოლოდ ისეთები, რომელთა წყვილწყვილად ჯამიც ლუწია. ინტენსიობის გამოსათვლელ ფორმულაში, როცა წყვილწყვილად ინდექსების ჯამი კენცია თანამამრავლი  $[F(hkl)] = 0$  და ინტენსიობაც  $I = 0$  ანუ შესაბამისი რეფლექსები რენტგენოგრამაზე არ მიიღება. ე.ი. წახნაგცენტრირებულ ელემენტალურ უჯრედის შემთხვევაში მიიღება მხოლოდ (111), (200), (220), (311) და ა.შ. ტიპის არეკვლები.

ჩაქრობის კანონები მოცემულია ცნობარებში არსებულ სპეციალურ ცხრილებში.

**4. 4. რენტგენის სხივის არეკვლის გეომეტრია.**

ცალკეული რენტგენოგრაფიული მეთოდის გარჩევამდე გავერკვეთ ნიმუშიდან არეკლილი რენტგენის სხივების გეომეტრიაში, რაც შემდგომში საშუალებას მოგვცემს დავადგინოთ, თუ რა წესით ლაგდება რენტგენოგრამებზე რეფლექსები. სიმარტივისათვის წარმოვიდგინოთ ხილული სხივების წვრილი კონა და ბრტყელი სარკე. დავეშვათ ასეთი სხივების გზაზე მოვათავსეთ სარკე ისე, რომ პირველადი სხივი სრიალებდეს სარკის სიბრტყეზე, სარკეს შეეძლოს ბრუნვა  $OO'$  ღერძის გარშემო (სურ. 4. 4 ა) და ამასთან ბრუნვის ღერძი პირველად სხივთან  $0 < \alpha < 90^\circ$  კუთხეს ადგენდეს. ცხადია, ასეთ საწყის მდგომარეობაში სხივი გასრიალდება რა სარკის ზედაპირზე არავითარი არეკვლა არ მოხდება. სარკის  $OO'$  ღერძის გარშემო ბრუნვით მოძრაობაში მოყვანით სხივი აირეკლება და არეკლილი სხივი სარკის ერთი სრული ბრუნვის პერიოდში შემოწერს კონუსს, რომლის ერთერთი მსახველი პირველადი სხივის გაგრძელება იქნება, ხოლო სხვა დანარჩენი – არეკლილი სხივები (სურ. 4. 4 ბ).



სურ. 4. 4



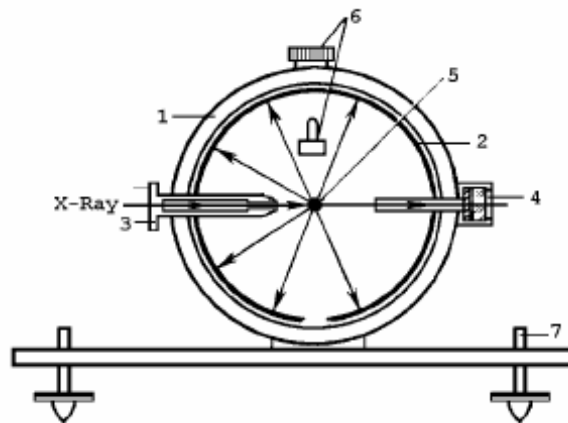
სურ. 4. 5

თუ სარკეს შევცვლით კრისტალით, ხოლო ხილულ სხივს რენტგენის სხივით, სურათი აღმოჩნდება დისკრეტული ანუ ეკრანზე რეფლექსები მიიღება წერტილების სახით. თუ გამოვიყენებთ რენტგენის მონოქრომატულ გამოსხივებას კრისტალი უნდა ვაბრუნოთ, კონკრეტული კრისტალოგრაფიულ სიბრტყე მხოლოდ გარკვეულ ორიენტაციაში იქნება ამრეკლ მდგომარეობაში. ზონაში შემავალი სიბრტყეებიდან არეკვლები მოხდება მათთვის იგივე ორიენტაციაში გავლის მომენტში. ამიტომ არეკვლები მიიღება კონუსის მხოლოდ ზოგიერთი მსახველის გასწვრივ. თუ კრისტალი უძრავია, მონოქრომატულ გამოსხივებით შეიძლება არეკვლა ვერც მივიღოთ. ამიტომ უძრავი კრისტალის შემთხვევაში ის უნდა დავასხივოთ უწყვეტი რენტგენული გამოსხივებით. ზონაში შემავალი სიბრტყეებისთვის არეკვლის პირობის დაკმაყოფილება მოხდება შესაბამისი  $\lambda$  - ს ავტომატურად შერჩევით. რადგანაც

ტაღლის სიგრძეთა რაოდენობა არაა უსასრულო, ამ შემთხვევაშიც არეკვლები მოხდება კონუსის ზოგიერთი მსახველის გასწვრივ. **ზონა** არის იმ კრისტალოგრაფიული სიბრტყეების ერთობლიობა, რომლებიც რაიმე მიმართულების პარალელური არიან, ხოლო თვით ამ მიმართულებას **ზონის ღერძი** ეწოდება (სურ. 4. 5 –ზე მაგალითად ექვსკუთხა პრიზმაში ყველა გვერდითი წახნაგი ქმნის ზონას, ხოლო შესაბამისი ზონის ღერძია NN').

#### 4. 5. რენტგენის სხივების ურთიერთქმედება საკვლევ ობიექტთან.

რენტგენის სხივები რომ საჭირო ადგილას და სასურველი მიმართულებით ხვდებოდნენ საკვლევ ობიექტს, იყენებენ რენტგენის კამერებს და ნიმუშის გონიომეტრულ დამჭერებს. გადაღების მეთოდზე დამოკიდებულებით ისინი კონსტრუქციულად ერთმანეთისაგან განსხვავდებიან, მაგრამ აქვთ ერთი და იგივე დანიშნულების დეტალებიც (კვანძები). ფოტომეთოდით გადაღებისათვის იყენებენ როგორც ზოგადი, ასევე სპეციალური დანიშნულების რენტგენულ კამერებს (სურ. 9. 3). მიუხედავად მათი მრავალსახეობისა, ყველა კამერისათვის აუცილებელია: 1 - კორპუსი, 2 - ფირის დამჭერი – კასეტა, 3 - კოლიმატორი, 4 - ტუბუსი, 5 - ნიმუშის დამჭერი, 6 - მექანიზმი ნიმუშის ცენტრირებისათვის, 7. ფეხები კამერის ორიენტირებისათვის.



სურ. 4. 6.

კორპუსი ფეხების მეშვეობით უზრუნველყოფს კამერის რენტგენის სხივის მიმართ საჭირო მდგომარეობაში მოთავსებას. კოლიმატორი არის ერთი ან რამდენიმე დიაფრაგმისაგან შედგენილი სისტემა, რომლის დანიშნულებაცაა მილაკიდან გამოსული რენტგენის სხივების განშლადი კონიდან, ერთი დიაფრაგმის შემთხვევაში, წვრილი განშლადი კონის ამოჭრა, ან ორი დიაფრაგმის შემთხვევაში, წვრილი, თითქმის პარალელური კონის ამოჭრა. ნიმუშის დამჭერი სხვადასხვა სახისაა იმისდა მიხედვით, როგორი ფორმა აქვს ნიმუშს. ის უზრუნველყოფს სხივის მიმართ ნიმუშის ორიენტირებას და სპეციალური მექანიზმის მეშვეობით ცენტრირებას თუ ის ბრუნავს. კასეტის დანიშნულებაცაა პირველადი სხივის მიმართ რენტგენის ფირის საჭირო მდგომარეობაში მოთავსება და გარეშე სხივებისაგან იზოლირება. კასეტა შეიძლება იყოს ბრტყელი ან ცილინდრული. ტუბუსი, ანუ პირველადი სხივის ჩამჭერი, მოთავსებულია კოლიმატორის მოპირდაპირე მხარეს ნიმუშის შემდეგ. მისი დანიშნულებაცაა პირველადი სხივის ჩამჭერა ისე, რომ მან ფირზე არ იმოქმედოს. ტუბუსის გარეშე გადაღების შემთხვევაში ფირზე შესაძლებელია გაჩნდეს ვუალი რომელიც დაფარავს დიფრაქციით მიღებულ მაქსიმუმებს.

დიფრაქტომეტრული მეთოდის დროს იყენებენ ე.წ. გონიომეტრულ მოწყობილობას. ის უზრუნველყოფილია დიაფრაგმების სისტემით, ნიმუშის დამჭერით და არეკლილი სხივების მარეგისტრირებელი მოწყობილობით. კონსტრუქციულად ის ისეა მოწყობილი, რომ უზრუნველყოფს რენტგენის სხივების წყაროს, ნიმუშისა და მრიცხველის ისეთ ურთიერთგანლაგებას, რომ შესაძლებელი იყოს არეკლილი სხივების მიმართულების (არეკლის  $\theta$  ან  $2\theta$  კუთხის) და ინტენსიობის (I) განსაზღვრა. თანამედროვე დიფრაქტომეტრები ავტომატიზირებულია. მათი მართვა და მიღებული ინფორმაციის დამუშავება ხორციელდება კომპიუტერებით.

#### 4. 6. რენტგენოგრაფიული კვლევის ძირითადი მიმართულებები.

კრისტალურ მესერში შეიძლება უამრავი წარმოსახვითი სიბრტყის გატარება. ეს კი ერთი შეხედვით ნიშნავს, რომ უნდა მივიღოთ უამრავი არეკვლაც და დიფრაქციული სურათით ინფორმაციის გარჩევა, მისი უწყვეტობის გამო შეუძლებელი იქნებოდა. აღმოჩნდა, რომ სიბრტყეთა ოჯახიდან არეკვლისთვის არსებობს გარკვეული შეზღუდვა. ჩავწეროთ  $2d\sin\theta = n\lambda$  (ჩავთვალოთ, რომ  $n=1$ ) განტოლება შემდეგი სახით  $\sin\theta = \frac{\lambda}{2d}$ , რადგან  $\sin\theta \leq 1$ ,  $\frac{\lambda}{2d} \leq 1$ , საიდანაც  $\lambda \leq 2d$ -ზე, ე.ი არეკვლა მოხდება მხოლოდ ისეთი სიბრტყეებიდან რომელთათვისაც სიბრტყეთა შორისო გაორმაგებული მანძილებიც მეტია ტალღის სიგრძეზე. ცხადია ამ შემთხვევაში მაქსიმუმების (რეფლექსების) რაოდენობა იქნება სასრული და დიფრაქციული სურათი ინფორმაციის მომცემი.

რენტგენოგრაფიული კვლევის მეთოდები შეიძლება ძირითადად ორ მიმართულებაში გაგაერთიანოთ, რომლებიც ასევე ვულფ-ბრეგის განტოლებიდან გამომდინარეობენ. ამრეკლი უნარის მქონე სასრულ სიბრტყეებს ასევე სასრული რაოდენობა სიბრტყეთა შორისო მანძილები შეესაბამება. ამასთან მოცემული კრისტალური ნივთიერებისათვის  $d$  მნიშვნელობები მუდმივია (მესრის მუდმივებია).

თუ დავეშვებთ, რომ მონოკრისტალი არ ბრუნავს ანუ  $\theta$  არ იცვლება ვულფ-ბრეგის  $2d\sin\theta = n\lambda$  განტოლებიდან გამომდინარე  $d$  კონკრეტულ მნიშვნელობას უნდა შეესაბამებოდეს  $\lambda$  კონკრეტული მნიშვნელობა. ე.ი. არეკვლის პირობის დასაკმაყოფილებლად უძრავი მონოკრისტალი უნდა დასხვიდეს თეთრი გამოსხივებით, რათა ყოველი  $d$ -თვის ავტომატურად შეირჩეს  $\lambda$  მნიშვნელობა.

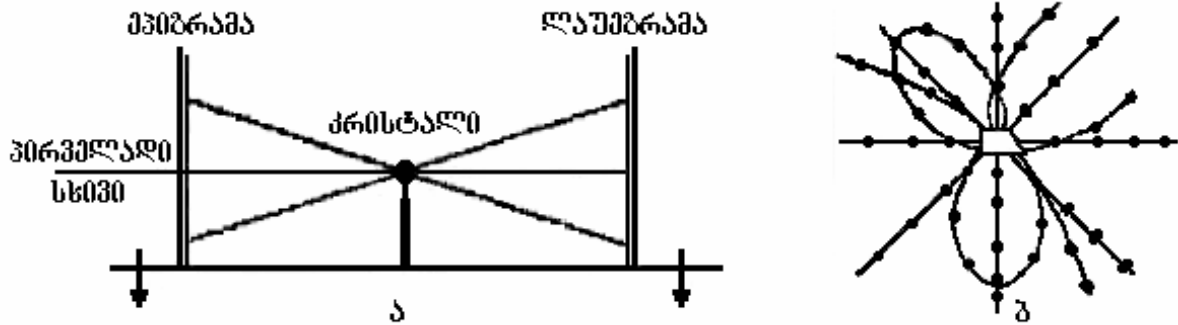
თუ მონოკრისტალი ბრუნავს ანუ  $\theta$  იცვლება მაშინ  $2d\sin\theta = n\lambda$  პირობის დაკმაყოფილება შესაძლებელია მუდმივი  $\lambda$  მნიშვნელობისთვისაც.  $d$  - ს ყოველ კონკრეტულ მნიშვნელობას უნდა შეესაბამებოდეს  $\theta$  კონკრეტული მნიშვნელობა. ე.ი მონოკრისტალის ბრუნავს შემთხვევაში შესაძლებელია მახასიათებელი გამოსხივების გამოყენება.

ამ ნიშნებით რენტგენოგრაფიული მეთოდები ორ ძირითად მიმართულებად იყოფა: პოლიქრომატულ (ლაუეს) და მონოქრომატულ (ბრუნვის) მეთოდებად.

##### 4. 6. 1. პოლიქრომატული (ლაუეს) მეთოდი.

პოლიქრომატული ანუ ლაუეს მეთოდით კრისტალური ნივთიერების კვლევის შემთხვევაში როგორც ავღნიშნეთ კრისტალი უძრავია და ვასხივებთ უწყვეტი (თეთრი) გამოსხივებით. გადაღების დროს გამოიყენება ე.წ. ლაუეს კამერა. კრისტალის ერთი და იგივე ზონის სიბრტყეებიდან არეკლილი სხივები მიყვებიან ერთი და იგივე წარმოსახვითი კონუსის მსახველებს. ამიტომ ფირის გამჟღავნების შემდეგ ერთი ზონის შესაბამისი წერტილოვანი რეფლექსები დალაგდებიან იმ წირის

გასწვრივ, რომელსაც მოგვცემს შესაბამისი კონუსის კვეთა ფირთან. რადგანაც ლაუეს მეთოდის შემთხვევაში ფირი ბრტყელია და პირველადი სხივის მართობ



სურ. 4. 7

სიბრტყეშია მოთავსებული, კონუსების კვეთა ფირთან შეიძლება იყოს წრფე, ელიფსი, პარაბოლა ან ჰიპერბოლა. ეს დამოკიდებულია იმაზე, თუ რა  $\alpha$  კუთხეს ადგენს  $NN'$  ზონის დერძი პირველად სხივთან (სურ. 4. 4). თუ  $\alpha=0^\circ$ , არეკვლა არ მოხდება და გვექნება მხოლოდ პირველადი სხივის კვალი. თუ  $0 < \alpha < 45^\circ$ , მაშინ კონუსის კვეთა ფირთან იქნება ელიფსი და ის მით უფრო გაჭიმულია, რაც უფრო ახლოა  $\alpha$  კუთხე  $45^\circ$ -თან. როცა  $45 < \alpha < 90^\circ$  კონუსის კვეთა ფირთან იქნება პარაბოლა და  $\alpha$  მიახლოებით  $90^\circ$ - თან, პარაბოლა თანდათან გადადი პიპერბოლაში. როცა  $\alpha = 90^\circ$ , მაშინ კონუსის გაშლის კუთხეა  $180^\circ$ , ე.ი. ის უკვე სიბრტყეა და სიბრტყის კვეთა ფირთან (სიბრტყესთან) არის წრფე. თუ რენტგენის სხივი კრისტალს განჭოლავს, ფირი თავსდება ნიმუშიდან რენტგენის სხივების წყაროს საწინააღმდეგო მხარეს და გადაღებულ რენტგენოგრამას ეწოდება **ლაუეგრამა** (სურ. 4. 7 ა). სურათი 4. 7. ბ წარმოადგენს ლაუეგრამას, რომელზეც კარგად ჩანს, რომ რეფლექსები მიიღება წერტილების სახით და ისინი დალაგებული არიან წრფის, ელიფსის, პარაბოლის ან ჰიპერბოლის გასწვრივ. თუ რენტგენის სხივი კრისტალს არ განჭოლავს, ფირი თავსდება ნიმუშიდან რენტგენის სხივების წყაროს მხარეს და გადაღებულ რენტგენოგრამას ეწოდება **ეპიგრამა**. ამ მეთოდით შეიძლება დავადგინოთ მონოკრისტალური ნივთიერების სიმეტრია.

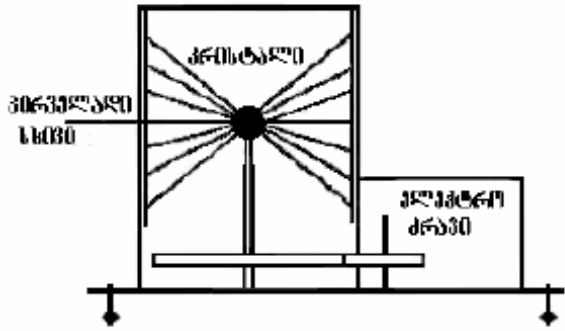
**4. 6. 2. მონოქრომატულ (ბრუნვის) მეთოდი.**

მონოქრომატული მეთოდის შემთხვევაში გამოიყენება მახასიათებელი გამოსხივება. ვულფ-ბრუნვის პირობის დასაკმაყოფილებლად კრისტალოგრაფიული სიბრტყეები, რომ ამრეკვლ მდგომარეობაში გამოვიდნენ, აუცილებელია ნიმუშის ბრუნვა. ერთი სრული ბრუნვის შემდეგ სურათი მეორდება.

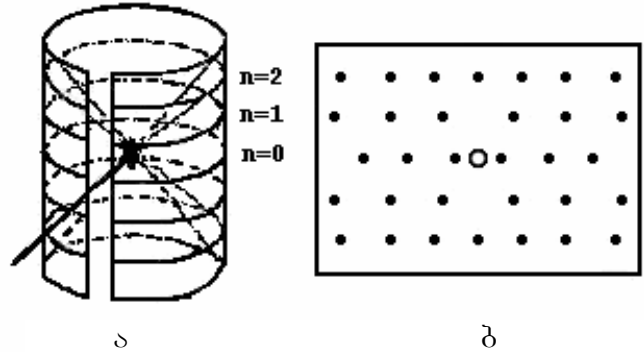
კონსტრუქციულად ბრუნვის მეთოდისთვის კამერა ლაუეს კამერაზე რთული მოწყობილობაა (სურ. 4. 8). ამ შემთხვევაში კასეტა ცილინდრული ფორმისაა და ფირიც, იგივე ფორმას ღებულობს. ცხადია კონუსები (კონუსი წვეტით კრისტალზე, ფუძით ვერტიკალურად ზევით და ქვევით) და ცილინდრი გადაიკვეთებიან პარალელურ წრეწირებზე (სურ. 4. 9 ა) და ფირის გაშლის და გამჟღავნების შემდეგ რეფლექსები წარმოსახვით პარალელურ წრფეებზე აღმოჩნდებიან დალაგებული (სურ. 4. 9 ბ).

ამ მეთოდით შეიძლება დავითვალოთ ელემენტალური უჯრედის პარამეტრები. პარალელურ წრფეებზე დალაგებული წერტილები სხვადასხვა რიგის არეკვლებით მიღებული რეფლექსებია და მწკრივებს შორის მანძილების გაზომვა საშუალებას

იძლევა გამოვითვალოთ იდენტურობის პერიოდი ბრუნვის ღერძის გასწვრივ. მისი გამოსათვლელი ფორმულაა  $T = \lambda \sqrt{\left(\frac{R_k}{y}\right)^2 + 1}$ , სადაც  $\lambda$  - რენტგენის ტალღის სიგრძეა,  $R$  - კამერის რადიუსი,  $y$  - ფენებს შორის მანძილი (მმ).



სურ. 4. 8



სურ. 4. 9

### 4. 6. 3. დებაი-შერერის (ფხენილის) მეთოდი.

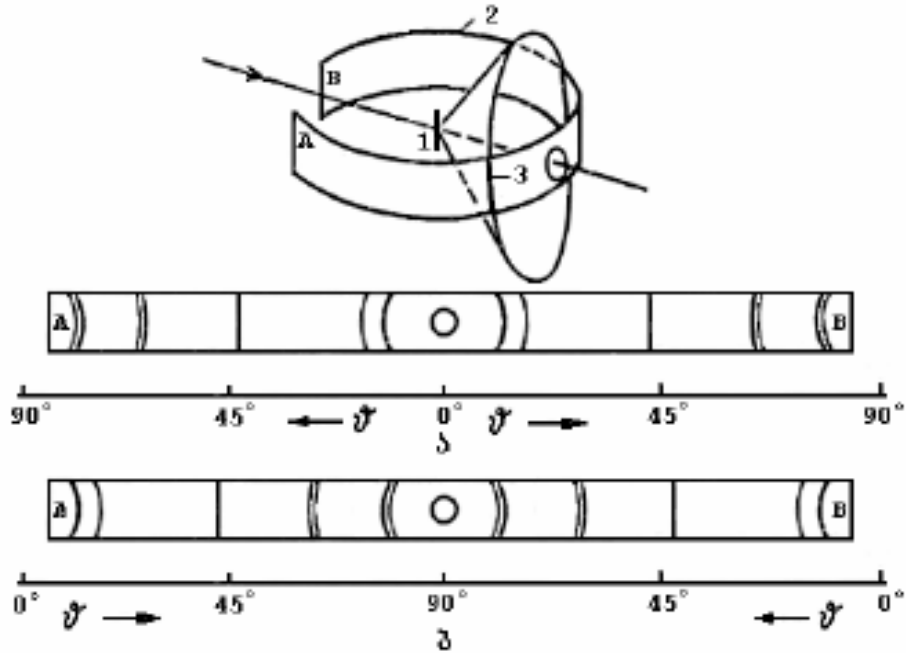
პოლიქრომატული (ლაუეს) და მონოქრომატული (ბრუნვის) მეთოდები თუ მონოკრისტალების შესასწავლად გამოიყენებიან დებაი-შერერის ანუ ფხენილის მეთოდით შესწავლება პოლიკრისტალური მასალები ან ფხენილები. თუ ნიმუში მონოკრისტალია, ის უნდა გაფხვიერდეს. ამ მეთოდით საკვლევი ობიექტი შესწავლა შესაძლებელია, როგორც ფოტო ასევე დიფრაქტომეტრული მეთოდების გამოყენების დროს.

**დებაი-შერერის ფოტო მეთოდი.** ამ მეთოდის შემთხვევაში გამოიყენება ე.წ. დებაის კამერები (სურ. 4. 6), ხოლო მიღებულ რენტგენოგრამას დებაიგრამა ეწოდებათ. დებაის კამერებში კასეტა ბრუნის ბრუნვის მეთოდის მსგავსად ცილინრული ფორმისაა, ცილინდრი მოთავსებულია ისე, რომ პირველადი რენტგენული სხივი ცილინდრის ღერძის მართობია (სურ. 4. 10).

დებაიგრამის გადაღება ხდება  $K$  სერის რენტგენული სხივებით.  $K$  სერის გამოსხივება მხედველობაში მისაღები ინტენსიობით შეიცავს  $K\alpha_1$ ,  $K\alpha_2$ ,  $K\beta$  სხივებს. ერთი და იგივე კრისტალოგრაფიული სიბრტყე სამივე სხივს სხვადასხვა კუთხურ მდებარეობაში ირეკლავს ამის გამო მიღებული დიფრაქციული სურათი რთული გასარჩევია.  $K\alpha_1$ ,  $K\alpha_2$  სხივების ტალღის სიგრძეები ძალიან ახლოა და ისინი პრაქტიკულად დიდ პრობლემას არ ქმნიან, რაც შეეხება  $K\beta$  სხივს ის უმჯობესია ფილტრების მეშვეობით თავიდან ავიცილოთ.

გადასაღები ნიმუში წინასწარ უნდა მომზადდეს ცილინდრული ან ტაბლეტის ფორმით. მყარ მასალას ფორმას აძლევენ (მაგალითად ლითონს) მექანიკური დამუშავებით, ხოლო ფხენილის შემთხვევაში ამზადებენ ცომისებურ მასას და აძლევენ საჭირო ფორმას. ცომისებურ მასას დებულობენ რენტგენულად ამორფულ ვაზელინში საკვლევი ფხენილით შერევით. დებაი-შერერის მეთოდით კვლევისას ძალიან დიდი მნიშვნელობა აქვს, როგორც კომპაქტურ ასევე ფხვიერ ნიმუშში მარცვლების ზომას. თუ ნიმუში მსხვილ მარცვლოვანია, ნორმალური სურათის გადასაღებად, აუცილებელია ნიმუშის ბრუნვა.

დებაიგრამაზე რეფლექსები წარმოადგენენ ნიმუშიდან (1) მიღებული არეკვლის კონუსების და წრიულად განთავსებული AB ფირის (2) კვეთით მიღებულ რკალებს (3) (სურ. 4. 10 ა).



სურ. 4. 10

ფხვნილის მეთოდით, როგორც ავღნიშნეთ შეისწავლება პოლიკრისტალური მასალები ან ფხვნილები. ამ შემთხვევაში არეკვლის მიმართულება არეკვლის კონუსის ყველა მსახველს შეიძლება დაემთხვეს და ამიტომ რეფლექსის ფორმა წერტილოვანის ნაცვლად უწყვეტი რკალებია.

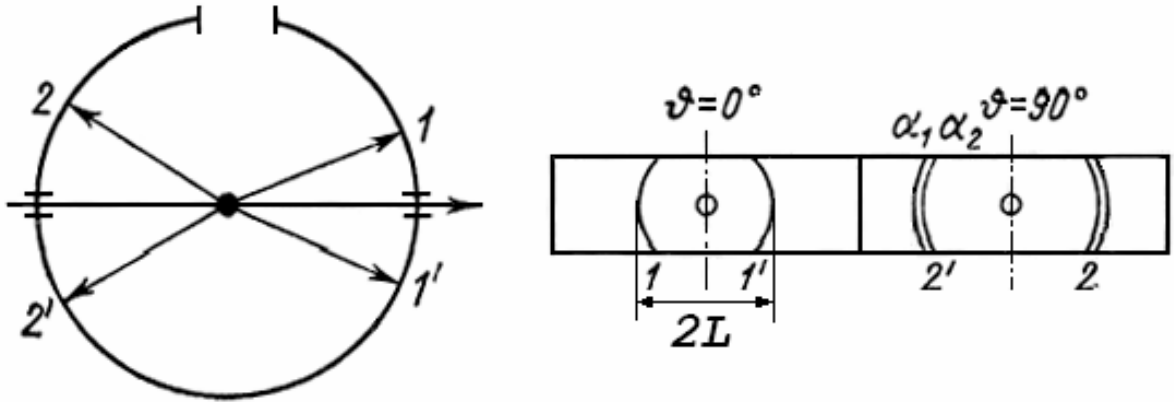
დებაიგრამის გადაღების რამდენიმე შესაძლებლობა არსებობს სიმეტრიული და ასიმეტრიული. სიმეტრიული შეიძლება იყოს, როგორც პირდაპირი - ასევე უკუგადაღება (შესაბამისად სურ. 4. 10. ა და ბ). პირდაპირი სიმეტრიული გადაღების დროს რენტგენის ფირი ამოგებულია ტუბუსის მხარეს. დებაიგრამა სიმეტრიულია და არეკვლის  $\theta$  კუთხე იზრდება ცენტრიდან გარეთ. უკუგადაღების დროს რენტგენის ფირი ამოგებულია კოლიმატორის მხარეს, დებაიგრამა ასევე სიმეტრიულია და არეკვლის  $\theta$  კუთხე იზრდება ცენტრისკენ. ამ დროს რენტგენის ფირი ამოგებულია პირველ შემთხვევაში ტუბუსის, მეორე შემთხვევაში კი კოლიმატორის მხარეს. ასიმეტრიული გადაღების დროს ფირი მთლიანადაა ამოგებული კასეტაში, დებაიგრამა არაა სიმეტრიული და მასზე ერთდროულადაა წარმოდგენილი როგორც პირდაპირი - ასევე უკუგადაღების შედეგი (სურ. 4. 11). დებაიგრამებზე წყვილი ხაზები მიღებულია  $K\alpha_1, K\alpha_2$  სხივებით.  $\lambda K\alpha_1, \lambda K\alpha_2$  ტალღის სიგრძეები რადგან ძალიან ახლოა გამოკვეთილად ჩანან, მხოლოდ  $\theta$  კუთხის  $90^\circ$  -თან ახლო მნიშვნელობებისთვის.

დებაიგრამებით არეკვლის  $\theta$  კუთხის დადგენა ხდება წყვილი სიმეტრიული რკალების შუაწერტილებს შორის მანძილის ( $2L$ ) გაზომვით. მისი მნიშვნელობები შეაქვთ ფორმულაში:  $\theta = 2L_i \frac{57,3}{2D_k}$ , სადაც  $2L_i$  სიმეტრიულ რკალებს შორის მანძი-

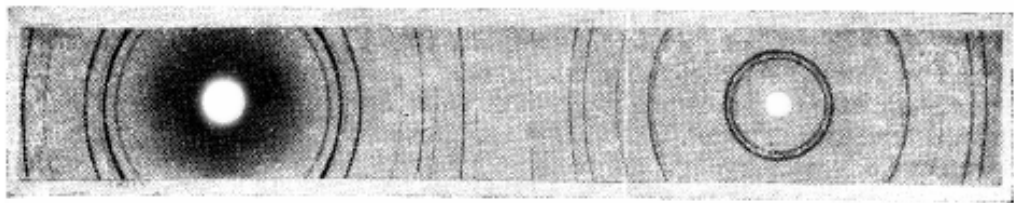
ლია,  $D_k$  - დებაის კამერის დიამეტრი, 57,3 - რადიანების გრადუსებში გადასაყვანი კოეფიციენტი.  $\theta$  კუთხის მარტივად დადგენისათვის კამერის დიამეტრი 57,3 - ის ჯერადია  $D_k = 57,3$  ან 114,6; ამიტომ  $\theta = L_i$  ან  $\theta = L_i / 2$ . ასიმეტრიული გადაღების დროს  $\theta$  კუთხის  $45^\circ$  -ზე მაღალი მნიშვნელობებისთვის  $\theta = 90 - L_i$  ან  $\theta = 90 - L_i$



/ 2. რეფლექსების ინტენსიობის გამოთვლა ხდება ვიზუალურად ეტალონური შკალის ან მიკროფოტომეტრების გამოყენებით. დებაი-შერერის ანუ ფხვნილის ფოტომეთოდით პოლიკრისტალური ალუმინის ნიმუშიდან გადაღებული ასიმეტრიული დებაიგრამა მოცემულია სურათზე 4. 11 ბ.



ა



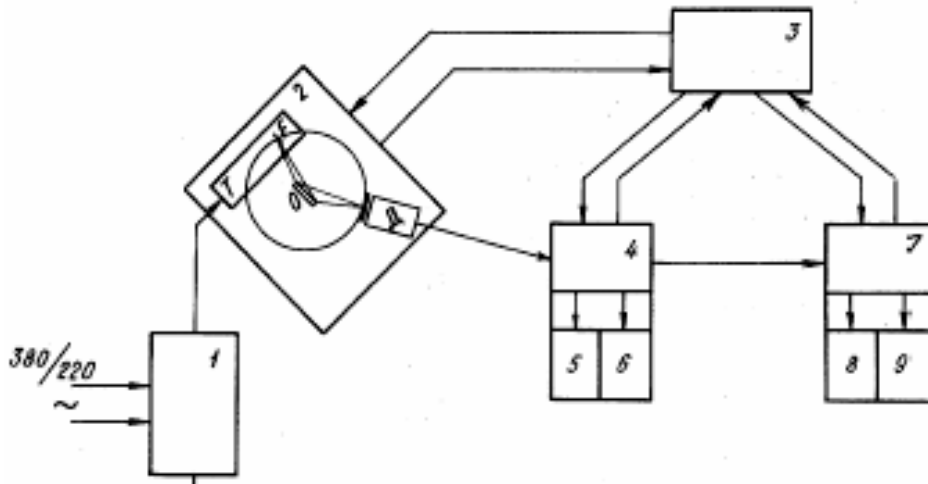
ბ

სურ. 4. 11

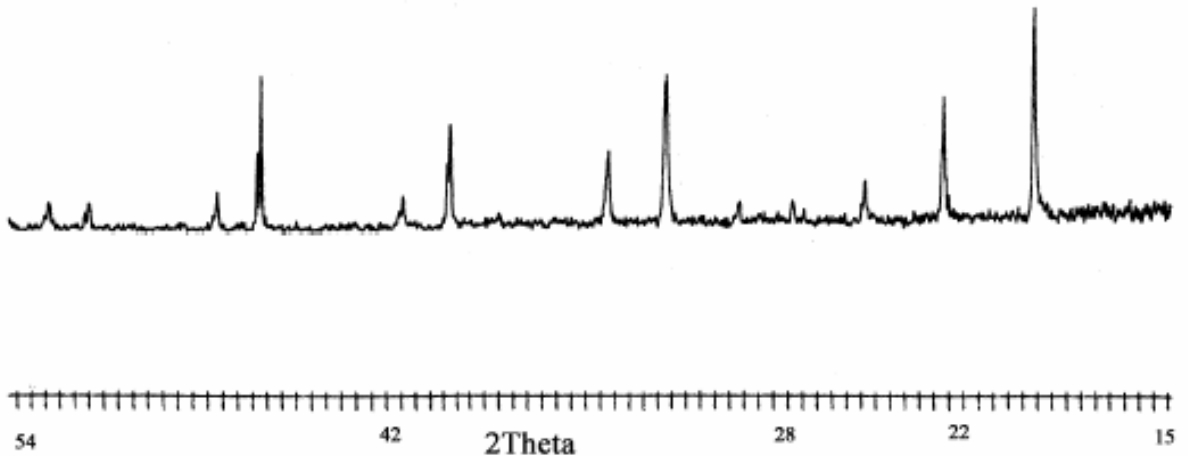
**დიფრაქტომეტრული მეთოდი.** რენტგენული დიფრაქტომეტრები ორ ძირითად სახეთ იყოფა: ორწრიანი დიფრაქტომეტრები, რომლითაც შეიძლება შევისწავლოთ პოლიკრისტალები და სამ- და ოთხწრიანი დიფრაქტომეტრები მონოკრისტალებისათვის. ისინი შეიძლება იყვნენ ნაწილობრივ ან სრულად ავტომატიზირებული. დიფრაქტომეტრების ძირითადი კვანძებია: რენტგენის სხივების წყარო – უზრუნველყოფილი კვებისა და მართვის ბლოკებით, გონიომეტრული მოწყობილობა – დიაფრაგმების სისტემით, ნიმუშის დამჭერით და მრიცხველით, ინფორმაციის მიმღები და დამუშავების ბლოკი. კვებისა და მართვის ბლოკები უზრუნველყოფენ რენტგენულ მილაკებს საჭირო სტაბილური მაღალი ძაბვით და გამართული ანოდური დენით. გონიომეტრის დანიშნულებაა რენტგენის სხივების წყარო, ნიმუში და მრიცხველი განათავსოს ისე, რომ დაკმაყოფილდეს ვულფ-ბრეგის პირობები. ინფორმაციის მიმღები და დამუშავების ბლოკი კი უზრუნველყოფს მრიცხველის კვებას, მისგან მიღებული იმპულსების დამუშავება - დათვლას და მკვლევარისთვის სასურველი ფორმით დაფიქსირებას.

სრულად ავტომატიზირებულ რენტგენულ დიფრაქტომეტრებში დამატებითი ბლოკია კომპიუტერული ქსელი, რომელიც აღჭურვილია სათანადო პროგრამული პაკეტებით. ისინი არსებობენ დიფრაქტომეტრების მართვის და ინფორმაციის დამუშავების და სასურველი ფორმით გაფორმების უზრუნველსაყოფად. დიფრაქტომეტრებში გამოიყენება  $K\alpha$  მახასიათებელი გამოსხივება. სიზუსტის გაზრდის მიზნით ხშირად მიმართავენ სპეციალურად მომზადებულ მონოკრისტალიდან – მონოქრომატორიდან, მიღებული მონოქრომატული გამოსხივების გამოყენებას.

ორწრიანი დიფრაქტომეტრების შემთხვევაში ერთი და იგივე ღერძის გარშემო შეუძლიათ ბრუნვა როგორც ნიმუშს, ასევე მრიცხველს. სურ. 4. 12 – ზე მოცემულია დიფრაქტომეტრის ბლოკ სქემა: მაღალი ძაბვის წყარო (1); გონიომეტრი (2) T - მილაკი, O - ნიმუში, D - დეტექტორი; მართვის ბლოკი (3); ინფორმაციის სხვადასხვა ფორმით მარეგისტრირებელი მოწყობილობები (4 - 9). ნიმუშის და მრიცხველის ერთდროული მოძრაობის შემთხვევაში ნიმუშის  $\theta$  კუთხით მობრუნებას უნდა შეესაბამებოდეს მრიცხველის  $2\theta$  კუთხით მობრუნება. ამიტომ მრიცხველის მოძრაობის კუთხური სიჩქარე ორჯერ მეტია ნიმუშის ბრუნვის კუთხურ სიჩქარეზე. დიფრაქტომეტრები საშუალებას იძლევა ჩავატაროთ, როგორც უწყვეტი, ასევე წყვეტილი ანუ სკანირებით  $2\theta/\theta$  შებმული (მრიცხველი და ნიმუში ერთად ბრუნავს), გადაღება. უწყვეტი გადაღების შემთხვევაში ნიმუშის გადაღება ხდება კუთხეთა დიდ ინტერვალში და ნიმუშიდან მიიღება რეფლექსების სრული კრებული (სურ. 4. 13). რაც შეეხება სკანირებით გადაღებას, ის გამოიყენება, როცა საჭიროა რომელიმე კონკრეტული მაქსიმუმის (პიკის) ზუსტი მდებარეობის ( $2\theta$ ) და ინტენსივობის ზუსტი მნიშვნელობის დადგენა ან პროფილის შესწავლა. ამ დროს იღებენ იმ კუთხურ ინტერვალს, რომელშიც ეს პიკია მოთავსებული. მისი გადაღება ხდება მცირე კუთხური ბიჯით და მრიცხველი ითვლის ინტენსივობას გარკვეული დროის განმავლობაში. რაც მეტია დროის ხანგრძლიობა და მცირეა ბიჯი, მით უფრო ზუსტად შეიძლება დავადგინოთ პიკის მდებარეობა, ინტენსივობა და ფორმა.



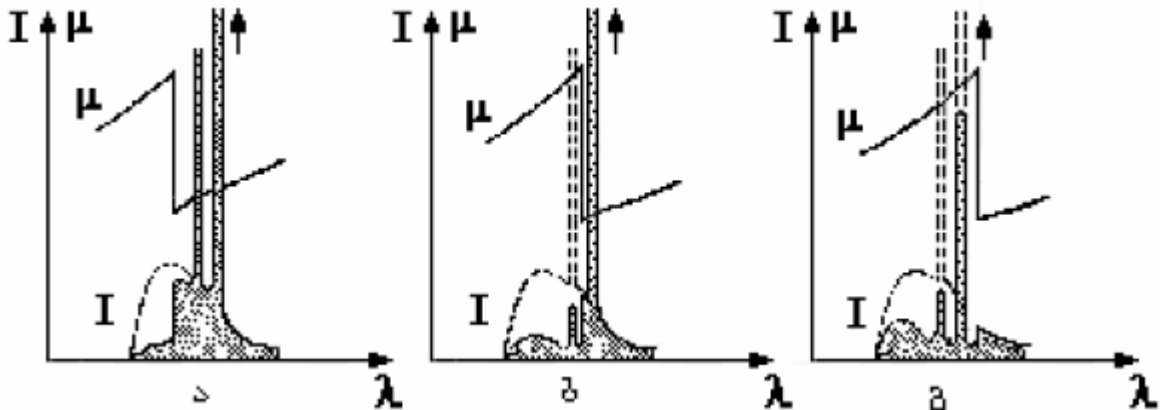
სურ. 4. 12



სურ. 4. 13

#### 4. 7. გამოსხივების შერჩევა საკვლევი ობიექტის ნივთიერების გვარობაზე დამოკიდებულებით.

რენტგენის სხივებით საკვლევი ობიექტის დასხივებას შეიძლება მოჰყვეს ძლიერი შთანთქმა და ფლუორესცენცია, რაც მკვეთრად გააუარესებს რენტგენოგრამას, გაიზრდება ექსპოზიციის დროც. ამიტომ საკვლევი ობიექტისთვის დამახასიათებელ  $\lambda_{\text{ფლ}}$ -ზე ნაკლები სიგრძის ტალღის გამოყენება არასასურველია და ამ ნიშნით უნდა შევარჩიოთ გარკვეული ტალღის სიგრძის რენტგენული გამოსხივება კონკრეტული ობიექტისთვის. განვიხილოთ სურათი 4. 14.



სურ. 4. 14

პირველ შემთხვევაში (სურ. 4. 14. ა), როცა მილაკის ანოდი და საკვლევი ობიექტი ერთი და იგივე ნივთიერებაა, შთანთქმა მცირეა ამ დროს მცირეა ფლუორესცენციაც. სურ. 4. 14. ბ შემთხვევაში ანოდის ნივთიერების რიგითი ნომერი ერთით ნაკლებია ნიმუშის ნივთიერების რიგით ნომერზე. ამ დროს  $K_{\beta}$  ძლიერ შთანთქმდება, ხოლო  $K_{\alpha}$  - თითქმის არა. სურ. 4. 14. გ შემთხვევაში, როცა რიგობრივ ნომრებს შორის განსხვავება რამდენიმე ერთეულია ძლიერ შთანთქმდება როგორც  $K_{\alpha}$  ასევე  $K_{\beta}$ , ამ დროს ფლუორესცენციაც დიდია. რენტგენოგრამების დამუშავებას ართულებს ის გარემოება, რომ  $\lambda K_{\alpha}$  და  $\lambda K_{\beta}$  მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან. ისინი ერთი და იგივე კრისტალოგრაფიულ სიბრტყიდან რეფლექსებს იძლევიან სხვადასხვა კუთხურ მდებარეობაში. რენტგენის სხივის კვალს ფირზე, რომელსაც ვდებულვით ფირის გამოძეღვენების შემდეგ რეფლექსი ეწოდება. ერთი და იგივე კრისტალოგრაფიულ სიბრტყიდან რეფლექსის ორჯერ მიღების თავიდან ასაცილებლად  $\lambda K_{\beta}$  ინტენსიობა  $\lambda K_{\alpha}$  - სთან შედარებით მნიშვნელოვნად უნდა შევამციროთ, რომ მისი შესაბამისი რეფლექსი რენტგენოგრამაზე არ გამოჩნდეს.  $\lambda K_{\beta}$  გამოსხივების ძლიერი შთანთქმის საშუალებას იძლევა სურათზე 9. 5 გ შემთხვევა. თუ პირველადი სხივის გზაზე მოვათავსებთ ანოდის ქიმიური ელემენტის რიგობრივ ნომერზე ერთით ნაკლები რიგობრივი ნომრის ქიმიური ელემენტის შემცველ ფირფიტას, მივიღებთ  $\lambda K_{\beta}$  გამოსხივებისაგან გაფილტრულ მხოლოდ  $\lambda K_{\alpha}$  გამოსხივებას. ამ დროს დაცული იქნება შემდეგი პირობა  $\lambda K_{\alpha} > \lambda K_{\text{ფლ}} > \lambda K_{\beta}$ . გადაჭარბებული შთანთქმის თავიდან ასაცილებლად ფირფიტის სისქე უნდა შეირჩეს ოპტიმალურად.

## 5. რენტგენოფაზური ანალიზი.

საკვლევ ობიექტში ფაზური შემცველობის გარკვევას **ფაზური ანალიზი** ეწოდება. ფაზურ ანალიზის ყოველთვის წინ უნდა უსწრებდეს ელემენტური შედგენილობის განსაზღვრა, ე.წ. ელემენტური ანალიზი, წინააღმდეგ შემთხვევაში გამოცხადებული არაა ფაზების დადგენაში შეცდომის დაშვება. სისტემისათვის, რომელიც კრისტალური ფაზებისაგან შედგება, ფაზური ანალიზი შეიძლება რენტგენის სხივების გამოყენებით განხორციელდეს და ამ მეთოდს **რენტგენოფაზური ანალიზი** ეწოდება. რენტგენოფაზური ანალიზი ფაქტიურად შეუცვლელი მეთოდია ერთი და იგივე ქიმიური შედგენილობის და სხვადასხვა მოდიფიკაციის ნარევის შესწავლის საქმეში.

რენტგენოფაზური ანალიზი ეფუძნება იმ ფაქტს, რომ ნებისმიერ კრისტალურ ფაზას მისთვის დამახასიათებელი კრისტალური მესერი გააჩნია, განსაზღვრული პარამეტრებით და მას შეესაბამება მხოლოდ ამ ნივთიერებისთვის დამახასიათებელი დიფრაქციული სურათი. მრავალ ფაზიანი სისტემიდან მიღებული სურათი წარმოადგენს ცალკეული ფაზების დიფრაქციული სურათების სუპერპოზიციის შედეგს. ფაზური ანალიზის დროს მნიშვნელოვანია ფაზების ერთმანეთისაგან გარჩევა, რაც ხშირად რთულ საქმეს წარმოადგენს.

ანალიზის შედეგად მიღებული დიფრაქციული სურათის სახე საკვლევი ნივთიერების შემადგენელი ატომების (იონების) გვარობასა და სივრცეში განაწილებაზე დამოკიდებული. ისინი წარმოადგენენ რენტგენის სხივების დიფრაქციით მიღებული პიკების (რეფლექსების) ერთობლიობას (დებაი- ან დიფრაქტოგრამები), რომელთა ინტენსივობა სხვა ფაქტორებთან ერთად დამოკიდებულია სისტემაში შემავალი ამა თუ იმ ფაზის გვარობასა და რაოდენობაზე. აქედან გამომდინარე რენტგენოფაზური ანალიზით შესაძლებელია არა მარტო ფაზის გვარობის - **თვისობრივი ანალიზი**, არამედ მისი რაოდენობის დადგენაც - **რაოდენობრივი ანალიზი**. ნაერთში რომელიმე ფაზის რაოდენობის გაზრდა იწვევს მისი შესაბამისი პიკების ინტენსივობის გაზრდას და პირიქით. ამა თუ იმ ფაზის რაოდენობის ზუსტი დადგენა დამოკიდებულია საკვლევ ობიექტში მის პროცენტულ შემცველობაზეც. დასაშვებზე მცირე რაოდენობის შემთხვევაში მისი შესაბამისი მაქსიმუმები შეიძლება არც კი დაფიქსირდნენ.

მინიმალურ პროცენტულ რაოდენობას რომლის დაფიქსირებაც შეუძლია მეთოდს - **მეთოდის მგრძობელობა** ეწოდება. ის სხვადასხვა გვარობის ფაზისათვის სხვადასხვაა, წონითი პროცენტის მათედი ნაწილიდან დამდენიმე პროცენტამდე. მგრძობელობა მით მეტია, რაც უფრო მაღალია ატომური სიბრტყეების არეკვლის უნარი და რაც უფრო ნაკლებია რენტგენოგრამაზე ფონის გამომწვევი ფაქტორები. ძალიან დისპერსულ სისტემებში ( $10^{-8}$  მ) მგრძობელობა მკვეთრად მცირდება. საშუალოდ მეთოდის მგრძობელობა შეიძლება ჩავთვალოდ ერთი პროცენტის ფარგლებში. რენტგენოფაზური ანალიზი ძირითადად შეიძლება დაყვით სამ სახესხვაობად: **წყვილი პიკის შედარების მეთოდი**, **დამოუკიდებელი ეტალონის მეთოდი** და **ეტალონის შერევის მეთოდი**.

### 5. 1. თვისობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი.

თვისობრივი რენტგენოფაზური ანალიზის შემთხვევაში ძირითადია დიფრაქციული სურათის გეომეტრიულ მხარეში გარკვევა ანუ პიკების კუთხური მდებარეობის განსაზღვრა და მათთვის ფარდობითი ინტენსივობის დადგენა. პიკების კუთხური მდებარეობის და მათთვის ფარდობითი ინტენსივობის განსაზღვრა, ფოტომეთოდისთვის, განვიხილეთ დებაი-შერევის მეთოდის გარჩევის დროს. არეკვლის  $\theta_i$

კუთხის მნიშვნელობის შეტანით, შეიძლება ვიანგარიშოთ კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეთა შორისი მანძილები  $d_i = \frac{\lambda}{2 \sin \theta_i}$ . დიფრაქტომეტრული შესწავლის დროს,

$2\theta$  მნიშვნელობის აღება უშუალოდ დიფრაქტოგრამებიდან ხდება. თითოეული პიკისთვის ფარდობითი ინტენსივობის დადგენის ყველაზე მარტივი გზაა და თვისობრივი რენტგენოფაზური ანალიზისთვის საკმარისი მისი ფონიდან გეომეტრული სიმადლის გაზომვა. როგორც ფოტო ასევე დიფრაქტომეტრული მეთოდის შემთხვევაში მაქსიმალური ინტენსივობის პიკს თვლიან 100 ერთეულად დანარჩენი კი გადაიანგარიშება მის მიმართ ფარდობით (ზოგ შემთხვევაში მაქსიმალური ინტენსივობის პიკს თვლიან 1 ტოლად დანარჩენი კი გადაიანგარიშება მის მიმართ). მიღებული სიბრტყეთა შორისო მანძილების  $d_i$  და ფარდობითი ინტენსივობების  $I/I_0$  მონაცემებით ადგენენ ცხრილს. სრულად ავტომატიზირებული დიფრაქტომეტრები ამ მონაცემებს ავტომატურად იძლევიან ცხრილების სახით.

ელემენტური ანალიზის მონაცემებზე დაყრდნობით საკვლევი ობიექტისთვის დგინდება საგარაუდო ქიმიური შედგენილობა. ექსპერიმენტით მიღებული ცხრილური მონაცემები დარდება საგარაუდო ქიმიურ ნაერთზე ცნობარებში არსებულ კრისტალოგრაფიულ მონაცემებთან, რაც იძლევა შედგენილობის დადგენის საშუალებას. ერთერთი ასეთი ცნობარია მასალათა კვლევის საერთაშორისო ცნობარი (American Society for Testing Materials - ASTM), რომელშიც მოცემულია ყველა აუცილებელი კრისტალოგრაფიული მონაცემები (ცხრილი 5. 1).

ცხრილი 5. 1

23-1424									
d	3.11	2.94	1.89	5.44	TmNbO <sub>4</sub> (1)				
I/I <sub>0</sub>	100	90	40	2	Thulium Niobium Oxide				
Rad. CuK <sub>α1</sub> λ 1.5405 Filter Ni Dia (3)					d Å (4)	I/I <sub>1</sub>	hkl		
Cut off I/I <sub>1</sub> Diffractometer I/I <sub>cor</sub> =2.4					5.44	2	020		
Ref. McCarthy, Penn State University (1971)					4.72	2	110		
Sys. Monoclinic S. G. 12 (5)					4.56	9	011		
a <sub>0</sub> 5.258	b <sub>0</sub> 10.87	c <sub>0</sub> 5.044	A	C (2)	3.11	100	-121		
α	β 94°35'	γ	Z 8	D <sub>x</sub>	2.980	10	130		
Ref. Ibid.					2.939	90	031,121		
a	n ω β	y	Sign		2.718	20	040		
2V	D	mp	Color White		2.620	20	200		
Ref. Ibid.					2.515	25	002		
Low temperature form (Fergusonite structure)					2.284	2	-112,022		
transforms to tetragonal form at ~ 810°C					2.206	7	-141,211		
					2.144	7	141		
					2.005	2	150,-231		
					1.996	9	051		

ცხრილის თავში მარჯვენა მხარეს უჯრედში (1) მოცემულია ნაერთის ქიმიური ფორმულა და სახელწოდება, მარცხენა მხარეს უჯრედებში (2) კი ძირითადი პიკე-

ბი თავისი ფარდობითი ინტენსივობებით (ამ პიკებით ხდება საძებნი ნაერთის პირველადი ამოცნობა); (3) – სივრცითი ჯგუფი და ელემენტალური უჯრედის პარამეტრები; (4) – გადაღების პირობები; (5) – სიბრტყეთა შორის მანძილები, (6) – ფარდობითი ინტენსივობა და (7) – მიღერის ინდექსები. ცნობარში არსებული სიბრტყეთა შორის მანძილების და ინტენსივობების მნიშვნელობები თუ გარკვეულ მიახლოებაში დაემთხვა ექსპერიმენტით მიღებულ მონაცემებს, ეს ნიშნავს, რომ დადგინდა თუ რა ნივთიერებას წარმოადგენს შესასწავლი ობიექტი ანუ მოხდა ნივთიერების იდენტიფიკაცია ან მოცემული ნივთიერება შედის საკვლევ მრავალ ფაზიან სისტემაში. ფაზური შემცველობის დადგენა სხვა მიდგომითაც არის შესაძლებელი. მოსალოდნელი ფაზების, როგორც ეტალონური ნიმუშების რენტგენოგრაფების გადაღებით და საკვლევ ნიმუშის რენტგენოგრაფასთან შედარებით. ყოველივე ზემოთ აღნიშნულის ტიპური მაგალითია ცხრილში 5. 2 - ში მოყვანილი შედეგები.

ცხრილი 5. 2

№	θ	I <sub>ექს</sub>	d <sub>ექს</sub>	αFe		αFe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	
				d	I	d	I	d	I
1	11.7	1	4.76					4.85	6
2	15.5	4	3.62			3.68	18		
3	19.4	3	2.93					2.97	28
4	21.2	7	2.66			2.69	100		
5	22.9	7	2.48			2.51	75	2.53	100
6	23.7	2	2.41					2.42	11
7	26.1	5	2.18			2.20	18		
8	27.8	4	2.07					2.10	32
9	28.4	5	2.03	2.03	100				
10	32.0	6	1.82			1.84	53		
11	35.0	7	1.68			1.69	63	1.71	16
12	37.6	3	1.59			1.60	13	1.61	61
13	40.9	7	1.47			1.48	50	1.48	80
14	42.0	5	1.44			1.45	50		
15	42.7	2	1.43	1.43	19				
16	46.0	1	1.34			1.35	3	1.33	6
17	47.9	4	1.30			1.31	18		
18	49.6	1	1.27					1.28	20
19	50.5	2	1.25			1.26	13		
20	54.7	4	1.18			1.19	8		
21	55.7	3	1.17	1.17	30				
22	56.7	4	1.16			1.16	5		
23	58.2	4	1.14			1.14	13		
24	61.4	5	1.10			1.10	10		
25	62.6	3	1.09					1.09	32

სადაც რკინისა (α-Fe) და რკინის ჟანგულების (α-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>) შემცველი ნარევის ნიმუშისაგან გადაღებული დებაიგრამის დამუშავებით მიღებული სიბრტყეთა შორი-

სო მანძილები მოცემულია მარცხენა მხარეს, ხოლო მარჯვენა მხარეს სიბრტყეთა შორისო მანძილების ცნობარებიდან ამოღებული მონაცემები. ცხრილში ნათლად ჩანს, რომ მრავალ ფაზიანი სისტემიდან მიღებული დებაიგრამა წარმოადგენს ცალკეული ფაზის დიფრაქციული სურათების ზედდების შედეგს (ექსპერიმენტულ დებაიგრამაზე მაქსიმუმების ინტენსივობა შეფასებულია ათ ბალიანი სისტემით, ხოლო ცნობარის მონაცემებში ას ბალიანი სისტემით).

რენტგენოფაზური ანალიზის ჩატარებით როგორც ვხედავთ ადვილია შემცველი ფაზების ერთმანეთისაგან გარჩევა, თუმცა ყოველთვის შეიძლება არც იყოს ასე მარტივი, მითუმეტეს თუ ჩასატარებელია რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი. დღეისათვის არსებობს პროგრამები, რომლებშიც წინასწარ არის განთავსებული ფაზური ანალიზის საერთაშორისო ცხრილების მონაცემები და საკვლევი ნიმუშიდან მიღებული ექსპერიმენტული მასალის შეყვანით შესაძლებელია, როგორც თვისობრივი ასევე რაოდენობრივი ფაზური ანალიზის ჩატარება. სრულყოფილად ავტომატური დიფრაქტომეტრებისთვის ექსპერიმენტული მასალის შეყვანაც კი არაა საჭირო, ისინი ავტომატურად იძლევიან ანალიზის შედეგებს, მკვლევარისათვის სასურველი ფორმით.

## 5. 2. რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი.

რაოდენობრივი ფაზური ანალიზი გულისხმობს არა მარტო საკვლევი ობიექტის შედგენილობის განსაზღვრას, არამედ შემადგენელი ფაზების კონცენტრაციების (რაოდენობის) დადგენასაც. რაოდენობრივი ანალიზი მოითხოვს უფრო მაღალ კვალიფიკაციას და მეტ ყურადღებას ექსპერიმენტის ჩატარების პერიოდში. თუ თვისობრივი ანალიზის ჩატარების დროს ინტენსიობის დადგენას დიდი ყურადღება არ ექცეოდა, ამ შემთხვევაში უკვე ანალიზის ცდომილების უპირველესი განმსაზღვრელი პიკის ინტენსიობის განსაზღვრის სიზუსტეა. რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი ეფუძნება კონკრეტული ფაზის პიკების ინტენსიობების შედარებას საკვლევი სისტემის შემადგენელი დანარჩენი ფაზების შესაბამისი პიკების ინტენსიობებთან. შედარება ხდება იგივე ან სხვა რენტგენოგრამაზე ეტალონური ნიმუშის პიკების ინტენსიობებთან - **ეტალონის შერევის ან დამოუკიდებელი ეტალონის მეთოდები**. სისტემაში საკვლევი ფაზების ერთი და იგივე რაოდენობის შემთხვევაში შესაბამისი პიკების ინტენსიობების შემცირება დამოკიდებულია ნიმუშის შთანთქმის საშუალო კოეფიციენტზე. ამიტომ ამოცანის გადაწყვეტისთვის საჭიროა დადგინდეს ნიმუშის შთანთქმის კოეფიციენტის მნიშვნელობა ან რაიმე გზით ინტენსიობათა ფარდობაში გამოირიცხოს შთანთქმის ფაქტორის გავლენა.

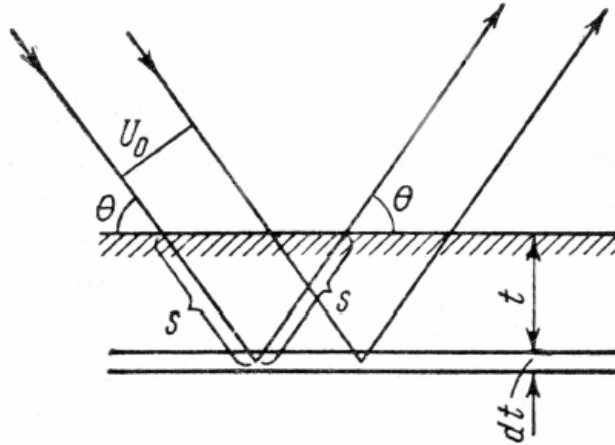
გავარკვიოთ, თუ როგორი დამოკიდებულებაა ინტენსიობასა და შთანთქმის კოეფიციენტს შორის. დავუშვათ, რომ შესასწავლია  $n$  ფაზიანი სისტემა, რომელიც სხივდება  $U_0$  კვების ფართის მქონე სხივით და ის ეცემა  $\theta$  ბრევის კუთხით (სურ.

5. 1). დასხივებული ზედაპირის ფართობი იქნება  $\frac{U_0}{\sin \theta}$ , ხოლო  $t$  სიღრმეზე  $dt$  სისქის

უბანში ამრეკლი მოცულობა კი  $dV = \frac{U_0 dt}{\sin \theta}$  ან რადგანაც  $t = S \sin \theta$   $dV = U_0 dS$ . თუ  $f_i$  –

ავლნიშნავთ, რომელიდაც  $i$  - რი ფაზის მოცულობით შემცველობას, მაშინ  $U_0 dS$  მოცულობიდან  $i$  - რი ფაზის არეკლის ინტენსივობა იქნება  $dI_i = (I_i)_0 f_i U_0 e^{-2\mu S} dS$ , სადაც  $(I_i)_0$   $i$  - რი ფაზის არეკლის ინტენსივობაა შთანთქმის გაუთვალისწინებლად. სასრულო ზომებში გადასვლისათვის განტოლების 0-დან  $\infty$ -მდე ინტეგრირებით მივიღებთ, რომ  $I_i = \frac{(I_i)_0 f_i U_0}{2\mu}$ . თუ სიდიდეს  $\frac{1}{2} (I_i)_0 U_0$  ავლნიშნავთ  $K_i$  – ით, ინტენსიონ-

ბისტვის ფორმულას ექნება სახე  $I_i = K_i \frac{f_i}{\mu}$ , სადაც  $K_i$  – ნიმუშზე და გადაღების პირობებზე დამოკიდებული მუდმივაა, ხოლო  $\mu$  მთელი ნიმუშის შთანთქმის საზოვანი კოეფიციენტი. ის უდრის  $\mu = \sum_i \mu_i f_i$  ცალკეული ფაზების შთანთქმის საზოვანი კოეფიციენტის და მოცულობითი წილის ნამრავლის ჯამს.



სურ. 5. 1

$f_i$   $i$ -რი ფაზის მოცულობითი წილი ნიმუშში  $f_i = \frac{x_i / \rho_i}{\sum_i x_i / \rho_i}$ , სადაც  $\rho_i$   $i$ -რი ფაზის სიმკვრივეა,  $x_i$   $i$ -რი ფაზის მასური წილი. მოცულობით პროცენტებს თუ შევცვლით მასური პროცენტით  $x_i$  მივიღებთ  $\mu = \frac{\sum_i \mu_i^* x_i}{\sum_i x_i / \rho_i}$ , სადაც  $\mu_i^*$  შთანთქმის მასური კოეფიციენტი. ამ უკანასკნელს თუ შევიტანთ ინტენსივობის ფორმულაში

ინტენსივობისთვის მივიღებთ შემდეგ დამოკიდებულებას  $I_i = K_i \frac{x_i / \rho_i}{\sum_i \mu_i^* x_i}$ . ეს

ფორმულა გამოსახავს სწორედ ინტენსივობის კავშირს ფაზის გვარობასა და პროცენტულ შემცველობასთან.

$n$  ფაზიანი სისტემა წარმოვიდგინოთ როგორც ორი ფაზისაგან შემდგარი სისტემა, სადაც გამოყოფილია 1) რომელიმე საანალიზო  $i$ -რი ფაზა და 2) დანარჩენი ფაზები ერთად ანუ მატრიცა ( $M$ ).  $i$ -რი ფაზის მასური წილი მატრიცაში

ტოლო იქნება  $(x_i)_M = \frac{m_i}{m_m} = \frac{m x_i}{m(1-x_i)} = \frac{x_i}{1-x_i}$  (რადგანაც წილების ჯამი ყოველთვის

ტოლია ერთის  $x_i + x_M = 1$ ), სადაც  $m_i$   $i$ -რი ფაზის,  $m_M$  მატრიცის, ხოლო  $m$  ნიმუშის მასებია. მატრიცის შთანთქმის მასური კოეფიციენტი ტოლია ცალკეული ფაზების



შთანთქმის მასური კოეფიციენტების ჯამისა, რომელიც შესაძლებელია ასე

$$\text{გამოვსახოთ } \mu_M^* = \mu_2^*(x_2)_M + \mu_3^*(x_3)_M + \dots = \frac{\sum^n (\mu_i^* x_i)}{(1 - x_i)}, \text{ აქედან } \mu_M^*(1 - x_i) = \sum_2^n \mu_i^n x_i.$$

თუ  $I_i$  - ის გამოსათვლელ ბოლო ტოლობაში შევიტანთ ამ უკანასკნელს მივიღებთ,

$$\text{რომ } I_i = \frac{k_i x_i}{\rho_i [x_i (\mu_i^* - \mu_M^*) + \mu_M^*]}.$$

შესაძლებელია განვიხილოთ სამი შემთხვევა:

1) თუ  $n$  ფაზიან სისტემაში  $\mu_i^* = \mu_M^*$ , მაშინ  $I_i = \frac{k_i x_i}{\rho_i \mu_M^*} = kx_i$ .

2) თუ გვაქვს ორ ფაზიანი სისტემა და  $\mu_1^* \neq \mu_2^*$ , სუფთა პირველი ( $i = 1$ ) ფაზისთვის  $x_i = 1$  და სამართლიანია  $(I_1)_o = \frac{k_1}{\rho_1 \mu_1^*}$ , მაშინ პირველი და მეორე ფაზების ნარე-

ვისთვის  $x_1 \neq 1$  და  $I_1 = \frac{k_1 x_1}{\rho_1 [x_1 (\mu_1^* - \mu_2^*) + \mu_2^*]}$ . ამ ორი უკანასკნელი განტოლების

ერთმანეთთან შეფარდებით მივიღებთ  $\frac{I_1}{(I_1)_o} = \frac{x_1 \mu_1^*}{x_1 (\mu_1^* - \mu_2^*) + \mu_2^*}$ . ასეთ შემთხვევაში

არსებობს სამი ვარიანტი  $\mu_1^* = \mu_2^*$ ;  $\mu_1^* > \mu_2^*$ ;  $\mu_1^* < \mu_2^*$ .

3) თუ გვაქვს  $n$  ფაზიან სისტემა ( $n > 2$ ) და  $\mu_i^* \neq \mu_M^*$ . ეს შემთხვევა არის ყველაზე რთული და ზოგადი ხასიათის.

რადგანაც რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზის ჩატარება დაკავშირებულია მაქსიმუმის ინტენსივობის ზუსტ გაზომვასთან რაოდენობრივი რენტგენოფაზურ ანალიზის ჩატარებისათვის უფრო ხშირად დიფრაქტომეტრებს იყენებენ, თუმცა შიძლება ფოტომეთოდის გამოყენებაც. რენტგენოფაზური ანალიზის დღემდე დამუშავებულ მეთოდებში თავიდანაა აცილებული ან გათვალისწინებულია ფაქტორები, რომლებმაც შეიძლება შეცვალონ კონცენტრაციასა და ინტენსივობას შორის პროპორციული დამოკიდებულება. რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზის მეთოდებია: ჰომოლოგიური წყვილის მეთოდი, შიდა სტანდარტის (შერევის) მეთოდი, შთანთქმის მასური კოეფიციენტის დადგენის მეთოდი, “გარე სტანდარტის” (დამოუკიდებელი ეტალონის) მეთოდი, რაოდენობრივი ანალიზი მრავალაზიანი დიფრაქტომეტრით.

### 5. 2. 1 ჰომოლოგიური წყვილის მეთოდი.

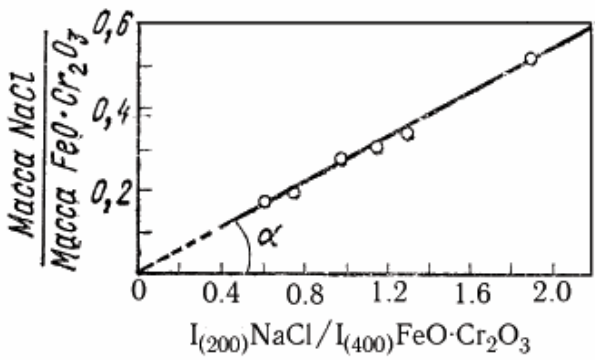
ჰომოლოგიური წყვილის მეთოდი გამოიყენება ფოტომეთოდით გადაღების დროს, ორფაზიანი სისტემისთვის, თუ კმაყოფილდება პირობა შთანთქმის კოეფიციენტები  $\mu_1^* \approx \mu_M^*$  (მათი შედარება შეიძლება ცნობარებში არსებული ცხრილებით). როცა საანალიზო ფაზის შთანთქმის კოეფიციენტი უმნიშვნელოდ განსხვავდება ნარევის შთანთქმის კოეფიციენტისგან, მაშინ ფირზე რეფლექსის გაშავების სიმკვრივე გამოისახება ფორმულით  $D=kxQ$ , სადაც  $k$  – ფოტოდამუშავების და გადაღების პირობებზე დამოკიდებული პროპორციულობის კოეფიციენტია,  $x$  – საანალიზო ფაზის მასური წილი,  $Q$  – კონკრეტული  $hkl$  კრისტალოგრაფიული სიბრტყის არეკვლის უნარი. თუ 1 და 2 ფაზის, რომელიმე უახლოესი წყვილი მაქსიმუმი ხასიათდება ერთი და იგივე გაშავების სიმკვრივით ანუ  $(D_1)_1 = (D_2)_2$ , რადგანაც ორივე მაქსიმუმი ერთ რენტგენოგრამაზეა და შესაბამისად მიღებულია ერთი

და იგივე პირობებში  $k_1 = k_2$ , რის გამოც  $x_1 Q_1 = x_2 Q_2$ . ვინაიდან  $x_1 + x_2 = 1$ , ამიტომ  $x_1 Q_1 = (1-x_1) Q_2$ , საიდანაც საანალიზო ფაზის წილი ნარევეში გამოითვლება ტოლობიდან  $x_1 = \frac{Q_2}{Q_1 + Q_2}$  ან იგივე ტოლობა პროცენტებში  $x_1 = \frac{Q_2}{Q_1 + Q_2} \cdot 100\%$ .

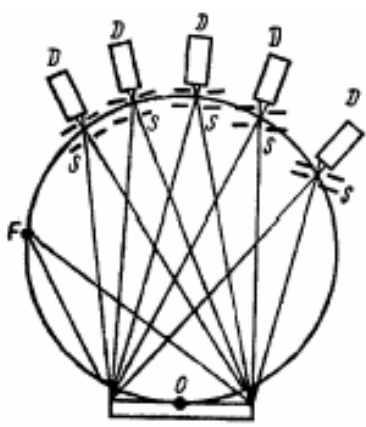
**5. 2. 2. შიდა სტანდარტის (შერევის) მეთოდები.**

ორ და მრავალფაზიანი სისტემების რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი შეიძლება ჩატარდეს საკვლევ ფხვნილში ეტალონური ნივთიერების ფხვნილის განსაზღვრული  $x_0$  რაოდენობით (10-20%) შერევით. რომლის იტერფერენციულ ხაზებსაც (პიკებს) ადარებენ საკვლევ ნიმუშის ხაზებს. ეს მეთოდი შეიძლება გამოყენებული იქნეს, როგორც ფოტო- ასევე დეფრაქტომეტრული გადაღების შემთხვევაში. აუცილებელია, რომ ეტალონი აკმაყოფილებდეს შემდეგ პირობებს: 1) ეტალონის მაქსიმუმები არ ემთხვეოდეს საკვლევ ფაზის დიდი ინტენსივობის მაქსიმუმებს; 2) ეტალონის შთამოქმის მასური კოეფიციენტის  $\mu_s$  მნიშვნელობა ახლო უნდა იყოს საანალიზო ნიმუშის შთანთქმის მასურ კოეფიციენტთან; 3) მარცვლის ზომები უნდა იყოს 5-25 მკ ფარგლებში. ეტალონურ ნივთიერებას მექანიკური სარეველათი გულდასმით ურევენ საანალიზო ფხვნილში, შემდეგ ათავსებენ სითხეში (მაგალითად მეთანოლში). მორევის პირობებში ის იმყოფება შეწონასწორებულ მდგომარეობაში, რაც გრძელდება მინიმუმ 10 სთ. ამის შემდგომ სითხეს აცილებენ აორთქლებით. ნიმუში მზადაა გადაღებისათვის.

**ეტალონური ნივთიერების შერევის მეთოდი.** დაეუშვათ საკვლევ ობიექტში ეტალონური ნივთიერების შერევა მდებარე საანალიზო ფაზის მასური წილია  $x_a$ , შერევის შემდგომ საკვლევ ობიექტში საანალიზო ფაზის მასური წილი გახდება -  $x_a'$ , ხოლო ეტალონური ნივთიერების მასური წილი იქნება -  $x_s$ . გადაღების შემდგომ რენტგენოგრამაზე საანალიზო ფაზის ინტენსივობის ფარდობა ეტალონური ნივთიერების ინტენსივობასთან  $I_a/I_s = k x_a$ .  $x_a$  ცხადია პროპორციულია  $x_a$  და ტოლია  $x_a = x_a(1 - x_s)$ , შესაბამისად  $I_a/I_s$  ფარდობაც ხაზოვანი ფუნქციაა  $x_a$ . ანალიზის ჩასატარებლად წინაწარ აგებენ უკვე ცნობილი საანალიზო ფაზის და ეტალონური ფაზის უკვე ცნობილი შედგენილობის  $I_a/I_s - x_a$  დამოკიდებულების გრაფიკს (სურ. 5. 3.)



სურ. 5. 3



სურ. 5. 4

გრაფიკი გამოსახავს  $x_s/x_a - I_a/I_s$  დამოკიდებულებას  $FeO \cdot Cr_2O_3$  საანალიზო და  $NaCl$  ეტალონური ფაზებისთვის). რის შემდეგაც საანალიზო და ეტალონური ფაზებისთვის ანგარიშობენ წყვილი მაქსიმუმის  $I_a/I_s$  ფარდობას და გრაფიკზე პირუკუ პოულობენ საანალიზო ფაზის  $x_a$  მასურ წილს. შიდა სტანდარტის მეთოდის უარ-

ყოფითი მხარე ისაა, რომ ეტელონური ნივთიერების შეყვანა იწვევს შესასწავლი ფაზის განზავებას, ამცირებს მეთოდის მგრძობელობას და სიზუსტეს.

**საანალიზო ნივთიერების შერევის მეთოდი.** ზოგჯერ სტანდარტული ნივთიერების შერევა არასასურველი ან საერთოდ შეუძლებელია. ამ შემთხვევაში საანალიზო ნივთიერებაში შეაქვთ იგივე საანალიზო ნივთიერება, ოღონდ ცნობილი რაოდენობით. ანალიზის დროს ერთმანეთს ადარებენ საანალიზო ფაზის  $I_a$  და სხვა შემადგენელი ფაზის  $I_1$  მაქსიმუმების ინტენსივობებს  $I_a/I_1 = kx_a/x_1$ , სადაც  $x_a$  და  $x_1$   $a$  და  $1$  ფაზების მასური წილებია. საანალიზო ნივთიერების დამატების შემდეგ ეს დამოკიდებულება იცვლება  $(I_a/I_1)' = k \frac{x_a + y_a}{1 + y_a} \times \frac{1 + y_a}{x_1}$ , სადაც  $y_a$  – დამატებული საანალიზო ნივთიერების მასური წილია. თუ მეორე ტოლობას გავეყოთ პირველზე და გავანარტივებთ მივიღებთ  $(I_a/I_1) : (I_a/I_1)' = 1 + \frac{y_a}{x_a}$ . მიღებული თანაფარდობით ადვილიად დავადგენთ  $x_a$  მასურ წილს.

შესაძლებელია საანალიზო ნივთიერების შერევის მეთოდის ჩატარება  $(I_a/I_1)$  და  $y_a$  დამოკიდებულების გრაფიკის აგებითაც. ამ დროს შერევა განსხვავებული რაოდენობით ორჯერ მაინც უნდა მოხდეს.

### 5. 2. 3. შთანთქმის მასური კოეფიციენტის დადგენის მეთოდი.

რადგანაც სუფთა (ერთი)  $i$ -რი ფაზისთვის მაქსიმუმის ინტენსივობა  $(I_i)_0 = k_i \frac{1}{\rho_i \mu_i^*}$ , ხოლო ნარევისთვის  $I_i = \frac{k_i x_i}{\rho_i \mu_i^*}$ , მათი ფარდობა ტოლი იქნება  $I_i / (I_i)_0 = x_i \frac{\mu_i^*}{\mu^*}$ , სადაც  $\mu^*$  - ნიმუშის შთანთქმის კოეფიციენტია,  $\mu_i^*$  - კი შთანთქმის კოეფიციენტია  $i$ -რი ფაზისთვის. თუ გვეცოდინებოდა  $\mu^*$  და  $i$ -რი ფაზის ინტენსივობა  $I_i$ , შეიძლება დავადგინოთ,  $i$ -რი ფაზის მასური წილი  $x_i$ .  $(I_i)_0$  და  $\mu_i^*$  მნიშვნელობებს ადგენენ ეტალონური (სუფთა  $i$ -რი ფაზა) ნიმუშის საშუალებით.

### 5. 2. 4. “გარე სტანდარტის” (დამოუკიდებელი ეტალონის) მეთოდი.

“გარე სტანდარტის” მეთოდი გამოიყენება, მაშინ, როცა საკვლევი ნიმუში არ შეიძლება ფხვნილის მდგომარეობაში გადავიყვანოთ. მას ხშირად იყენებენ სტანდარტულ პირობებში გადაღების დროსაც. ამ ანალიზის ჩატარება შეიძლება, როგორც ფოტო, ასევე დიფრაქტომეტრული მეთოდების გამოყენების დროს. ფოტომეთოდის გამოყენების შემთხვევაში იღებენ ~5 მმ დიამეტრის ცილინდრულ ნიმუშს და მასზე აწებებენ ოქროს ან ალუმინის ფოლგას. ე.ი ნიმუშის კვეთის წრეწირის სიგრძიდან  $L_s$  ნაწილი თუ უკავია ეტალონს დანარჩენი  $L_a$  მხოლოდ საკვლევი ობიექტია. ასე მომზადებულ ნიმუშს ათავსებენ სპეციალურ რენტგენის კამერაში ისე, რომ მისი ღერძი არ დაემთხვეს კამერის ღერძს, ხოლო პირველადი სხივი სრიალებდეს ნიმუშის ზედაპირზე. ასეთ პირობებში ნიმუშის ბრუნვის დროს პირველადი სხივი პერიოდულად ასხივებს ხან ეტალონს და ხან ნიმუშს. ეტალონსა და ნიმუშიდან მიღებული კონრეტული პიკების ინტენსივობათა ფარდობის ცვლა შესაძლებელია რკალების სიგრძეთა  $L_s / L_a$  თანაფარდობის შეცვლით. დიფრაქტომეტრული გადაღების დროს კი კიუვეტში საკვლევი ნიმუშს და ეტალონს ათავსებენ ერთად. ორივე შემთხვევაშიც ეტალონური ნივთიერების შერევის მეთოდის მსგავსად აგებენ  $x_a = f(I_a / I_s)$  დამოკიდებულების გრაფიკს (სურ. 5. 3), რისი საშუალებითაც შემდეგ

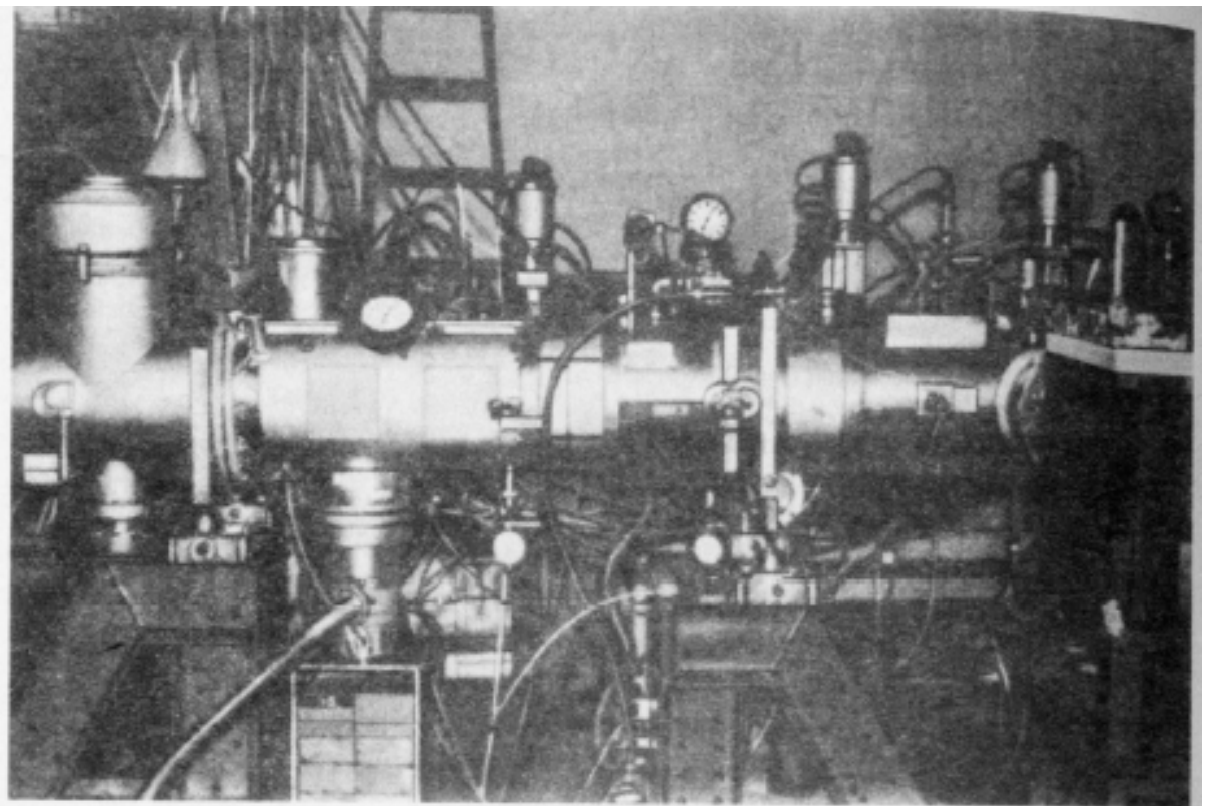
ადგენენ საკვლევი ფაზის მასურ წილს. არსებობს ანალიზის განხილული მეთოდების მონათესავე მეთოდები, რომლებიც პრინციპულად არ განსხვავდებიან ზემოთ ჩამოთვლილი მეთოდებისაგან.

### 5. 2. 5. რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი მრავალარხიანი დიფრაქტომეტრით.

რთული შედგენილობის ნიმუშების რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზის სერიული ჩატარებისათვის გამოიყენება მრავალარხიანი დიფრაქტომეტრი. მათი საშუალებით ყველა ინტერფერენციული ხაზი ერთდროულად ფოკუსირდება წრეწირზე, რომელიც ნიმუშს ეხება O წერტილში (სურ. 5. 4), გადის F ფოკუსზე და დეტექტორების S დიაფრაგმებზე. დეტექტორები D უნდა მოთავსდნენ განსაზღვრულ მდებარეობაში, რითაც შესაძლებელი იქნება საანალიზო ფაზიდან საჭირო არეკვლების და ფონის ინტენსივობების დაფიქსირება. ბრტყელი ნიმუშის გამოყენება იძლევა მისი ბრუნვის საშუალებას. გონიომეტრის წრე მოთავსებულია ვერტიკალურად, რის გამოც ნიმუშის კიუეტი ჰორიზონტალურად შეიძლება მოთავსოთ. მისი ასეთი მდებარეობა საშუალებას იძლევა ფხვნილები გადავიდნენ შემკვრელი ნივთიერების გამოყენების გარეშე. ინტერფერენციული ხაზების ინტენსივობების დასაფიქსირებლად გამოყენებულია მცირე გაბარიტიანი სცინტილაციური მთვლელები. მათი რაოდენობა განსაზღვრავს დიფრაქტომეტრში არსების რაოდენობას. ერთერთი მთვლეელი გამოყოფილია ფონის შესასწავლად. ინტენსივობის ერთდროული აღრიცხვა გამორიცხავს აპარატურულ არასტაბილურობას. მრავალარხიანი დიფრაქტომეტრები ითვლებიან დიდი სიზუსტის და მგრძობელობის ხელსაწყოებად.

## 6. რენტგენული მიკროსკოპი.

ლინზების გამოყენებით ოპტიკური ხელსაწყოების შექმნა შესაძლებელი აღმოჩნდა იმის გამო, რომ ხილული სხივების მართვა (მიმართულების შეცვლა) შეიძლება ოპტიკური ლინზებით. რენტგენის სხივების მართვა ამ გზით შეუძლებელია, იმდენად რამდენათაც მათი ტალღის სიგრძე იგივე რიგისაა რაც კრისტალურ მასალაში ატომებს შორის მანძილებია და ადგილი აქვს დიფრაქციას. მათი მართვა ხერხდება კარგად ამრეკლი მონოკრისტალების ე.წ. მონოქრომატორების გამოყენებით. ამ პრინციპით შექმნილმა მიკროსკოპებმა ფართო გამოყენება ვერ ჰპოვეს რთული კონსტრუქციული გადაწყვეტის აუცილებლების გამო. შექმნილია მხოლოდ ძვირად ღირებული ექსპერიმენტული მოდელები და დღევანდელ პირობებშიც მიმდინარეობს ცალკეული კვანძების დამუშავება და დახვეწა მსოფლიოს რამდენიმე წამყვან სამეცნიერო-საკონსტრუქტორო კვლევით ცენტრში (სურ. 6. 1).



სურ. 6. 1

დღეისთვის შედარებით გავრცელებულ რენტგენულ მიკროსკოპებს წარმოადგენენ МИР- 2 ტიპის მიკროსკოპები ნემსისებური ანოდით (სურ. 6. 2). ამ ტიპის რენტგენული მიკროსკოპი რენტგენული ტოპოგრაფიის ერთერთ ნაირსახეობად შეიძლება ჩაითვალოს. მისი დანიშნულებაა სხვადასხვა ტიპის საკვლევ ობიექტში გამოავლინოს მიკროდეფექტები, ელემენტური და ფაზური შემცველობა. ჩვეულებრივ ოპტიკურ მიკროსკოპებთან შედარებით რენტგენული მიკროსკოპი საშუალებას იძლევა შევისწავლოთ ხილული სხივებისათვის არა განჭოლვადი ობიექტების (ღოთონები, ბიოლოგიური ნიმუშები და სხვა) სტრუქტურები. ელექტრონულ მიკროსკოპთან შედარებით კი საშუალებას იძლევა შევისწავლოთ უფრო სქელი ნიმუშები, არ მოითხოვს ვაკუუმის შექმნას და რადგანაც შესასწავლი ობიექტი არ

სხივდება ელექტრონული კონით ნიმუში დაცულია დაშლისაგან. იმის გამო, რომ რენტგენული გამოსახულების კონტრასტი დამოკიდებულია ნიმუშის ქიმიურ შემადგენლობაზე რენტგენული მიკროსკოპით შესაძლებელია თვისობრივი ქიმიური ანალიზის ჩატარება.



Рис. 1. Телеван рентгеновский микроскоп МНР-2  
 Fig. 1. Type MHP-2 X-ray shadow microscope  
 Fig. 1. Microscope à rayons X à ombre MHP-2  
 Abb. 1. Röntgenstrahlenschattenmikroskop MHP-2

სურ. 6. 2

რენტგენული მიკროსკოპის ძირითადი ნაწილია მიკროფოკუსური (ნემსისებური ანოდით) რენტგენული მილაკი (სურ. 6. 3).

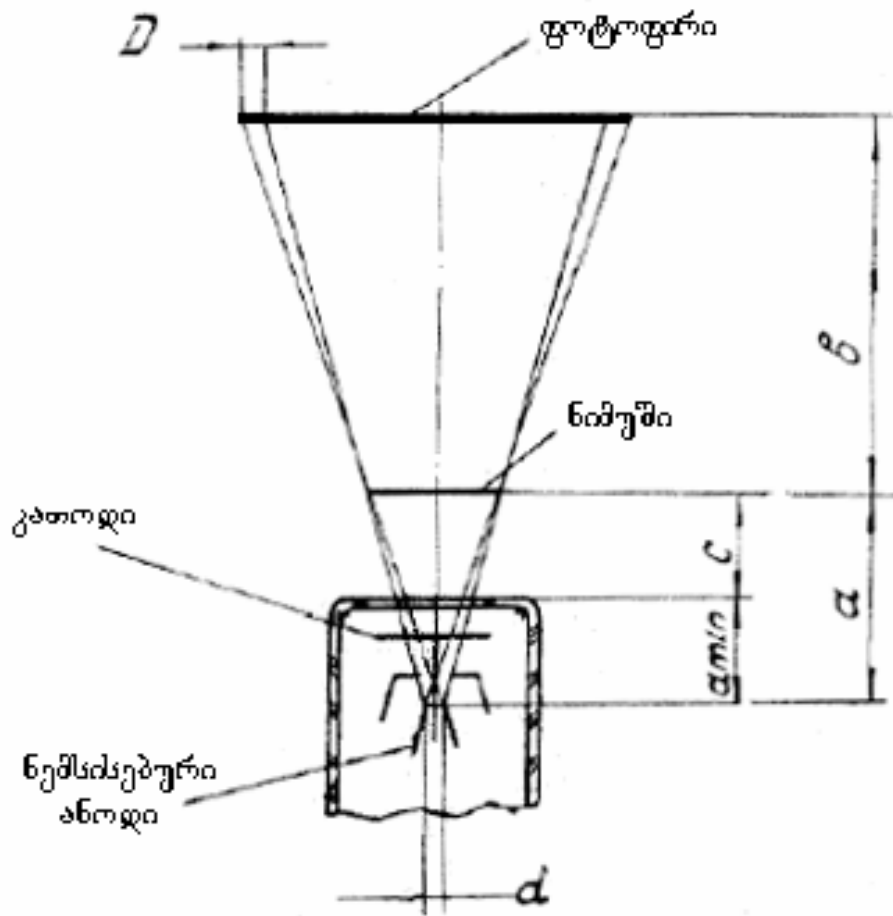
კათოდიდან თერმოემისით მიღებული ელექტრონების კონა ელექტროსტატიკურ ლინზაში გავლის შემდეგ ეცემა ანოდზე. აღძრული რენტგენული სხივები გაივლიან რა ნიმუშს ფოტოფირზე იძლევიან გადიდებულ გამოსახულებას. გამოსახულების გამაღიდეებლობა  $\Gamma = \frac{a+b}{a}$  (a-მანძილი წყაროდან ნიმუშამდე, b - მანძილი

ნიმუშიდან ფირამდე.) მიკროსკოპის გარჩევის უნარი  $\delta = \frac{D}{\Gamma}$ , სადაც  $D = \frac{d \times b}{a}$  -

გამოსახულების გადღაბნის ზომაა და რადგანაც a გაცილებით ნაკლებია b-ზე  $\delta \approx d$  ე.ი. გარჩევის უნარიანობა დამოკიდებულია ანოდის წვერის დიამეტრზე. ამ ტიპის მიკროსკოპებში ის 1მკმ რიგისაა. მიკროსკოპის გამაღიდეებლობა დამოკიდებულია ტუბუსების (გარკვეული სიგრძის მილი) არჩევაზე, რაც ცვლის b პარამეტრის მნიშვნელობას, შესაბამისად იცვლება a პარამეტრიც რენტგენის მილაკის მიკროსრახნით ვერტიკალური გადაადგილებით (უფრო ზუსტად c - მილაკიდან ნიმუშამდე მანძილი) და მისი მაქსიმუმი (გამაღიდეებლობის) 300 ფარგლებშია.

ნიმუშზე შესასწავლი უბნის შერჩევისათვის მას შეუძლია გადაადგილდეს ჰორიზონტალურ სიბრტყეში ურთიერთ მართობი მიმართულებებით. ნიმუშზე გადა-

საღებად სასურველი უბნის შერჩევა ხდება რენტგენულ მიკროსკოპზე დამონტაჟებული ოპტიკური მიკროსკოპით.



სურ 6. 3

## 7. მოკლე ჩართვისა და თერმულ ზემოქმედებას დაქვემდებარებული სპილენძის და ალუმინის სადენებიდან ამოღებული საექსპერტიზო ნიმუშების კვლევა.

ელექტრული სადენების რენტგენის სხივების გამოყენებით კვლევა, თანმიმდევრულად განვიხილოთ ხანძარს დაქვემდებარებული სადენებიდან ამოღებული საექსპერტიზო ნიმუშებისათვის.

### 7. 1. სადენებიდან ამოღებული საექსპერტიზო ნიმუშების ვიზუალური დათვალიერება.

საექსპერტიზო ნიმუშების დათვალიერების პროცესში უნდა დადგინდეს და ნივთმტკიცების აღწერაში მიეთითოს:

- 1) კაბელური ნამზადის კვეთი და სიგრძე;
- 2) ძარღვების და ძარღვებში მავთულების რაოდენობა;
- 3) იზოლაციის მდგომარეობა;
- 4) იზოლაციის არსებობის შემთხვევაში - კაბელური ნამზადის მასალა და მარკა;
- 5) შეღებობის არსებობა და გამტარის განივი კვეთის ცვლილება სიგრძის მიხედვით.

ვიზუალური დათვალიერების ძირითადი ამოცანაა საკვლევი ნიმუშის შერჩევა ინსტრუმენტალური მეთოდებით კვლევისათვის.

გამტარები, რომლებიც განიცდიან გამტარის მასალის ღებობის ტემპერატურასთან ახლო ტემპერატურებზე თერმულ ზემოქმედებას, გამოუსადეგარია შემდგომი კვლევისათვის. ასეთ თერმულ ზემოქმედებაზე მეტყველებენ შემდეგი ნიშნები: ძარღვებში მავთულების შეცხობა; გაზრდილი სიმყიფე (ერთი - ორი გადაღუნვით ტყდება); გამტარის სიგრძეზე განიკვეთის ცვლილება.

გამტარის შეღებობის მიზეზის მწ-მდე ხანძარი (ხანძარი წარმოქმნილი მწ-მდე) ან მწ, აგრეთვე მწ-ს პირველადობის და მეორადობის გარკვევისათვის იკვლევენ შეღებობის ხასიათს, გამტარის სიგრძეზე განიკვეთის ცვლილებას და იზოლაციის მდგომარეობას.

გამტარისათვის, რომელიც შეღებობილია ხანძრის თერმული ზემოქმედების შედეგად, დამახასიათებელია გამტარის სიგრძეზე განიკვეთის მნიშვნელოვანი ცვლილება და შეღებობის დიდ მანძილზე გავრცელება. შენაღებობს შეიძლება ჰქონდეს ნებისმიერი ფორმა. მწ-ით შემოღებობას აქვს ლოკალური ხასიათი: მომრგვალებული ფორმა, ირიბი ჭრის ან კრატერის სახე. გამტარის განიკვეთი შეიძლება შეიცვალოს მხოლოდ შეღებობის ადგილთან ახლოს მცირე მონაკვეთზე.

იზოლაციის არსებობის შემთხვევაში მწ-მდე ხანძარის თერმული ზემოქმედების შედეგად იზოლაციის გარე ზედაპირი დანახშირებული და შემოღებობილია, მაშინ, როცა პმწ - ის დროს იზოლაცია შიგნიდანაა დანახშირებული. იზოლაციის შემოღებობის ხასიათმა და მდგომარეობამ შეიძლება გაგვარკვევინოს მწ პირველადია თუ მეორადი. კერძოდ, შემოღებობის ადგილას, ზედაპირზე აიროვანი წარმოშობის ნიჟარების და ფორების არსებობა მიუთითებს მმწ-ზე, მაშინ, როცა პმწ-ის დროს ასეთი ნიშნები არ არსებობენ, მხოლოდ შიგნიდან დანახშირებული იზოლაციაა პმწ-ის ნიშანი.

მაგალითად თუ სპილენძის სადენის გაღებობილი ნაწილი გაჭიმულია გამტარის გასწვრივ და შეღებობის ადგილთან ახლოს ზედაპირი გლუვია საქმე გვაქვს პმწ-თან (სურ. 7. 1). გაღებობილი ნაწილის ნებისმიერი ორიენტაცია და გაღებობის მიმდებარე ნაწილში სფეროსებური წარმონაქმნების არსებობა მიუთითებს მმწ-ის არსებობაზე (სურ. 7. 2).





სურ. 7. 1

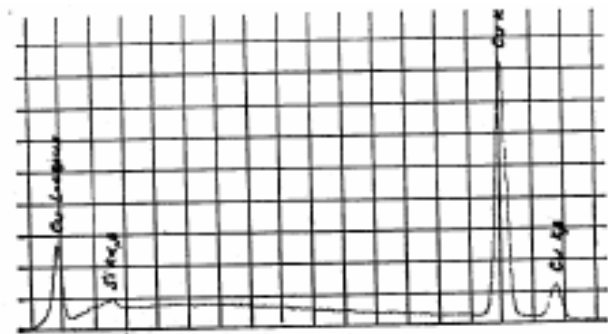


სურ. 7. 2

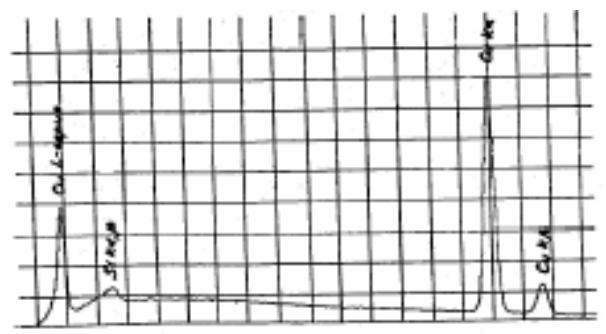
**7. 2. სპილენძის და ალუმინის სადენებიდან ამოღებული საექსპერტიზო ნიმუშების მიკროანალიზის შედეგების შეფასება.**

სპილენძის და ალუმინის გამტარების შეღებობილი ზონების ელემენტური შედგენილების დადგენა წარმოადგენს დამატებით ინფორმაციას მმ-ის მექანიზმის დიფერენცირებისათვის.

მმ-ის შედეგად გამტარების რენტგენული სპექტრები არაფრით არ განსხვავდებიან დაუზიანებელი გამტარების შესაბამისი სპექტრებისაგან. მაგალითად სპილენძის შეღებობილი გამტარის რენტგენული სპექტრი (სურ. 7. 3) არაფრით არ განსხვავდება დაუზიანებელი გამტარის შესაბამისი სპექტრისაგან. (სურ. 7. 4). ანალოგიურ შედეგს იძლევა ალუმინის შეღებობილი და დაუზიანებელი გამტარის რენტგენული სპექტრების შედარებაც.

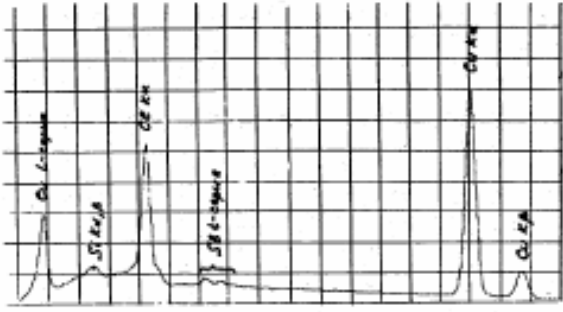


სურ. 7. 3

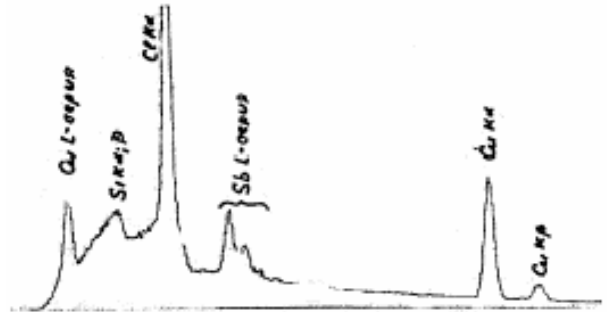


სურ. 7. 4

თუ გამტარების შედგენილობის ანალიზის შედეგებში შედის ის ელემენტები, რომლებსაც შეიცავს იზოლაცია, მაშინ ასეთი გამტარები შეღებობილია მმ-ის შედეგად. მაგალითად მმ-ის შედეგად სპილენძის შეღებობილი გამტარის რენტგენული სპექტრი (სურ. 7. 5) შეიცავს შეღებობილი იზოლაციისათვის გადაღებულ სპექტრში (სურ. 7. 6) შემჩნეულ ელემენტებს.

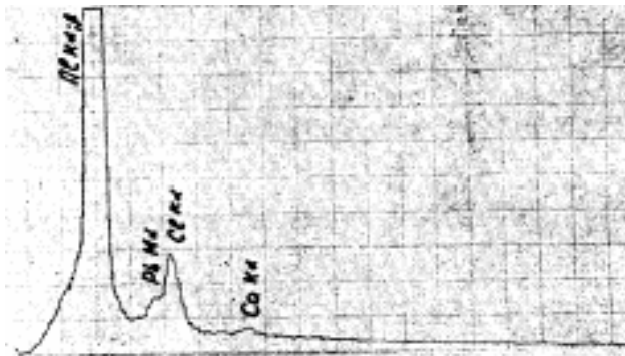


სურ. 7. 5

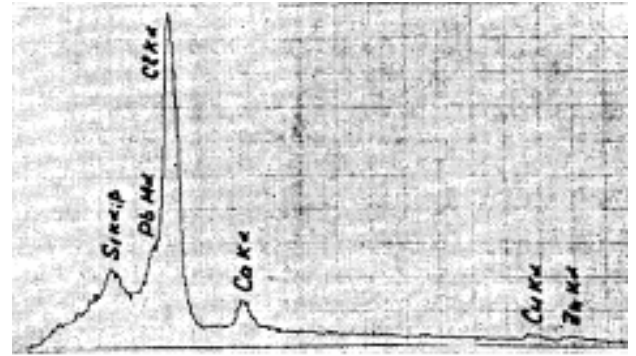


სურ. 7. 6

ანალოგიურია შედეგს იძლევა ალუმინის შელღობილი და დაუზიანებელი გამტარის რენტგენული სპექტრების შედარებაც. მმ-ის შედეგად ალუმინის შელღობილი გამტარის რენტგენული სპექტრი (სურ. 7. 7) შეიცავს შელღობილი იზოლაციისათვის გადაღებული სპექტრის შედეგებს (სურ. 7. 8).



სურ. 7. 7



სურ. 7. 8

**7. 3. რენტგენის სხივების გამოყენებით ელექტროსადენების კვლევის შესაძლებლობები.**

თერმული ზემოქმედების შედეგად სპილენძის და ალუმინის სადენებში განსხვავებული ფიზიკო-ქიმიური პროცესები მიმდინარეობს, ამიტომ ამოღებული საექსპერტიზო ნიმუშების რენტგენის სხივებით კვლევებიც განსხვავებული მიდგომით სწარმოებს. მაგალითად სპილენძის სადენებში თერმული ზემოქმედებით გამოწვეული პროცესებიდან მნიშვნელოვანია ქიმიური გარდაქმნები, ამიტომ ძირითადი ყურადღება გადატანილია ზედაპირული ფენის დეზაის მეთოდით რენტგენოფაზურ ანალიზზე, ხოლო ალუმინის სადენებში ყურადღება გასამახვილებელია მაკროსტრუქტურულ გარდაქმნებზე. ამიტომ ალუმინის გამტარებისთვის მნიშვნელოვანია მორფოლოგიური კვლევები და იკვლევენ მას ლაუეს მეთოდის გამოყენებით.

**7. 4. სპილენძის სადენებში მმ-ის წარმოქმნის მომენტის დიფერენცირების მეთოდიკა.**

თერმული ზემოქმედების შედეგად სპილენძის სადენებში მმ-ის პირველადობის და მეორადობის დასადგენად გავარკვიოთ, თუ როგორი თანმიმდევრობით უნდა

წარმართოს კვლევები და რა თავისებურებები უნდა იქნას გათვალისწინებული, რომ ექსპერტიზით მიღებული დასკვნა იყოს საიმედო და ეჭვის შეტანის საფუძველი შემცირდეს მინიმუმამდე.

#### 7. 4. 1. სპილენძის სადენებში თერმული ზემოქმედების პირობებში მოსალოდნელი ქიმიური პროცესები.

სპილენძისათვის, როგორც ქიმიური ელემენტისთვის ცნობილია ძლიერი სწრაფვა ჟანგბადის შემცველი ნაერთების წარმოქმნისათვის. გავარჩიოთ სპილენძის სადენებში თერმული ზემოქმედების პირობებში მოსალოდნელი ქიმიური პროცესები, რაც საშუალებას მოგვცემს გარკვეული წინასწარი წარმოდგენა ვიქონიოთ ელემენტური და რენტგენოფაზური ანალიზით მიღებულ შედეგებზე.

მმ-ის შემთხვევაში გამტარის მთელ სიგრძეზე წარმოიშვება ტემპერატურული გრადიენტი. შელდობის ადგილზე ტემპერატურა აღწევს სპილენძის ღებობის და უფრო მაღალ ტემპერატურულ მნიშვნელობებს ( $1083^{\circ}\text{C}$  და მეტი). ლითონის ზედაპირზე ამ დროს ინტენსიურად წარმოიქმნება სპილენძის ქვეჟანგი შემდეგი რეაქციით:  $2\text{CuO} \rightleftharpoons \text{Cu}_2\text{O} + 1/2\text{O}_2$ .  $800^{\circ}\text{C}$  - ზე მეტ ტემპერატურებზე რეაქციის წონასწორობა გადანაცვლებულია მარჯვნივ. შელდობისაგან დაცილებულ ადგილებში მმ-ის რკალის ტემპერატურული გავლენა სუსტდება და შესაბამისად გამტარის ზედაპირზე  $\text{Cu}_2\text{O}$  შემცველობა მცირდება. შელდობის ადგილიდან 25-30 მმ-ზე ზედაპირულ ფენაში  $\text{Cu}_2\text{O}$  შემცველობა შეესაბამება მის შემცველობას საწყის გამტარში (მმ-მდე). მაშინ, როცა სპილენძის ქვეჟანგის შემცველობა შელდობის ახლო მომიჯნავე უბანში საკმაოდ მაღალია მიუხედავად იმისა, რომ ეს უბანი არ განიცდის ელექტრული რკალის უშუალო ზემოქმედებას.

მმ-მდე ხანძრის (ხანძარი წარმოქმნილი მმ-მდე) პირობებში მმ-ის დროს გაბოლილი ატმოსფერო შეიცავს ორგანული ნაერთების არასრული წვის პროდუქტებს, ნაწილობრივ  $\text{CO}$ -ს. ამ შემთხვევაში მმ-ის დროს მოხდება შელდობის ადგილას სპილენძის(I) ოქსიდის ( $\text{Cu}_2\text{O}$ ) აღდგენა შემდეგი რეაქციით:  $\text{Cu}_2\text{O} + \text{CO} \rightarrow 2\text{Cu} + \text{CO}_2$ . თუ მმ-ს წინ უძღოდა ინტენსიური გახურება ( $\sim 1025^{\circ}\text{C}$ ) უმნიშვნელო გაბოლვის პირობებში, მაშინ გამტარის ზედაპირზე წარმოიქმნება სპილენძის ოქსიდის ფენა ( $2\text{Cu}_2\text{O} + \text{O}_2 \rightarrow \text{CuO}$ ), უფრო მაღალ ( $\sim 1050^{\circ}\text{C}$ ) ტემპერატურაზე კი ხდება თერმული დისოციაცია:  $2\text{Cu}_2\text{O} \rightarrow 4\text{Cu} + \text{O}_2$ . რადგანაც მმ-ის დროს მხოლოდ შელდობის ზედაპირზე და მიმდებარე უბანში ხდება დაჟანგული ფაზების აღდგენა ამიტომ დაჟანგული ფაზების შემცველობა ამ უბანზე იქნება უფრო ნაკლები, ვიდრე დამორეზებულ უბნებში.

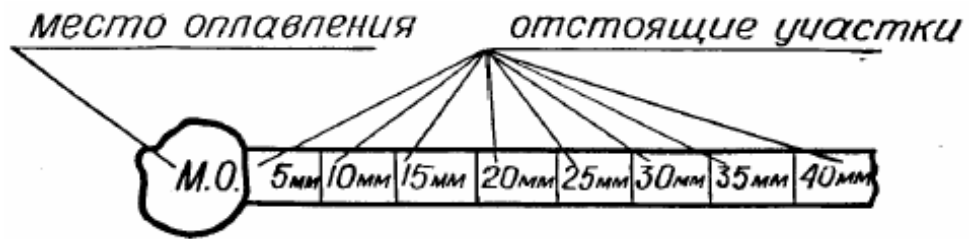
თუ მმ მოხდა იზოლაციის დარღვევისთანავე და გამტარებმა არ განიცადადეს წინასწარი თერმული ზემოქმედება, დამჟანგავ არეში ოქსიდური ფაზები არ იარსებებს არც შელდობის და არც მის მიმდებარე უბნებში.

მმ-ის შემდეგ თერმული ზემოქმედება მნიშვნელოვანი ფაქტორია. მმ-მდე ხანძრის პირობებში გახურება შესაძლებელია, როგორც დამჟანგავ არეში (არე აღმდგენი აირების გარეშე), ასევე აღმდგენ არეში (არე ატმოსფეროში არასრული წვის პროდუქტებით). დამჟანგავ გარემოში  $900^{\circ}\text{C}$ -ზე და ზემოთ 30 წთ მეტი თერმული ზემოქმედების პირობებში სპილენძის გამტარის მთელ სიგრძეზე მიმდინარეობს ზედაპირის თანაბარი ჟანგვა და მადიფერენცირებული ნიშნები იკარგება.  $900^{\circ}\text{C}$ -ზე და ზემოთ 30 წთ მეტი თერმული ზემოქმედების პირობებში აღმდგენ გარემოში კი პირიქით ადგილი აქვს სპილენძის გამტარის მთელ სიგრძეზე ზედაპირზე ჟანგის ფენის აღდგენას და ამ შემთხვევაშიც მადიფერენცირებული ნიშნები იკარგება.

7. 4. 2. საკვლევი ნიმუშის მომზადება, აპარატურა და გადაღების პირობები.

სპილენძის სადენის გადანაჭრებს ოქსიდის ფენის მოსაცილებლად გულდაგულ რეცხავენ ეთილის სპირტში და წმენდენ მარლის ტამპონით. სპილენძი(II) ოქსიდის მოცილება აუცილებელია, რადგან მისი (002) და (200) ინტენსიური პიკები (მაქსიმუმები) შეიძლება გადაეფარონ სპილენძი(I) ოქსიდის (111) პიკს, რაც გაართულებს დიფრაქციული სურათის გარჩევას.

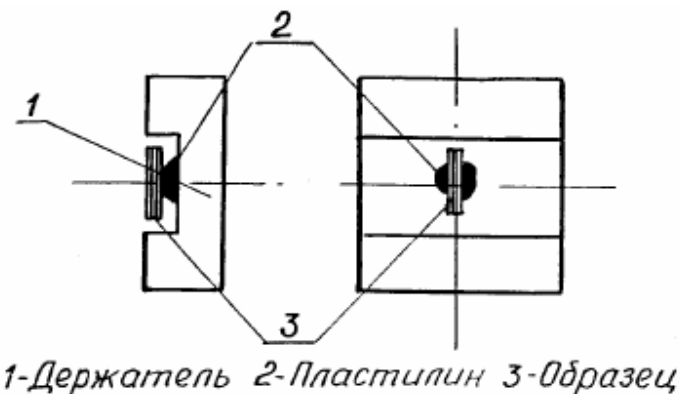
სადენის დამუშავების შემდგომ მზადდება ორი ნიმუში: პირველი (ნიმუში №1) 5 მმ სიგრძის – უბანი, რომელიც უშუალოდ ემიჯნება შელღობის ადგილს (სურ. 7. 9), მეორე (ნიმუში №2) შელღობის ადგილიდან 30 მმ-ით დაშორებული 5 მმ სიგრძის უბანი.



სურ. 7. 9

რენტგენოფაზური კვლევისთვის შეიძლება გამოყენებულ იქნას, როგორც რენტგენული დიფრაქტომეტრები, ასევე რენტგენული დანადგარები, დებაის კამერით, ფოტო მეთოდით გადაღებისათვის. შექდებისდაგვარად მჩ-ის პირველადობის და მეორადობის რაოდენობრივ შეფასების თვალსაზრისით უპირატესობა ენიჭებათ ავტომატურ დიფრაქტომეტრებს.

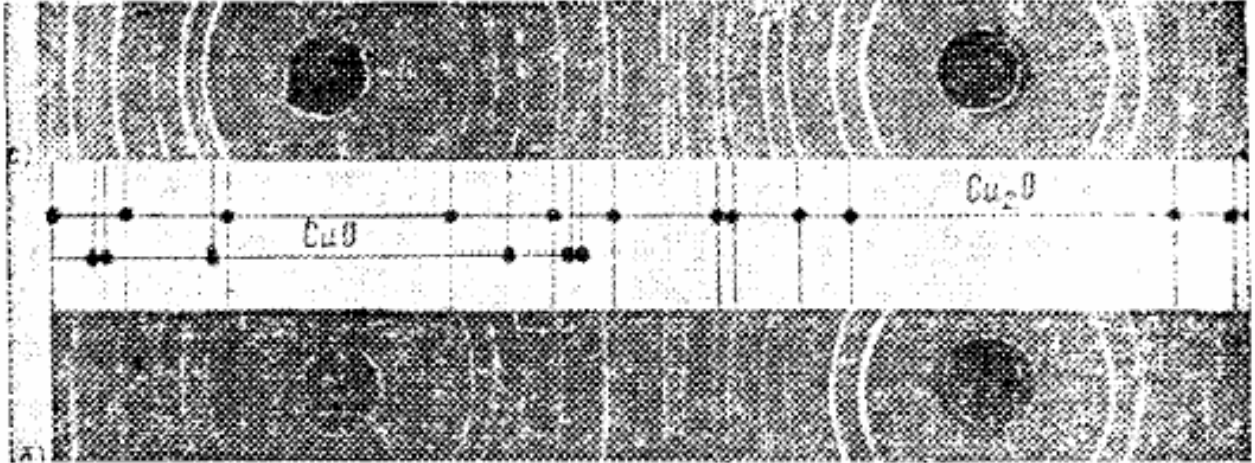
№1 და №2 ნიმუშები მაგრდება დიფრაქტომეტრის ნიმუშის დამჭერზე, ისე, რომ სპილენძის სადენიდან ამოკვეთილი ცილინდრული ნიმუში იყოს რენტგენული სხივის სიბრტყეში, პირველადი სხივის მართობულად. თუ სადენის განიკვეთის დიამეტრი მცირეა შესაძლებელია რამდენიმე ჩამონაკვეთის (მაგალითად მრავალძარღვა სადენიდან) პარალელურად დამაგრება (სურ. 7. 10).



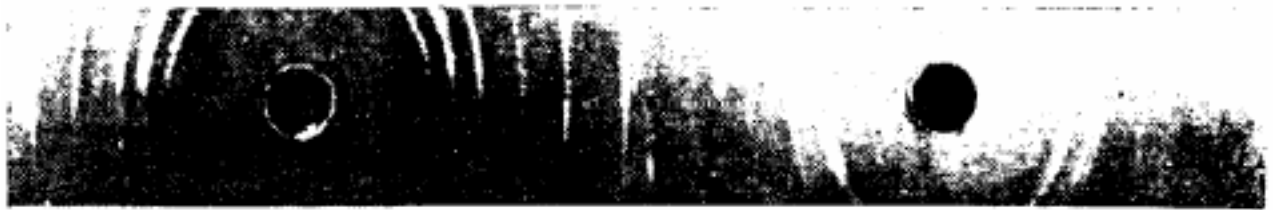
სურ. 7. 10

ფოტო მეთოდით დებაის კამერაში სადენების გადაღების დროს 1,5 მმ<sup>2</sup>-ზე ნაკლები კვეთის ფართის მქონე ნიმუშს პირველადი რენტგენული სხივი უნდა ეცემოდეს მართობულად ცენტრალურ ნაწილში და სხივი სრულად მოიცავდეს

ნიმუშს. საკვლევი №1 და საკონტროლო №2 ობიექტების შესაბამისი რენტგენოგრამების ნიმუშები მოცემულია სურ. 7. 11. თუ გამტარის კვეთი 1,5 მმ<sup>2</sup>-ზე მეტია, მაშინ გამოიყენება არასრული გადაღების მეთოდი და სხივი ნიმუშს მოიცავს სანახევროდ. შესაბამისი რენტგენოგრამა მოცემულია სურ. 7. 12.



სურ. 7. 11. ზედა საკვლევი, ქვედა საკონტროლო.



სურ. 7. 12

რენტგენოგრამების გადაღებისათვის რეკომენდირებულია რეჟიმები:

გამოსხივება – სპილენძის (კობალტის);

ფილტრი – ნიკელი (რკინა);

ძაბვა - 30÷35 კვ.

ანოდური დენი - 30÷45 მა;

გადაღების დრო დამოკიდებულია გამტარის კვეთის დიამეტრზე. გადაღება ხდება ნიმუშის ბრუნვის პირობებში.

დიფრაქტომეტრული ანალიზის დროს ყოველი ნიმუშისთვის იღებენ ორ მაქსიმუმს  $\text{Cu}_2\text{O}$  (111) სიბრტყეთაშორისო მანძილით  $d/n=2,45 \text{ \AA}$  და  $\text{Cu}$  (111) -  $d/n=2,08 \text{ \AA}$ , გადაღების რეჟიმი უწყვეტი.

ფოტო გადაღების დროს რეკომენდირებულია ასიმეტრიული გადაღება. ნიმუშებს იღებენ ერთი და იგივე კამერაში, ერთი პაკეტიდან ამოღებულ ფირებზე და აუცილებლად ერთი და იგივე პირობებში. დებაიგრამები მუშავდება ერთდროულად.

სპილენძის ოქსიდის პიკებისთვის ინტეგრალური ინტენსივობის დადგენა არ ხდება, რადგან მისი ზედაპირზე ცუდი ადგეზიის გამო  $\text{CuO}$  ნაწილი შეიძლება ნიმუშის ამოღების და ტრანსპორტირების დროს ჩამოცვივდეს.

### 7. 4. 3. სპილენძის სადენებში დიფრაქტოგრამებით მზ-ის წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრა.

№1 და №2 ნიმუშებისთვის არაავტომატურ დიფრაქტოგრამებზე მიღებული მაქსიმუმების ინტენსივობის დასადგენად ითვლიან პიკის ფართობს ან ის გადაქვთ კალკაზე ამოჭრიან პიკს და ანალიზურ სასწორზე წონიან ( ცხადია ავტომატურ დიფრაქტოგრამებზე სკანირებით გადაღების პირობებში ეს პრობლემა მოხსნილია). მისი მასა პირდაპირპროპორციულია რეფლექსის ინტენსივობის.

ამის შემდეგ №1 და №2 უბნებისთვის (ნიმუშებისთვის) პოულობენ  $Cu_2O$  (111) და  $Cu$  (111) მიღების ინდექსებით მაქსიმუმების ინტენსივობათა ან ამოჭრილი პიკების მასების ფარდობას ე.ი.  $\frac{ICu_2O}{ICu}$  სიდიდეს. №1 და №2 ნიმუშების  $\frac{ICu_2O}{ICu}$  სიდიდეთა თანაფარდობა განსაზღვრავს მზ-ის წარმოქმნის მომენტს:

1) თუ  $\frac{ICu_2O}{ICu}$  სიდიდე №1 ნიმუშისათვის ორჯერ ან უფრო მეტჯერ აღემატება  $\frac{ICu_2O}{ICu}$  სიდიდეს №2 ნიმუშისათვის, მაშინ შელღობა მოხდა მზ-ის შედეგად.

2) თუ №1 ნიმუშისათვის  $\frac{ICu_2O}{ICu}$  სიდიდე ორჯერ ან უფრო მეტჯერ ნაკლებია №2 ნიმუშის  $\frac{ICu_2O}{ICu}$  სიდიდეზე, მაშინ შელღობა მოხდა მმზ-ის შედეგად.

3) თუ მიღებული შედეგები არ იძლევა პასუხის ცალსახად გაცემის საშუალებას, მაშინ იძულებული ვხდებით ჩავატაროთ მეტალოგრაფიული გამოკვლევა. ასევე იძულებული ვხდებით ჩავატაროთ მეტალოგრაფიული გამოკვლევა, როცა  $Cu_2O$  ფაზა რენტგენოგრაფიაზე საერთოდ არ ჩანს.

### 7. 4. 4. სპილენძის სადენებში დებაიგრამებით მზ-ის წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრა.

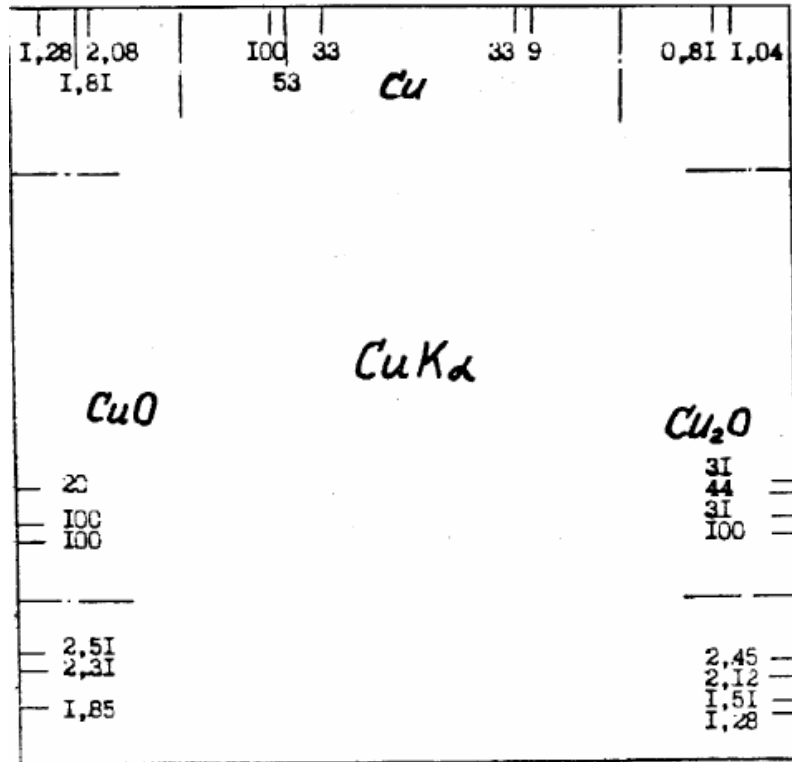
დებაიგრამის (ფოტო მეთოდით გადაღება) გაშიფვრას და ანალიზს აწარმოებენ გამოთვლით ან გასადებ-ეტალონის მომზადებით (არასრული გადაღების მეთოდით გამოყენების შემთხვევაში გაშიფვრა და ანალიზი ხდება მხოლოდ გასადებ-ეტალონის გამოყენებით). გასადებ-ეტალონი (სურ. 7. 13) მზადდება კონკრეტული გეომეტრული ზომებით (სურათზე ზომები დაცული არაა) ცალკეული ტიპის დებაის კამერის დიამეტრისა და რენტგენის მილაკის ანოდის მასალისაგან დამოკიდებულებით. გათვლები ხდება  $2L = \frac{2D_k}{57,3} \theta$  ფორმულით: სადაც

$2L$  – წვეილ რკალს (მაქსიმუმს) შორის მანძილია;  $D$  – კამერის დიამეტრია;  $\theta$  – ბრეგის კუთხე მოცემული მაქსიმუმისთვის.

გასადებ-ეტალონი წარმოადგენს ერთ ფურცელზე აგებულ სიმეტრიული დებაიგრამების შესატყვის შტრიხდიაგრამებს (სურ. 7. 13), რომელზეც მითითებულია მაქსიმუმების შესატყვისი სიბრტყეთა შორისო მანძილები და ინტენსივობები. მის ასაგებად საჭიროა სპილენძის გამტარების ზედაპირზე არსებული ფაზების კრისტალოგრაფიული მონაცემების წინასწარი შეგროვება (ცხრ. 7. 1).

დებაიგრამაზე არსებული ხაზების (მაქსიმუმების) გარჩევისათვის ანუ იმის დასადგენად თუ რომელი პიკები ეკუთვნის ამა თუ იმ ფაზას და რომელ ფაზებთან გვაქვს საქმე, დებაიგრამას რიგრიგობით ადარებენ (მექანიკური ზედღებით)

გასაღებ-ეტალონზე სამივე გვერდზე განთავსებული შტრის დიაგრამებს (ჩვენ შემთხვევაში ესენია CuO – მარცხნივ, Cu – ზევით, Cu<sub>2</sub>O – მარჯვნივ).



სურ. 7. 13

ცხრილი 7. 1

ფაზები	hkl	d/n Å	I/I <sub>0</sub>	θCuK <sub>α</sub> (°)	θCoK <sub>α</sub> (°)	θFeK <sub>α</sub> (°)
Cu	111	2,08	100	21,75	25,49	27,76
	200	1,81	53	25,21	29,64	32,35
	220	1,28	33	37,03	44,37	51,28
	311	1,09	33	45,01	55,20	62,71
	222	1,04	9	47,87	59,39	68,65
	400	0,90	3	58,93	84,02	-
	Cu <sub>2</sub> O	110	3,00	20	14,89	17,36
111		2,45	100	18,34	21,43	23,29
200		2,12	31	21,32	24,97	27,19
220		1,51	44	30,70	36,35	39,90
311		1,28	31	37,03	44,37	49,18
CuO		002	2,51	100	17,89	20,89
	200	2,31	100	19,49	22,80	24,79
	202	1,85	20	24,63	28,94	31,57

სპილენძის და მისი ოქსიდების შესაბამისი რეფლექსების ინტენსივობების (რაც იგივეა ფაზის პროცენტული შემცველობის) შედარება ხდება რენტგენოგრაფიაზე არსებული იმ მაქსიმუმებით, რომელთაც ცხრ. 7. 1-ის მიხედვით

ტოლი ან ერთმანეთთან ახლო მეოფი ინტენსივობები აქვთ. თუმცა ძირითადი ყურადღება ექცევა (111) მიღერის ინდექსების მქონე პიკებს.

აუცილებელია იმის გათვალისწინება, რომ 1,5 მმ<sup>2</sup> მეტი განიკვეთის ნიმუშებისთვის მოხდება მაქსიმუმების კუთხური მდებარეობის წანაცვლება მცირე კუთხეების მხარეს.

მაქსიმუმების ინტენსივობათა შედარების მიზნით ისინი ფასდებიან ხუთი ბალიანი სისტემით ვიზუალურად ან მარკერების გამოყენებით.

№1 და №2 ნიმუშების დებაიგრამების შედარების დროს შეიძლება ადგილი ჰქონდეს სამ შემთხვევას:

1) სპილენძის შესაბამისი მაქსიმუმების ერთნაირი ინტენსივობის პირობებში, თუ №1 ნიმუშის დებაიგრამაზე სპილენძის ქვეყანვის შესაბამისი მაქსიმუმი შეფასდება, როგორც ძლიერი (4 ბალი) ან ძალიან ძლიერი (5), ხოლო №2 ნიმუშის დებაიგრამაზე ანალოგიური მაქსიმუმი, როგორც სუსტი (2) ან ძალიან სუსტი (1) – საქმე გვაქვს პმ-სთან.

2) სპილენძის შესაბამისი მაქსიმუმების ერთნაირი ინტენსივობის პირობებში, თუ №1 ნიმუშის დებაიგრამაზე Cu<sub>2</sub>O ფაზის შესაბამისი მაქსიმუმი ფასდება, როგორც სუსტი (2) ან ძალიან სუსტი (1), ხოლო №2 ნიმუშის რენდგენოგრამაზე ანალოგიური მაქსიმუმი, როგორც ძლიერი (4) ან ძალიან ძლიერი (5) – საქმე გვაქვს მმ-სთან.

3) თუ Cu<sub>2</sub>O ფაზის შესაბამისი მაქსიმუმი არსებობს მხოლოდ №1 ნიმუშის დებაიგრამაზე საქმე გვაქვს პმ-სთან, ხოლო თუ მხოლოდ II ნიმუშის დებაიგრამაზე საქმე გვაქვს მმ-სთან.

გაურკვეველ შემთხვევაში, რადგანაც დებაიგრამებზე მაქსიმუმების ინტენსივობები ვიზუალურად ფასდება (ე.ი. დიდია ცდომილება) აუცილებელია (თუ ეს შესაძლებელია) ექსპერიმენტული შედეგების გადამოწმება დიფრაქტომეტრული მეთოდით.

იმ შემთხვევაში, თუ გამტარის ზედაპირზე Cu<sub>2</sub>O ფაზა საერთოდ არ არსებობს, აუცილებელია კვლევების გაგრძელება მეტალოგრაფიული მეთოდის გამოყენებით.

## 7. 5. ალუმინის სადენებში მნ-ის წარმოქმნის მომენტის დიფერენცირების მეთოდია.

თერმული ზემოქმედების შედეგად სპილენძის სადენებში მნ-ს პირველადობის და მეორადობის გარკვევისათვის, მნიშვნელოვანი იყო ფაზური შემცველობის განსაზღვრა. ესლა გავარკვიოთ მნ-ს პირველადობის და მეორადობის რა მადიფერენცირებელი პროცესები მიმდინარეობს ალუმინის სადენებში.

### 7. 5. 1. ალუმინის სადენებში თერმული ზემოქმედების პირობებში მოსალოდნელი პროცესები.

ალუმინის სადენების მნ-ს პირველადობის და მეორადობის კვლევა დაკავშირებულია მათ სტრუქტურაზე დეფორმაციის და რეკრისტალიზაციის გავლენის შესწავლასთან.

ცნობილია, რომ თერმულ ზემოქმედებამდე ალუმინის სადენში ლითონი ხასიათდება დერძული სიმეტრიის დაძაბულობის მქონე მოწესრიგებული სტრუქტურით, რომელიც წარმოიქმნილია მავთულის ადიდვის პროცესში.

ალუმინის სადენების დეფორმაციის დროს შესაძლებელია ატომებს შორის მანძილების ისეთი ცვლილება, რომელიც იწვევს ატომური სიბრტყეების გამრუდებას და შესაბამისად ჭარბი რაოდენობით სასაზღვრო დისლოკაციების გაჩენას.



ეს კი განაპირობებს ლაუეგრამებზე რადიალურად გაწეილი რეფლექსების (ლაუეგრამაზე ინტერფერენციულ მაქსიმუმებს რეფლექსებსაც უწოდებენ) წარმოშობას – ასტერიზმის ზოლები.

ალუმინის სადენებში მჩ-ის დროს ერთდროულად ხდება ორი პროცესი: დეფორმაცია, სადენის წაგრძელების და წყვეტის ხარჯზე და რეკრისტალიზაცია, რაც გამოწვეულია მჩ-ის დენის გავლის გამო სადენის დასაშვებზე მეტად გახურდებით. დეფორმაციის სინქარისაგან დამოკიდებულებით მიმდინარეობს სრული ან ნაწილობრივი რეკრისტალიზაცია. დეფორმაციის დიდი სინქარის შემთხვევაში რეკრისტალიზაცია საერთოდ ვერც ასწრებს დაწყებას.

მჩ-ის დენის დაბალი სიმკვრივის შემთხვევაში, როგორც პმჩ-ს ასევე მმჩ-ს შემთხვევაში, რენტგენოგრამებზე შეინიშნება პირველადი რეკრისტალიზაციის ერთნაირი დიფრაქციული სურათი. რენტგენოგრამებზე წვრილ რეფლექსებთან ერთად არის შედარებით მსხვილი მოუწესრიგებელი რეფლექსებიც. რაც დამახასიათებელია კრებადი რეკრისტალიზაციისთვის (სურ. 7. 14).



სურ. 7. 14

დენის სიმკვრივის გაზრდას თან ახლავს მსხვილი მოუწესრიგებელი რეფლექსების გაქრობა. არეკვლის მცირე კუთხეებზე შეიმჩნევა პირველადი რეკრისტალიზაციის დიფრაქციული სურათი ანუ წვრილი რეფლექსების მოწესრიგების ტენდენცია და რკალების გასწვრივ განლაგება (სურ. 7. 15). პმჩ-ის დენის სიმკვრივის შემდგომი გაზრდით რენტგენოგრამაზე შეიმჩნევა ცალკეული რადიალურად გაწეილი



სურ. 7. 15

რეფლექსების შეჯგუფება. ასეთი დიფრაქციული სურათი შეესაბამება პოლიგონიზაციის პროცესს, როცა ხდება დისლოკაციების გადაჯგუფება და ნაწილობრივი ანიჰილაცია.

პმჩ-ის დენის დიდი სიმკვრივის შემთხვევაში შეიმჩნევა დეფორმირებული ალუმინის დიფრაქციული სურათი, რადგანაც დეფორმაციის პროცესი მიდის ძალიან სწრაფად და პოლიგონიზაცია ვერ ასწრებს დაწყებას. რენტგენოგრამაზე ამ შემთხვევაში ჩნდება რადიალურად გაწეილი რეფლექსები – ასტერიზმის ზოლები (სურ. 7. 16).



სურ. 7. 16

მმ-ის დროს დენის საშუალო და დიდი სიმკვრივის შემთხვევაში დიფრაქციული სურათი შეესაბამება, სადენზე ხანძრის წინასწარი თერმული ზემოქმედებით გამოწვეულ, პირველად რეკრისტალიზაციას.

ქიმიური პროცესი, რომელიც შეიძლება მ-ს დროს განხორციელდეს ალუმინის სადენის გარემოსთან ურთიერთქმედებით, ესაა, მისი ოქსიდის ურთიერთქმედება ნახშირბადთან და მიიღება კარბიდი, პროცესი წარმართება შემდეგი ქიმიური რეაქციით:  $2Al_2O_3 + 9C \rightarrow Al_4C_3 + 6CO$ .

### 7. 5. 2. საკვლევი ნიმუშის მომზადება, აპარატურა და გადაღების პირობები.

ალუმინის სადენის გადანაჭრებს ოქსიდის ფენის მოსაცილებლად გულდაგულ რეცხავენ ეთილის სპირტში და წმენდენ მარლის ტამპონით. გადასაღებად შერჩეული ნიმუშის სიგრძე შედლობილი ნაწილის ჩათვლით 10-12 მმ. ნიმუშის მომზადებისა და დამაგრების დროს განსაკუთრებით უნდა მოვერიდოთ მექანიკურ ზემოქმედებას (მაგალითად გაქლიბვას, გადაღუნვას და ა.შ.).

რენტგენული კვლევისათვის შეიძლება გამოიყენოთ ნებისმიერი რენტგენული დანადგარი ფოტორეგისტრაციით ანუ ალუმინის სადენებში მ-ის წარმოქმნის მომენტის დიფერენცირებისათვის გამოიყენება მხოლოდ ფოტო მეთოდი. გადაღება შეიძლება, როგორც დებაის ასევე ბრტყელ კასეტიანი კამერით. რენტგენული მილაკი შეიძლება იყოს სპილენძის, კობალტის, რკინის ან ქრომის ანოდით. კამერაში ნიმუში თავსდება იმდაგვარად, რომ რენტგენის სხივი მთლიანად მოიცავდეს განაღვლებულ ზედაპირს. თუ ეს ზედაპირი სხივის ფართობზე დიდია გადაღება უნდა მოხდეს ეტაპობრივად (რამდენჯერმე), მთელი ზედაპირის სრული სურათის მისაღებად. არაა გამორიცხული, რომ სურათი სხვადასხვა უბანში იყოს განსხვავებული. გადაღების პირობები ზუსტდება ექსპერიმენტის პროცესში.

პირველი გადაღებისთვის რეკომენდირებული რეჟიმია (სურათის ხარისხის გაუმჯობესების მიზნით დასაშვებია რეჟიმის მნიშვნელოვანი ცვლილება):

გამოსხივება – სპილენძის (ან სხვა);

ფილტრი – ნიკელი (შესაბამისი);

ძაბვა - 25÷30 კვ.

ანოდური დენი - 30÷40 მა;

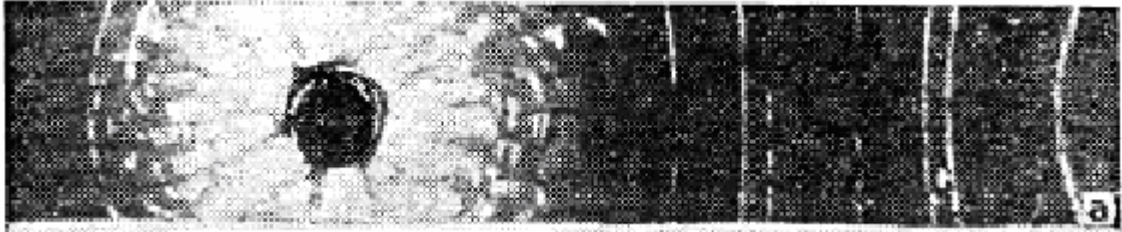
ექსპოზიციის დრო დამოკიდებულია გამტარის კვეთის დიამეტრზე. სპილენძის სადენისაგან განსხვავებით გადაღება ხდება ნიმუშის ბრუნვის გარეშე.

### 7. 5. 3. ალუმინის სადენებში რენტგენოგრაფიით მ-ის წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრა.

მ-ის წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრა სწარმოებს ცხადია იგივე რენტგენოგრაფიით, რომლითაც დგინდება ალუმინის გამტარის, როგორც ლითონის დნობის მიზეზი და მექანიზმი. საკვლევი ნიმუშზე რენტგენოგრაფიის გადასაღები უბნის,

გადაღების პირობების და ფოტოფირის სწორად შერჩევის შემთხვევაში მიიღება კარგად გარჩევადი სამი განსხვავებული ტიპის სურათიდან ერთერთი.

1) თუ რენტგენოგრამაზე მცირე კუთხეებზე არეკვლის უბანში მკვეთრადლა გამოხატული ასტერიზმის ეფექტი საქმე გვაქვს პმ-ის შემთხვევასთან (სურ. 7. 17 a).



სურ. 7. 17 a

2) თუ რენტგენოგრამაზე მცირე კუთხეებზე არეკვლის უბანში ასტერიზმის ეფექტი არამკვეთრადლა (სუსტადაა) გამოხატული, ზოგ შემთხვევაში საერთოდ არ სჩანს საქმე გვაქვს პმ-ის შემთხვევასთან (სურ. 7. 17 ბ).



სურ. 7. 17 ბ

3) თუ რენტგენოგრამაზე მცირე კუთხეებზე არეკვლის უბანში მიიღება რეფლექსები მსხვილი თითქმის ქაოსურად განაწილებული წერტილების სახით საქმე გვაქვს თერმულ ზემოქმედებასთან მნ-ს გარეშე (სურ. 7. 17 B).



სურ. 7. 17 B

თუ მნ არ იწვევს გამტარის (ან ძარღვში ერთი მავთულის) წყვეტას მიღებული დიფრაქციული სურათი ანალოგიური იქნება საწყისი გამტარის სურათისა და ასეთი ნიმუში რენტგენოგრაფიულ კვლევას არ ექვემდებარება.

იმ შემთხვევაში, თუ ალუმინის გამტარიდან ამოკვეთილი ნიმუში რენტგენოგრაფიულ კვლევას არ ექვემდებარება უნდა მივმართოთ კვლევის სხვა მეთოდებს, რომლებიც მართალია იწვევენ ნივთმტკიცების ანულირებას, მაგრამ შესაძლებელია შეძლონ დასმული ამოცანის გადაწყვეტა. ასეთებია მაგალითად მეტალოგრაფიული და ანალიზი ნახშირბადზე.

გამტარის მიკროსრუქტურის მეტალოგრაფიული გამოკვლევისთვის აუცილებელია მიკროშლიფების მომზადება. სპილენძისა და ალუმინის სადენებისაგან მათი მომზადების ტექნოლოგია მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან. საკვლევ ნიმუშს გულდაგულ ამუშავებენ ჯერ მექანიკურად, სხვადასხვა ნომრის ზუმფარის ქაღალდებით, ბოლოს კი ქეჩით, რომელზეც უწყვეტლივ ესმევა წვრილდისპერსული ქრომის ან ალუმინის ჟანგის სუსპენზია. მექანიკური დამუშავების შემდგომ მიკროსრუქტურის გამომჟღავნების მიზნით აუცილებელია მისი ქიმიურად დამუშავება ე.წ. ქიმიური მოწამვლა შესაბამისი ქიმიური რეაქტივების გამოყენებით. ამის შემდგომ ნიმუში მზადაა მეტალოგრაფიული გამოკვლევებისათვის. ცხადია ამ პროცესს თან ახლავს ნიმუშის როგორც ნივთმტკიცების ნაწილობრივი ლიკვიდაცია. მიკროსტრუქტურის შესწავლა შესაძლებელია ნებისმიერ მეტალოგრაფიულ მიკროსკოპზე (მაგ. МИМ-8 ან MMP-4)

ალუმინი, როგორც ადრე ავლნიშნეთ ურთიერთქმედებს ნახშირბადთან და ინტენსიურად შთანთქავს CO და CO<sub>2</sub> – ს. გაბოლილ ატმოსფეროში ნახშირბადის, CO და CO<sub>2</sub> – ის შემცველობა 200 – ჯერ აღემატება ნორმალურ გარემოში მათ შემცველობას, ამიტომ სადენებში, რომლებიც შელღობილია პმჩ-ს და მმჩ-ს დროს ამ კომპონენტების შემცველობა მკვეთრად განსხვავებულია. პმჩ-ს შემთხვევაში თუ ნახშირბადის შემცველობა არ აღემატება 0,02 – 0,03 %, მმჩ-ს დროს ის სჭარბობს 0,05 – 0,06 %-ს.

## 8. სპილენძის სადენში მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის დადგენა სასამართლო ექსპერტიზის პრაქტიკაში.

საქართველოს სტრუქტურულ კვლევათა რესპუბლიკურ ცენტრში შემოვიდა საკვლევი მასალა, თერმულ ზემოქმედებას დაქვემდებარებული ელექტრული დენის გამტარი სპილენძის მავთულები, რომლის საშუალებითაც უნდა დაგვედგინა ხანძარი გამოიწვია სადენში მოკლე ჩართვამ თუ ის გაჩნდა რაიმე სხვა წყაროთი. ამ საკითხის გარკვევა შესაძლებელია სადენში მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის დადგენით ანუ პირველადია თუ მეორადი მოკლე ჩართვა.

**მიზანი** – ხანძრის გამომწვევი მიზეზის დადგენა.

**ამოცანა** –

1) სპილენძის სადენებიდან საექსპერტიზო ნიმუშების შერჩევა და მომზადება.

2) სადენში მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის დადგენა.

**მეთოდიკა** – რადგანაც კვლევის სქემის შერჩევის დროს წინ უნდა წამოიწიოს ისეთი მეთოდები, რომლებიც არ იწვევენ ნივთმტკიცების დაზიანებას და მითუმეტეს ლიკვიდაციას ანუ კვლევის სქემას საფუძვლად უნდა დაედოს ნივთმტკიცების შენარჩუნებით მჩ-ს წარმოქმნის მომენტის შესახებ დასკვნის საიმედოობის გაზრდის პრინციპი გადავწყვიტეთ:

1) სადენში მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის დადგენა მოგვეხდინა საკვლევ (№1) და საკონტროლო (№2) ნიმუშებში  $\text{Cu}/\text{Cu}_2\text{O}/\text{CuO}$  ფაზების კონცენტრაციების თანაფარდობის დადგენით და სპილენძის გამტარში, როგორც პოლიკრისტალურ მასალაში, მარცვლის ზომების ცვლილებით;

2) კვლევები ჩაგვეტარებინა რენტგენოგრაფიული მეთოდებით. კერძოდ რენტგენო ფაზური ანალიზით გაგვერკვია სპილენძის ნიმუშის ზედაპირულ ფენებში არსებული ფაზების გვარობა და ფარდობითი შემცველობა. ხოლო სადენში მარცვლის ზომების ცვლილება დაგვედგინა ფოტოგადღების მეთოდით.

3) კვლევისათვის გამოგვეყენებინა გერმანული წარმოების HZG 4 – ის ტიპის ავტომატური დიფრაქტომეტრი, რომელიც დაკომპლექტებულია Robotron – ის ტიპის კომპიუტერით. კომპიუტერი თავისმხრივ აღჭურვილია პროგრამებით, რომლებიც უზრუნველყოფენ საკვლევი ობიექტის, როგორც  $\theta/2\theta$  შებმული უწყვეტი (პროგრამა MEAS1), ასევე  $\theta/2\theta$  შებმული სკანირებით (პროგრამა MEAS\_2) გადაღების პირობებს. მიღებული ექსპერიმენტული მასალის პროფილური ანალიზის პროგრამით (PROFAN) დამუშავება კი იძლევა საშუალება დიდი სიზუსტით დავადგინოთ შესაბამისი მაქსიმუმის ინტენსივობა, რაც, როგორც გავრცელებული  $\text{DPOH}$  – ის ტიპის დიფრაქტომეტრებისთვის, ასევე ფოტო მეთოდით გადაღების დროს პრობლემას წარმოადგენს.



### 8. 3. დიფრაქტომეტრული გადაღების პირობები და შედეგები.

#### პირობები:

გონიომეტრი - HZG 4 /A-2;

გამოსხივება – სპილენძი ( $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$ );

ფილტრი – ნიკელი;

ძაბვა - 30 კვ;

ანოდური დენი - 30 მა;

დიაპაზონი –  $10^3$  იმპ/წმ;

დროის მუდმივა – 3 წმ<sup>-1</sup>;

ნიმუშის  $\omega$  კუთხური სიჩქარე – 1 °/წმ;

გადაღების  $2\theta$  კუთხური შუალედი  $34 \div 44^\circ$

პროგრამა - MEAS1 (უწყვეტი გადაღება);

გადაღება მოხდა ნიმუშის, როგორც უძრავ, ასევე ბრუნვის პირობებში.

#### გადაღებულია:

უწყვეტი გადაღების რეჟიმით ოთხი დიფრაქტოგრამა (სურ. 8. 2).

საკვლევი ნიმუში (№ 1): 1 (1) – ბრუნვის გარეშე, 1 (2) – ბრუნვის პირობებში;

საკონტროლო ნიმუში (№ 2): 2 (3) – ბრუნვის გარეშე, 2 (4) – ბრუნვის პირობებში.

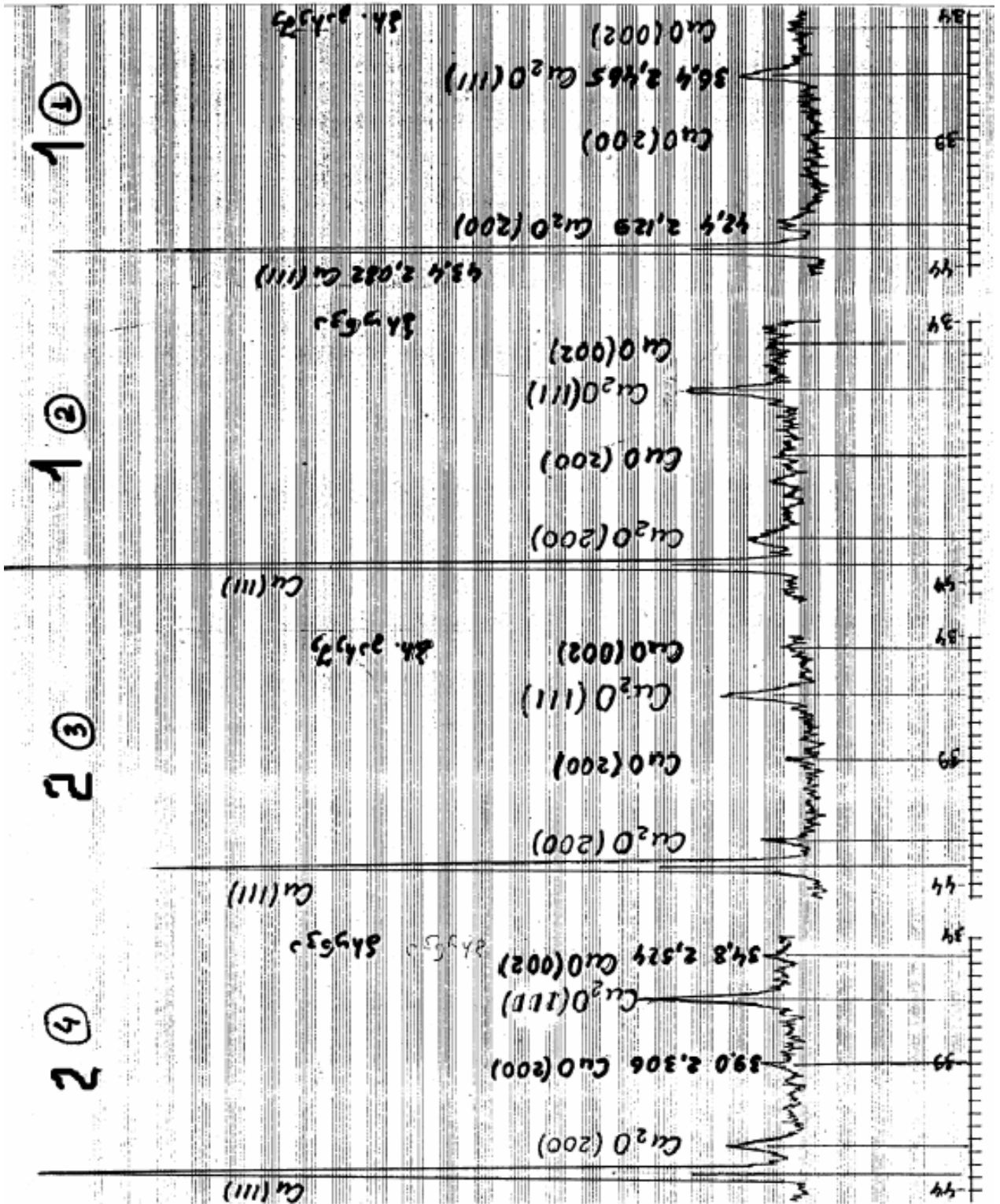
გადაღებული დიფრაქტოგრამებით დასტურდება სპილენძის სადენებში: მოცულობაში Cu, ზედაპირულ ფენაში Cu<sub>2</sub>O და CuO ფაზების არსებობა. ცხადია ყველაზე ინტენსიური პიკი სპილენძს შეესაბამება, კარგად ჩანს Cu<sub>2</sub>O და ცუდად CuO ფაზების შესაბამისი პიკები. მათი რეალურობა დასტურდება ცხრილი 7. 1 – ის მეშვეობით (სურ. 8. 2 – ზე მოცემულია გაერთიანებულად ყველა დიფრაქტოგრამა და პიკებზე მითითებულია ფაზის გვარობა და შესაბამისი მიღერის ინდექსები).

#### მიღებულია:

რაოდენობრივი ანალიზის გარეშეც თვისობრივადაც კარგად ჩანს, რომ, როგორც ბრუნვით ასევე მის გარეშე გადაღებულ დიფრაქტოგრამებზე პირველ ნიმუშში (სურ. 8. 2; 1(1), 1(2)) Cu ფაზის შესაბამისი (111) პიკის ინტენსივობა მეტია მეორე ნიმუშში Cu ფაზის შესაბამისი (111) პიკის ინტენსივობაზე (სურ. 8. 2; 2(3), 2(4)). Cu<sub>2</sub>O ფაზის შესაბამისი (111) და (200) პიკების ინტენსივობა კი პირიქით მეორე ნიმუშში (სურ. 8. 2; 2(3), 2(4)) მეტია პირველი ნიმუშის იგივე პიკების ინტენსივობაზე (სურ. 8. 2; 1(1), 1(2)). რაც შეეხება CuO ფაზას შესაბამისი (002) და (200) პიკების ინტენსივობათა ფარდობას პირველი და მეორე ნიმუშისთვის მდგომარეობა Cu<sub>2</sub>O ფაზის ანალოგიურია (ინტენსივობა პირდაპირპროპორციულია კონცენტრაციის).



$\text{Cu K}\alpha \ 30/30 \ 10^3 \ T=3 \ \text{Ni } 30^\circ\text{C} \ 10^\circ$



სურ. 8. 2

პირველი შედეგი:

$$I_1^{\text{Cu}} > I_2^{\text{Cu}} ; I_1^{\text{Cu}_2\text{O}} < I_2^{\text{Cu}_2\text{O}} ; I_1^{\text{CuO}} < I_2^{\text{CuO}}$$



#### 8. 4. დებაიგრამის გადაღების პირობები და შედეგები.

**პირობები:**

კამერა – PKY-114 (D=114,6 მმ);

გამოსხივება – სპილენძი ( $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$ );

ფილტრი – ნიკელი;

ძაბვა - 45 კვ;

ანოდური დენი - 18 მა;

ექსპოზიციის დრო – 3 სთ;

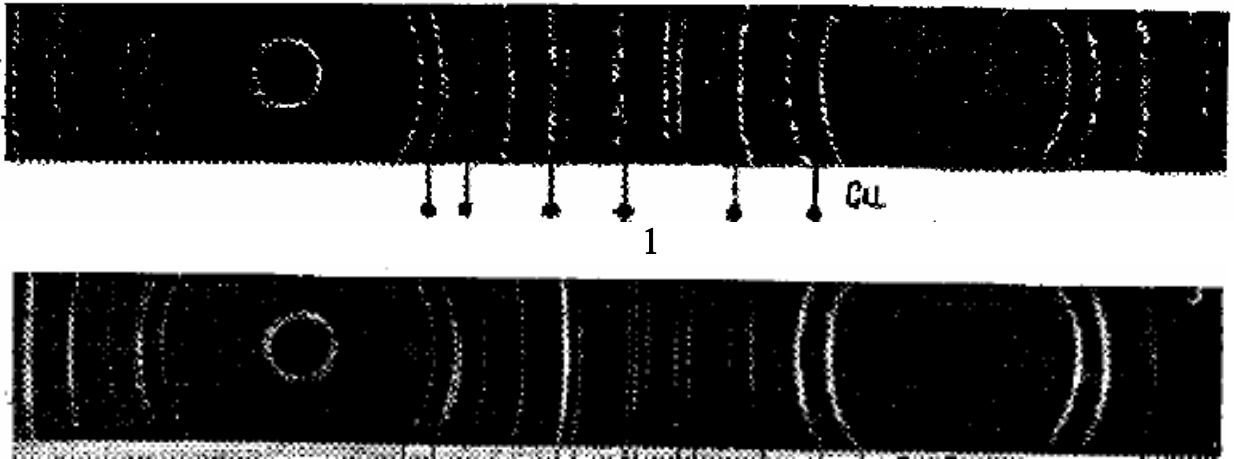
გადაღება მოხდა უძრავი ნიმუშის პირობებში.

**გადაღებულია:**

ორი დებაიგრამა (სურ. 8. 3).

საკვლევი ნიმუში (№ 1): სურ. 8. 3. 1 – ბრუნვის გარეშე,

საკონტროლო ნიმუში (№ 2): სურ. 8. 3. 2 – ბრუნვის გარეშე.



2

სურ. 8. 3

**მიღებულია:**

გადაღებული დებაიგრამებიდან დასტურდება სპილენძის სადენში Cu, ზედაპირულ ფენაში  $\text{Cu}_2\text{O}$  ფაზების არსებობა. ცხადია ყველაზე ინტენსიური პიკები სპილენძის შესაბამისი პიკებია. მათი მდებარეობა დებაიგრამაზე აღნიშნულია დებაიგრამის გარეთ წერტილებით, რეალურობა კი დასტურდება ცხრილი 7. 1 – ის მეშვეობით. საკონტროლო ნიმუშიდან გადაღებულ ფირზე (სურ. 8. 3; 2) მაქსიმუმის შესაბამისი რკალები (პიკები) თითქმის უწყვეტი (წვრილ წერტილოვანი) წირების სახითაა წარმოდგენილი, მაშინ, როცა საკვლევი ნიმუშისთვის ისინი (სურ. 8. 3; 1) აშკარად წყვეტილი (მსხვილ წერტილოვანი) წირებია. ეს ფაქტი მიუთითებს იმაზე, რომ საკვლევი ნიმუში განიცადა დამატებითი თერმული ზემოქმედება, რის შედეგადაც სადენში შემავალი მარ-

ცვლების ზომები უფრო მეტად გაიზარდნენ საკონტროლოსთან შედარებით და მისთვის დებაის რკალები უფრო დისკრეტულია.

**მეორე შედეგი:**

$$P_1^{Cu} > P_2^{Cu} ;$$

მიღებულ შედეგებში Cu და Cu<sub>2</sub>O ფაზებისთვის სადაო არაფერია, ხოლო CuO ფაზის არსებობა შეიძლება საექვოდ ჩაითვალოს განსაკუთრებით პირველ ნიმუშში შესაბამისი პიკების ინტენსივობის სიმცირის გამო (პიკები ფონში ჩანს კვალის სახით სურ. 8. 2; 1 და 2). არსებული მეთოდიკა ითვალისწინებს ისეთ შემთხვევას, როცა CuO ფაზა რენტგენოგრაფებზე საერთოდ არა სჩანს (მაგალითად თუ მისი შემცველობა ნაკლებია 1% - ზე). ამ შემთხვევაში სარგებლობენ საკვლევ ნიმუშში Cu<sub>2</sub>O / Cu ფაზების კონცენტრაციათა ფარდობის და საკონტროლო ნიმუშში იგივე ფარდობის შედარებით. თუ საკვლევ ნიმუშში Cu<sub>2</sub>O / Cu ფაზების კონცენტრაციათა ფარდობა ორჯერ მეტია საკონტროლო ნიმუშში Cu<sub>2</sub>O / Cu ფაზების კონცენტრაციათა ფარდობაზე საქმე გვაქვს პირველად მჩ-თან, თუ პირიქით მჩ მეორადია.

როგორც ცნობილია კონცენტრაციათა ფარდობა პირდაპირპროპორციულია პიკების ინტენსივობათა ფარდობისა. ამიტომ აუცილებელია ინტენსივობათა ფარდობის არა თვისობრივი არამედ რაოდენობრივი განსაზღვრა. რისთვისაც ნიმუშები გადავიღეთ სკანირების მეთოდით და მავახდინეთ პროფილური ანალიზი. სკანირების მეთოდით გადაღება მოვახდინეთ იგივე პირობებით და გამოვიყენეთ იგივე ნიმუშები.

## 8. 5. სკანირების პირობები და პროფილური ანალიზის შედეგები.

**სკანირების პირობები:**

სკანირების ბიჯი – 0,05 °;

სკანირების დრო – 2 წმ;

გადაღების 2θ კუთხური შუალედი (111)Cu<sub>2</sub>O – 35,85 ÷ 36,75 °;

გადაღების 2θ კუთხური შუალედი (111)Cu – 42,40 ÷ 43,80 °;

პროგრამები - MEAS\_2, PROFAN.

**ჩაწერილია:**

ოთხი პიკი: ორი Cu<sub>2</sub>O (111) საკვლევ და საკონტროლო ნიმუშებისათვის და ორი Cu (111) იგივე ნიმუშებისათვის. პიკების ჩაწერა ხდებოდა ნიმუშების ბრუნვის პირობებში.

**პროფილური ანალიზით მიღებულია:**

პროფილური ანალიზით დავითვალეთ ოთხივე პიკისთვის ინტენსივობათა ზუსტი მნიშვნელობა, თავისი ცდომილებით. ინტენსივობის დაზუსტება გრძელდებოდა მისი ცდომილების მინიმუმამდე მიყვანით და

$X_i$  და  $K$  პარამეტრებზე დაკვირვებით ( $X_i \rightarrow 0$  და  $K \rightarrow 1$ ). ექსპერიმენტის საბოლოო შედეგები მოცემულია ცხრილ 8. 1 – ში.

ცხრილი 8. 1.

საკვლევი ნიმუში № 1:

-----  
**Cu<sub>2</sub>O** **35.850.....36.750**  
**Xi= .39** **Background: -.2206\*X + 31.3409**  
**Half width= .252( .090)** **Integral= 55. K= .93434**  
**Two theta= 36.250( .022)** **Intensity= 51.( 13.) d= 2.47225**  
**PR, PP, RP, LS, CD, CH, AD, DE, FW, EN :**

-----  
**Cu** **42.400.....43.800**  
**Xi= 1.10** **Background: -.5041\*X + 35.8357**  
**Half width= .236( .032)** **Integral= 522. K= .96894**  
**Two theta= 42.959( .017)** **Intensity= 184.( 23.) d= 2.10356**  
**Two theta= 43.233( .011)** **Intensity= 321.( 23.) d= 2.09085**  
**PR, PP, RP, LS, CD, CH, AD, DE, FW, EN :**

საკვლევი ნიმუში № 2:

-----  
**Cu<sub>2</sub>O** **35.800.....36.800**  
**Xi= .36** **Background: -.1255\*X + 28.4874**  
**Half width= .337( .094)** **Integral= 81. K= .96889**  
**Two theta= 36.343( .022)** **Intensity= 79.( 18.) d= 2.46987**  
**PR, PP, RP, LS, CD, CH, AD, DE, FW, EN :**

-----  
**Cu** **42.400.....43.800**  
**Xi= .30** **Background: -.5131\*X + 36.9158**  
**Half width= .140( .009)** **Integral= 399. K= .99576**  
**Two theta= 43.148( .009)** **Intensity= 108.( 13.) d= 2.09479**  
**Two theta= 43.284( .004)** **Intensity= 289.( 16.) d= 2.08852**  
**PR, PP, RP, LS, CD, CH, AD, DE, FW, EN :**

ცხრილი 8. 1. იძლევა შემდეგი გათვლის საშუალებას:

საკვლევი ნიმუში (№ 1) ფარდობა  $I_{Cu_2O} / I_{Cu} = 51/321 = 0,158$ ;  
საკვლევი ნიმუში (№ 2) ფარდობა  $I_{Cu_2O} / I_{Cu} = 79/289 = 0,273$ ;  
მიღებულ მნიშვნელობათა ფარდობა  $0,273 / 0,158 = 1,728 \approx 2$

ე.ი ფარდობა  $I_{Cu_2O} / I_{Cu}$  № 2 ნიმუშისთვის ორჯერ მეტია იგივე ფარდობაზე № 1 ნიმუშისთვის, რაც მიუთითებს, რომ ელექტრო სადენმა განიცადა მეორადი მოკლე ჩართვა.

მესამე შედეგი:  
 $(I_{Cu_2O} / I_{Cu})_2 / (I_{Cu_2O} / I_{Cu})_1 = 2$

მეთოდურ რეკომენდაციაში “Пожарная опасность электропроводок при аварийных режимах” (Энергоатомиздат, Москва, 1986) მოცემულია ჩვენს მიერ გამოკვლეული პარამეტრების ანალოგიური პარამეტრების თანაფარდობა სპილენძის სადენებში მოკლე ჩართვისა და თერმული ზემოქმედების პირობებში (ცხრ. 8. 2).

ცხრილი 8. 2

Т а б л и ц а 4.10. Признаки дифференциации момента возникновения КЗ в проводах с медными жилами				
Анализируемый признак	Соотношение исследуемого признака на рентгенограммах образцов 1 и 2	Режим съемки	Вид КЗ	Статистическая воспроизводимость признака, %
Размер дифракционных пятен $P_n$ , составляющих линии меди Cu	$P_{n_1}^{Cu} < P_{n_2}^{Cu}$	Без вращения	Первичное	98
	$P_{n_1}^{Cu} > P_{n_2}^{Cu}$	То же	Вторичное	82
Интенсивность $J$ линий меди	$J_1^{Cu} > J_2^{Cu}$	С вращением	»	93
Интенсивность линий окиси CuO и закиси Cu <sub>2</sub> O меди	$J_1^{CuO} < J_2^{CuO};$ $J_1^{Cu_2O} < J_2^{Cu_2O}$	То же	»	77
	$J_1^{CuO} > J_2^{CuO};$ $J_1^{Cu_2O} > J_2^{Cu_2O}$	» »	Первичное	94

Примечание. Статистическая воспроизводимость признака приведена по результатам лабораторных исследований, выполненных при отработке методики в институтах АН Болгарии.

დასკვნის გამოსაყვანად გავაერთიანოთ შედეგები და 1-4 მნიშვნელობები შევადაროთ ცხრ. 8. 2 - ის მონაცემებს:

№	თანაფარდობა	მზ
1	$P_1^{Cu} > P_2^{Cu}$	მზ
2	$I_1^{Cu} > I_2^{Cu}$	მზ
3	$I_1^{Cu_2O} < I_2^{Cu_2O}$	მზ
4	$I_1^{CuO} < I_2^{CuO}$	მზ
5	$(I_{Cu_2O}/I_{Cu})_2/(I_{Cu_2O}/I_{Cu})_1=2$	მზ

როგორც სპილენძის სადენში მოკლე ჩართვის მადიფერენცილებელი პარამეტრების შედარებიდან ირკვევა მათი საკვლევი და საკონტროლო ნიმუშებისათვის თანაფარდობა ისეთია, რომ მოკლე ჩართვა უნდა წარმოადგენდეს მეორადს. ამიტომ ხანძრის წარმოშობის კერას არ წარმოადგენს ელექტრული სადენების მოკლე ჩართვის ადგილი.

#### დასკვნა:

სპილენძის საექსპერტიზო ნიმუშებს განუცდიათ მეორადი მოკლე ჩართვა და ის არ წარმოადგენს ხანძრის გაჩენის მიზეზს.

#### გამოყენებული ლიტერატურა

- 1) ა. შველაშვილი, ე. მიმინოშვილი, თ. ვარდოსანიძე. ქიმიურ ნივთიერებათა რენტგენოსტრუქტურული ანალიზის პრაქტიკული სახელმძღვანელო. გამ-ბა "განათლება", თბილისი, 1991.
- 2) С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Из-во «Металлургия», Москва, 1970.
- 3) А. А. Русаков. Рентгенография металлов. Атомиздат, Москва, 1977.
- 4) Пожарная опасность электропроводок при аварийных режимах. Энергоатомиздат, Москва, 1986.
- 5) Л. С. Митричев, А. И. Колмаков, Б. В. Степанов, Е. Р. Россинская, Э. В. Вртанесьян, С. И. Зернов. Исследование медных и алюминиевых проводников в зоне короткого замыкания и термического воздействия. Методические рекомендации, Москва, 1986.

## შინაარსი

<b>შესავალი.</b>	<b>4</b>
<b>1. საექსპერტო სადენების კომპლექსური კვლევის ძირითადი სქემა.</b>	<b>7</b>
1. 1. ობიექტზე ხანძრის შედეგის ვიზუალური დათვალიერება და საექსპერტიზო ნიმუშების ამოღება.	7
1. 2. საექსპერტო სადენების მორფოლოგიური ანალიზი.	8
1. 3. საექსპერტო სადენების რენტგენოგრაფიული ანალიზი.	9
1. 4. საექსპერტო სადენების მეტალოგრაფიული ანალიზი.	9
1. 5. საექსპერტო სადენების ანალიზი ნახშირბადზე.	9
<b>2. რენტგენის სხივები.</b>	<b>10</b>
2. 1 რენტგენის სხივების ბუნება.	10
2. 2. რენტგენის სხივების მიღება.	11
2. 3. რენტგენის სხივების სპექტრი.	12
2. 4. რენტგენის სხივებით მიღებული ინფორმაციის რეგისტრაცია.	13
<b>3. სპექტრული ანალიზი.</b>	<b>15</b>
3. 1. რენტგენოსპექტრული ანალიზის მეთოდები.	15
3. 2. ელექტრონულ-ზონდური მიკროანალიზის საფუძვლები.	17
3. 3. რენტგენოსპექტრალური მიკროანალიზატორის პრინციპული სქემა.	20
3. 4. რენტგენული გამოსხივების სპექტრომეტრია.	21
<b>4. დიფრაქციული მეთოდები.</b>	<b>23</b>
4. 1. რენტგენის სხივების დიფრაქცია და არეკვლა.	23
4. 2. ელემენტალურ უჯრედში გეომეტრიული ელემენტების აღნიშვნები (მილერის ინდექსები).	24
4. 3. ჩაქრობის კანონები.	25
4. 4. რენტგენის სხივის არეკვლის გეომეტრია.	27
4. 5. რენტგენის სხივების ურთიერთქმედება საკვლევ ობიექტთან.	28
4. 6. რენტგენოგრაფიული კვლევის ძირითადი მიმართულებები.	28
4. 6. 1. პოლიქრომატული (ლაუეს) მეთოდი.	29
4. 6. 2. მონოქრომატულ (ბრუნვის) მეთოდი.	30
4. 6. 3. დებაი-შერერის (ფხვნილის) მეთოდი.	31
4. 7. გამოსხივების შერჩევა საკვლევ ობიექტის ნივთიერების გვარობაზე დამოკიდებულებით.	34
<b>5. რენტგენოფაზური ანალიზი.</b>	<b>36</b>
5. 1. თვისობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი.	37
5. 2. რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი.	39
5. 2. 1 ჰომოლოგიური წყვილის მეთოდი.	42
5. 2. 2. შიდა სტანდარტის (შერევის) მეთოდები.	43
5. 2. 3. შთანთქმის მასური კოეფიციენტის დადგენის მეთოდი.	43

5. 2. 4. “გარე სტანდარტის” (დამოუკიდებელი ეტალონის) მეთოდი.	43
5. 2. 5. რაოდენობრივი რენტგენოფაზური ანალიზი მრავალარხიანი დიფრაქტომეტრით.	44
<b>6. რენტგენული მიკროსკოპი.</b>	<b>45</b>
<b>7. მოკლე ჩართვისა და თერმულ ზემოქმედებას დაქვემდებარებული სპილენძის და ალუმინის სადენებიდან ამოღებული საექსპერტიზო ნიმუშების კვლევა.</b>	<b>48</b>
7. 1. სადენებიდან ამოღებული საექსპერტიზო ნიმუშების ვიზუალური დათვალიერება.	48
7. 2. სპილენძის და ალუმინის სადენებიდან ამოღებული საექსპერტიზო ნიმუშების მიკროანალიზის შედეგების შეფასება.	49
7. 3. რენტგენის სხივების გამოყენებით ელექტროსადენების კვლევის შესაძლებლობები.	50
7. 4. სპილენძის სადენებში მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის დიფერენცირების მეთოდიკა.	50
7. 4. 1. სპილენძის სადენებში თერმული ზემოქმედების პირობებში მოსალოდნელი ქიმიური პროცესები.	51
7. 4. 2. საკვლევი ნიმუშის მომზადება, აპარატურა და გადაღების პირობები.	52
7. 4. 3. სპილენძის სადენებში დიფრაქტოგრამებით მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრა.	54
7. 4. 4. სპილენძის სადენებში დებაიგრამებით მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრა.	54
7. 5. ალუმინის სადენებში მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის დიფერენცირების მეთოდიკა.	56
7. 5. 1. ალუმინის სადენებში თერმული ზემოქმედების პირობებში მოსალოდნელი პროცესები.	56
7. 5. 2. საკვლევი ნიმუშის მომზადება, აპარატურა და გადაღების პირობები.	58
7. 5. 3. ალუმინის სადენებში რენტგენოგრამებით მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის განსაზღვრა.	58
<b>8. სპილენძის სადენში მჩ-ის წარმოქმნის მომენტის დადგენა სასამართლო ექსპერტიზის პრაქტიკაში.</b>	<b>61</b>
8. 1. სპილენძის სადენების ვიზუალური დათვალიერება.	62
8. 2. სპილენძის სადენებიდან საექსპერტიზო ნიმუშების მომზადება.	62
8. 3. დიფრაქტომეტრული გადაღების პირობები და შედეგები.	63
8. 4. დებაიგრამის გადაღების პირობები და შედეგები.	65
8. 5. სკანირების პირობები და პროფილური ანალიზის შედეგები.	66
<b>შინაარსი.</b>	<b>70</b>