

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

წურწუმია ოლღა

ქრომისა და რკინა-ქრომის ფუძის შენადნობების ზედაპირებზე თერმო-ქიმიური
დამუშავებით მიღებული დანაფარების სტრუქტურისა და ფორმირების მექანიზმების
გამოკვლევა

ტექნიკის მეცნიერებათა კანდიდატის სამეცნიერო

ხარისხის მოსაპოვებლად წარმოდგენილი

დ ი ს ე რ ტ ა ც ი ა

სპეციალობა: 05.27.06 – ნახევარგამტარებისა და ელექტრონული ტექნიკის
მასალების ტექნოლოგია

სამეცნიერო ხელმძღვანელი: ქუთელია ელგუჯა

ფიზიკა-მათემატიკის მეცნიერებათა დოქტორი, პროფესორი

სამეცნიერო კონსულტანტი: მიქაძე ომარი

ტექნიკის მეცნიერებათა დოქტორი, პროფესორი

თბილისი

2006 წელი

შ ი ნ ა ა რ ს ი

შესავალი.

ლიტერატურული მიმოხილვა.

- 1.1. თანამედროვე წარმოდგენები ქრომისა და მცირედლევირებული ქრომის ზედაპირის ჟანგვის პროცესებზე.
- 1.2. 19-25% Cr-ის შემცველი Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობების მაღალტემპერატურული კოროზიის კინეტიკური და სტრუქტურული ასპექტები.
- 1.3. თერმო-ქიმიური დამუშავების გავლენა ქრომისა და Fe-Cr ფუძის შენადნობების მხურვალმედეგობაზე.
- 1.4. ლითონებისა და შენადნობების მექანიკურად პოლირებული ზედაპირების სტრუქტურისა და მასში მიმდინარე გარდაქმნების ხასიათის შესახებ წარმოდგენების განვითარება.
- 1.5. საწყისი ზედაპირის მდგომარეობის გავლენა ლითონებისა და შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესებზე.

2. ამოცანის დასმა, კვლევის ობიექტებისა და მეთოდების შერჩევა.

- 2.1. კვლევის ობიექტების შერჩევა და ნიმუშების მომზადება ფიზიკური კვლევებისათვის.
- 2.2. ნიმუშების პრეპარირების მეთოდები ელექტრონომიკროსკოპიული და ელექტრონოგრაფიული კვლევებისათვის.
- 2.3. მექანიკურად და თერმო-ქიმიურად დამუშავებული ნიმუშების ზედაპირებისა და ზედაპირქვეშა ფენების ოჟე-სპექტრული კვლევების მეთოდოლოგია.
- 2.4. მექანიკურად და თერმო-ქიმიურად დამუშავებული ნიმუშების ზედაპირების ელექტრონოგრაფიული კვლევის მეთოდოლოგია.

3. ქრომისა და მცირედლევირებული ქრომის ზედაპირთა

მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესების თავისებურებანი.

- 3.1. არალევირებული და მცირედლევირებული ქრომის მაღალაქტიური

ელემენტებით ზედაპირული გამდიდრების ეფექტი.

3.2. მაღალტემპერატურული ჟანგვის კინეტიკის თავისებურებები ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობისათვის.

3.3. ფურჩი როგორც ბარიერული დამცავი ზედაპირული ფენა.

4. ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-RE შენადნობის მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფურჩის ფორმირების სტრუქტურული ასპექტები.

4.1. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის მექანიკურად პოლირებული ზედაპირის სტრუქტურისა და გარდაქმნების ხასიათის გამოკვლევა.

4.2. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფურჩის ფორმირების ოქე ელექტრონო-სპექტროსკოპიული და მემ გამოკვლევები.

4.3. ზედაპირის პოლირების ზემოქმედება ფურჩის ფორმირებაზე ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვისას.

4.4. ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობების ოქსიდური ბარიერული დანაფარებიანი კომპოზიციის გამოყენების პერსპექტივების შესახებ.

5 . დ ა ს კ ვ ნ ე ბ ი .

6 . ლ ი ტ ე რ ა ტ უ რ ა .

შესავალი

თემის აქტუალობა. თანამედროვე საავიაციო, ელექტროტექნიკური, ენერგეტიკული და სხვა მეცნიერებატევად ტექნოლოგიებზე დაფუძნებული ინდუსტრიის დარგები განუყრელად არიან დაკავშირებულნი ლითონებისა და მათი ფუძის შენადნობებისაგან დამზადებულ კონსტრუქციულ მასალებთან და როგორც გვიჩვენებს აღნიშნული დარგების განვითარების ტენდენციები ეს გარემოება შენარჩუნებული იქნება პროგნოზირებად მომავალშიც. ამასთან, თანამედროვე ტექნიკა განუხრელად ვითარდე-

ბა სულ უფრო მაღალი ტემპერატურების გამოყენების მიმართულებით, რამაც განსაკუთრებით აქტუალური გახადა მხურვალმედეგი და მხურვალმტკიცე შენადნობებისა და მათი კომპოზიციების ქიმიური წინააღმდეგობის (მაღალტემპერატურული კოროზიული მედეგობის) გაუმჯობესების გზების ძიება. დღევანდელი მოთხოვნები, რომლებიც წაეყენებათ მაღალტემპერატურულ კონსტრუქციულ მასალებს აღმატებიან ტრადიციული მხურვალმტკიცე და მხურვალმედეგი ნიკელის, რკინის და კობალტის ფუძის შენადნობების პოტენციურ შესაძლებლობებს, ამიტომ ახალი მაღალტემპერატურული კონსტრუქციული მასალების შემუშავება და შექმნა ძნელდნობადი ლითონების ბაზაზე გახდა მასალათნცოდნეობის ერთ-ერთი უმთავრესი პრობლემა. პრობლემის აქტუალობას ამდაფრებს ის გარემოებაც, რომ პრაქტიკულად არ არსებობენ კონსტრუქციული მასალები, რომლებსაც შეეძლებათ იმუშაონ ხანგრძლივად 1200°C და უფრო მაღალ ტემპერატურებზე ჩვეულებრივ ატმოსფეროსა და სხვა აგრესიული გარემოს პირობებში. აღნიშნული პრობლემის გადაწყვეტის მიმართულებით უკვე გაჩნდა სამუშაოები (თავაძე, მიქაძე, რაკიცკი და სხვ.) მცირედლეგირებული ქრომისა და ექვიატომურს მიახლოებული Fe-Cr შენადნობების ბაზაზე განსაკუთრებულად მხურვალმედეგი მასალების მიღებისა, დაფუძნებული ოპტიმიზებული შედგენილობის ლითონური მატრიცის ზედაპირზე მოცულობითი დიფუზიის დაბალი პარამეტრების მქონე ოქსიდური ფენების ფორმირების პრინციპზე.

ამ ბოლო დრომდე, როგორც მონოგრაფიულ ლიტერატურაში (კოფსტადი, რობერტსი, ორმონტი, კოლონგი და სხვ.), აგრეთვე მრავალრიცხოვან სტატიებში მიმდვნილს ლითონ/გაზი გამყოფი საზღვრის ფიზიკა-ქიმიასა და მცირედლეგირებული ქრომისა და Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესებისადმი, განსაკუთრებული აქცენტი კეთდება ოქსიდური ფირების (მათ შორის ბარიერული დამცავი ფენების) ჩასახვისა და ზრდის მექანიზმების მოდელის შექმნაზე მათი რეალური სტრუქტურისა და აღნაგობის გათვალისწინებით. ზედაპირების ფიზიკურ-ქიმიური ანალიზის მეთოდების სწრაფ განვითარებასა და სრულყოფასთან ერთად ნათელი გახდა, რომ ლითონებისა და მათი შენადნობების ზედაპირებზე ოქსიდური ფენების ფორმირების მექანიზმები გაცილებით უფრო რთულია ვიდრე ეს ითვლებოდა ადრე, როდესაც თეორიული წარმოდგენების ფორმირების ბაზას

ძირითადად წარმოადგენდნენ კინეტიკური მონაცემები და მეტალოგრაფიული სტრუქტურული კვლევები. ზედაპირების ფიზიკური ქიმიისადმი თეორიული მიდგომის უმთავრეს ასპექტს დღეისათვის წარმოადგენს ისეთი ექსპერიმენტული მეთოდების მისაწვდომობა, რომლებიც საშუალებას იძლევიან კრიტიკულად შეფასდეს არსებული თეორიული იდეები და ექსპერიმენტული შედეგები მიღებული ჟანგვის კინეტიკურ მონაცემებზე დაყრდნობით. საქმე ისაა, რომ ჩვენი სამუშაოს დაწყების მომენტისათვის ძირითადი სირთულე მხურვალმედეგი ლეგირების პრინციპების შემდგომი განვითარებისათვის ძნელდნობადი ლითონების ბაზაზე ახალი, განსაკუთრებულად მაღალი ქიმიური წინალობის (მაღალტემპერატურული კოროზიამედეგობის) მქონე კომპოზიციური მასალების მისაღებად, მდგომარეობდა იმაში, რომ ვერც ერთი არსებული ჟანგვის თეორია ვერ იძლეოდა დამაკმაყოფილებელ დასაბუთებას აღნიშნული მასალების მხურვალმედეგობის მოსალოდნელი პარამეტრებისა. ამიტომ, წარმოიშვა აუცილებლობა ზედაპირული ფენების კრისტალოგრაფიაზე, ქიმიურ შედგენილობაზე, დეფექტურობაზე და მორფოლოგიაზე მიკრონულ, სუბმიკრონულ და ნანომეტრულ დონეებზე ახალი ექსპერიმენტალური მონაცემების დაგროვებისა მაღალი გარჩევის უნარისა და მგრძნობიარობის მქონე ისეთი მეთოდების კომპლექსურად გამოყენების საფუძველზე, როგორებიცაა მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპია (მემ), ჩქარი ელექტრონების დიფრაქცია (ჩედ), ენერგოდისპერსიული რენტგენული მიკროანალიზი (ედრმ), ოჟე-ელექტრონული სპექტრომეტრია და ტალღა-დისპერსიული სპექტრომეტრია (ტდს). სწორედ ამ მეთოდებისა და მათი განსახორციელებელი ტექნიკური ბაზის განვითარებამ უზიდა მკვლევარებს ბოლო ათწლეულში გაეშალათ ფართო ფრონტით შემდგომი კვლევები მაღალტემპერატურული დამცავი ოქსიდური ფირების მიღების მეცნიერულად დასაბუთებული ტექნოლოგიების შესამუშავებლად, რადგან ზედაპირებზე ფიზიკურ-ქიმიური რეაქციების მიმდინარეობის პრობლემა იყო და რჩება განსაკუთრებული მნიშვნელობის მქონედ მეცნიერული დასაბუთებისათვის ნებისმიერი ტექნოლოგიური პროცესისა ფუნქციონალური ზედაპირების ფორმირებისათვის, რომლებიც გამიზნულია მაღალტემპერატურული აგრესიული გარემოსა და ხახუნის პირობებში სამუშაოდ.

დღეისათვის არ არსებობენ ისეთი ლითონური შენადნობები, რომლებიც თავიანთი მხურვალმტკიცობისა თუ მხურვალმედეგობის თვისებათა კომბინაციით უზრუნველყოფდნენ საჰაერო და სახმელეთო მაღალეფექტური აირტურბინული დანადგარების დეტალების ფუნქციონალურ რესურსებს. სირთულეს წარმოადგენს ამ თვისებების მიღება არაკომპოზიციური მასალისაგან. ამიტომ, მოცემული სიძნელის გადალახვას ცდილობენ ისეთი კომბინირებული მასალების გამოყენებით, რომელთა ფუძეებიც მაღალი მხურვალმტკიცობის ლითონური შენადნობებია, ხოლო მათ ზედაპირებზე კი ფორმირებულია დამცავი ოქსიდური ფენები, რომლებსაც თავის მხრივ გააჩნიათ ანტიკოროზიული და თერმობარიერული თვისებები. შენადნობებზე ზედაპირული დამცავი ფენების შექმნის მეთოდების შემუშავება, რომლებიც წარმოადგენენ მაღალ ტემპერატურებზე გამოყენების აირტურბინული მოწყობილობების დეტალების დამუშავების ტექნოლოგიის ნაწილს, მოითხოვს ძალიან დიდი რაოდენობის ინფორმაციის არსებობას ნელამზარდი, სტაბილური და ადჰერენტული ზედაპირული ოქსიდის ფორმირების განმაპირობებელი ფაქტორების, ფურჩის გავლით კათიონებისა და ანიონების დიფუზიის გზების ბლოკირების მექანიზმების შესახებ და ასევე თერმული და თერმომექანიკური ციკლირებებისა და დამაბულობათა წარმოშობის და მათი რელაქსაციის მექანიზმის შესახებ. ამასთან დაკავშირებით ბოლო დროის განმავლობაში მკვეთრად გაიზარდა ინტერესი მცირედლეგირებული ქრომის კომპოზიციების მიმართ და განსაკუთრებით კი Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობების მიმართ, რომლებიც განიხილებიან როგორც ქრომისა და ალუმინის ჟანგის წარმომქმნელი პერსპექტიული მასალები ისეთ ნაკეთობათა დეტალების დასამზადებლად რომლებიც გამიზნულია 1200°C-ზე და შესაძლოა უფრო მაღალ ტემპერატურებზე სამუშაოდ.

Fe-Cr-Al-RE შენადნობების საბაზისო შემადგენლობა, რომლისთვისაც ფართო ფრონტით ტარდება გამოკვლევები ფურჩის ზრდის მექანიზმის შესწავლის მიზნით და ასევე სხვადასხვა გაზურ ატმოსფეროში მაღალტემპერატურული ჟანგვისას მასალის ზედაპირსა და ფურჩში დამაბულობების გენერაციაზე მინარევთა ზეგავლენის ეფექტის გამოსავლენად, ყველა არსებულ სამუშაოში კვლევის საგანს წარმოადგენდნენ შენადნობები, რომლებშიც ქრომის შემცველობა მერყეობს 19÷25% (წონითი %)-ის

ფარგლებში, ალუმინისა – 4.5÷5.5%, ხოლო RE -ს (Y, Zr, Hf, La) – 0.1÷0.5%. ამასთან აღსანიშნავია, რომ პრაქტიკულად არ არსებობენ გამოკვლევები მიძღვნილი ფურჩის ფორმირებისა და ზრდის პროცესებისადმი იმავე სისტემის ისეთ შენადნობებზე, რომლებშიაც ქრომის შემცველობა 40%-ზე მეტი იქნებოდა (ალუმინისა და RE-ების იგივე შემცველობის პირობებში), რადგან ქრომის შემცველობის გაზრდა დედა ხსნარში 30%-ზე მაღლა ითვლებოდა უპერსპექტივოდ Fe-Cr სისტემის α -მყარი ხსნარის დაშლისადმი და σ -ფაზის გამოყოფისადმი მიდრეკილების გამო. მაგრამ მეორეს მხრივ, როგორც აღმოჩნდა Al-ის შემცველი Fe-Cr სისტემის ექვიატომურს მიახლოებული მყარი ხსნარები არ ამჟღავნებენ სიგმატაციისადმი ტენდენციას 500-850°C ტემპერატურულ ინტერვალში.

იმის გათვალისწინებით, რომ კოროზია წარმოადგენს არსებითად მიკროსკოპიულ პროცესს და იგი ყოველთვის იწყება ზედაპირიდან, სრულიად ბუნებრივი იყო იმის მოლოდინი, რომ მაღალტემპერატურული ჟანგვისას მნიშვნელოვანი ზეგავლენა ექნებოდა ზედაპირის საწყის მდგომარეობას ფურჩის ფორმირებასა და ზრდის პირველ სტადიებზე. თუმცა, როგორც არსებული ლიტერატურის ანალიზი გვიჩვენებს, ამ თვალსაზრისით ეს საკითხი არასაკმარისადაა შესწავლილი.

დისკუსიას, ლითონებისა და მათი ფუძის შენადნობების მექანიკურად პოლირებული ზედაპირის სტრუქტურისა და თვით პოლირების პროცესის მექანიზმზე, ჯერაც არ დაუკარგავს თავისი სიმძაფრე და აქტუალობა. საქმე ის არის, რომ აღნიშნული მასალებიდან რეალურ ნაკეთობათა დამზადებისას ცივი დამუშავების ისეთი სახეობები, როგორებიცაა ხეხვა და მექანიკური პოლირება წარმოადგენენ აუცილებელ ტექნოლოგიურ პროცესებს მანქანათმშენებლობის სხვადასხვა სფეროში გამოყენებული აგრეგატებისა და მანქანების საპასუხისმგებლო დეტალებზე ფუნქციონალური ზედაპირების ფორმირებისათვის. ამასთან, კონსტრუქციული მასალების ზედაპირულ ფენებში მიმდინარე ფიზიკურ-ქიმიური რეაქციების პრობლემა იყო და რჩება განსაკუთრებულად მნიშვნელოვნად იმ ნებისმიერი ტექნოლოგიური პროცესის მეცნიერული დასაბუთებისათვის, რომლებიც დაკავშირებულნი არიან ფუნქციონალური ზედაპირების შექმნასთან, რომლებიც თავის მხრივ ხახუნისა და ცვეთის,

მაღალტექნოლოგიური გაზური კოროზიისა და სხვადასხვა წარმოშობის გარე ველების ზემოქმედების ქვეშ მუშაობისათვის არიან განკუთვნილნი.

ცნობილია, რომ ზედაპირის მექანიკურ პოლირებას ჩვეულებრივ ხეხვის რამოდენიმე სტადიის შემდგომ იყენებენ და რომ ზემოქმედი ენერგიის სახე და რაოდენობა (პარამეტრები) მასალის თვისებებთან ერთად განსაზღვრავენ დამხინჯებული ფენის ხასიათსა და სიღრმეს, რომლის გარე შრეს წარმოადგენს ბეილბის ფენა. აღნიშნული ფენის ამორფული აღნაგობა დადასტურებული იყო უამრავი ექსპერიმენტით, სხვადასხვა ლითონისა თუ შენადნობის მექანიკურად პოლირებული ზედაპირებიდან ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” დიფრაქციის გამოყენებით. წინა საუკუნის ორმოცდაათიანი წლების დასაწყისამდე ჩატარებული ამგვარი ექსპერიმენტების რეზულტატები შეჯამებული და გაანალიზებულია პინსკერის მონოგრაფიაში. შემდგომში გამოკვლევის საგნად და დისკუსიურად რჩებოდა თავად ბეილბის ფენის წარმოქმნის მექანიზმი და დამუშავების ზედაპირული ფენის ფორმირების იერარქიული თანმიმდევრობა.

ხახუნის პროცესში (ტრიბოსისტემებში) და მექანიკური პოლირებისას ფორმირებული ზედაპირული ფენების ბუნების, თვისებების, აღნაგობის და მასალის მდგომარეობის სტრუქტურულ-თერმოდინამიკური ანალიზი ჩატარებული პლასტიკური დეფორმაციის თანამედროვე დისლოკაციური თეორიის გამოყენებით გვამღევს საფუძველს დავასკვნათ, რომ ბეილბის ფენები არსებული მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირებზე და ტრიბოსისტემებში მოხახუნე ზედაპირებზე არიან იდენტურნი, როგორც დესტრუქციის პროდუქტები, რომლის სიჩქარეც კონტროლდება ენტროპიის წარმოქმნის სიჩქარით. ზემოთქმული წარმოდგენების საფუძველზე ბეილბის ფენა წარმოადგენს მყარი სხეულის ენტროპიულად “დატუმბულ” ზედაპირულ ფენას და შესაძლებელია განიხილებოდეს როგორც ფუნქციონალური სისტემა, რომელიც გარედან ენერგიის მოდინების პირობებში (სითბური, თერმო-მექანიკური, თერმო-ქიმიური და სხვ.) გამოავლენს სისტემის რეაქციის ადაპტურ ეფექტებს გარე ფაქტორების ცვლილებებზე. ნათელია ასევე, რომ უფრო ფაქიზი და მრავალფეროვანი შეიძლება აღმოჩნდეს ბეილბის ფენის ზეგავლენა სხვადასხვა სუბსტრატის ზედაპირზე შექმნილი ელექტრონული ტექნიკის კომპონენტების მაგნი-

ტურ და სხვა ფიზიკურ თვისებებზე. ამის გამო, ექსპერიმენტული კვლევების საფუძველზე მექანიკური პოლირების დროს და ხახუნისას ზედაპირული სტრუქტურის წარმოქმნის იერარქიული თანმიმდევრობის ბუნების შესახებ წარმოდგენების გაღრმავება მნიშვნელოვნებას იძენს ტექნიკის ფართო სპექტრის სფეროთათვის.

იმის მიუხედავად, რომ ლითონებისა და შენადნობების პოლირებული ზედაპირებიდან ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” დიფრაქციის პრაქტიკულად ყველა ექსპერიმენტში დამტკიცებული იყო ბეილბის ფენის ამორფულობა და ეს ფაქტი დიდი ხნის განმავლობაში არ იყო დისკუსიის საგანი, ამ ბოლო დროს გამოჩნდა სამუშაოების მთელი სერია, რომელთა ავტორებიც სპილენძის პოლირებული ფენის ზედაპირის ტემ გამოკვლევების საფუძველზე ამტკიცებენ, რომ ზედაპირული ფენები იყვნენ კრისტალურნი და ყველა მათგანი აჩვენებდა პლასტიკური დეფორმაციის არსებობას. ჩვენის აზრით ავტორების მიერ მოცემული დასკვნა შეცდომაზეა დამყარებული, რაც გამოწვეულია ტემ გამოკვლევებისათვის ნიმუშის პრეპარირების არაკორექტულობით.

არსებულ წარმოდგენათა თანახმად, მექანიკური დამუშავებით (ხეხვა+პოლირება) დამახინჯებული ფენა არის მეტ-ნაკლებად განვრცობილი ზონა მყარი სხეულის გეომეტრიული ზედაპირის ქვეშ, რომელშიც დამუშავების გამოყენებული საშუალებების ფიზიკური ან/და ქიმიური ზემოქმედების შედეგად გარემოს ზემოქმედებასთან ერთად, ადგილი აქვს რთულ ფაზურ და სტრუქტურულ ტრანსფორმაციებს. ამიტომ ბუნებრივია ვივარაუდოთ, რომ დამახინჯებული ფენა არაერთგვაროვანია და თავად შესაძლოა შესდგებოდეს რამოდენიმე ზონისაგან გარე ზემოქმედების ძალების განაწილების ხასიათზე დამოკიდებულებით. თუმცა უმეტეს შემთხვევაში ამ შემადგენელ ზონათა სისქეები უცნობია და ყოველ კონკრეტულ შემთხვევაში აუცილებელია მათი ექსპერიმენტული განსაზღვრა უფრო მგრძობიარე და მაღალი გარჩევის ზედაპირის ანალიზის თანამედროვე მეთოდებით ვიდრე ჩვეულებრივი მეტალოგრაფია.

ზემოთქმულიდან გამომდინარე, სამუშაოს ამოცანები და მიზანი შეიძლება ჩამოყალიბდეს შემდეგნაირად:

1. ქრომისა და მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირებზე მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესში ფორმირებული ფურჩის თავისებურებებზე ზედაპირის მოდიფიცირებისა და თერმო-ქიმიური დამუშავების ზეგავლენის გამოკვლევა
2. ქრომის მაღალი შემცველობის (>40%) Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირზე ფორმირებული ბეილბის ფენის სისქის, ნანოსტრუქტურის, კომპოზიციური შემადგენლობისა და სტაბილურობის საზღვრების დადგენა ზედაპირების ზონდირების თანამედროვე ექსპერიმენტული მეთოდების კომპლექსური გამოყენებით.
3. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ზედაპირზე 1000-1400°C ტემპერატურულ ინტერვალში ჟანგვისას წარმოქმნილი ფურჩის ფორმირების საწყისი სტადიებისა და ზრდის სტრუქტურული ასპექტების ექსპერიმენტული გამოკვლევა.
4. ქრომის მაღალი შემცველობის (>40%) Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობისა და მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირებზე მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესში ფურჩის ფორმირების იერარქიული თანმიმდევრობის სტრუქტურული მექანიზმის შესაძლო სრული სურათის აგება 1200°C და უფრო მაღალ ტემპერატურებზე მუშაობისათვის განკუთვნილი დეტალების ზედაპირებზე ცვეთამედეგი და კოროზიამედეგი ოქსიდური დანაფარების მიღების ტექნოლოგიების სამეცნიერო საფუძვლების შექმნის მიზნით.

1. ლიტერატურული მიმოხილვა

1.1. თანამედროვე წარმოდგენები ქრომისა და მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირის ჟანგვის პროცესებზე

ქრომი ძნელდნობად ლითონთა შორის განსაკუთრებულ ადგილს იკავებს თავისი მხურვალმედეგობის, შედარებით მცირე წონისა და ბუნებაში ფართოდ გავრცელების გამო [1-7]. თუმცა, ყველა განსაკუთრებულ თვისებასთან ერთად, ქრომი როგორც მოცულობაცენტრირებული კრისტალური მესრის მქონე ლითონთა ერთ-ერთი წარმომადგენელი გამოირჩევა ასევე ცივმეტეხობითაც. სწორედ ეს უარყოფითი თვისება არის ის ძირითადი წინააღმდეგობრივი ბარიერი, რომელსაც აწყდებიან ქრომისგან (მისი

ფუძის შენადნობებისაგან) მხურვალმედეგი და მხურვალმტკიცე კონსტრუქციული მასალების შექმნისას, რადგან მათგან ყოველთვის არის მოსალოდნელი აღნიშნული პრობლემის წამოჭრა უკვე პრაქტიკაზე, ან თუნდაც მისი კვლევის ექსპერიმენტების დროს; ამასთან, ქრომისათვის დამახასიათებელია ძლიერი სიმყიფე, რაც როგორც წესი გამოწვეულია აზოტის შთანთქმით ჰაერზე მისი გახურების შედეგად [1-7], რაც ასევე არასასურველი თვისებაა მისი და დამატებით სირთულეებს ბადებს მასთან მუშაობისას. მიუხედავად ზემოთქმულისა, როგორც სუფთა ქრომი, ასევე მის ბაზაზე შექმნილი ოპტიმიზებული შემადგენლობის შენადნობები ძალიან დიდი ინტერესის საგანს წარმოადგენენ მაღალტემპერატურული კოროზიის სფეროში მომუშავე მკვლევარებისათვის [1-16]. ცნობილია რა ქრომის კოროზიის მიმართ მაღალი მედეგობა – იგი სხვადასხვა და ძირითადად კი აქტიურ და აგრესიულ გარემოებში სამუშაოდ განკუთვნილ მასალად მოიაზრება და ამიტომაც გამოიცდება და ტესტირდება ფართო ფრონტით, და განსაკუთრებით კი წყლის ორთქლის გარემოში [1, 2, 7, 8, 14].

შედარებისათვის ავტორებს [14] გამოცდილი აქვთ როგორც სუფთა ქრომის ნიმუშები, ასევე ქრომი ლეგირებული სხვადასხვა მინარევებით, მათ შორის რეაქტიული ელემენტებით (Y, Hf, La, Zr და სხვა, რომელთა შესახებაც დაწვრილებით ქვემოთ იქნება საუბარი), როგორც აღნიშნულ შემთხვევაში არის Y. სხვადასხვა ანალიტიკური მეთოდით მიღებული შედეგები სუფთა ქრომთან შედარებით ცალსახად ლეგირებული ქრომის სასრგებლოდ მეტყველებენ [14]. როგორც ცნობილია, თავად ქრომი მაღალი მხურვალმედეგობით გამოიჩევა, თუმცა 900°C-ზე და უფრო დაბალ ტემპერატურებზედაც მისი დამცავი ფურჩი მიდრეკილია ატკეცვისადმი და ამრიგად მატრიცის გაშიშვლებას აქვს ადგილი და კონსტრუქციის საიმედოობა საფრთხის ქვეშ დგება. სწორედ ამის გამოა რომ მიმართავენ მისი ამ და სხვა თვისების გაუმჯობესების ხერხებს; ძირითადად ახდენენ სუფთა ქრომის ლეგირებას ისეთი ლითონების საშუალებით, რომელნიც პლასტიურობით გამოირჩევიან, რაც მატრიცისადმი წაყენებულ მოთხოვნებს აკმაყოფილებს, ხოლო ფურჩის როგორც მექანიკური ასევე მაღალტემპერატურული და ადჰეზიური თვისებების გაუმჯობესების გზას ხედავენ მასალის რეაქტიული ელემენტებით ლეგირებაში, უფრო ზუსტად კი RE-ების

დამატებაში მატრიცაში ჩვეულებრივი მეტალურგიული წესით (კაზმში დამატება) როგორც სუფთა სახით ასევე მათი ჟანგეულების დისპერსოიდების სახით.

ავტორები ნაშრომისა [14] ასკვნიან, რომ ჟანგის სიჩქარე განსხვავებულია სუფთა ქრომის და ქრომის ფუძის შენადნობების შემთხვევაში მათზე წყლის ორთქლის ზემოქმედებისას ჟანგბადის პარციალური წნევის განსხვავებული მნიშვნელობების პირობებში. თუმცა ავტორებს არ აქვთ მოყვანილი იმ ფაქტის ახსნა, როდესაც წყლის ორთქლში, ჟანგბადის მინიმალური რაოდენობით, ჟანგისას იმატებს ზედაპირული ჟანგის მიერ H_2O -ს ადსორბცია, რაც შესაბამისად ჟანგის სიჩქარეს ზრდის და ზედაპირის მორფოლოგიაც განსხვავებული რელიეფურობით გამოირჩევა.

სუფთა ქრომის კოროზიულობა და მაღალ ტემპერატურებზე მიმდინარე პროცესები განხილულია ნაშრომში [2], რომელიც დაფუძნებულია იმ ექსპერიმენტურ შედეგებზე, რომლებიც მიღებული იქნა სუფთა ქრომის ჩვეულებრივ ჰაერზე, წყლით გაჯერებულ ჰაერზე, წყლის ორთქლი+ O_2 გარემოებში ჟანგისას დაკვირვებების შედეგად და ასევე ისეთი ქრომის ნიმუშებისა, რომლებზედაც უფრო ძლიერი ზემოქმედების თვალსაზრისით დაფენილი იყო $NaCl$ –ი. იმის მიუხედავად, რომ ნაშრომში გამოკვეთილი არ არის აღნიშნული ექსპერიმენტების დანიშნულება და რითი იყვნენ ისინი ნაკარნახევი, ერთი რამ ნამდვილად ნათელია, საფუძვლიანად და მარტივად არის ახსნილი მარილის ზემოქმედება მზარდ Cr_2O_3 -ზე და ზედაპირზე მიმდინარე პროცესების ფორმულირება ქიმიური ტოლობების დახმარებით მოქნილად არის მიყენებული აღნიშნული საკითხისადმი. ავტორები [2] ასკვნიან, რომ სუფთა ქრომი საკმარისად მედეგია $500-700^{\circ}C$ ინტერვალში ჟანგისას როგორც ჰაერზე, ასევე O_2 +წყლის ორთქლის გარემოშიც, რადგან აქ Cr_2O_3 -ის დამცავი ფურჩის წარმოქმნას აქვს ადგილი; აღნიშნული Cr_2O_3 -ი $NaCl$ -თან შედის რეაქციაში, როდესაც იჟანგება მარილით დაფენილი ქრომი და ამ დროს იგი თავის დამცავ თვისებებს კარგავს, მეტიც, ტემპერატურის მატებასთან ერთად და გარემოში წყლის ორთქლის შეყვანით პროცესი მეტად სწრაფი ხდება და $NaCl$ -ის ძალზედ აგრესიული ზემოქმედება ვლინდება [2]. მიუხედავად იმისა, რომ სუფრის მარილის გავლენა სუფთა ქრომზე მართლაც საინტერესო მოვლენაა, ძირითადად გვხვდება მაინც ისეთი კვლევები, რომლებიც უკავშირდებიან სუფთა ქრომის მაღალტემპერატურულ ჟანგვას ჩვეულებრივ

ატმოსფეროს, წყლის ორთქლით გაჯერებულ და ჟანგბადით მდიდარ გარემოებში [1, 14]. მეტად საინტერესოა თავად ქრომის ჟანგის ფურჩი გაზრდილი სხვადასხვა ატმოსფერულ გარემოში და რა ზეგავლენას ახდენს გარემო თავად ფურჩის მიკროსტრუქტურაზე. როგორც აღმოჩნდა წყლის ორთქლით მდიდარ გარემოში გაზრდილი Cr_2O_3 ორგვარი სტრუქტურისაა, ანუ მისი გარე ნაწილი კომპაქტური კოლონარული აღნაგობისაა, ხოლო შიდა ქვეფურჩი შედარებით მსხვილმარცვლოვანია, რომელშიდაც ასევე ფორებიც შეიმჩნევა. ამასთან ეს უკანასკნელი უფრო დიდი სიჩქარით იზრდება H_2O გარემოში ვიდრე O_2 -ში, რის მიზეზადაც ავტორებს [1] მოყვანილი აქვთ ჟანგბადის შემცველი ჩანართების ტრანსპორტი, ნელა-დიფუნდირებადი ჟანგის იონები O_2 -სა და H_2O გარემოში ჟანგვისას შესაძლოა ძლიერ მობილური ჰიდროქსიდის ბრალიც იყოს. თანაც, როგორც წესი, ჟანგბადში გაზრდილი ფურჩი უფრო მეტადაა მიდრეკილი ატკეცვისადმი შედარებით H_2O გარემოში გაზრდილთან.

იმის გათვალისწინებით რომ გაჩნდა მოთხოვნილება ისეთი მასალებისა, რომელთა სამუშაო ტემპერატურები ბევრად აღემატებიან სუფთა ქრომის სამუშაო ტემპერატურებს და მათ უფრო მეტი პლასტიურობის პირობა წაეყენებათ, გამოსავალი მოიძებნა იგივე სუფთა ქრომის ლეგირებაში სხვადასხვა მალეგირებელი ისეთი ელემენტებით, რომელნიც ზემოთ მოყვანილ მოთხოვნებს პასუხობენ [3, 13, 16], და ასეთი კი ე.წ. მცირედლეგირებული ქრომის სახელით ცნობილი მასალებია, ანუ ქრომის ფუძის შენადნობები. იმის მიუხედავად, რომ არსებობს მთელი რიგი ნაშრომებისა მიძღვნილი როგორც სუფთა ქრომის ასევე მცირედლეგირებული ქრომის მაღალტემპერატურული ჟანგვის კვლევებისადმი, შეიძლება ითქვას, რომ ამ რთული მექანიზმების რიგი ასპექტებისა ჯერაც არ არის გარკვეული. მრავალი კვლევის შედეგებიდანაც ნათელი გახდა ის ფაქტი, რომ მცირედლეგირებულ ქრომზე (რომლის შემადგენლობაც არის: $\text{La}=0.51$, $\text{Ta}=0.30$, $\text{O}_2=0.08$, $\text{C}_2=0.063$, $\text{N}=0.01$, ხოლო დანარჩენი ქრომი) იზრდება ქრომის ჟანგის ფურჩი, რომელიც მატრიცასთან შიდა საზღვარზე ხასიათდება შედარებით მჭიდრო წყობის Cr_2O_3 -ის წვრილი კრისტალური აღნაგობით, ხოლო მისი გარე ნაწილი ქრომის ჟანგის ფირფიტისებრი მოზრდილი კრისტალების წყობისაა [9]. ამასთან ლანთანის ქრომიტის LaCrO_3 თხელი გარსითაა გარშემორტყმული ქრომის ჟანგის წვრილი

მარცვლები. ავტორების დასკვნით, ჟანგის ფურჩის გასქელება ხდება ქრომის ატომების გარეთ მიმართული დიფუზიის ხარჯზე და მხოლოდ ცალკეულ არეებზე იქმნება ჟანგბადის, ქრომის ატომების საწინააღმდეგოდ მიმართული, დიფუზური შეღწევის პირობები Cr_2O_3 -ის დასაფორმირებლად. უნდა აღინიშნოს ავტორების ფრთხილი მიდგომა ჟანგის ზრდაში ერთმანეთის საწინააღმდეგოდ მიმართული კათიონებისა და ანიონების დიფუზიის ტენდენციის მიმართ, რა ფაქტიც დღევანდელი წარმოდგენების მიხედვით საყოველთაოდ მიღებული და არაერთხელ ექსპერიმენტულად დამტკიცებულია და არავითარ ეჭვს აღარ იწვევს.

ექსპერიმენტული კვლევების შედეგად გამოვლენილი ის გარემოება, რომ La (ისევე როგორც რეაქტიული ელემენტების სხვა წარმომადგენლები) რაღაც განსაკუთრებულ ზეგავლენას ახდენს მცირედლეგირებულ ქრომზე (და ასევე Fe-Cr-Al-ის სისტემის შენადნობებზე და შესაძლოა სხვა კომპოზიციურ მასალაზეც) მაღალტემპერატურული ჟანგვისას მზარდ ოქსიდურ ფურჩზე, კერძოდ კი გაუმჯობესებული, გაზრდილი პროტექტული თვისებები აშკარად არის გამოვლენილი, რასთან დაკავშირებითაც ავტორები [10] იხილავენ ოქსიდური ფაზების ჟანგბადის გარემოში $1000-1200^\circ\text{C}$ ტემპერატურებზე ჩასახვისა და ზრდის მექანიზმებს, სწორედ იმ ფაზებისა, რომლებიც შეადგენენ მასალის ზედაპირულ შრეს. სხვადასხვა მეთოდით ჩატარებულმა კვლევებმა უჩვენეს, რომ მაღალ ტემპერატურებზე ჟანგვისას მცირედლეგირებულ ქრომზე ფორმირდება ორფაზიანი ჟანგის ფურჩი. გამოვლენილი მორფოლოგიური თავისებურებების საფუძველზე ნაშრომში მოცემულია ჟანგის ზრდის რეალური მექანიზმი. მაგრამ ავტორებს სამწუხაროდ შესწავლილი აქვთ მცირედლეგირებული ქრომის ჟანგვის მხოლოდ საწყისი ეტაპები (10სთ). როგორც გაირკვა მცირედლეგირებულ ქრომში არსებული La (ან სხვა იშვიათმიწა ელემენტი) ორ მისიას ასრულებს, იგი ახდენს მატრიცის რაფინირებას სხვა მინარეული ჩანართებისაგან, ანუ მისი ნაწილი იხარჯება ქრომის მყარი ხსნარის ჟანგბადისა და აზოტისაგან “გასათავისუფლებლად” და აგრეთვე მისი დანარჩენი ნაწილი მონაწილეობს ქრომის ჟანგში დიფუზური ბარიერების ფორმირებაშიც [11, 12]. აქვე დიდი ყურადღება ეთმობა La-ის განაწილების ხასიათს ქრომის ფუძის მყარ ხსნარში, როგორც მის დაუჟანგავ ნიმუშებში, ასევე მასალის ჟანგბადის გარემოში მაღალტემპერატურული ჟანგვის (25სთ) შემდგომ ფორმირებულ ფურჩში [11].

ავტორების აზრით, რომელიც მემ და მიკრორენტგენოსპექტრალური ანალიზების შედეგების შესწავლას ეყრდნობა, La-ის სფეროიდალური ჩანართები, რომლებიც საკმარისად ერთგვაროვნად არიან განაწილებულნი საწყისი სტრუქტურის მარცვლების მოცულობაში, უფრო ზუსტად კი ტრანსკრისტალურ არეებში, გამოწვეულია ამ ელემენტის ძალზედ მცირე ხსნადობით ქრომის მატრიცაში და როგორც იმავე ავტორების ერთ-ერთი უახლესი ნაშრომიდან [5] ხდება ნათელი, La-ის კონცენტრაცია მცირედლეგირებულ ქრომში არ უნდა აჭარბებდეს რაღაც გარკვეულ ოპტიმალურ ზღვარს ($\leq 0.3\%$ მასის მიხედვით), სხვა შემთხვევაში თავად მატრიცას ემუქრება ამით საფრთხე და ეს შესაძლებელია მისი რღვევის მიზეზიც კი გახდეს.

ცნობილია, რომ მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირზე ადგლი აქვს ორფაზიანი ფურჩის ფორმირებას მისი მაღალ ტემპერატურებზე ჟანგის შედეგად. რადგან აღნიშნული ფურჩის შემცველობის უმეტესი წილი Cr_2O_3 -ზე მოდის, ბუნებრივია, რომ ჟანგის შემდგომი ზრდა Cr_2O_3 -ის მესრის გავლით მასის გადატანის შედეგად მოხდება და დეფექტების რაოდენობა მასში განსაზღვრავს ჟანგის რეაქციის სიჩქარეს [12, 15]. მაგრამ როგორც გამოკვლევებმა აჩვენეს La-ის შემცველ მცირედლეგირებულ ქრომს, ანუ მასალას, რომელიც მაღალტემპერატურული ჟანგის შედეგად წარმოქმნის თავის ზედაპირზე $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{LaCrO}_3$ -ის ორფაზიან ფურჩს, ძალუძს განახორციელოს მუშაობა ისეთ ტემპერატურებზე როგორცაა $\sim 1200^\circ\text{C}$, განსხვავებით მხოლოდ მონოფაზური, Cr_2O_3 -ის წარმომქმნელი მასალისაგან, რაც ამ უკანასკნელის სუბლიმაციით არის განპირობებული; ამის მიზეზი კი, Cr_2O_3 -სგან განსხვავებით, LaCrO_3 -ში ქრომის კათიონური დიფუზიის დაბალი პარამეტრების მნიშვნელობებში ძვეს [12]. ამრიგად, მხურვალმედეგი ქრომის შენადნობებზე, რომლებიც დამატებით ლანთანსაც შეიცავენ, დამცავი ფირის ფორმირება და ზრდა ძირითადად ქრომის კათიონების დიფუზიის წვლილით არის განპირობებული, და როგორც ავტორები აღნიშნავენ, მისი შემხვედრი ჟანგბადის დიფუზია ჟანგის გავლით, როგორც სჩანს მკვეთრად გაძნელებულია [12]. მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირზე, ჟანგის შედეგად ფორმირებული ქრომის ოქსიდის ფურჩი წარმოადგენს მისი ქიმიური წინააღმდეგობის ძირითად განმსაზღვრელ ფაქტორს, მაგრამ სამწუხაროდ აღნიშნული ოქსიდი ვერ უზრუნველყოფს მატრიცის დაცვას ისეთ ტემპერატურებზე რომლებიც 1200°C -ს აღემატებიან, მაშინაც კი როდესაც

ისინი ოპტიმალური რაოდენობის RE-ებით არიან უზრუნველყოფილნი. აღნიშნული გარემოება გამოწვეულია იმით, რომ ასეთ მაღალ ტემპერატურებზე Cr_2O_3 -ის მარცვალთაშორისები, რომლებიც ტრანსპორტის ძირითად საშუალებას წარმოადგენენ იგივე შემცველობის ფურჩში, კარგავენ თავიანთ პროტექტულობასა და ბარიერულ თვისებებს კოროზიის მიმართ ასეთ მაღალ ტემპერატურებზე მიუხედავად მათი ზედაპირის დამუშავებით გამოწვეული ხარისხისა ჟანგვამდე, ანუ საწყისი ზედაპირის მდგომარეობისაგან დამოუკიდებლად [5, 8]. გამომდინარე იქედან, რომ არსებობენ ისეთი ლითონები, რომელთა ოქსიდები უკეთეს მედეგობას იჩენენ მაღალტემპერატურული ჟანგვის მიმართ, აუცილებელი გახდა მცირედლეგირებული ქრომის მატრიცის კომპოზიციაში კორექტივების შეტანა და მისი ოპტიმიზაცია გარკვეული დანამატებით. ერთ-ერთი ასეთი კომპონენტი, აღმოჩნდა Al, რომლის ჟანგსაც (კორუნდის მოდიფიკაცია, რომელიც მხოლოდ ძალიან მაღალ ტემპერატურებზე წარმოიქმნება) ახასიათებს Cr_2O_3 -თან შედარებით ნაკლები ზრდის სიჩქარე და უკეთესი კოროზიამედეგობა და რაც მთავარია იგი არ განიცდის დისოციაციას და აორთქლებას 1200°C -ზე უფრო მაღალ ტემპერატურებზე [5].

1.2. 19-25% Cr-ის შემცველი Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობების

მაღალტემპერატურული კოროზიის კინეტიკური და სტრუქტურული ასპექტები

Al_2O_3 -ის ფურჩის წარმომქმნელი რკინა-ქრომ-ალუმინის ტიპის შენადნობები დღეს განიხილებიან როგორც პერსპექტიული მასალა კოროზიის გამომწვევ ისეთ აქტიურ გარემოებში სამუშაოდ, როგორცაა NO_x , SO_x , HCN, გამონაბოლქვი აირები, ასევე ჟანგბადითა და აზოტით გამდიდრებულ ჩვეულებრივ ატმოსფეროებში ისეთ მაღალ ტემპერატურებზე, რომლებიც აღემატებიან 1000°C -ს და მერყეობენ დაახლოებით 1400°C -მდეც კი. თუმცა მიუხედავად აღნიშნული ტიპის შენადნობების ამგვარი დიდი პოტენციალისა ამ ეტაპზე მიმდინარეობს მათი ოპტიმიზაციის, თვისებათა გაუმჯობესების გზების ძიება, რაც გამოიხატება მათივე კომპოზიციური შემადგენლობების იმგვარ სრულყოფაში, რის შედეგადაც მიღებული ახალი

შენადნობები გამოავლენენ მათდამი წაყენებული მოთხოვნების დამაკმაყოფილებელ თვისებებს და არ იქნებიან მიდრეკილნი σ -ფაზის გამოყოფისადმი [17].

აღნიშვნის ღირსია ის ფაქტი, რომ Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების 1000-1300°C ტემპერატურებზე ჟანგვისას, მათ ზედაპირებზე ფურჩის ფორმირების პროცესში ამ უკანასკნელში გარკვეული დამაბულობების წარმოქმნას აქვს ადგილი. სწორედ ეს პრობლემა იქცა ტოლფიგოსა და კლარკის [18] განხილვისა და გაანალიზების საგნად. მათი წარმოდგენით, იტრიუმით ლეგირებული Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვისას წარმოქმნილი Al_2O_3 -ის ოქსიდი ორგანოზომილებიან (დიაქსიალურ, ბრტყელ) ძაბვებს შეიცავს. ანუ, როგორც გაირკვა, ჟანგვის პროცესში ადგილი აქვს ალუმინის ჟანგის ფურჩის მაღალ მაკომპრესირებელი ზრდის ძაბვებს და ამასთან თერმული ცვლილებების ძაბვებსაც გამოწვეულს გაცივების პროცესით. ამასთან ითვლება, რომ ფურჩის შრედაშრე ზრდისას დამაბულობაც უწყვეტად იზრდება ფურჩის სისქის მატებასთან ერთად, ჟანგის ფურჩის ცოცვალობა (კრიპი) კი წარმოადგენს ძირითად მარელაქსირებელს, თანაც მხოლოდ მაშინ როდესაც ფურჩი ჯერ კიდევ თხელია; ხოლო მაღალტემპერატურული ჟანგვის უფრო გვიანი სტადიებისას სწორედ ლითონი განიცდის საკმაოდ დიდ დეფორმაციას. თუმცა, მიუხედავად იმისა, რომ ამ დროისათვის ჯერაც ბოლომდე არ არის შესწავლილი ჟანგვაზე დამაბულობის [19] ფენომენის ზემოქმედება, ერთი რამ აშკარაა, - ადგილი აქვს კონკურენციას დამაბულობის ენერგიასა და მის რელაქსაციას შორის Fe-Cr-Al სისტემის საკვლევ შენადნობებში. რელაქსაცია აქ გამოიხატება კრიპისა და პლასტიკური დეფორმაციების გაჩენაში ფურჩის დანაოჭების პარალელურად, რაზედაც თავის მხრივ მოქმედებს მასალის ისეთი პარამეტრები როგორებიცაა სტრუქტურული და გეომეტრიული მახასიათებლები, და რადგან, როგორც ამას ავტორები [18] ამტკიცებენ, ასეთ დროს ადგილი არ აქვს დამაბულობის გრადიენტს ე.ი. მაკომპრესირებელი ბრტყელი დამაბულობა დაბალანსირებულია ლითონში საპირისპირო ორგანოზომილებიანი გაჭიმვის ძაბვებით.

იგივე პრობლემისადმი მიძღვნილი ნაშრომები კიდევ არა ერთ ავტორს აქვს გამოქვეყნებული [20-22], რომლებიც დათარიღებულია ერთი და იგივე პერიოდით და რომელთა შედეგებიც მსგავსია ზემოთ მოყვანილისა, ანუ ნათელია, რომ Fe-Cr-Al (და ამასთან ერთად Ni-Cr-Al) სისტემის შენადნობებზე წარმოქმნილი ალუმინის ჟანგის

ფურჩი უეჭველად გამოიჩევა მაკომპრესირებელი ძაბვებით მაღალ ტემპერატურებზე, რაც ასევე ნიმუშის ზომების ცვლილებაში [23, 24] და ფურჩის დანაოჭებაში [25, 26] გამოიხატება, ხოლო ეს უკანასკნელნი კი სავარაუდოდ და თანაც მაღალალბათურად, რეაქტიული ელემენტების არ არსებობით არიან განპირობებულნი მოცემული შენადნობის შემთხვევაში. ხსენებული ფაქტით კიდევ ერთხელ დასტურდება მცირე დანამატების (L, Y, Hf, Zr) დადებითი ეფექტით Fe-Cr-Al-RE ტიპის სისტემის შენადნობების ზედაპირებზე მზარდ ფურჩზე მაღალტემპერატურული ჟანგისას.

Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობებზე რეაქტიული ელემენტების ეფექტის თემატიკა ფართოდ იქნა გაშუქებული არა ერთ მეტად საინტერესო სამეცნიერო პუბლიკაციაში [27-32], გამოქვეყნებული წინა საუკუნის 80-იანი წლებიდან დღემდე, მაგრამ გასული ორი დეკადის განმავლობაში მან განსაკუთრებული მნიშვნელობა შეიძინა, როდესაც ხელმისაწვდომი გახდა ისეთი ანალიტიკური ტექნიკა როგორცაა მიმს, მემ, ტემ, ტდს და სხვა. ასეთ სამუშაოებს შორის აღსანიშნავია ისინი, რომლებიც მიძღვნილნი არიან უშუალოდ ცალკეული რეაქტიული ელემენტის, როგორცაა იტრიუმი [27], ლანთანი და ჰაფნიუმი [28, 30], ეფექტისადმი Fe-Cr-Al შენადნობების ზედაპირებზე მზარდი ფურჩის განვითარების პროცესსა და მის მიკროსტრუქტურაზე. Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობების მაღალტემპერატურული კოროზიის, როგორც კინეტიკური ასევე სტრუქტურული ასპექტების განხილვისას, უპრიანი იქნებოდა ყურადღება შეგვეჩერებინა პინტის სტატიაზე [31], სადაც ავტორს მიმოხილული აქვს 1980 წლის უიტლისა და სტრინჯერის მიერ გამოქვეყნებული სტატია და ამ დროიდან მოყოლებული თუ რა ევოლუცია განიცადეს წარმოდგენებმა, რომლებიც შეეხება RE-ების და სხვა მალეგირებელი მინარევების ზეგავლენას შენადნობებზე ბოლო 21 წლის განმავლობაში 113 დასახელების სამეცნიერო ნაშრომის შედეგების ციტირებით. რა თქმა უნდა პროგრესი უპირველესად გამოწვეული არის დღევანდელი საკვლევ-ტექნიკური ბაზის სრულყოფით (დაწყებული ჩვეულებრივი ანალიტიკური სასწორითა და ურთულესი მიკროსკოპიული მოწყობილობებით დამთავრებული). როგორც დღეისათვის არის ცნობილი, და ეს კიდევ ერთხელ აღნიშნული [31] სამუშაოდანაც ირკვევა, დადებითი ეფექტი მიიღწევა როგორც ქრომის ჟანგის, ასევე ალუმინის ჟანგის წარმომქმნელ შენადნობთა უმეტესობისათვის. ე.წ. იშვიათმიწა ლითონების, ან

სხვაგვარად რეაქტიული ელემენტების (RE) ეფექტი პირველად აღმოჩენილი და დაპატენტებული იყო 1947 წელს პვეილის მიერ და მას შემდეგ იგი უამრავი ნაშრომის ობიექტია. იმ დროინდელი თვალსაზრისით უიტილი და სტრინჯერის სტატია [32] შესაძლოა მართლაც გამორჩეულ და ორიგინალურ ნამუშევარს წარმოადგენდა 80-იანი წლების თვალთახედვის ფარგლებში, მაგრამ რადგან მას შემდეგ მოხდა მნიშვნელოვანი გარღვევა RE-ების ეფექტების აღქმა-გაგებაში, რომ კორექტული იქნებოდა დასკვნები გაგვეკეთებინა დღეს არსებულ უამრავ სხვა უახლეს წყაროზე დაყრდნობით.

RE-თი „მდიდარი“ ჟანგის ნაწილაკები ისახებიან და იზრდებიან ფურჩი/აირი საზღვარზე [33, 34], მაგრამ თუ მაღალტემპერატურული ჟანგვა (გამოწვა) იქნება ხანმოკლე, ან ტემპერატურა არასაკმარისად მაღალი, ეს ნაწილაკები (RE-ს ოქსიდები) სრულებით არ დაიშორება ფურჩი/გაზი გამყოფ საზღვარზე და მხოლოდ რაღაც გარკვეული პერიოდის გავლის შემდეგ ხდება ამ ნაწილაკების აკუმულირება, რაც ადასტურებს იმ ფაქტს, რომ რეაქტიული ელემენტები მასალის ჟანგვის პროცესში დიფუნდირებენ ზედაპირისკენ და მათი დიფუზიის მამოძრავებელი ძალა იგივეა, რაც ჟანგვის რეაქციისათვის ჟანგბადის პოტენციალის გრადიენტი. მაგრამ, რადგანაც RE-ების ხსნადობა Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების მასალებში არის მინიმალური, მას დიფუნდირება მარცვალთაშორისებში უწევს. ამრიგად, რეაქტიული ელემენტების იონები არა სტატიკური არამედ სწორედაც რომ დინამიკურია, რაც ეწინააღმდეგება კინეტიკის იმ მოდელს, სადაც მაღალტემპერატურული ჟანგვისას უფრო სტაბილური ოქსიდები ფორმირდებიან ნაკლებად სტაბილური ჟანგეულების ფენის ქვეშ [35]. ამასთან, ფურჩში (ისევე როგორც თავად მატრიცაში) დიფუზიის ძირითადი და ერთადერთი საშუალება, როგორც ჟანგბადისა ასევე მასალის კომპონენტებისა, და ძირითადში კი Al-სა, არის მარცვალთაშორისები და ლოგიკურია ვივარაუდოთ, რომ რაც მეტად წვრილმარცვლოვანი იქნება ჟანგის ფენა მით მეტი პლასტიურობით ხასიათდება იგი და მით უფრო ადჰერენტული იქნება იგი მატრიცასთან, რასაც თავის მხრივ ხელს უწყობს რეაქტიული ელემენტების მცირე დანამატები მასალაში, და აღსანიშნავია, რომ RE-ების სწორედაც რომ იონები (და არა მოლეკულები ან სხვა ნაწილაკები) არიან პასუხისმგებელნი მაღალ ტემპერატურებზე ფურჩში მუდმივად მიმდინარე ტრანსპორტის ბლოკირებაზე მასალის ჟანგის მარცვალთაშორისებში.

ამრიგად, ნაშრომი [31] ძალზედ ინფორმატიულია და მოიცავს ასპექტებს RE-ჯანგვა-მატრიცა-ფურჩი ურთიერთდამოკიდებულებისა და შეიძლება ითქვას განიხილავს უმეტეს, ძირითად, დღემდე ცნობილ სამუშაოს შესრულებულს და დაკავშირებულს აღნიშნულ თემატიკასთან მოყოლებული სტრინჯერისა და უიტლის მიერ [32] გამოქვეყნებული (იგივე მიმოხილვითი ტიპის) სტატიის პერიოდიდან, საიდანაც აბსოლუტურად ნათელია როგორც თეორიული ასევე პრაქტიკული ღირებულების უამრავი წინ გადადგმული ნაბიჯი, ანუ მისი გაცნობის შემდეგ შესაძლებელია ჩამოყალიბდეს სრულიად ნათელი სურათი და საკმაოდ ჭეშმარიტი აზრი დღეისათვის არსებულ ვითარებაზე და პროგნოზზე როგორც ალუმინის ასევე ქრომის ჟანგის წარმოქმნელ შენადნობებზე რეაქტიული ელემენტების ეფექტის თაობაზე. თუმცა ბევია ისეთი მასალაც რომელიც არ, ან ვერ მოხვდა პინტის [36] მიმოხილვაში.

იტრიუმით დოპირებული მაღალი სისუფთავის Fe-Cr-Al-ის შენადნობების სხვადასხვა უახლესი ტექნიკური საშუალებითა და $^{16}\text{O}/^{18}\text{O}$ ორსაფეხურიანი მეთოდით შესწავლისას, ავტორებმა [27] დააფიქსირეს მნიშვნელოვანი მოვლენა, კერძოდ, ადგილი ჰქონდა ჟანგბადის (როგორც ჰაერზე ჟანგვის ერთ-ერთ ძირითად დამჟანგველ აგენტს) მასალის სიღრმეში მიმართულ დიფუზიას, ნიმუშის 1200°C -ზე დაჟანგვის შემთხვევისას, მაშინ როდესაც იგივე მაგრამ უიტრიუმო (ანუ განზოგადოებულად რომ ვთქვათ RE-ებისგან თავისუფალი) შენადნობის ჟანგვისას ხდება როგორც ზემოთხსენებული ფაქტი – ჟანგბადის ე.წ. შიგნით მიმართული დიფუზია, ასევე მისი საწიააღნდეგო – გარეთ (ზედაპირისკენ) მიმართული Al-ის დიფუზია [37]. ფაქტიურად, როგორც ჩანს, რეაქტიული ელემენტი როგორცაა იტრიუმი, ამუხრუჭებს და ზღუდავს Al-ის დიფუზიას რაც თანმდევი პროცესია Y-ის ჟანგის გამოყოფისა $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ მარცვალთაშორისებში და ლითონ/ოქსიდის საზღვრებზე, რაც თავის მხრივ აუმჯობესებს ადჰერენტულობას ზედაპირთაშორისში. აქედან გამომდინარე RE-ების პოზიტიური ეფექტი არ იწვევს ეჭვს. ავტორები [27] ახდენენ ამ ფაქტის კონსტატირებას, და ეს მოვლენა ჩვენს მიერაც არის გამოკვლეული Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის შემთხვევაშიაც. ნაშრომში [27] ცალსახად ნაჩვენებია, რომ Y-ით ლეგირებული შენადნობის ნიმუში პრაქტიკულად არ განიცდიდა ფორმირებული ოქსიდური ჟანგის ატკეცვას, განსხვავებით არადოპირებულისაგან, როდესაც ატკეცვა ხდებოდა

კონკრეტულად მარცვალთაშორისების მიმდებარე არეებიდან ნიმუშის გაცივების შემდგომ. ამასთან მემ გამოკვლევების შედეგებმა დაადასტურეს Y-იანი ნიმუშების ზედაპირზე კოლონარული (გრძივი) მარცვლებისგან შემდგარი ჟანგის სტრუქტურის არსებობა. სწორედ ეს უკანასკნელი, ჩვენის აზრით, არის იმის მიზეზი, რომ მიღებული ფურჩი არის მოქნილი და დრეკადი, და შესაბამისად გამოირიცხება (ან მინიმუმამდე დაიყვანება) ატკეცვის შესაძლებლობა, განსხვავებით ტოლდერმა მარცვლებისაგან შემდგარი, რიგიდული ფურჩისაგან უიტრიუმო შენადნობის ზედაპირზე, რომელიც ღუმელიდან ნიმუშის გამოღებისთანავე იწყებს ატკეცვას.

მსგავსად იტრიუმისა ლანთანიც, როგორც რეაქტიული ელემენტების ერთ-ერთი ტიპური წარმომადგენელი, ანალოგიურ ეფექტს ახდენს Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობებზე. ჰირამაცუმ და სტოტმა თავიანთ სტატიაში [28] ნათლად გამოკვეთეს La-ის როლი კილიტის სახის ნიმუშის ზედაპირზე განვითარებულ ფურჩზე მაღალტემპერატურული ჟანგისას. ლანთანის 0.1%-ზე ოდნავ მეტი პროცენტული დანამატიც კი ზრდიდა Fe-20Cr-5Al შენადნობის მედეგობას 24 საათიდან 400 საათამდე მაღალტემპერატურებზე, ანუ თითქმის 17-ჯერ. საკვლევი შენადნობის კილიტის ჟანგვა მიმდინარეობდა სამ ეტაპად: 1) ალუმინის ჟანგის ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) ფორმირება და ზრდა ზედაპირისქვეშა ფენის ალუმინით გაღარიბების რაღაც გარკვეულ კრიტიკულ დონემდე. 2) ქრომის ჟანგის (Cr_2O_3) ფორმირება უკვე შექმნილი Al_2O_3 -სა და მატრიცის ფენებს შორის, და 3) ატკეცვის პროცესი (400 სთ-ს შემდგომ) არის ის ბოლო ეტაპი რომლითაც ფაქტიურად სრულდება მთელი ზედაპირის ჟანგვა და შედეგად რჩება ქრომის ჟანგი მოფენილი კილიტის ნიმუშის ზედაპირზე. ამან არ უნდა გვაფიქრებინოს, რომ რკინა სლაც არ იღებს მონაწილეობას ჟანგვის პროცესში, რადგან ის ქრომის ჟანგი რომელც აღმოჩნდა მატრიცა/ Al_2O_3 -ის ზედაპირთა შორის, საკმაო რაოდენობით შეიცავს რკინის ნაწილაკებსაც, ანუ ფაქტიურად იმ დასკვნის გამოტანა შეიძლება, რომ ადგილი ჰქონდა სელექციურ ჟანგვას. ეს საკითხი ჯერაც გაურკვეველია და ჩვენის აზრით ისევ და ისევ ამოცანის დასმაზეა დამოკიდებული. ჩვენს მიერ საკვლევი Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის შესწავლისას, განსხვავებით ზემოთ მოყვანილი კილიტის სახის ნიმუშისაგან, ჩვენ ვიყენებდით შედარებით სქელ (~5მმ) ნიმუშებს და ქრომის ბინარული ჟანგის ფორმირებამდე საქმე არ მისულა Al-ის საკმაოდ დიდი “რეზერვუარის”

არსებობის გამო. ერთ-ერთი ძირითადი თვისება რეაქტიული ელემენტებისა ეს არის ის რომ შეაჩერონ გარეთ (ზედაპირისკენ) მიმართული კათიონების ტრანსპორტი, რის ხარჯზედაც ფურჩი პრიორიტეტულად გაიზრდება შიგნით, ანუ ჟანგბადის (და გარემოში არსებული სხვა მჟანგავი ელემენტების) დიფუნდირებით მასალის ზედაპირში (და მასთან ახლო მდებარე ფენებში) [27-29, 38-41].

ამრიგად, რეაქტიული ელემენტების პოზიტიური ზეგავლენა Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობებზე მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ერთმნიშვნელოვანია. როგორც აღმოჩნდა ლანთანის გარდა შენადნობში სხვა RE-ების შეყვანა, მაგალითად როგორც არის Hf, იწვევს ჟანგვის პროცესის ხანგრძლივობის კიდევ უფრო შემცირებას, ანუ დროის თანაფარდობა ფურჩის სისქესთან საკმაოდ კლებულობს. თუმცა როგორც ეს ნათელი გახდა ჰირამაცუს და სტოტის კიდევ ერთი უახლესი გამოქვეყნებული სტატიიდან [29], მოლიბდენის მცირე პროცენტული დანამატი Fe-Cr-Al სისტემის მასალაში კიდევ უფრო აუმჯობესებს ატკეცვისადმი წინააღმდეგობას კილიტის ფორმის ნიმუშის შემთხვევაში. მაღალტემპერატურული კოროზიის სფეროში, რეაქტიული ელემენტების შესახებ საყოველთაოდ მიღებული მოსაზრებებისაგან მეტად განსხვავებული შედეგები გამოქვეყნდა 2002 წელს ნაშრომში [42], სადაც ავტორებმა, უახლესი ანალიტიკური მეთოდების გამოყენების შედეგად Zr დანამატების მქონე Fe-Cr-Al შენადნობების ზედაპირებზე ფორმირებული ალუმინის ჟანგის კვლევისას დაადგინეს არაორდინალური და მოულოდნელი შედეგები, რომ Zr-ი ალუმინის ჟანგის სტრუქტურის მოდიფიკაციაზე ახდენს ზეგავლენას, რასაც მიყვავართ ფურჩის ზრდის შედარებით მაღალ სიჩქარეებამდე, თანაც პროცესი გრძელდება Zr-ით გაღარიბებამდე მატრიცის მოცულობის ზედა შრეებში, რის შემდეგაც ფურჩის განვითარების სიჩქარე უბრუნდება ჩვეულებრივ დამზერილ მნიშვნელობებს. ნათელია, რომ ცირკონიუმის ეფექტი (რომელც ჯერ კიდევ კითხვის ნიშნის ქვეშ დგას დადებითია თუ პირიქით) პირდაპირ და თანაც ძლიერ დამოკიდებულებაშია ნიმუშის (ან უკვე ნამზადის) სისქესთან. საქმე ისაა, რომ სხვა რეაქტიული ელემენტებისაგან განსხვავებით Zr იწვევს ფორიანობის გაჩენას მზარდ ფურჩში და ადგილი აქვს ცირკონიუმის ჩანართების გაჩენას ფურჩში. ამასთან ოქსიდს მიდრეკილება უჩნდება ჟანგბადის დიფუზური გასასვლელების დიდი სიმკვრივის წარმოქმნისა, რაც არის კიდევაც ფურჩის ზრდის

დიდი სიჩქარის განმაპირობებელი ფაქტორი შედარებით Fe-Cr-Al სისტემის ისეთ შენადნობებთან, რომელთაც არ გააჩნიათ კერძოდ Zr დანამატი. ამრიგად, რეაქტიული ელემენტების ზეგავლენის შესწავლა შენადნობზე, მასზე მზარდ ჟანგზე, მის მორფოლოგიასა და ზრდის სიჩქარეზე ნამდვილად მოითხოვს შემდგომ კვლევებს უფრო კონკრეტული და მრავალფეროვანი ინფორმაციის მოძიების მიზნით.

მაღალტემპერატურული ჟანგვის კინეტიკის მათემატიკური მოდელირება ალბათ არანაკლებ მნიშვნელოვანია მისი სიზუსტიდან და ექსპერიმენტულ შედეგებთან მიახლოების შესაძლებლობიდან გამომდინარე. სწორედ ამ საკითხს მიუძღვნეს თავიანთი ნაშრომი ლიუმ და მისმა თანაავტორებმა [43]. ავტორები იხილავენ მათემატიკურ მოდელს, რომელიც ეფუძნება ჟანგბადის შიგნით მიმართული დიფუზიის მექანიზმს ოქსიდის მარცვალთაშორისების გავლით. მათი შედეგები, როგორც ამას თავად ავტორები აცხადებან, უკეთეს თანხვედრაშია ექსპერიმენტულ მონაცემებთან ვიდრე ჟანგვის პარაბოლურ კანონს დაქვემდებარებული კინეტიკა და რომ Y-ით დოპირებული Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობის ჟანგვა მიმდინარეობს კუბურ კანონს დაქვემდებარებული კინეტიკის მიხედვით; ანუ ექსპონენციალური რიცხვი, ალუმინის ჟანგის მარცვლის ზრდისათვის, არის გამოთვლილი და იგი ~3-ია. იმის გათვალისწინებით, რომ RE-თი დოპირებული შენადნობის შემთხვევაში, ჟანგბადის ანიონების ტრანსპორტი ხდება ალუმინის ჟანგის მარცვალთაშორისების გავლით და ეს პროცესი უპირატესია Al-ის კათიონების გარეთ მიმართულ დიფუზიასთან შედარებით, მეტიც, ეს უკანასკნელი მაქსიმალურად არის ჩახშული, და რომ ამ დროს ვითარდება ფურჩი კოლონარული ჟანგის მარცვლებით და თანაც ძირითადად მატრიცაშივე შიგნით (და არა ზემოთ მის ზედაპირზე), რეაქტიული ელემენტებით არადოპირებული შენადნობების დროს ჟანგვის კინეტიკა, თავად მისი მიმდინარეობის მექანიზმი სრულიად განსხვავდება პირველი შემთხვევისაგან, და ეს ფაქტი დაადასტურეს ქუადაკერსმა და ბენეტმა [44] ტიპური მაგალითის ჩვენებით, რის შედეგადაც შეიძლება გამოვიტანოთ შემდეგი დასკვნა, რომ RE-იანი Fe-Cr-Al შენადნობის მაღალტემპერატურული ჟანგვის (კერძოდ კი ჟანგის ზრდის) კინეტიკა ექვემდებარება, პარაბოლურის ნაცვლად, როგორც ამას მანამდე ამტკიცებდნენ ხოლმე, კუბურ კანონზომიერებას; რის მიზედადაც გამოცხადდა ის ფაქტი, რომ პროცესის სიჩქარის

განმსაზღვრელი ჟანგის მარცვლების საზღვრების სიმკვრივე შემცირდა და ამან გამოიწვია ჟანგის ხანგრძლივობის გაზრდა. საკითხი, ზრდის კვადრატულ თუ კუბურ კანონს ექვემდებარება ფურჩი ფორმირებული Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობებზე, ჯერ კიდევ რაღაც გარკვეული დრო ალბათ სადავო იქნება. მაგრამ მთავარი და მნიშვნელოვანი, მაინც იმის განსაზღვრა არის თუ რა კონკრეტული სტრუქტურული ტრანსფორმაციები მიმდინარობს და რა კინეტიკა არის მამოძრავებელი იგივე შენადნობების ჟანგის საწყის სტადიებზე, რადგან სწორედაც რომ ეს ნიუანსი არის განმსაზღვრელი შემდგომში თუ როგორ განვითარდება ფურჩი (იქნება ეს კინეტიკის თუ მორფოლოგიის თვალსაზრისით) ნიმუშის ზედაპირზე. ასეთი დიდი აქტუალობის მიუხედავად არც ერთი ავტორთაგანი ჩამოთვლილი ზემოთ ნაშრომისა რატომღაც ამ პრობლემას არ ეხება და მით უფრო არ შეისწავლის. სწორედ ამიტომ ჩვენი სამუშაოს ერთ-ერთი მიზანი გახდა კვლევების განვითარება ამ მიმართულებით.

ნაშრომში [45], Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობის ნიმუშების 1100°C ტემპერატურაზე დაჟანგვის დროს ოქსიდი/ლითონი ზედაპირებს შორის ნაპოვნია გოგირდის მონოფენა, რაც არ დაიმზირება იტრიუმის დანამატის მქონე იგივე შენადნობში. პირველი შემთხვევისას პროცესი სრულდება ჟანგის ფურჩის ატკეცვით. ამგვარ ფაქტს, მხედველობაში მაქვს ატკეცვა მატრიცის ზედაპირიდან მაღალტემპერატურული დაჟანგვის შემდეგ, ჩვენის აზრით იწვევს არა გოგირდი, რადგან ამას ადგილი აქვს ასევე ზესუფთა Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების ჟანგის შემდგომაც, სადაც გოგირდი პრაქტიკულად არ ფიგურირებს. ამასთან რეაქტიული ელემენტების არსებობის შემთხვევაში შენადნობში, პირიქით, უნდა იყოს შემჩნეული გოგირდის არსებობა რადგან RE-ები ბლოკავენ, აჯერებენ მარცვალთაშორისებს და აღარ გაატარებენ მატრიციდან ამომავალ არანაირ აირსა თუ არა გაზს თუნდაც ისეთს, როგორცაა გოგირდი, და შედეგად მივიღებთ სპოლირებულ ჟანგს მატრიცის ზედაპირზე. ეს საკითხი საჭიროებს შემდგომ შესწავლას, მიუხედავად იმისა რომ უკვე არსებობს ლიტერატურა მიძღვნილი ამ საკითხის მიმოხილვისადმი [45-49]. თუმცა ერთი კი ფაქტია, რომ ჩვენი ჯგუფის მიერ შესწავლილი Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის 1000-1400°C ტემპერატურულ ინტერვალში ჟანგისისას არ დაფიქსირებულა გოგირდის

გამოყოფის ფაქტი, მიუხედავად იმისა, რომ იგი შესაძლებელია რამოდენიმე მეასედით მეტი რაოდენობითაც კი იყოს ჩვენს მიერ შესწავლილ შენადნობში შედარებით [45]-თან.

ყოველივე ნათქვამთან ერთად ნაშრომში [45] მოყვანილ ოჟე-სპექტრებზე დამყარებული მსჯელობები და მათი დასკვნები არადადამაჯერებლად ჟღერს და სადავოა, შესაბამისად მოითხოვს დამატებით, უფრო კორექტული კვლევების ჩატარებას.

Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების მაღალტემპერატურულ მხურვალმედეგობაზე ზემოქმედების საინტერესო ეფექტებს ეძღვნება ამ ბოლო დროს შესრულებული სამუშაოები [47, 50]. ასე მაგალითად ავტორებმა [47] ჩაატარეს ექსპერიმენტები სამიტის ფოლგის ნიმუშებზე და გამოიტანეს შემდეგი დასკვნა, რომ ჩვეულებრივი Fe-20Cr-5Al შენადნობის კილიტასთან და Al-ით დაფენილი იგივე შენადნობის კილიტასთან შედარებით, Al-ით დაფენილი და შემდეგ პრეოქსიდირებულ კილიტას (სადაც სამივე შემთხვევაში ნიმუშები ~0.05% მასის მიხედვით რეაქტიული ელემენტები იყო შეყვანილი) ჟანგვის მიმართ მედეგობა ყველაზე გამოკვეთილად ახასიათებს. ეს ასეც უნდა ყოფილიყო, რადგან დამატებითი Al-ის მიწოდება გარეშედან ამცირებს მის მოხმარებას მატრიცის “რეზერვუარიდან” და პრეოქსიდაცია კი ქმნის, ჟანგვის მხოლოდ საწყისი სტადიებისათვის დამახასიათებელ, შედარებით მდგრად ჟანგის თხელ ფენას ნიმუშის ზედაპირზე. სწორედ ამ ორი ფაქტორის სიმბიოზი ანიჭებს საკვლევ მასალას უპირატესობას შედარებით ჩვეულებრივ და მხოლოდ Al-ით დაფენილ ნიმუშებთან Fe-20Cr-5Al შენადნობისა.

არსებული კვლევების შედეგების განხილვით, რომლებიც ეხებოდა Fe-Cr-Al და Fe-Cr-Al-Y შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფურჩის ზრდის კინეტიკის შედარებას, ამ ორ შენადნობს შორის გამოიკვეთა იდენტური შედეგები რაც მოყვანილია ნაშრომებში [27-30, 38-41]. თუმცა ავტორი [46] ერთ-ერთია იმ მკვლევართა შორის, რომლებმაც ყურადღება შეაჩერეს ზედაპირის დამუშავების ფენომენზე დაჟანგვამდე ნიმუშის წინასწარი მომზადების ერთ-ერთი საშუალების გამოყენებით, რომელსაც მივყავართ საოცარ შედეგებამდე (რაც დაწვრილებით განხილულია პარაგრაფებში 1.4 და 1.5). ავტორი მიდის მართებულ დასკვნამდე, რომ Fe-Cr-Al შენადნობის ჟანგვამდე მისი ზედაპირის დამუშავება, კერძოდ კი პოლირება, მნიშვნელოვნად ზემოქმედებს წარმოქმნილი ფურჩის მორფოლოგიაზე და ადჰერენტულობაზე მისსავე მატრიცასთან.

მეტიც, ამგვარი მექანიკური ზეგავლენა, შენადნობში RE-ების დანამატების გარეშეც კი უტოლებს მას RE-ებიანს თავისი ანტიკოროზიული თვისებებით. მაგრამ სამწუხაროდ, ნაშრომში არაფერი არ არის ნათქვამი მექანიკური დამუშავების შედეგად წარმოქმნილ ბეილიბის ფენაზე (იხ. თავი 1.5), რომელიც მნიშვნელოვან ეფექტს ახდენს ამგვარ გაუმჯობესებულ თვისებებზე საკვლევი ობიექტისა ჟანგვის შემდეგ (მიუხედავად იმისა, რომ პოლირება აქ ხდებოდა არაუმდაბლეს 1 მიკრონი ზომის აბრაზივების გამოყენებით). თუმცა აღსანიშნავია ავტორის მიერ მოყვანილ მემ გამოსახულებებზე ნათლად გამოკვეთილი ჟანგის ქიმების არსებობა გამოწვეული ქრომის არასაკმარისი რაოდენობით (20-25%) მატრიცის შენადნობში, მაშინ როდესაც ჩვენს მიერ შესწავლილი 40%-ზე მეტი ქრომის შემცველი საკვლევი შენადნობი ზედაპირზე გამორიცხავს ქიმების წარმოშობას ჟანგისას.

მსგავსად [45]-სა ნაშრომში [52] იაპონელი მეცნიერების ჯგუფიც იკვლევდა გოგირდის ეფექტს და მის ყოფაქცევას Fe-20Cr-4Al შენადნობების მხურვალმედეგობაზე, მხოლოდ იმ განსხვავებით, რომ ჟანგის ციკლური ზეგავლენა იქნა გამოყენებული ექსპერიმენტის ჩატარებისას. როგორც აღმოჩნდა, საკვლევი შენადნობში 3 და 171 ppm რაოდენობით არსებული გოგირდის შემთხვევისას მინიმალური სპოლაცია (ატკეცვა) ფიქსირდება; 35 და 53 ppm გოგირდისას მისი ცვლილება უარყოფით მნიშვნელობაზე ჩამოდის, მაგრამ გაცივებისთანავე განვითარებული ფურჩი ატკეცვის ტენდენციას იჩენს; ჟანგის ფურჩის ატკეცვის მიმართ მგრძობიარობა დამოკიდებულებაშია ჟანგის მორფოლოგიასთან, გოგირდის შემცველობასთან მატრიცაში და ოქსიდი/შენადნობი გამყოფ საზღვარზე სიცარიელების (მიკროფორების) მორფოლოგიასთან. მიუხედავად იმისა, რომ ნაშრომში [52] მოყვანილია ასეთი მნიშვნელოვანი შედეგები, აქ არ არის ახსნილი თითოეული მათგანის მექანიზმი დაშვების დონეზეც კი.

მიღებული შედეგების საფუძველზე ავტორები [51] რომლებმაც გამოიკვლიეს ალუმინის ზედაპირიკენ მიმართული დიფუზიის თავისებურებანი Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობებზე მაღალტემპერატურული ჟანგის განმავლობაში, აკეთებენ მეტად თამამ განაცხადს, რომ იტრიუმის ზემოქმედება ოქსიდური ჟანგის ფურჩზე და მის ბმაზე მატრიცასთან უფრო ძლიერია შედარებით რეაქტიული ელემენტების ისეთ წრმომადგენელთან, როგორცაა ცირკონიუმი. ამასთან ერთად, ამ სფეროშივე მომუშავე

სხვა ავტორებისაგან განსხვავებით ხაზი აქვთ გასმული ჟანგის ფურჩის ზედაპირული ექვიალენტური მარცვლების მეტად მნიშვნელოვან ფუნქციაზე – მოახდინოს კათიონებისა და ანიონების დიფუზიის შეზღუდვა, უფრო მეტად კი ზედაპირისკენ მიიმართული მოძრაობა. მათი მიდგომა ამ საკითხის შესწავლისადმი არის ორიგინალური და საინტერესო, რადგან ნიმუშებს სოლის ფორმას ანიჭებდნენ და ამით ქმნიდნენ განსხვავებული სისქეების ნაკრებს.

პეგი ჰოუს 2002 წელს გამოქვეყნებული პუბლიკაცია [49] მიძღვნილია ისეთი აქტუალური საკითხისადმი, როგორცაა მინარევების, დანამატების ეფექტი (ძირითადად შენადნობების მთავარი მალეგირებელი კომპონენტები, რეაქტიული ელემენტები და გოგირდი) ალუმინის ჟანგის ზრდაზე. მოცემული სამუშაო მიმოხილვითი ხასიათისაა და იმ დროისათვის არსებულ მოსაზრებათა ანალიზზეა აგებული. აღნიშნულ სფეროში მოღვაწე მეცნიერების უმრავლესობა დაკავებულია Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების შესწავლით რომლებშიაც ქრომის რაოდენობა არ აღემატება მაქსიმუმ 30%-ს და ეს კი იმას ნიშნავს რომ ისინი პრაქტიკულად მეტნაკლებად ერთანირ შენადნობებს იკვლევენ, რაც მსგავს შედეგებში პოვებს გამოხატულებას. მაგრამ ერთი რამ ნამდვილად ნათელია, Al_2O_3 -ის წარმომქმნელ შენადნობებზე ფორმირებული ფურჩი აუცილებლად შეიცავს ამ შენადნობთა ყველა შემცველ ელემენტს მინარევების სახით (და როგორც წესი ბინარული ან უფრო რთული ჟანგეულით). დამოკიდებულებაში იმასთან, თუ ალუმინის ჟანგში როგორი ხსნადობის ხარისხი არის დამახასიათებელი და რა ზომისაა ამა თუ იმ დამატებული ელემენტის ატომი თუ იონი, ისინი სეგრეგირებენ მარცვალთაშორისებში, და გარკვეულწილ მოქმედებენ ტრანსპორტის სიჩქარეზე. ობიექტურია იგი ასევე გოგირდის მინარევის ეფექტის განხილვისას, როდესაც ბოლომდე შეუსწავლელს მიაკუთვნებს ამ მიმართულებას, და საერთოდ თვლის, რომ ჟანგის პროცესი, დიფუზია ფურჩის გავლით და ჟანგბადისა და ალუმინის დიფუზიის სიჩქარეები კიდევ უფრო ღრმად შესასწავლია და აუცილებლობას წარმოადგენს დამატებით მონაცემთა დაგროვება ამასთან დაკავშირებით.

თითქმის ოთხმოცი წლის წინათ, ვაგნერმა აღწერა ლითონებისა და შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვა და წამოაყენა წინადადება რომ თერმოდინამიკურად სტაბილური ჟანგი მოსალოდნელია იზრდებოდეს (ვითარდებოდეს დროში)

პარაბოლური კინეტიკით, მაშინ როდესაც დიფუზია ხდება ახლად წარმოქმნილი ჟანგის გავლით და წარმოადგენს ფაქტიურად სიჩქარის მაკონტროლებელს [51-55]. თანაც ვაგნერის ეს აზრი დაფუძნებული იყო იმის დაშვებით, რომ ჟანგი არის ჰომოგენური და დიფუზია მიმდინარეობს ერთნაირად მთლიანი ჟანგის მასშტაბით. თუმცა კი უკვე 2004 წლისათვის შეხედულებები და წარმოდგენები პროგრესს განიცდიან და იცვლებიან, და შეიძლება ითქვას არც თუ უსაფუძვლოდ; ამასთან ქვადაკკერსი და მისი თანაავტორები [53] აქვეყნებენ ნაშრომს სადაც ადრე არსებულ წარმოდგენებს მართალია ნაწილობრივ მაგრამ მაინც უარყოფენ. მათი აზრით მაღალტემპერატურულ მხურვალმტკიცე შენადნობებზე ფორმირებული ალუმინის ჟანგის ზრდის სიჩქარე ხშირად იძლევა საკმაოდ ძლიერ გადახრას კლასიკური პარაბოლური კანონიდან და ხშირ შემთხვევაში ფურჩის ზრდის სიჩქარეები უტოლდება კუბური ხარისხის (ანუ სუბპარაბოლურ) დამოკიდებულებას. ასე ხდება მაგალითად Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების უმეტესობისათვის, რომელთაც რეაქტიული ელემენტების დანამატებიც გააჩნიათ და იჟანგებიან ჰაერზე 1000-1300°C ტემპერატურულ ინტერვალში. რადგან ზემოაღნიშნული შენადნობებიდან დამზადებული კომპონენტები გამიზნულია სხვადასხვა ინდუსტრიულ სფეროში მაღალ ტემპერატურებზე და რაც უფრო მნიშვნელოვანია აგრესიულ გარემოებში სამუშაოდ, ამ თვალსაზრისით ნამდვილად მნიშვნელოვანია მათი ჟანგის კინეტიკისა და აქედან გამომდინარე “სიცოცხლის ხანგრძლივობის”, ანუ ხანგამძლეობის წინასწარი შესწავლა.

მიუხედავად ასეთი დამაჯერებელი ჰიპოტეზისა (რომლის ახსნის მოძებნის მცდელობას აქვს ადგილი შემდგომში) ავტორებს [53] არაფერი აქვთ ნათქვამი ჟანგის საწყის სტადიებზე, და მითუმეტეს მის კინეტიკაზე (რაც ვთვლით, რომ უფრო მეტად მნიშვნელოვანი და საინტერესო იქნებოდა თავისი აქტუალობის გამო), რადგან ჟანგის პირველივე სტადიებზე (პირველსავე წუთებში და შესაძლოა წამებშიაც კი, რაც დამოკიდებულია ალბათ ჟანგის ტემპერატურებზე და მის რეჟიმებზე) ფორმირდება ის ძირითადი, ასე საჭირო, ბარიერული თვისების მატარებელი ფურჩი. ამასთან, მათ მიერ RE-ების მატრიცაში შეყვანის ორი გზის გარდა, რომლებიც მიჩნეულია ძირითად საშუალებად (RE-ების მეტალურგიული წესით და მათივე ოქსიდის სახით შეყვანა), არც კი განიხილება ალტერნატიული და შესაძლებელია უფრო ეფექტური და ოპტიმალური

მეთოდი – RE-ების შეყვანა იონური იმპლანტაციით [56]. ქვადაკვერსისა და სხვების [53] 2004 წელს გამოქვეყნებულ ამ სტატიას – „Fe-Cr-Al შენადნობებზე ალუმინის ჟანგის ზრდის სიჩქარეები“ – 2005 წელს, ზუსტად ერთი წლის გასვლის შემდგომ ეხმაურება, აანალიზებს და კომენტარს უკეთებს პიერაგი [54], რომელიც მიიჩნევს რომ თეორია წარმოდგენილი [53]-ში არასრულყოფილია. არსებულ ტენდენციებზე და წარმოდგენათა ანალიზზე დაყრდნობით უნდა აღინიშნოს, რომ დღემდე გრძელდებოდა თეორიული კინეტიკური მოდელების განვითარება (რაც როგორც ვხედავთ სხვადასხვა სკოლას შორის დისკუსიასა და აზრთა სხვადასხვაობაში და დაპირისპირებაშიც კი გამოიხატება), თუმცა ერთი კი ფაქტია – არც ერთ მიდგომაში და მოდელში საკმარისად არ არის გათვალისწინებული ფურჩის რეალური სტრუქტურის იერარქიული განვითარების ასპექტები, რომლებიც დამყარებულნი იქნებოდნენ იმ პროცესებზე, რასაც სინამდვილეში აქვს ადგილი მხურვალმტკიცე და მხურვალმედეგი შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვისას.

ანალოგიურად [51]-სა ალბადაირმა და ტატლოკმა [58] საკვლევ ნიმუშად სოლის ფორმის Fe-20Cr-5Al შენადნობი გამოიყენეს, თუმცა იმ განსხვავებით, რომ მათი სამუშაო ეხებოდა ატკეცვის შემდგომ ფურჩის ხელახალი თვითგანკურნებისათვის, არასაკმარისი ალუმინით გამოწვეული მოვლენის შესწავლას. ავტორები მიიჩნევენ, რომ კერძოდ სოლის გეომეტრია იძლევა საშუალებას დეტალურად იქნას შესწავლილი ის ქიმიური პროცესები, რომლებიც იწვევენ ჟანგის ფურჩის დეგრადაციას და მაშასადამე მის ატკეცვას. მაშინ როცა ფურჩის მექანიკური რღვევა გამოწვეულია ქიმიური პრობლემით, რომლის მიზეზიც არის შენადნობში ალუმინის „რეზერვუარის“ გაღარიბება [63]. აქედან გამომდინარე ლოგიკური იქნებოდა იმის დასკვნა, რომ სიცოცხლის ხანგრძლივობის გაზრდის გასაღები ნიმუშის (თუ ნამზადის) სისქეში ძევს, რადგან ალუმინის მოხმარება ჟანგვისას ძირითადად ხდება პროტექტორული ფურჩის (Al_2O_3 -ის) წარმოსაქმნელად, ხოლო თუ გარკვეული პირობების გამო (დაძაბულობების დაგროვება, რეაქტიული ელემენტების არ არსებობა, გოგირდის ეფექტი და ა.შ., რომლებზედაც ადრე გვქონდა საუბარი) ადგილი ექნება ხსენებული ჟანგის ატკეცვას, რასაც ჩაენაცვლება ისეთი ნაკლებ დამცავი ქრომისა და რკინის ჟანგების განვითარება

და გავრცელება საკვლევი შენადნობის მთელი ნიმუშის ზედაპირზე დროთა განმავლობაში, რომელთაც ზრდის შედარებით მაღალი ტემპი გააჩნიათ.

გამომდინარე იქიდან რომ ციკლური ჟანგვა არის ერთ-ერთი ფუნდამენტური მეთოდთაგანი, რომლის შედეგადაც შესაძლებელია შეფასდეს ამა თუ იმ მხურვალ-მტკიცე თუ მხურვალმედეგი მასალის მაღალტემპერატურული გარემოს მიმართ წინააღმდეგობა და მდგრადობა, ამგვარი ექსპერიმენტები საინტერესოა და ფასეული სამეცნიერო თვალსაზრისითაც, რადგან იძლევიან აღნიშნული მასალების ხანგამძლეობის შესახებ ინფორმაციას და ამრიგად შესაძლებლობას მათი შედარებისა. გახურებისა (საკმაოდ მაღალ ტემპერატურებამდე, რომლებიც ზოგჯერ 1300°C -საც კი აღემატებიან) და გაცივების დროს თერმული გაფართოების კოეფიციენტების სხვაობა ლითონსა და მასზე წარმოქმნილ ოქსიდს შორის იწვევს თერმული დამაბულობების [64] გაჩენას, რომლებიც თავის მხრივ ძირითადი მიზეზია გარე დამცავი ჟანგის ფურჩის დეგრადაციისა [66, 67]. ამგვარი ტიპის ექსპერიმენტებს მეტად პრაქტიკული მიზეზები გააჩნია – კონტროლირებადი ციკლური ზემოქმედების სიმულაცია. რადგანაც ინდუსტრიაში გამოყენებადი მაღალი ტემპერატურების მიმართ მედეგი მასალებისაგან დამზადებული დეტალები განიცდიან არა ერთჯერად ტემპერატურულ დატვირთვას ექსპლუატაციის პერიოდში, ეს იმას ნიშნავს, რომ ისინი პერმანენტულად იმყოფებიან ციკლური თერმოდატვირთვების ქვეშ, და ამრიგად საინტერესოა და მით უფრო საჭირო და აუცილებელიცაა კვლევების ჩატარება ციკლური ჟანგის თვალსაზრისით [65]. მნიშვნელოვანი კვანძწერტილია ხაზგასმით გამოსარჩევი, რომელიც ასე იშვიათად გვხვდება გამოქვეყნებულ ლიტერატურაში [68], რომ RE-ების რაღაც გარკვეულ მნიშვნელობაზე ზედმეტი რაოდენობა Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობში (მიუხედავად იმისა რომ მათი ხსნადობის ზღვარი არ აღემატება $\sim 0.03\%$ -ს) იწვევს კატასტროფულ შედეგებს: რეაქტიული ელემენტები ასეთ ვითარებაში ზრდიან ჟანგის ფურჩის დაჩქარებულად განვითარებას, ადჰერენტულობის შენარჩუნების პირობის დაცვით, და აქედან გამომდინარე ადგილი აქვს მასის ჭარბ მატებას, რაც მაღალტემპერატურული ჟანგის კინეტიკის თვალსაზრისით ძალზედ უარყოფით თვისებად არის მიჩნეული, ამასთან ერთად ადგილი აქვს მატრიცაშივე არსებული რეაქტიული ელემენტების სეგრეგირებას მყარი ხსნარის მარცვლებს შორის, რაც თავის მხრივ მის რღვევას

განაპირობებს. ავტორების [65] აზრით ზემოთ მოყვანილი ეფექტის ამხსნელი მექანიზმი არ არსებობს, თუმცა გვხვდება ისეთი წყაროებიც [68], სადაც ეს მოვლენა მეტად დამაჯერებლად არის დასაბუთებული. განსხვავებით [59]-ისაგან [60]-ში ავტორები აცხადებენ, რომ ქრომის (19,03 ატ.%) რაოდენობა ზეგავლენას არ ახდენს Fe-Cr-Al შენადნობში Al-ის დიფუზიისათვის აქტივაციის ენერგიაზე და მხოლოდ ჟანგბადის დიფუზიის კოეფიციენტი მცირდება ფაქტორით 4.

გარდა მასალის შემადგენელი ელემენტების ოპტიმალური რაოდენობრივი, რა თქმა უნდა თავის მხრივ ძალზედ მნიშვნელოვანი, თანაფარდობის ასპექტისა [62], შენადნობის კომპონენტების შერჩევასაც ასევე დიდ ყურადღებას იმსახურებს ის ტემპერატურა (თუ ტემპერატურათა ინტერვალი), რომელზედაც უნდა მოხდეს ასე საჭირო, აუცილებელი და მნიშვნელოვანი ბარიერული, სტაბილურობისა და მდგრადობის ნიშნებით გამორჩეული მატრიცის დამცველი ჟანგის ფურჩის ფორმირება. ამას ადასტურებს ნაშრომში [71] მოყვანილი ექსპერიმენტული კვლევის შედეგები, რომლის ავტორებიც ცდილობენ ნათელი მოკვინონ სხვადასხვა ფერიტული შენადნობის და მათ შორის Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობებში მიმდინარე ფაზურ გარდაქმნებს დისპერსიისა და ფაზური გამოყოფის მექანიზმის გამოკვლევის საფუძველზე. ამ მიზნით კი ისეთ ტემპერატურებს შეარჩევენ, როდესაც ადგილი აქვს RuAl-ტიპის ფაზის გამონაყოფების ფორმირებას, რომლებიც ხასიათდებიან შესანიშნავი თერმოდინამიკური თვისებებით [72], რისთვისაც თავად შენადნობის კომპონენტთა კონცენტრაციების მოდიფიცირებაც კი მოუწიათ (Al-ის რაოდენობის დაწვეა მატრიცაში). ამით კიდევ ერთხელ კეთდება აქცენტი კონკრეტული მიზნის მიღწევისათვის საჭირო (აუცილებელი) თვისებების მქონე ფურჩის მიღების თვალსაზრისით რომ მნიშვნელოვანია ისეთი ტემპერატურული კონდიციების შერჩევა, მხოლოდ და მხოლოდ რომლებზედაც ექნება ადგილი იმგვარი ოქსიდის ფორმირებას, რომელიც ხასიათდება ამა თუ იმ აუცილებელი თვისებით, იქნება ეს კოროზიამდეგობა, ცვეთამდეგობა, კარგი ადჰეზია, სტაბილურობა, მხურვალმტკიცობა თუ მხურვალმდეგობა.

იტრიუმის მცირე დანამატის მქონე Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების ზედაპირებზე ფორმირებული ალუმინის ფირჩი გამოკვლეულია და შედარებული

უიტრიუმო იგივე შენადნობისასთან [69]. ერთი შეხედვით სტატია თითოს მსგავსია იგივე საკითხისადმი მიძღვნილი ლიტერატურისა [27-30, 53, 54], თუმცა შენადნობზე ფორმირებული ჟანგის ფურჩის სტრუქტურა აქ შედარებით დაწვრილებით არის გამოკვლეული.

დანაფარები, როგორც ლითონური მატრიცის დამცავი საშუალება, დიდი ხანია გამოყენებაშია ტექნოლოგიური თვალსაზრისით, ამასთან მათი ძირითადი დანიშნულებაა აქტიური (მუშა) ზედაპირებისათვის ისეთი თვისებების მინიჭება (ჟანგვის მიმართ მედეგობა და სხვა [74-75]), რომლებიც არ, ან ვერ ახასიათებს მატრიცას რომელიც ძირითად მასალად თავის მხრივ რაღაც განსაკუთრებულად საჭირო პარამეტრის გამო იქნა შერჩეული. ამ გარემოებაზე დაყრდნობით [73]-ში გამოითქვა მოსაზრება იმის თაობაზე, რომ Fe და Ni ბაზის შენადნობებზე ალუმინის დანაფარების გაკეთება, ამისათვის კი ორთქლის ფაზიდან ქიმიური დაფენის (CVD) მეთოდის გამოყენება, ზრდის მატრიცის სიცოცხლის ხანგრძლივობას მაღალ ტემპერატურებზე მისი გამოყენების დროს, თუმცა ციკლური დატვირთვების პროცესში, როდესაც ეს უკანასკნელი დიდი სიხშირისაა ადგილი აქვს ძლიერ დეგრადაციას, მაგრამ შედარებით ნაკლები სიხშირის მაღალტემპერატურული ციკლირებისას დეგრადაცია მინიმალურია და ამ დროს იმ შემთხვევაში როდესაც მას მართლაც აქვს ადგილი იგი არ არის გამოწვეული ალუმინის დანაკარგებით დანაფარში, არამედ თერმული გაფართოების კოეფიციენტების სხვაობით მატრიცასა და დანაფარს შორის, ეს კი არის ფურჩის დასკდომის, დეფორმაციისა და აქედან გამომდინარე ხანგამძლეობის პირდაპირი განმაპირობებელი მიზეზი. ხელოვნურად შექმნილი დამცავი ფენების ექსპერიმენტულმა კვლევებმა [73] კიდევ ერთხელ გაუსვეს ხაზი და გამოკვეთეს ბუნებრივი, სხვადასხვა ზემოქმედებით მიღებული “დანაფარების”, უფრო ზუსტად კი ფენების უპირატესობა, რადგანაც ასეთი ზედაპირების ჟანგით მიღებული დანაფარები ბევრად უფრო უკეთეს თვისებებს იძლევიან, როგორც მაღალტემპერატურული ჟანგვის ასევე, რაც მთავარია, ადჰერენტულობის თვალსაზრისით და სრულიად გამორიცხულია თერმული გაფართოების კოეფიციენტების ამგვარი მნიშვნელოვანი სხვაობა და შედეგად დასკდომა, ატკეცვა და ამრიგად მაღალი ტემპერატურებით გამოწვეული ყოველგვარი მექანიკური ზიანი ზედაპირზე. მაგრამ ამის მიუხედავად დაფენის

მეთოდი არ უნდა იყოს უგულვებელყოფილი, რამეთუ, ამგვარი დანაფარების მქონე დეტალები შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე იქნება ეფექტური; ან რაღაც ისეთი ტექნოლოგიის შემუშავება იქნება საჭირო, რომელიც ადჰეზიის პრობლემას მინიმუმამდე დაიყვანს და შერჩეულ დასაფენ მასალასა და მატრიცას ექნებათ მაქსიმალურად მიახლოებული თერმული გაფართოების კოეფიციენტები.

გერმანელ მეცნიერთა ჯგუფის მიერ გამოკვლეული იყო ქრომის მაღალი შემცველობის შენადნობებისა და აგრეთვე პრაქტიკულად მინარევების არმქონე (სუფთა) ქრომის ზედაპირებზე ქრომის ჟანგის ფორმირების საკითხი აგრესიულ გარემოში ჟანგვისას, წყლის ორთქლის მაღალი კონცენტრაციის პირობებში ჟანგბადის დაბალ პარციალურ წნევასთან სიმბიოზში [14], სწორედ მსგავსი [57]-ში მოყვანილი კვლევების შედეგებისა. ავტორთა დასკვნის თანახმად საუკეთესო ადჰეზია ფურჩის ფორმირების მაღალი სიჩქარეებისას დაფიქსირდა, როდესაც ჟანგბადის დაბალი წნევა და მცირედი წყლის ორთქლი იყო გამოყენებული, შედარებით ისეთ ატმოსფეროსთან, რომელშიაც მაღალი ჟანგბადის წნევა ნარჩუნდებოდა და სრულებით არ ფიგურირებდა წყლის ორთქლი, ანუ “სველ” გარემოში სამუშაოდ ქრომის ფუძის შენადნობები (ან თავად ქრომი) სრულიად პრიორიტეტულია, თუმცა კი სამწუხაროდ ნამწვავის გამონაბოლქვის გარემოში, როგორც ავტორები იუწყებიან, პოტენციურია რკინის ფუძის შენადნობები, მათ მიერ საკვლევი მასალა კი ნაკლებ პრაქტიკულია ამ შემთხვევაში, რადგან წყლის ორთქლის გარდა იქ უამრავი შედარებით უფრო აქტიური და კოროზიული დამჟანგველები ოპერირებენ. აღსანიშნავია, რომ სუფთა ქრომისა და მცირედლეგირებული ქრომისაგან განსხვავებით Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობები ნაკლებად მდგრადნი არიან “სველი” მაღალტემპერატურული გარემოს მიმართ [70], რაც საბოლოო ჯამში იწვევს დამცავი ალუმინის ჟანგის ფურჩის დეგრადაციასა და რღვევას, და ატკეცვით სრულდება, რასაც თავის მხრივ ხელს უწყობს ქრომის ჟანგით მდიდარი ფენების ფორმირება თავად ალუმინის ჟანგში ან/და მის ქვეშ. ამასთან, ტემპერატურის მომატება 1200-დან 1300°C-მდე ამცირებს მასალის გამძლეობას ციკლირების მიმართ მინიმუმ 5-ჯერ.

ჟანგვის მიკროსკოპიის მეხუთე საერთაშორისო კონფერენციაზე 2002 წელს ტოლფიგომ და კლარკმა [78], რომლებსაც უამრავი სამეცნიერო ნაშრომი ეკუთვნით

მიძღვნილი მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესებისადმი მიმდინარე მხურვალმტკიცე და მხურვალმედეგი მასალების როგორც ზედაპირებზე ასევე მათ მოცულობაშიც, წარმოადგინეს საინტერესო მოხსენება, რომელიც ეხებოდა მაღალ ტემპერატურებზე ალუმინისა და ჟანგბადის შემხვედრ დიფუზიას ალუმინის ჟანგში Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობის ზედაპირზე. მათი, სრულიად მართებული, აზრით ჟანგის მორფოლოგია და მისი ზრდის სიჩქარე პირდაპირ დამოკიდებულებაშია ისეთ ძირითად ასპექტთან, როგორცაა მადიფუნდირებელი აგენტების ბუნება და მიმართულება, მოკლედ შერთული დიფუზური გასასვლელების არსებობა და ფურჩის გავლით დიფუზიის დინების სიდიდე (ანუ სიძლიერე), და აქვე არ ივიწყებენ RE-ების მცირე დანამატების ეფექტს, რომელსაც ასე დიდი მნიშვნელობა ენიჭება როგორც თეორიული ასევე პრაქტიკული თვალსაზრისითაც [77]. ავტორებმა გამოიყენეს მეტად საინტერესო მეთოდი ზემოაღნიშნული პროცესების შესასწავლად: წინასწარ დაჟანგული ნიმუში იხეხებოდა ზედაპირული ფურჩისაგან და ხელმეორედ იჟანგებოდა, შედეგად ალუმინის გარეთ მიმართული დიფუზია ადვილად დასამზერი იყო, რადგან ადგილი ჰქონდა ჟანგის “ქიმების” ამოსვლას პოლირებულ ზედაპირზე პრიორიტეტულად მარცვალთაშორის საზღვარზე. ხოლო ჟანგბადის შიგნით მიმართულ დიფუზიას კი ადასტურებენ ფურჩის შიდა შრეში ზედა კედელზე ოქსიდის ფორმირების საფუძველზე. თუმცა, ამგვარი ნათელი, ერთმანეთის საპირისპირო დიფუზიის მიუხედავად, დღემდე უცნობია თუ როგორ ხერხდება ისე რომ ორი საწინააღმდეგოდ დამუხტული იონი ერთმანეთს გვერდს უვლის ჟანგში მოძრაობისას. სტატია [78] ძალზედ საინტერესოა და არაორდინალურად ორიგინალური. ატომური ძალის, გამჭოლი ელექტრონული და მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპიების კვლევის მეთოდების კომბინაცია ჩვეულებრივ სინათლის მიკროსკოპთან და მეორადი ნეიტრონ-მას-სპექტრომეტრისთან, პოლონელი და გერმანელი მეცნიერების საერთო ექსპერიმენტებში იქნა გამოყენებული. კვლევების შედეგად დადგინდა რომ საკვლევ ობიექტად RE-ების ოქსიდების დისპერსიით გამტკიცებული (ე.წ. ODS) Fe-Cr-Al-ის მონოკრისტალური ნიმუშებისას, მისი მიკროსტრუქტურული თვისებები ზემოქმედებენ ჟანგის ფურჩის ფორმირებაზე და მის თვისებებზე, რაც კარგ კორელაციაშია ამასთან მიმართებაში არსებულ ლოგიკურ მოსაზრებებთან. ფურჩის მორფოლოგიამ გამოავლინა

უმნიშვნელო დამოკიდებულება ნიმუშების კრისტალოგრაფიულ მიმართულებებთან მიმათებაში ამასთან მონოკრისტალის შემთხვევაშიც აღნიშნულ შენადნობზე ვითარდება Al-ის ოქსიდი, როგორც ეს მოსალოდნელიც იყო, რომელშიდაც ჟანგვის საწყის სტადიებზე ასევე მცირე რაოდენობით რკინითა და ქრომით მდიდარი ჟანგების არსებობა შეიმჩნეოდა; ცხადია კვლევების შედეგები, მიღებული მრავალფეროვანი ანალიტიკური და სტრუქტურული მეთოდებისა და დანადგარების გამოყენებით უფრო ინფორმატიული და მრავლის მეტყველია და იძლევა იმის საშუალებას, რომ გამოტანილი დასკვნები ჭეშმარიტებასთან ახლოს იყოს.

ამრიგად, ნათელია რომ ლითონებისა და მათი შენადნობების ზედაპირებზე ოქსიდური ფენების ფორმირების მექანიზმები გაცილებით უფრო რთულია ვიდრე ეს ითვლებოდა ადრე, როდესაც თეორიული წარმოდგენების ფორმირების ბაზას ძირითადად წარმოადგენდნენ კინეტიკური მონაცემები და მეტალოგრაფიული სტრუქტურული კვლევები, და რომ ძირითადი სირთულე მხურვალმედეგი ლეგირების პრინციპების შემდგომი განვითარებისათვის ძნელდნობადი ლითონების ბაზაზე ახალი, განსაკუთრებულად მაღალი ქიმიური წინააღობის მქონე კომპოზიციური მასალების მისაღებად მდგომარეობს იმაში, რომ ვერც ერთი არსებული ჟანგვის თეორია ვერ იძლევა დამაკმაყოფილებელ დასაბუთებას აღნიშნული მასალების მხურვალმედეგობის მოსალოდნელი პარამეტრებისა.

1.3. თერმო-ქიმიური დამუშავების გავლენა ქრომისა და Fe-Cr ფუძის შენადნობების მხურვალმედეგობაზე

დიდი ხანია ცნობილია თერმო-ქიმიური დამუშავების პოზიტიური ეფექტის შესახებ პროტექტორული ჟანგის ფორმირებაზე [3, 4, 47, 50, 68, 115, 127]. არსებობს წინასწარი თერმოდამუშავების სხვადასხვა რეჟიმები, რომლებიც განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან და აღსანიშნავია, რომ ამ რეჟიმების ოპტიმალური პარამეტრების შერჩევა დღემდე უწყვეტად მიმდინარეობს. ამასთან, საინტერესოა ქართველ მეცნიერთა ჯგუფის მიერ შემუშავებული, დახვეწილი და დაპატენტებული მეტად ორიგინალური მეთოდი წინასწარი თერმული, ანუ თერმო-ქიმიური დამუშავებისა [3, 4, 68, 115, 127], რომელიც

კონკრეტულად ჩვენს მიერ საკვლევი მასალის, როგორც მცირედლეგირებული ქრომის ასევე Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობებისთვის კარდაგ არის მისადაგებული.

ცნობილია რა, რომ როგორც მცირედლეგირებულ ქრომში, Fe-Cr ტიპის ექვი-ატომურთან მიახლოებულ, ასევე Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების მოცულობაში, იშვიათმიწა ლითონები, ან როგორც მათ სხვაგვარად უწოდებენ რეაქტიული ელემენტები, უმეტესწილად შეჰყავთ იმ მიზნით რომ მაღალტემპერატურული ჟანგის დროს ამ მასალაზე ფორმირებული ჟანგის ფურჩი გამოირჩეოდეს კარგი ადჰეზიით მატრიცასთან, სტაბილურობითა და რაც მთავარია იყოს ნელამზარდი. იმის გამო, რომ ისინი ჩვეულებრივ გავრცელებული, მეტალურგიული გზით შეჰყავთ მატრიცაში, ანუ კაზში დამატებით, ამ ელემენტების განაწილება მასალაში შესაძლებელია სრულიადაც არ იყოს ერთგვაროვანი. გამომდინარე იქედან, რომ მოთხოვნას წარმოადგენს ამ მინარევების კონცენტრაციის სწორედაც რომ მასალის ზედაპირზე თავმოყრა (ზემოთ მოყვანილი მიზეზების გამო) აუცილებლობას წარმოადგენს მოცულობაში არსებული RE-ების ზედაპირულ შრეებში “ამოტივტივება” მატრიციდან. ამ პრობლემის გადაჭრის ერთადერთი თუ არა ერთერთი გზა თერმო-ქიმიური დამუშავების გამოყენებაში ძვეს, რის შედეგადაც ადგილი აქვს მატრიცის მხურვალმედეგობის ხარისხობრივ გაუმჯობესებას [68]. საქმე კი ისაა, რომ ამ დროს ხდება მარცვალსაზღვრული ბარიერების ხვედრითი წილის გაზრდა, რაც თავის მხრივ ტრანსპორტული პროცესების დამუხრუჭებაში პოვებს ასახვას და საბოლოო ჯამში მატრიცის მხურვალმედეგობა უმჯობესდება.

თერმო-ქიმიური დამუშავების პროცესისას, როდესაც ადგილი აქვს საკვლევი მასალის დიფუზურ გამოწვას რამოდენიმე საათის განმავლობაში, შექმნილი პირობები საშუალებას აძლევს RE-ების იონებს რომ მათ მოახერხონ დიფუნდირება ზედაპირისაკენ და იქ ლოკალიზაცია, და რადგანაც მათი მობილურობა, მიუხედავად თავიანთი იონური რადიუსის საკმაოდ დიდი მნიშვნელობისა, არის მაღალი, აღნიშნულ მასალებში პროცესი ძალიან მცირე ხანს გრძელდება; დაახლოებით 2.5 საათიანი ზედაპირის ოქსიდაციის ოპერაცია 1000°C-ზე უფრო მაღალ ტემპერატურებზე არის დამაგვირგვინებელი ეტაპი თერმო-ქიმიური დამუშავებისა და ამასთან აღსანიშნავია, რომ იგი მიმდინარეობს ჟანგბადისა და არგონის აირების ნარევი [3, 4, 115]. აღწერილი

თერმო-ქიმიური დამუშავება დაახლოებით ერთი რიგით აუმჯობესებს მცირედლევირებული ქრომის ნიმუშების მხურვალმედეგობას მათი 100 საათიანი ჟანგვისას 1200°C-ზე [127].

ამრიგად, წარმოდგენილი მეთოდი არის ძალზედ ეფექტური საშუალება იმისათვის, რომ კიდევ უფრო გაიზარდოს მასალის მხურვალმედეგობა და აქედან გამომდინარე მისი ხანგამძლეობა მას შემდეგ როდესაც იგი ნამზადის სახით არის წარმოდგენილი და განკუთვნილია მაღალ ტემპერატურებზე აგრესიულ გარემოებში მუშაობისათვის [68]. აქედან გამომდინარე თერმო-ქიმიური დამუშავების პერსპექტიულობა ქრომისა და Fe-Cr ფუძის შენადნობების მხურვალმედეგობის გაზრდის საქმეში ასევე პერსპექტიულად შეიძლება ჩაითვალოს.

1.4. ლითონებისა და შენადნობების მექანიკურად პოლირებული ზედაპირების სტრუქტურისა და მასში მიმდინარე გარდაქმნების ხასიათის შესახებ წარმოდგენების განვითარება

ზედაპირის პოლირება – ეს მეტად მნიშვნელოვანი ტექნოლოგიური პროცესია, რომელიც უმეტეს შემთხვევაში განსაზღვრავს ამა თუ იმ დეტალის მუშაობის ხანგრძლივობას. ცალკეულ შემთხვევაში მას გადამწყვეტი როლიც კი აკისრია. ზედაპირის თავად მექანიკური (პოლირება) დამუშავება და მის მიერ გამოწვეული შედეგები დღემდე ძალზედ დიდ პრაქტიკულ და მეცნიერულ ინტერესს წარმოადგენს. იგი მჭიდრო კავშირშია ამორფულ მდგომარეობასა და სითხეების აღნაგობასთან, ადსორბციასა და დისპერსული ფაზების თერმოდინამიკასთან. ხეხვისა და პოლირების ფენომენის შესახებ ექსპერიმენტული და თეორიული კვლევების შედეგები, არსებული წინა საუკუნის 40-იანი წლების მიწურულამდე თავმოყრილი და გაანალიზებულია პინსკერის მონოგრაფიაში [81]. ხეხვის საკითხების გამოკვლევისას ჯონ ბეილბიმ თავის წიგნში [99] და არა ერთ, სტატიაში [101-103] დაადგინა რომ პოლირება და ხეხვა სრულიად განსხვავებულად ზემოქმედებენ ზედაპირებზე. მისი აზრით ხეხვისას ადგილი აქვს აბრაზივის მარცვლებით (რომელთაც შედარებით დიდი ზომები ახასიათებთ »20μ) მასალის მოზრდილი ნაწილაკების მოწყვეტის გზით უსწორობათა

მოშორებას და ამრიგად ზედაპირის მოსწორებას. ბეილბიმ დაუშვა, რომ პოლირება ზედაპირს იმდენად არა ტოპოლოგიურად ასწორებს (ანუ მის “ლანდშაფტს” აგლუვებს) რამდენადაც არღვევს მის სტრუქტურას საპოლირებელი მასალის ზედაპირული პლასტიკური დინებების წარმოქმნით [99, 101, 111]. აქ მნიშვნელოვნებას იძენენ როგორც ფიზიკა-მექანიკური, ასევე ქიმიური პროცესებიც, რომელთა არსებობაც ფიქსირდება ლითონთა პოლირების დროს. მეოცე საუკუნის ოცდაათიან წლებში აკადემიკოს კისტიაკოვსკის [100] მიერ განვითარებულ იქნა ლითონებზე ე.წ. “ამორფული მაპასივირებელი ფენის” თეორია, რომლის მიხედვითაც ეს ფირი (ფენა), რომელიც სრულიად ფარავს ლითონის ზედაპირს, ერთგვაროვნად (უწყვეტად) გადადის ლითონურ ფაზაში ისე, რომ გამორიცხებულია ლითონ/ოქსიდი გამყოფი ზედაპირის არსებობა. ნათელია, რომ პოლირებით გამოწვეული რღვევისა და პლასტიკური დინებების პროცესები აიოლებენ მასში ჟანგბადის შეღწევასა და ამორფული ოქსიდური ფირის ფორმირებას [81, 100].

სწორედ გასული საუკუნის 20-იან წლებში, ამავე სფეროში მომუშავე მკვლევარების მიერ (ბეილბი, ბოუდენი, ჰაგსი, პინსკერი, მური, ფინჩი, კისტიაკოვსკი) პოლირების შესახებ გამოითქვა ის აზრი, რომ აღნიშნული მექანიკური ზემოქმედების პროცესის დროს ყველაზე უფრო ალბათური მოვლენა, რომელსაც ადგილი აქვს ამ დროს მასალაში, ეს კრისტალური სტრუქტურის მექანიკური რღვევის, დეზაგრეგირებისა და მოლეკულური წატაცებისა და გადატანის პროცესებია. პირადად ბეილბის შეხედულების თანახმად, პოლირების პროცესში მასალის ზედაპირული ფენა იძენს არაკრისტალურ, ანუ ამორფულ სტრუქტურას, რომელიც ნარჩუნდება ამ მასალაზე (მიუხედავად იმისა, რომ ჩვეულებრივ პირობებში თეროდინამიურად მდგრად მდგომარეობას სწორედაც რომ კრისტალური აღნაგობა წარმოადგენს).

აღნიშვნის ღირსია ის გარემოება, რომ იმ დროს არ არსებობდა შესაბამისი ექსპერიმენტების ჩასატარებელი და წამოყენებული ჰიპოტეზების დამადასტურებელი ზუსტი ექსპერიმენტული მეთოდები, და მით უფრო მათი ტექნიკური უზრუნველყოფა. ამასთან, რენტგენის სხივები სრულიად გამოუყენებელი და არაეფექტური საშუალებაა პოლირებული ზედაპირების კვლევისათვის, რადგან ისინი საკმაოდ ღრმად აღწევენ მასალაში და მოაქვთ ინფორმაცია შედარებით ღრმად მდებარე, ქვედა ფენებიდან

(მატრიციდან) მაშინ, როდესაც პოლირებით გამოწვეული და მიღებული დამახინჯებული ამორფული ფენა გაცილებით ნაკლებია 1μ -ზე და (ხეხვისა და პოლირების რეჟიმებზე დამოკიდებულებით).

აი უკვე 30-იან წლებში, როდესაც მეცნიერებმა აჩვენეს ელექტრონების სხივის გამოყენება და მართვა შეძლეს, შედეგად არ დააყოვნა და ეს შეიმჩნევა წარმოდგენათა ევოლუციურ პროგრესშიც [99, 101-103, 106, 107, 109, 110].

პოლირებული ზედაპირიდან ჩქარი ელექტრონების არეკვლით (განჭოლვით) მიღებული გამოსახულებები არავითარ კავშირში არ არიან იმავე მასალის კრისტალური სტრუქტურისათვის დამახასიათებელ ინტერფერენციულ რგოლებთან. ზედაპირის ელექტრონოგრამებზე ადგილი აქვს ორი (ან სამი) დიფუზური ჰალოს გამოსახვას, რასაც არაფერი საერთო არ აქვს კრისტალური მესრიდან მიღებული ელექტრონოგრამების რგოლებთან და მითუმეტეს ინტენსიურ წერტილებთან [81]. სწორედ ამის საფუძველზე დასტურდება ზემოთ ჩამოთვლილი ყველა ავტორის და განსაკუთრებით კი სერ ბეილბის მოსაზრება და დაშვება, რომ პოლირებულ ფენას გააჩნია ამორფული სტრუქტურა! რომელსაც მისი პირველად მომჩინის სახელით მოიხსენიებენ როგორც ჯერ კიდევ იმდროინდელ ასევე დღევანდელ ლიტერატურაში. რაც შეეხება დიფუზურ ჰალოებს ელექტრონოგრამებზე, ისინი შეიძლება აიხსნან, როგორც ელექტრონების გაბნევის შედეგი უმცირეს კრისტალიტებზე (რენტგენო-ამორფულ მდგომარეობად წოდებული, რომლის გამბნევი კრისტალიტების ზომები ≤ 10 ნმ-ია), როგორც ამორფული გაბნევა. მეტიც, სტრუქტურას მიღებულს ლითონების (და არა მხოლოდ ლითონების) ზედაპირებიდან მათი პოლირების შედეგად ზოგჯერ მიიჩნევენ სითხის სტრუქტურასთან მიახლოებულად [81, 82, 101, 106]. მრავალი კვლევის საფუძველზე [80, 81, 102] აღმოჩნდა რომ ატომებს შორის მანძილი პოლირებულ ზედაპირზე არის უფრო დიდი ვიდრე იგივე, მხოლოდ დაუმახინჯებელი მასალისათვის. იმ თეორიაზე დაყრდნობით, სადაც მექანიკურად პოლერებული ზედაპირი სითხის აღნაგობასთან არის იდენტიფიცირებული და შედარებული, ეს ასეც უნდა იყოს, რამეთუ სითხის ატომთა სიმკვრივე (როგორც ტიპურად ამორფული მასალისა) ნაკლებია ვიდრე შესაბამისი მყარი მასალის, თანაც სხვადასხვა მასალის პოლირებული ზედაპირიდან მიღებული დიფრაქტოგრამები თითქმის იდენტურია (ანუ ყველა შესდგება ორი, სამი

ჰალოსაგან), რაც კიდევ ერთხელ მეტყველებს ამორფული ფენის თეორიის სასარგებლოდ [99].

პოლირებული ზედაპირის, ანუ დამუშავების ფენების, კვლევამდე მეტად მნიშვნელოვანია თავად პოლირება მოხდეს სათანადოდ, ანუ საკმაოდ ხანგრძლივად, იმ კონდიციამდე სანამ ზედაპირზე წარმოიშვება საბოლოოდ დაშლილი სტრუქტურა და ეს ფენა გახდეს ამორფული (დიდ ინტერესს წარმოადგენს საკითხი, დაკავშირებული იმ გარდაქმნების სიღრმესა და ხასიათზე, რომელთაც იწვევენ ზედაპირის პოლირების პროცესები), თუმც არა ნაკლებ მნიშვნელოვანია კერძოდ ექსპერიმენტის კორექტული ჩატარება, რადგანაც კვლევის არასწორი მიმდინარეობა და ამა თუ იმ ანალიტიკური დანადგარის არაპროფესიონალური ოპერირება შეიძლება მცდარი შედეგების მომტანიც კი იყოს, როგორც ამას ადგილი აქვს [86-88] ნაშრომებში მათი ავტორების მიერ დაშვებული შეცდომებისას, სადაც ისინი ამტკიცებენ რომ არავითარ ამორფულ, ანუ ბეილბის ფენის ფორმირებას არ აქვს ადგილი სპილენძის ნიმუშების ზედაპირებზე. როგორც ჩანს, ავტორები თავიანთ დასკვნებს აკეთებენ იმ დამახინჯებული ფენის დამზერის შედეგად, რომელიც ძვეს ამორფული ბეილბის ფენის ქვეშ (მაშინ კი დასკვნა მართებულია), რადგან $\sim 20\text{nm}$ სისქის ბეილბის ფენა მათ ნიმუშში გაიხსნა (ან დაკრისტალდა) მასიური მასალიდან თხელი $\sim 1000\text{\AA}$ (ელექტრონებისათვის განჭოლვადი) სისქის ფოლგის მომზადებისას ტემ გამოკვლევების ჩასატარებლად. უნდა ავლნიშნოთ, რომ სწორედ სპილენძის მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირზე ბეილბის ფენის არსებობა არაერთხელ დამტკიცდა ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” დიფრაქციის მეთოდით [81].

პოლირების მსგავსად, მასალის ზედაპირული ფენების დამახინჯებას იწვევს ასევე ცივი დამუშავების სხვადასხვა მეთოდი – პრესვა, გლინვა, ექსტრუზია და სხვა. ამ დროს ამორფული აღნაგობა ვლინდება მიკრონის მეათედ სისქეებში და ჩვენის აზრით იმ შემთხვევაში როდესაც იკვლევენ Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების კილიტებს და მაღალტემპერატურული ჟანგვის შედეგად ღებულობენ შესანიშნავ ოქსიდურ ფურჩს მათგან მოსალოდნელი ყველა საჭირო თვისებით: ადჰერენტულობა მატრიცასთან, ნელი ზრდა ჟანგვისას, სტაბილურობა, ატკეცვის მიმართ მედეგობა და ფურჩის გრძივი წყობის მარცვლების სტრუქტურაც კი (რაც ასე დიდ როლს ასრულებს ყველა ზემოთ

ჩამოთვლილი თვისების შეძენისათვის) გამოწვეულია უპირველეს ყოვლისა იმ გარემოებით, რომ ნიმუში სწორედაც რომ კილიტაა; ანუ, მთავარი აქ არის არა თავად ის ფაქტი რომ ნიმუში არის თხელი, არამედ ის თუ როგორ იქნა მიღებული ეს უკანასკნელი, იქნება ეს გლინვა თუ ნებისმიერი სხვა კილიტის მიღებისათვის საჭირო მექანიკური დამუშავების მეთოდი, იწვევს ზედაპირული ფენების დამახინჯებას, რღვევას და შეიძლება ითქვას “კვაზი” ბეილბის ფენის მიღებას.

ამდენად, ზემოთ მოყვანილი და განხილული სამუშაოების შედარებით შეგვიძლია ერთმნიშვნელოვნად დავასკვნათ, რომ ელექტრონოგრამები გადაღებული “არეკვლაზე” რეჟიმში, მიღებული მექანიკურად პოლირებული ზედაპირიდან ნამდვილად იძლევიან ჭეშმარიტ ინფორმაციას ზედაპირული ფენების სტრუქტურის შესახებ, რადგან მიღებული ეს ინფორმაცია მომდინარეობს ფენებიდან, რომლებიც განლაგებულნი არიან რამოდენიმე ნანომეტრის სიღრმემდე (მაქსიმუმ 100\AA -მდე, მხედველობაშია ჭეშმარიტად ამორფული და მისი შემდგომი რენტგენო-ამორფული სტრუქტურის შესახებ ინფორმაცია).

აღსანიშნავია, რომ მექანიკური პოლირების დროს ადგილი აქვს მასალის ზედაპირულ ფენაში ჟანგბადის ატომების (და გარემოში არსებული სხვა ელემენტების: N, H, C, S, Cl და ა.შ.) გახსნას და ამრიგად პოლირებაგავლილი ფენა უნდა განვიხილოთ როგორც მოცემული მასალის არაერთკომპონენტისანი ამორფული ფენა. საინტერესოა აღინიშნოს ის ფაქტი, რომ აღნიშნულ საკითხს 65 წლის წინათ მურმა და ტეგარტმა მიუძღვნეს თავიანთი ნაშრომი [112], მხოლოდ ოდნავ განსხვავებული ინტერპრეტაციით. თუმცა იმ თვალსაზრისით, რომ იმ დროს ჯერაც არ არსებობდა ოჟე-ელექტრონული სპექტროსკოპია, მათ მიერ წამოყენებული იდეა *ჟანგის ფირების წარმოშობის შესახებ ბეილბის ამორფული ფენის სტრუქტურაში*, მისაღბია როგორც ავტორების სრულიად ლოგიკური მსჯელობის შედეგი, როცა ისინი უშვებენ ოქსიდების გაჩენის ალბათობას პოლირების პროცესში, იმის მიუხედავად, რომ ეს ოქსიდები ამორფულ ფენაში არა ფირების სახით ფიგურირებენ, როგორც ეს [112]-შია მიღებული, არამედ ადგილი აქვს ჟანგბადის ატომებით აღნიშნული ფენის გაჯერებას, ხოლო ნამდვილ ქიმიურ ბმაში ჟანგბადი (რა თქმა უნდა ლითონების შემთხვევაში) მხოლოდ

შედარებით მაღალტემპერატურული დაჟანგვისას შედის, რასაც ცალსახად ადასტურებს ჩვენს მიერ ჩატარებული არა ერთი ოჟე-სპექტრომეტრული ტესტირება.

მნიშვნელოვანია, რომ მუშა საინჟინრო დეტალები არა მხოლოდ მატრიცის მასალის თვისებებთან არიან კავშირში, არამედ მათი გამოჩარხვის დროს დიდი მნიშვნელობას იძენს დიზაინი და ზედაპირის კონდიცია [83]. ამრიგად, ნათელია რომ მასალის ყოფაქცევა მჭიდრო დამოკიდებულებაშია მისსავე ზედაპირის მდგომარეობასთან (ცვეთამდეგი მასალების შემთხვევაში კი ზედაპირის საკონტაქტო არეებთან) და იმ გარემოსთან, რომელშიდაც მას მოუწევს შემდგომში მუშაობა. ამიტომ, უმეტეს შემთხვევაში დეტალების ზედაპირები მოითხოვენ გარკვეულ დამუშავებას მათი მახასიათებლების გაუმჯობესების მიზნით. ცნობილია ზედაპირთა დამუშავების ისეთი ნაირსახეობები, რომლებიც იწვევენ მატრიცის მასალის მიკროსტრუქტურაში ცვლილებებს, ესენია: თერმული ზეგავლენა სხვადასხვა საშუალებების გამოყენებით (ინდუქცია, ალი, ლაზერი, ელექტრონების სხივი), და მექანიკური ზემოქმედება, საიდანაც ეს უკანასკნელი ჩვენი ინტერესის სფეროში მოხვდა. ავტორი [83] აღნიშნავს, რომ ნამზადის ზედაპირის პირველადი სახე, მისი მასიური მასალიდან ჩამოჭრის (თუ გამოჩარხვის) შემდგომ, მიკროშვერილებისა და ამობურცულობების უსწორობებისაგან შესდგება. სწორედ ამგვარი უხეში ზედაპირიდან სრულიად სწორსა და გლუვამდე არსებობს ზედაპირის ტექსტურის სამი გრადაცია: 1) სიმქისე (უსწორობათა სიმრავლე), 2) ტალღოვნება და 3) გადახრა სიბრტყობრიობიდან; აღსანიშნავია რომ ნებისმიერი მასალის თუ უკვე ნამზადის პროფილი შესაძლოა იყოს ან რომელიმე ერთი მოცემულთაგან, ან კომპლექსურად ყველას სიმბიოზს წარმოადგენდეს [83].

ბეილბიმ პირველმა 1901 წელს განაცხადა, რომ “ის ზედაპირები რომლებიც მეტალოგრაფიულად გაპოლირებულნი არიან, ხასიათდებიან ფენით რომლის სტრუქტურაც განსხვავდება მატრიცის ძირითადი ლითონისგან როდესაც მათ მიკროსკოპში ვუყურებთ”. თუმცა ამ დროს ამორფული ბეილბის ფენის არსებობის დადგენა არ მომხდარა. სწორედ ბეილბი იყო პირველი ვინც ივარაუდა, რომ ფენა, რომელიც 30-იანი წლებიდან და ამ დრომდე მის სახელს ატარებს, წარმოადგენს ამორფული აღნაგობის მქონეს, თუმცა ის არ იყო დარწმუნებული, რომ ეს ფენა ძალზე მცირე კრისტალიტებისაგან შედგებოდა, რომლებიც ოპტიკურ მიკროსკოპში არ გაირჩეოდა,

ხოლო რენდგენის გამოსხივება, არ გამოდგებოდა მისი ვარაუდის ნათელსაყოფად, რამეთუ როგორც ეს მოგვიანებით გაირკვა, აღნიშნული ფენა არის იმდენად თხელი, რომ რენტგენის სხივები განჭოლავდნენ მას და დიფრაგირებდნენ უშუალოდ მასალის მატრიციდან; ე.ი. გამოსავალი ელექტრონების დიფრაქციაში მდგომარეობდა, რადგანაც მათ მასალაში მცირე სიღრმეზე შედგენის უნარი ახასიათებთ, სწორედ ისინი გვამღევენ საშუალებას მოვახდინოთ ბეილბის ფენის დეტექტირება [84]. პინსკერის მონოგრაფიაზე [81] ზუსტად 5 წლით ადრე ბობროვსკი და მეჩლინმა [84] ამერიკის შეერთებულ შტატებში გამოაქვეყნეს სტატია, სადაც კონკრეტულად ელექტრონების დიფრაქციას დაუთმეს ერთი ქვეთავი: ავტორები აკონკრეტებენ, რომ ელექტრონოდიფრაქციული სურათის მიღება შესაძლებელია როგორც არეკვლაზე ასევე განჭოლვაზე რეჟიმში, საიდანაც “არეკვლის” ელექტრონოგრამების მიღების მეთოდი უფრო მეტად ხელსაყრელი საშუალებაა ზედაპირთა შესწავლისათვის, იმიტომ რომ ნიმუშის სისქეში შეზღუდვა აქ გამოირიცხება (განსხვავებით “განჭოლვისაგან” სადაც აუცილებლობას წარმოადგენს უთხელესი (~100ნმ) პრეპარატების გამოყენება). ავტორთა აზრით, რომელიც სრულიად ეფუძნება ბეილბის პირველ მოსაზრებას, ამორფული ბეილბის ფენის [90] წარმოქმნის მექანიზმი მდგომარეობს იმაში, რომ ზედაპირული ლითონი ექსტრემალურად სწრაფად მყარდება, რაც მიიღწევა სრიალის (ანუ ხახუნის) დროს ამ ლითონის დნობით. ხეხვისას ლოკალური წნევები არსებითად მაღალია და ამგვარად ტემპერატურა ლოკალურ არეებზე აღწევს ლითონის თუ შენადნობის მასალის დნობის ტემპერატურის ნიშნულს და გამყარება ხდება დაუყოვნებლივ, მყისიერად, ანუ ეს მცირე დრო არ არის საკმარისი იმისათვის რომ კრისტალები დაორიენტირდნენ როგორც ეს ჩვეულებრივ მათთვის არის დამახასიათებელი – საბოლოოდ კი სახეზეა ამორფული ფენა [84, 99, 101]. ამ მტკიცებას არ გააჩნია სარწმუნო საფუძველი, რადგანაც ნელი პოლირების შედეგადაც, როდესაც არავითარი წინაპირობა არ არსებობს ე.წ. ლოკალური დნობისა, იგივე წარმატებით წარმოიქმნება ბეილბის ამორფიზირებული ფენა, რაც მეტყველებს 50-60-იანი წლებისათვის ზემოთმოყვანილი [84, 99, 101] ფართოდ გავრცელებული შეხედულების საწინააღმდეგოდ. ხაზგასასმელია ის ფაქტი, რომ ბეილბის ფენის ენერგია ძალზედ დიდა, და ამასთან იმ დონემდე რომ მასზე ფიზიკურად დაფენილი მასალა ღებულობს ქვემდებარე ფენის რანდომულ

ორიენტაციას [84], მაშინ იზადება შეკითხვა – რატომ არ გადადის ამორფული ბეილბის ფენა კრისტალურში (უფრო სწორად პოლიკრისტალურში) თუ ის ისეთი არასტაბილურია? საქმე ისაა, რომ ხსენებული ბეილბის ფენა სწორედ რომ სტაბილურია და მას ამ მდგომარეობას უთუოდ უნარჩუნებს ჟანგბადისა და სხვათა ატომები, რომლითაც იგია გაჯერებული.

ყველა ზემოთ აღწერილ თვისებასთან ერთად, ბეილბის ფენა იჩენს ასევე საკმაოდ კარგ მედეგობას ცვეთის მიმართ, რადგან მისი ფორმირებისას ხდება ლითონის მოხსნის სიჩქარის დროის შემცირება ხახუნის დროს. [84]-ის ავტორი ამტკიცებს, რომ ლითონის რაოდენობა, რომელიც იხსნება გაპოლირებული ზედაპირიდან მუდმივად მცირდება პოლირების პროცესისას და საბოლოო ჯამში ადგილი აქვს ბეილბის ფენის პერმანენტულ ზრდას.

მერილ ო'მერფის ელექტრონული სტატია [85] ერთი შეხედვით სრულიადაც არ უნდა იყოს კავშირში ლითონებისა და შენადნობების პოლირებასთან და ამ პროცესით გამოწვეულ შედეგებთან, მაგრამ უნდა აღინიშნოს, რომ ეს ასე არ არის, პირიქით, პოლირების პროცესზე დაკვირვება და მისდამი ინტერესი სწორედ რომ არალითონებიდან მოდის, ანუ ძვირფასი ქვებისათვის სიბზინვარის მინიჭების მიზნით პოლირების გამოყენებიდან მომდინარეობს, რაც ოდიდგანვე და დღემდე არა ერთი ცნობილი და გამოჩენილი საბუნებისმეტყველო მეცნიერებების ძირითადი პრინციპების პირველადმომჩენელების კვლევის საგნადაც ქცეულა (ნიუტონი, ჰუკი, ჰერშელი და შესაძლოა სხვებიც, მაგრამ მათ შესახებ წყაროები არ მოიპოვება). ავტორი [85] რბილი კრიტიკული ტონით განიხილავს პოლირების ბეილბის “დინების” თეორიას და არ ემხრობა ზედაპირული მოლეკულების დნობის ფენომენის არსებობას პოლირების პროცესში. თუმცა უნდა აღინიშნოს, რომ ტემპერატურა შესაძლოა მართლაც იმატებს (მაგრამ არის შორს დნობის ტემპერატურისაგან) და სწორედ ეს არის რომ აიოლებს დიფუზიას ზედაპირსა და ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენებში, რაც საბოლოოდ იძლევა მასალის გადადინების უფრო მაღალ ხარისხს და შედეგად ვღებულობთ სარკესავით პრიალა ზედაპირს, როგორც შეუიარაღებელი თვალით, ასევე მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპითაც დაკვირვების დროს. ო'მერფის ტექსტში მოხსენიებული ჰყავს ვინმე ჯ.ქრაუკრიპტი და მისი ნაშრომი, რომელიც 1981

წელს იქნა გამოქვეყნებული და რომელიც სრულიად ეწინააღმდეგება და “ამხვრევს” ბეილბის თეორიას დაკავშირებულს მასალების პოლირებასთან, მაგრამ მისი ავტორი სამწუხაროდ ვერ სთავაზობს მკითხველს თავის ალტერნატიულ წარმოდგენებს, რომლებიც მის მიერ “დისკრედიტირებული” თეორიის ადგილს დაიკავებდა.

პოლირების პრინციპების მსგავსად, არა ნაკლებ მნიშვნელოვანია ხეხვის ძირითადი პრინციპების ცოდნა და მათში სიღრმისეულად ჩახედვა, რადგან თავად პოლირების ეფექტი დამოკიდებულია არა მხოლოდ პოლირების სწორი მეთოდების გამოყენებასა და, საბოლოო მიზნიდან გამომდინარე, ოპტიმალური საპოლირებელი გარემოს შერჩევაზე, არამედ მნიშვნელოვან წილ მის წინამორბედ ხეხვის ოპერაციაზე, რადგანაც ცნობილია, რომ “კარგად გახეხილი, ნახევრად კარგად გაპოლირებულიაო” [82]. როგორც წესი ყოველ პოლირების პროცესს წინ სდევს ხოლმე ერთი (ან მეტი) ხეხვის ეტაპი. თავად პოლირების პროცესი ძალზედ რთული ფენომენია და ჯერაც არ არის საბოლოოდ შესწავლილი იმის მიუხედავად, რომ არსებობს ზემოთ არა ერთხელ მოხსენიებული ბეილბის ძლიერი თეორია ამ საკითხთან მიმართებაში. ადრეული სამუშაოებისაგან განსხვავებით აქ [82] უკვე გვხვდება აზრი დისლოკაციების მაღალი კონცენტრაციის გაჩენისა და დაგროვების შესახებ ზედაპირის ზოლთან, და მათი რაოდენობის შემცირებაზე სიღრმის მომატებასთან ერთად. მეტიც, აგებული აქვთ სქემატური სურათი მასალის სტრუქტურის ცვლილებისა სწორედ იმის მსგავსი, რასაც ჩვენ ვიყენებთ და აგებული გვაქვს უამრავი ანალიტიკური-მიკროსკოპიული-სპექტრომეტრული მეთოდის მონაცემთა დამუშავების ბაზაზე, და ასევე მათვე ნახსენები აქვთ გადალესვის (მასალის გადადინების) თეორია, რომლის მიხედვითაც მაპოლირებელი აგენტის წნევით, უხეში, უსწორმასწორო ამობურცულობების არეები, რომლებიც რჩებიან შლიფვის შემდგომ, ამოავსებენ მათ გვერდით მდებარე ჩაღრმავებებს. საბოლოოდ ავტორი [82] ასკვნის, რომ ბეილბის ფენის წარმოქმნა შესაძლებელია იმ პირობებში, როდესაც მასალის “კვაზიდნობას” და გადადინებას აქვს ადგილი პოლირების პროცესის განმავლობაში და ამასთან ეს ხდება დნობის ტემპერატურებზე მეტად დაბალ გრადუსებზე.

ცვეთაზე ჩატარებული ექსპერიმენტების იმ დროისათვის სრულიად ახალი შედეგები მიღებული რბილ ლითონებზე დაკვირვებით ბრიტანეთის იმპერიალ

კოლეჯის ზედაპირის ფიზიკისა და ქიმიის ლაბორატორიის მეცნიერებმა გამოაქვეყნეს 1962 წელს. სტატია მეტად ნოვატორულს განეკუთვნებოდა იმხანად, საიდანაც გასაგები ხდება ცვეთის, მასალის მოხსნის, პოლირების და ბეილბის ფენის ფორმირების პრინციპების ლოგიკური და საფუძვლიანი ახსნა [94]. აქცენტი, გაკეთებული ასევე თავად მაპოლირებელ აგენტებზე (სხვადასხვა მარცვლოვანების ზუმფარების და მოხსნილი მასალის რაოდენობის დამოკიდებულება) უფრო მეტად ნათელს ხდის ზემოაღნიშნული პროცესების მიმდინარეობის დინამიკას და ამ კუთხით დანახული როგორც პოლირების, ასევე ხეხვის ფიზიკა ნამდვილად დიდ ინტერესს იწვევს. აღსანიშნავია, რომ ყველა ზემოთ მოყვანილი შედეგი ხეხვა/პოლირებისა მიღებულია ე.წ. მშრალი მექანიკური ზემოქმედებით; პრაქტიკულად იგივე შედეგებია მოსალოდნელი სველი პოლირება/ხეხვისას იმ განსხვავებით, რომ მასალის მოხსნა ამ უკანასკნელ შემთხვევაში იქნება გაცილებით ნაკლები, რაც გამოწვეული იქნება ლურბრიკანტის არსებობით ნიმუშსა და სახეხ აგენტს შორის, რომლითაც როგორც წესი ამ უკანასკნელს ჟღინთავენ ან ასველებენ ხოლმე. გასაკვირი არ უნდა იყოს ის, რომ მოხსნილი მასალის რაოდენობა მნიშვნელოვან წილ დამოკიდებულია მისსავე მატრიცის სისაღებზე და აქედან გამომდინარე ოპტიმალურად შერჩეულ საპოლირებელი აბრაზივის მასალაზე და იმ დატვირთვაზე, რომელიც მოდებული იქნება საკვლევ მასალაზე [92, 94].

მიუხედავად იმისა, რომ ბეილბის ფენის ფორმირების მექანიზმი და საერთოდ ხეხვა/პოლირების დროს მიმდინარე ფიზიკურ-ქიმიურ-მექანიკური გარდაქმნების ნიუანსები საბოლოოდ არ არის შესწავლილი [98], იმის გათვალისწინებით რომ უამრავი შესანიშნავი მასალა [81-112] არსებობს ამასთან დაკავშირებით, ერთი რამ ნათელია – აღნიშნული მექანიკური დამუშავება, უფრო ზუსტად კი ბეილბის ფენის არსებობა როგორც ამ უკანასკნელის შედეგი, ამა, თუ იმ მასალის ზედაპირზე, ძალზედ დიდი მნიშვნელობა ენიჭება ამავე მასალის მაგნიტური თვისებების შესწავლის თვალსაზრისით [89] და კოროზიამედეგი მასალების მაღალტემპერატურული ჟანგვისას მას განსაკუთრებული როლი აკისრია [93, 95]. უნდა აღინიშნოს, რომ ზემოთ მოყვანილი ბეილბის ფენისა და დამუშავების სხვა ფენების გაჩენა მასალების ზედაპირებზე არა მხოლოდ მექანიკური ზეგავლენების შედეგად არის შესაძლებელი (მიუხედავად იმისა

რომ მკვლევართა აბსოლუტური უმრავლესობა სწორედ ამგვარი საშუალებით მიღებულ ზედაპირულ შრეებს განიხილავს თავის ნაშრომებში), არამედ ზედაპირის დამუშავების ისეთი მეთოდითაც როგორცაა იონური დასხივება [56], რომელიც როგორც ცნობილია [96] აგრეთვე ამორფიზაციის ეფექტს იწვევს ამა თუ იმ მასალის ზედაპირულ და ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენებში. აღნიშნული იონური დასხივების მეთოდის განსახორციელებლად ამორფიზაციის ორი ძირითადი მოდელია ცნობილი, საიდანაც პირველის მიხედვით იონის ტრეკის გასწვრივ ადგილი აქვს მასალის დნობას, რასაც რა თქმა უნდა გამყარება მოყვება რის შედეგადაც გაცივების ზემოქმედებით სიჩქარიდან გამომდინარე, “მდნარი” არე ვერ ასწრებს დაკრისტალებას და რჩება ამორფულ მდგომარეობაში; და მეორე – რომლის თანახმად დასხივებისას ადგილი აქვს კრისტალის დასხივებული არის სპონტანურ გადასვლას ამორფულ წყობაში მას შემდეგ რაც ხსენებულ არეში საკმარისად მაღალი (კრიტიკული) კონცენტრაციის რადიაციული დეფექტები დაგროვდება.

ამრიგად, ნათელია არსებული წარმოდგენების ევოლუცია ლითონებისა და შენადნობების ზედაპირების მექანიკური პოლირებით გამოწვეული ფაზურ-სტრუქტურული ტრანსფორმაციების შესახებ და ასევე გამოკვეთილია დღემდე არსებული წინააღმდეგობრივი ხასიათი ბეილბის ფენის სტრუქტურისა და მისი ფორმირების შესახებ არსებული მონაცემებისა.

1.5. საწყისი ზედაპირის მდგომარეობის გავლენა ლითონებისა და შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესებზე

ლითონთა ზედაპირების მექანიკური ცივი დამუშავების ისეთი ნაირსახეობები როგორებიცაა ხეხვა და პოლირება ოდითგანვე გამოიყენებოდა ადამიანის მიერ, თუმცა ამ ზემოქმედებათა გავლენა ჟანგწარმოქმნაზე, უნდა ითქვას ნაკლებად შესწავლილ სფეროს განეკუთვნება. იქიდან გამომდინარე, რომ ჩვენი კვლევის საგანს წარმოადგენენ ისეთი მასალები, რომლებიც ქრომისა და ალუმინის ჟანგის წარმომქმნელნი არიან, უპრიანი იქნებოდა ყურადღება შეგვეჩერებინა ნაშრომზე [93], სადაც ავტორები ცალსახად აღნიშნავენ, რომ ძალზედ მნიშვნელოვანია დამცავი (Cr-ის ან Al-ის) ჟანგის

ფურჩის სწრაფი ფორმირებისათვის გაადვილებული დიფუზიის არხების არსებობა. ამგვარი გაადვილებული დიფუზიის გასასვლელები, საზღვართაშორისები, ქვესაზღვრები და დისლოკაციებიც კი შესაძლებელია უზრუნველყოფილნი იყვნენ ლითონსა თუ შენადნობში წვრილმარცვლოვანი ზედაპირული მიკროსტრუქტურით, რაც თავის მხრივ მიიღწევა ცივი დამუშავებით ან/და ზედაპირის მექანიკური პოლირებით, ხეხვით ქვიშაჭვლური მეთოდის ზემოქმედებით ან მათი ალტერნატიული, რაიმე სხვა დამუშავების საშუალებით [93].

ტოლფიგო იმ რამოდენიმე პრაქტიკოს მეცნიერთა რიცხვს მიეკუთვნება, რომლებიც ყურადღებას ამახვილებენ მაღალტემპერატურული ჟანგვის შედეგად მიღებული ფურჩის მორფოლოგიის და მიკროსტრუქტურის აღნაგობაზე დასაქანგი ნიმუშის (თუ უკვე ნამზადის) ზედაპირის საწყისი მდგომარეობის გავლენაზე [46]. მეტიც, ტოლფიგო აღნიშნულ საკითხს Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობის მაგალითზე განიხილავს, თუმცა კი აღნიშნავს, რომ იმისდა მიუხედავად დამუშავებულია თუ არა დასაქანგი ზედაპირი მექანიკურად, Fe-Cr-Al-RE-ს ზედაპირზე $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ შედგენილობის (რა თქმა უნდა რეაქტიული ელემენტების მცირე რაოდენობის ჩანართებით) ჟანგის ზრდას აქვს ადგილი მაღალტემპერატურული ჟანგვისას. ავტორი ამტკიცებს რომ დამოუკიდებლად ზედაპირის დამუშავებისაგან, ამგვარი გაზრდილი ფურჩი კარგი ადჰეზიით ხასიათდება მატრიცასთან, მაგრამ მას ალბათ არ გაუთვალისწინებია არაერთგვაროვან ზედაპირზე დასკდომისაკენ და ამრიგად ატკეცვისაკენ მიდრეკილი ფურჩის ზრდა; რადგანაც ცნობილია, რომ ლითონთა და შენადნობთა ზედაპირები დეფორმირებიან ფურჩთან ერთად, უკეთეს შემთხვევაში მისი ასეთი არაერთგვაროვანი მორფოლოგიის გამეორებით, რაც (ანუ ამგვარი არასასურველი შედეგები მაღალ ტემპერატურებზე ($>1000^\circ\text{C}$) ჟანგვისას) პრაქტიკულად გამოირიცხება გაპოლირებულ, ერთგვაროვან ზედაპირზე და მითუმეტეს ბეილბის ფენის თანაობისას მასალის ზედაპირზე. საქმე ისაა, რომ ხეხვით (ან სხვა უხეში დამუშავებით) გამოწვეული ნაკაწრების “კალაპოტი” მდიდარია ღრმულებითა და ფართე ფორებით (როგორც უხეში მექანიკური დამუშავების შედეგი დიდი ზომის მარცლების მქონე აბრაზივით), რაც არ დაიმზირება ერთგვაროვან, პოლირებულ ზედაპირზე [113] იმის გამოც, რომ ჟანგვისას (მითუმეტეს საწყის სტადიებზე ~ 10 სთ) ფურჩი მაქსიმალურად იმეორებს ზედაპირის გეომეტრიას.

ბუნებრივია მოველოდეთ იმას, რომ მაღალ ტემპერატურებზე დიდი ხნის დაყოვნების შემდეგ (100სთ და მეტი) ფურჩის ზედაპირის ხვედრითი წილი სულ უფრო მცირდება და გაგლუვებისკენ ტენდენციას იჩენს (პროფილის მოსწორებას აქვს ადგილი) პოლირებული ზედაპირის ჟანგვისას. ავტორის [46] აზრით აღნიშნული თემატიკის მიმართებაში კიდევ ბევრი სამუშაო და კვლევაა ჩასატარებელი, რადგან ეს ნაკლებად გაშუქებული ასპექტია როგორც Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობების ასევე სხვა მასალების მაღალტემპერატურული ჟანგვის თვალსაზრისიდან გამომდინარე და უდავოდ დიდი მნიშვნელოვნების მატარებელი. ალბათ სწორედ ამ ფაქტორმა ითამაშა დიდი როლი იმაში, რომ განხილული სტატიის გამოქვეყნებიდან 1 წლის გასვლის შემდგომ გამოჩნდა კიდევ ერთი ნაშრომი [95] მიძღვნილი ზედაპირის უსწორობების ჟანგვაზე ზემოქმედებისადმი, სადაც ავტორები აკვირდებიან სხვადასხვა საპოლირებელი ნაწილაკების ზომების აგენტებით ზემოქმედების შემდეგ საკვლევი მასალის ზედაპირზე გაზრდილ ფურჩს, მიღებულს მაღალტემპერატურული (900°C და 1000°C) ჟანგვის შედეგად. სამართლიანია ავტორების აზრი იმის შესახებ, რომ იმის მიუხედავად, რომ ჟანგვის პროცესისა და თავად ჟანგის ფურჩის კვლევები დიდი ისტორიის მქონენი არიან, ჯერაც უამრავი ასპექტი არსებობს ამ ფენომენთან დაკავშირებული, რომელთაც ახსნა არ აქვთ და ამრიგად არ არიან საბოლოოდ გაგებულნი, რის მიზეზადაც დასახელებული აქვთ აღნიშნული პროცესების სირთულე და მათი საკვლევი არსებული ხელსაწყოების შეზღუდული შესაძლებლობები [95]. მათ მიერ ჩატარებული ექსპერიმენტების შედეგების მიხედვით, როგორც ეს მოსალოდნელიც იყო, დაფიქსირდა ფურჩის განსხვავებული კომპოზიციები და ზრდის სიჩქარეებიც კი. ძალიან დიდ ინტერესს იწვევს ის გარემოება, რომ ყველაზე წვრილმარცვლოვანი მაპოლირებლის გამოყენების შემდეგ ჟანგვის შედეგად ფურჩის სისქე მატულობს მისი წინამორბედი ზომის მარცვლით პოლირების შედეგად მიღებული ზედაპირის დაჟანგვით გაზრდილ ფურჩთან შედარებით. მიუხედავად იმისა, რომ ეს შესაძლებელია მართლაც ასეა და ექსპერიმენტებიცა და გაზომვებიც კორექტულად იქნა ჩატარებული, ჩვენის აზრით მიზეზი ჟანგვის მცირე ხანგრძლივობაშია და საბოლოო ჯამში ამ უკანასკნელ ნიმუშზე (პოლირებული ყველაზე წვრილი მარცვლებით და რომელზედაც გაიზარდა ყველაზე სქელი ფურჩი [95]-ს

ექსპერიმენტში) სავარაუდოდ აღარ დაფიქსირდება ჟანგის შემდგომი ზრდა ჟანგვის ხანგრძლივობის მომატებასთან ერთად. მეორე სავარაუდო მიზეზი შესაძლოა თავად მასალის კომპონენტური შემადგენლობითაც იყოს გამოწვეული, ანუ Al-ის სიჭარბე (28%) და Cr-ის ნაკლებობა (5%) Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობში ქმნის პირველ რიგში პოლირების და შემდეგ უკვე ჟანგვის ისეთ პირობებს 1100°C-ზე, როდესაც კორუზიის გაზრდა ხდება მთელი ბეილების ფენის რესურსის გამოყენებით, ანუ შესაძლოა იგი სრული სისქით ტრანსფორმირდება Al_2O_3 -ში, მაშინ როდესაც შედარებით უხეში ზედაპირის ჟანგვისას ჟანგვა უწყევს არა ამორფულ ზედაპირს, არამედ ფაქტიურად დეზაგრეგირებულ წვრილმარცვლოვან პოლიკრისტალს რომლის ჟანგვის კინეტიკაც და თავად ჟანგის მიკროსტრუქტურის ფორმირება ექვემდებარება განსხვავებულ კანონებს.

აღნიშვნის ღირსია ის ფაქტი, რომ ზედაპირის იონური იმპლანტაციით მოდიფიცირების შედეგად [80] მიღებულ ნიმუშებზე მაღალტემპერატურული ჟანგვის რეზულტატიც მეტად საინტერესოა. აქაც, როგორც მექანიკური დამუშავების შემთხვევების დროს და მის მსგავსად, ჟანგვა მიმდინარეობს განსხვავებულად დაუმუშავებელი ნიმუშებისაგან და შედეგად გაზრდილი ფურჩი ხასიათდება გაუმჯობესებული ადჰეზიური და სხვა დადებითი თვისებით, მითუმეტეს თუ მაიმპლანტირებელი იონები სწორად იქნა შერჩეული.

ამრიგად, აშკარაა რომ არასაკმარისადაა შესწავლილი საწყისი ზედაპირის მდგომარეობის გავლენა ლითონებისა და შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესებზე და ამ პროცესების შედეგად ფორმირებული ოქსიდური ფირების სტრუქტურასა და დამცავ თვისებებზე. ამასთან, პრაქტიკულად არ არსებობს კვლევები მაღალტემპერატურული კოროზიის სტრუქტურულ ასპექტებზე Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობებისათვის, რომლებშიც ქრომის შემცველობა ჭარბობს 40%.

2. ამოცანის დასმა, კვლევის ობიექტებისა და მეთოდების შერჩევა

აღნიშნული სამუშაოს ლიტერატურული მიმოხილვის გაცნობის შემდგომ ნათელი ხდება, რომ უკანასკნელ დეკადაში შესრულებული კვლევები ქრომისა და ქრომის ფუძის შენადნობთა მაღალტემპერატურული ოქსიდაციის სფეროში, იქნება ეს ზედაპირის (ჟანგის ფურჩის) მორფოლოგიის, მისი ქიმიური შედგენილობის თუ

მატრიცის კომპოზიციურობის შესწავლის ასპექტში, ჩატარებულია უახლესი ანალიტიკური საშუალებების გამოყენებით, რომელთაც ახასიათებთ ძალიან მაღალი მგრძობიარობა, დიდი გარჩევის უნარი და აქედან გამომდინარე საინტერესო პროცესების მექანიზმში მიკრო-, ნანო- და ატომარულ დონეზე კი დაკვირვება. მაგრამ, მიუხედავად ამგვარი ზუსტი საშუალებების არსებობისა და ხელმისაწვდომობისა, უამრავი ასპექტი მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესისა და მისი პროდუქტების ფორმირების თავისებურებებზე ჯერაც ბოლომდე არ არის გარკვეული. მწირად არის შესწავლილი მექანიკურად დამუშავებული (ხეხვა, პოლირება) ზედაპირების შედგენილობა და აღნიშნული პროცესებისას მიმდინარე ფაზური და სტრუქტურული გარდაქმნები, ასევე ამგვარი ზედაპირების ეფექტი მაღალტემპერატურული ჟანგვით მიღებული ოქსიდური დანაფარების კომპოზიციურობაზე, მორფოლოგიაზე და მათ სხვადასხვა მექანიკურ თუ ქიმიურ თვისებებზე მაშინ, როდესაც ეს განსაკუთრებით მნიშვნელოვანი და აქტუალური საკითხებია როგორც მასალის კოროზია-, ასევე მისი ცვეთამედეგობის თვალსაზრისით.

არსებული ლიტერატურული მიმოხილვიდან ნათელია, რომ ლითონებისა და მათი შენადნობების ზედაპირებზე ოქსიდური ფენების ფორმირების მექანიზმები გაცილებით უფრო რთულია ვიდრე ეს ითვლებოდა ადრე, როდესაც თეორიული წარმოდგენების ფორმირების ბაზას ძირითადად კინეტიკური მონაცემები და მეტალოგრაფიული სტრუქტურული კვლევები წარმოადგენდნენ, ამიტომაც გაჩნდა ზედაპირების ანალიზის თანამედროვე მეთოდების კომპლექსური გამოყენების აუცილებლობა. სამუშაოში კვლევის ობიექტებად შერჩეული იყო ქრომის მონოკრისტალები, მცირედლეგირებული ქრომი (ე.წ. BX-2K) და Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შემადგენლობის შენადნობი (ცხრილი 1.), რომელთათვისაც ჩვენს მიერ დასახული მიზანი და ამოცანები შემდეგში მდგომარეობდა:

→ ქრომისა და მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირებზე მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფორმირებული ფურჩის თავისებურებებზე ზედაპირის მოდიფიცირების ზეგავლენის გამოკვლევა;

→ ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირზე ბეილბის ფენის თვისებათა და თავისებურებათა გამოკვლევა ზედაპირების ზონდირების თანამედროვე მეთოდების კომპლექსური გამოყენებით;

→ Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ზედაპირზე 1000÷1400°C ტემპერატურულ ინტერვალში ჟანგვისას წარმოქმნილი ფურჩის ფორმირების საწყისი სტადიებისა და ზრდის სტრუქტურული ასპექტების ექსპერიმენტული გამოკვლევა;

გამომდინარე კვლევის მიზნებიდან და საკვლევი ობიექტის სირთულიდან, რაც გამოიხატება ზედაპირების ძალიან თხელ ფენებში მიმდინარე პროცესების მიკრონულ, სუბმიკრონულ და ნანომეტრულ დონეებზე კვლევაში და მრავალკომპონენტური სისტემებში ოქსიდური ფენების წარმოქმნის მექანიზმის ექსპერიმენტულ დადგენაში, ჩამოყალიბებულია აზრი კვლევის ისეთი მეთოდების კომპლექსურად გამოყენების შესახებ, როგორებიცაა მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპია (მემ), ოჟე-ელექტრონული სპექტრომეტრია (ოეს), ჩქარი ელექტრონების დიფრაქცია (ჩედ), ენერგო-დისპერსიული რენტგენული მიკროანალიზი (ედრმ) და ტალღა-დისპერსიული სპექტრომეტრია (ტდს). განხილულია თითოეული ამ მეთოდით ექსპერიმენტების ჩატარების თავისებურებები საკვლევი ობიექტების კომპოზიციურიდან გამომდინარე.

სამუშაოში საკვლევი ობიექტებად გამოყენებული შენადნობები, ერთის მხრივ, შემადგენლობის მიხედვით ყველაზე მეტად ოპტიმალურია პრაქტიკული გამოყენების პერსპექტივის თვალსაზრისით, ხოლო მეორეს მხრივ ყველაზე მეტად ხელსაყრელი მეთოდურ ასპექტში დაყენებული ამოცანის გადაწყვეტისათვის: – მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესში შერჩეული შენადნობების ზედაპირებზე ფურჩის ფორმირების იერარქიული თანმიმდევრობის სტრუქტურული მექანიზმების შესაძლო სრული სურათის აგება ცვეთამედეგი და კოროზიამედეგი ოქსიდური დანაფარების მიღების ტექნოლოგიების სამეცნიერო საფუძვლების შესაქმნელად. ექსპერიმენტისათვის არჩეული შენადნობების შემადგენლობა, თერმული (ცხრილი 3) და მექანიკური (ცხრილი 4) დამუშავებების რეჟიმები და ობიექტების პრეპარირების მეთოდები აღნიშნულ თავშია გადმოცემული.

2.1. კვლევის ობიექტების შერჩევა და ნიმუშების მომზადება ფიზიკური კვლევებისათვის

ჩვენი სამუშაოს ექსპერიმენტული ნაწილისათვის გამოყენებული იყო სამი სახის მასალა (იხ. ცხრილი 1.) და მათგან დამზადებული ნიმუშები ზომებით 15x15x5მმ, რომლებიც შეისწავლებოდნენ როგორც ლაბორატორიულ გარემოში მაღალტემპერატურული ჟანგვის ციკლების გავლის შემდგომ (ცხრილი 3.), ასევე დაჟანგვამდეც, როგორც მექანიკურად პოლირებული ზედაპირებით, ასევე დაუმუშავებელ მდგომარეობაშიც ცხრილი 2-ში მოყვანილი მეთოდებით ქვემოთ ჩამოთვლილი მიკროსკოპული დანადგარების საშუალებით, რომლებიც კვლევის ამოცანიდან გამომდინარე მეტად აუცილებელი იყვნენ.

ცხრილი 1.

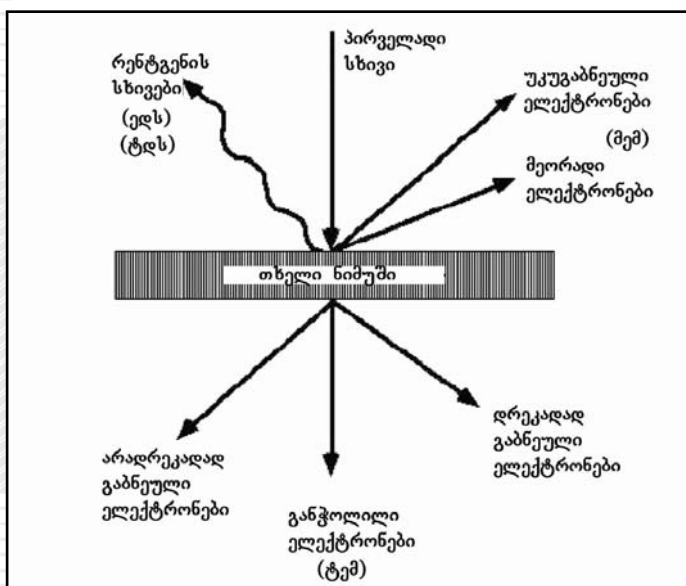
საკვლევი ობიექტების კომპოზიციური შემადგენლობა

საკვლევი ობიექტი	საკვლევი ობიექტის კომპოზიციური შემადგენლობა
სუფთა ქრომი	Cr (მონოკრისტალები: {110}, {100}); 99,99 სისუფთავის
მცირედლევირებული ქრომი	BX-2K (Cr-0.25%V-0.2%Ta-0.5%La)
Fe-Cr-Al-Re სისტემის შენადნობი	Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La

აღსანიშნავია, რომ მათი გამოყენება უზრუნველყოფილი იყო საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის სტრუქტურულ კვლევათა რესპუბლიკური ცენტრისა და აშშ-ს ნიუ მექსიკოს სამთო და ტექნოლოგიების ინსტიტუტის კვლევითი ლაბორატორიების მიერ: მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპი (DSM-960, ფირმა "Opton", გერმანია) გარჩევის უნარით $\sim 60\text{\AA}$;

ცხრილი 2.

მაღალი ენერგიის მქონე ელექტრონთა სხივის მასალასთან ურთიერთქმედება



მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპია
ოჟე-ელექტრონული სპექტრომეტრია
ელექტრონოგრაფია
ტალღა დისპერსიული სპექტრომეტრია
რენტგენტგენოფაზური და - სტრუქტურული მიკროანალიზი
ენერგო დისპერსიული რენტგენული სპექტრომეტრია

ოჟე-ელექტრონული სპექტრომეტრი LAS-2000 (ფირმა "RIBER", საფრანგეთი) პირველადი ელექტრონების ამაჩქარებელი ენერგიით $E_p = 5$ კეე და ვაკუუმით 10^{-10} მმ.ვწ.სვ; ელექტრონოგრაფი (YEMB -100K, სსრკ) ამაჩქარებელი ძაბვით 100კეე; ტალღა დისპერსიული სპექტრომეტრი სამსპექტრომეტრიანი ელექტრონული მიკროზონდით (ე.წ. მიკროპრობით) Cameca SX-100 [120] (საფრანგეთი); რენტგენული დიფრაქტომეტრი Siemens D500; მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპი JEOL JSM-6100; რენტგენული დიფრაქტომეტრი გონიომეტრით XZG-4. ნიმუშების ჟანგვა მიმდინარეობდა ჩვეულებრივ ატმოსფეროზე მუფელის კერამიკულ ღუმელებში. იმისათვის რომ ადგილი არ ჰქონოდა Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La საკვლევი ნიმუშების შეხებას თავად ღუმელის კედლებთან, და მით უფრო არ ყოფილიყო მოთავსებული ტიგელში, რომელიც როგორც წესი კორუნდისგან არის დამზადებული (რადგან თავიდან აგვეცილებინა მასალის ალუმინთან სიახლოვე მასზე ალუმის ჟანგის ფორმირების გამო), მათზე გაკეთებული იყო მცირე დიამეტრის (\varnothing 1მმ) გამჭოლი ხვრელები კუთხესთან ახლოს და ამრიგად ნიმუშები დაკიდულ მდგომარეობაში იჟანგებოდნენ.

ცხრილი 3.

საკვლევი ობიექტების თერმოდამუშავების რეჟიმები

ეტაპები	თერმოდამუშავებათა თემპერატურები, °C	დაყოვნების ხანგრძლივობა, სთ	ჟანგვის გარემო
I-ზედაპირების დამუშავება			

II	1200°C	1 საათი	ჰაერი
III	1200°C	4 საათი	ჰაერი
IV	1200°C	5 საათი	ჰაერი
V	1300°C	5 საათი	ჰაერი
VI	1400°C	1 საათი	ჰაერი
VII	1000°C	1 საათი	ჰაერი
VIII	1000°C	4 საათი	ჰაერი
IX	1300°C	5 საათი	ჰაერი
X თერმო-ქიმიური დამუშავ.	1200°C	4-6 საათი	Ar + O ₂ უ.დ.პ.წ.
XI	1250°C	5 საათი	ჰაერი
XII	1250°C	5 საათი	ჰაერი
XIII	1300°C	5 საათი	ჰაერი

ამასთან, მათი ზედაპირების მომზადება ხორციელდებოდა მექანიკური დამუშავების საშუალებით, როგორცაა ხეხვა და პოლირება, რისთვისაც გამოიყენებოდა სხვადასხვა აბრაზიულობის ზუმფარის ქაღალდები, საპოლირებელი პასტა, ფეტრის ნაჭერი, ხოლო სპირიტი და წყალი ჩვეულებრივ გამწმენდ საშუალებებად გვქონდა მიჩნეული. დაწვრილებით პრეპარირების მეთოდების დეტალები შემდგომ პარაგრაფშია მოყვანილი.

რაც შეეხება თერმოდამუშავებების ციკლებს, რომლებიც გამოყენებული იყო საკვლევი მასალის დასაჟანგად, როგორც მექანიკურად პოლირებულ ასევე დაუმუშავებელ მდგომარეობაში, ისინი მოყვანილია ცხრილში 3 და განხილულია ამავე თავის 2.4 პარაგრაფში.

2.2. ნიმუშების პრეპარირების მეთოდები ელექტრონომიკროსკოპიული და ელექტრონოგრაფიული კვლევებისათვის

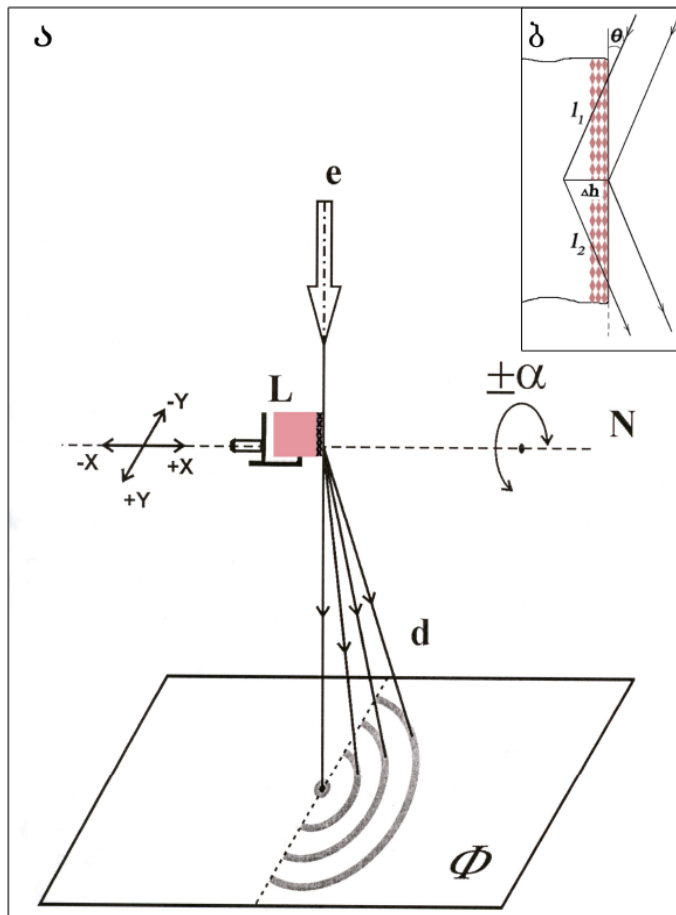
სტრუქტურული კვლევების მეთოდები (მაგალითად ელექტრონოგრაფია), დაფუძნებული ჩქარი ელექტრონების დიფრაქციაზე, არსებითად განსხვავდებიან მათი რენტგენული და ნეიტრონოგრაფიული ანალოგისაგან. საქმე ისაა, რომ ელექტრონების გაბნევის ინტენსივობა თითქმის 10⁶-ჯერ აღემატება რენტგენისა და ნეიტრონების ნაწილაკთა ნაკადის გაბნევის ინტენსივობას [81, 116], რაც თავის მხრივ განაპირობებს

როგორც ელექტრონომიკროსკოპული ასევე ელექტრონოგრაფიული ექსპერიმენტების ჩატარების ოპერატიულობას და ამრიგად მათ პრივილეგიას სხვა მეთოდებთან შედარებით. აღსანიშნავია, რომ ელექტრონოგრაფიული კვლევებისას დიდი მნიშვნელობა ენიჭება შესაბამისად პრეპარირებულ ნიმუშს, ანუ იმ შემთხვევაში თუ იგი ~250ნმ-ს არ აღემატება სისქეში შესაძლებელია მისი გამოყენება “განჭოლვაზე” რეჟიმში სამუშაოდ, ანუ ელექტრონოგრაფები მიღებული ამგვარი ნიმუშიდან იქნებიან გადაღებულნი ელექტრონების სხივის მასალაში გასვლის (განჭოლვის) შემდგომ (ცხრილი 2.); ხოლო მაშინ როდესაც ნიმუში მასიურია და ვერ (ან არ) ხერხდება მისი დათხელება პრეპარირების ცნობილი საშუალებებისა და ხერხების გამოყენებით, უპრიანია ელექტრონოგრაფების გადაღება “არეკვლაზე” მეთოდით, და ამ დროს მიღებული ინფორმაცია მომდინარეობს რამოდენიმე ნანომეტრის ზედაპირული შრიდან, რაც გამოწვეულია ელექტრონული გამოსხივების ბრეგის კუთხის საკმარისი სიმცირით. ამრიგად სტრუქტურული კვლევის აღნიშნული საშუალება შეუცვლელია ზედაპირთა აღნაგობის შესწავლისა და კვლევების დროს, მაშინ როდესაც ინტერესის სფეროში უშუალოდ ზედაპირი (მასალა/ჰაერი გამყოფი საზღვარი) და მასთან ახლო მდებარე ფენები ხვდებიან. აღსანიშნავია, რომ მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპია წარმოადგენს ზედაპირის კვლევის ერთ-ერთ ძირითად საშუალებას, რომელსაც ვიყენებდით ჩვენთვის საინტერესო მასალის ზედაპირის მორფოლოგიის შესწავლის მიზნით. ამასთან ჩვენს ინტერესს წარმოადგენდა როგორც მექანიკურად პოლირებული ანუ მაქსიმალურად გლუვი ზედაპირული არეები, ასევე ისეთი ზედაპირები, რომლებსაც უხეში ხეხვის გარდა არავითარი სხვა მექანიკური ზეგავლენა არ ჰქონიათ გავლილი, და ამრიგად ნუმუშები რომლებსაც ჩვენ მემ-ის გამოყენებით ვიკვლევდით, განსხვავდებოდნენ თავიანთი ზედაპირების პრეპარირების ხარისხებით. ძირითადად ნიმუშები თავსდებოდნენ სპეციალური მექანიკური სამაგრის ქვეშ, ზოგიერთს კი უწევდა ვერცხლის წებოს საშუალებით მრგვალ ნიმუშის სამაგრზე დაფიქსირება, რის შემდეგაც საკვლევი მასალა საშუალო ვაკუუმში თავსდებოდა შემდგომი რასტრირებისათვის და მორფოლოგიური გამოკვლევების ჩასატარებლად.

ჩვენი ექსპერიმენტების განხორციელებისას აგრეთვე ელექტრონოგრაფიულ კვლევებსაც მეტად დიდი მნიშვნელობა ენიჭებოდა, რადგან ასეთი გზით ვცდილობდით

შეგვესწავლა მექანიკური პოლირებით გამოწვეული ზედაპირული გარდაქმნები მის სტრუქტურაში და უფრო ძირეულად შეგვესწავლა ბეილბის ფენის ფენომენი, რომელიც მრავალრიცხოვანი ტესტირების შემდგომ მიღებული შედეგების საფუძველზე მეტად კომპლექსური და საინტერესო აღმოჩნდა. გამომდინარე იქედან, რომ ჩვენი საკვლევი ნიმუშები საკმაოდ სქელნი და მასიურნი იყვნენ “განჭოლვაზე” მეთოდით რომ შეგვესწავლა მათი სტრუქტურა, ამიტომაც, გამოყენებული იყო მისი ალტერნატიული “არეკვლაზე” მეთოდი, რომელიც თავისი ინფორმატიულობით აღნიშნულ შემთხვევაში არ ჩამოუვარდება ზემოთ ხსენებულს განჭოლვაზე. ექსპერიმენტისას ვახდენდით გარკვეული სისქის ფენების მოხსნას ზედაპირიდან და ამით საშუალებას ვაძლევდით ელექტრონების სხივს რომ დიფრაქცია შედარებით ქვემდებარე ფენებიდან მოეხდინა და ამრიგად, რამოდენიმე განსხვავებული დონიდან მიღებული ელექტრონოგრამების შეჯერებას ვახდენდით საბოლოო მიზნის მისაღწევად: – ჩვენს მიერ საკვლევი მასალის მექანიკურად პოლირებული ნიმუშების სისქის მიხედვით ზედაპირული სტრუქტურის ცვლილების სქემატური სურათის აგება, რაშიც გარდა ელექტრონოგრაფიული მეთოდისა მნიშვნელოვნად დაგვეხმარა ზედაპირის კვლევის ისეთი სტრუქტურულ-ანალიტიკური მეთოდი, როგორც არის ოჟე-ელექტრონული სპექტრომერია, რაც მიმდევრო ქვეთავშია მოცემული და გაანალიზებული. აღსანიშნავია, რომ ჩვენს მიერ გამოყენებული ელექტრონოგრაფის გონიომეტრული დამჭერი იძლევა საშუალებას რომ ნიმუში გადაადგილდეს ჰორიზონტალურ სიბრტყეში ორი ურთიერთმართობული მიმართულებით ($\pm x$ და $\pm y$) 10მმ-ის ფარგლებში, ამასთან განხორციელდეს x ღერძის თანხვედრილი, დახრის ჰორიზონტალური ღერძის ირგვლივ ნიმუშის გადახრები სასურველი $\pm\alpha$ კუთხით, რაც მნიშვნელოვნად აადვილებს ექსპერიმენტის ჩატარებას. ანალოგიურად ხდებოდა ნიმუშების მომზადება რენტგენის სხივებით ჩვენს მიერ საკვლევი მასალის ზედაპირული მდგომარეობისა და მისი ფაზური შედგენლობის შესასწავლად. სურ.1-ზე მოყვანილია სქემატური გამოსახულება საკვლევი ნიმუშის მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირებზე ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” მეთოდით დიფრაქციული სურათის მიღებისა. იმის გათვალისწინებით რომ ელექტრონების მასალაზე დაცემის ბრეგის კუთხე არის ძალზედ მცირე (რამოდენიმე მიწუტიც კი) – მიღებული ელექტრონოგრამები ასახავენ მასალის უშუალოდ ზედაპირს

და ამასთან, აღნიშნული მეთოდისათვის პრობლემას არ წამოადგენს ასევე ნიმუშად გამოყენებული იყოს არა მართკუთხედი ფორმის ნიმუში, არამედ ცილინდული ფორმის მასალაც, რომლის სფერული ზედაპირიდან მიღებული სტრუქტურული ინფორმაცია იდენტური იქნება ჩვენს შემთვევაში მიღებულისა. ერთ-ერთი ძირითადი მეთოდი გამოყენებული აღნიშნულ სამუშაოში ჩვენს მიერ დასახული მიზნების მისაღწევად, იყო ტალღა დისპერსიული ელექტრონული სპექტრომეტრია (ტდს) ჩატარებული სამსპექტრომეტრიანი ანალიზატორის მეშვეობით, რაც საშუალებას აძლევს მოცემულ მეთოდს მგრძობიარე იყოს როგორც ყველაზე მსუბუქი, ასევე მძიმე ელემენტების მიმართ, ეს კი თავის მხრივ მას ანიჭებს ძლიერი მიკროსკოპული მეთოდის სტატუსს, რომელიც აჩქარებული ელექტრონებით ოპერირებს.



სურ.1. ა) მექანიკურად პოლირებული Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ნიმუშის ზედაპირზე ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” მეთოდით დიფრაქციული სურათის მიღების სქემა; e – ჩქარი ელექტრონების პირველადი სხივი, L – ნიმუშის გონიომეტრული დამჭერი, d – დიფრაგირებული სხივები, Φ – ეკრანი (ფოტოფირი), N – ამრეკლი სიბრტყის ნორმალური პირველადი სხივის ნიმუშზე დაცემის წერტილში; ბ) ჩქარი ელექტრონების მასალაში შეღწევისა და გამოსვლის სხივთა სვლის სქემატური

სურათი: θ – ბრევის (სხივის დაცემის) კუთხე, Δh – სხივთა შეღწევის სიღრმე, l_1 და l_2 – სხივის მიერ მასალაში გავლილი განჭოლილი მანძილი.

ედს-ს ძალუმს მოგვაწოდოს საკვლევი ობიექტის ზედაპირის როგორც მორფოლოგიური (ანუ ზედაპირის უსწორობათა “რუკები”) ასევე ქიმიური შედგენილობის გამოსახულებები. ამასთან იგი შესაძლებელია გამოვიყენოთ საინტერესო ნიმუშის ზედაპირის ქიმიური კომპოზიციის როგორც რაოდენობრივი, ასევე ხარისხობრივი მონაცემების მიღების თვალსაზრისით, და ამ დროს სხვა ანალიტიკური საშუალებებისაგან განსხვავებით ინფორმაციის მიღება უმცირესი წერტილიდანაც (1μ) კი არის შესაძლებელი. ამრიგად იგი შეუცვლელი იარაღია ფართო სპექტრის სფეროთათვის ფუნდამენტური კვლევების ჩატარებისათვის. ჩვენი ექსპერიმენტების მსვლელობისას ედს გამოყენებული იყო ბეილბის ამორფული ფენის როგორც რაოდენობრივი, ასევე ხარისხობრივი ანალიზებისათვის. აღნიშნული მეთოდით კვლევების მიზნით ნიმუშებს განსაკუთრებული და რაიმე ორიგინალური პრეპარირება არ გაუვლიათ, ისინი მხოლოდ მექანიკურად იყვნენ პოლირებულნი უმაღლესი სიპრიალის მიღებამდე მასზე ბეილბის ფენის წარმოქმნის მიზნით, ხოლო კამერაში ჩატვირთვამდე ნიმუშებს ეფინებოდა ნახშირბადი, მაღალ ($\sim 10^{-8}$ ტორი) ვაკუუმში ელექტრონებთან ურთიერთქმედების დროს, მუხტის დაგროვებასთან დაკავშირებული, რაიმე გართულების გაჩენის თავიდან აცილების მიზნით, ამასთან ნახშირბადისვე წებო გამოიყენებოდა ნიმუშების სამაგრზე დაფიქსირებისათვის.

ჩვენი საკვლევი ნიმუშების ტესტირება მიმდინარეობდა კომპლექსურად ყველა ზემოთ მოყვანილი მეთოდისა და მათი განსახორციელებელი ტექნიკის (ცხრილი 2.) გამოყენებით. ედს-თან პარალელურად ინტენსიურ (როგორც დაუჟანგავი, ასევე ყოველი დაჟანგვის ციკლის შემდეგ ზედაპირის სხვადასხვა კონდიციის პირობებში) ექსპლუატაციაში გვქონდა ორი მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპი, ნიმუშების ზედაპირთა ძირითადად მორფოლოგიური კვლევის განხორციელების მიზნით. იქიდან გამომდინარე, რომ თერმული დამუშავების შემდგომ ნიმუშები დიელექტრიკულ თვისებას ავლენდნენ, გვიხდებოდა მათი ზედაპირების ოქროს თხელი (100\AA) ფენით დაფარვა.

2.3. მექანიკურად და თერმო-ქიმიურად დამუშავებული ნიმუშების ზედაპირებისა და ზედაპირქვეშა ფენების ოჟე-სპექტრული კვლევების მეთოდთა

თანამედროვე მეცნიერებაში მყარ სხეულთა კვლევებისათვის უამრავმა სხვადასხვა მეთოდმა პოვა გამოყენება, ისინი საშუალებას გვაძლევენ მივიღოთ მეტ-ნაკლებად ამომწურავი ინფორმაცია მასალის ქიმიური შემადგენლობის, კრისტალური სტრუქტურის, მინარევთა განაწილებისა და მრავალი სხვა თვისების შესახებ, რაც წარმოადგენს როგორც წმინდა სამეცნიერო, ასევე პრაქტიკულ ინტერესსაც. დღეს-დღეობით განსაკუთრებული ყურადღება ენიჭება ზედაპირის ანალიზის მეთოდებს, რაც გამოწვეულია ზედაპირთა უნიკალური თვისებებით, რომლებიც ძლიერ ზეგავლენას ახდენენ მყარი სხეულის მახასიათებლებზე. ზედაპირის ანალიზის მეთოდების უმეტესობაში გამოიყენება სხვადასხვა ტიპის მოვლენები (ცხრილი 2.), რომელთაც ადგილი აქვთ მასალაზე კორპუსკულარული ნაწილაკებისა და ელექტრონული გამოსხივების ზემოქმედების შედეგად [118]. სხვა დანარჩენ ელექტრონო-სპექტროსკოპიულ მეთოდებს შორის განსაკუთრებული ადგილი უჭირავს ოჟე-ელექტრონულ სპექტრომეტრიას (ოეს). ეფექტი, რომელზედაც არის დაფუძნებული ოეს აღმოჩენილი იყო ფრანგი ფიზიკოსის პიერ ოჟეს (P. Auger) მიერ 1925 წელს და მას შემდეგ მასალათა ზედაპირების კვლევის ერთ-ერთ ძლიერ იარაღს წარმოადგენს. აღნიშნული ანალიზის უნიკალურობა მდგომარეობს იმაში, რომ პერიოდული სისტემის ყოველი ელემენტისათვის არსებობს მახასიათებელი ოჟე-ენერგიების მთელი რიგი, თანაც არ არსებობს ელემენტები, რომელთაც ექნებათ ატომური ბმის ერთნაირი ენერგიები, რაც ხელს უწყობს ოჟე-ანალიზს ოჟე-ენერგიების დახმარებით მოვახდინოთ ელემენტების იდენტიფიკაცია ამა თუ იმ მასალაში. ამასთან, ბევრ სხვა მეთოდთან შედარებით ოეს უპირატესობა მდგომარეობს ასევე ანალიზის ძალიან მცირე სიღმეებში, რაც ტესტირების ამ საშუალებას ანიჭებს ძალიან დიდ მნიშვნელობას ზადპირების კვლევისას და შეუცვლელს ხდის მას მასალის ზედაპირის 0.5-1.0 მნ-ის სიღმიდან ინფორმაციის მისაღებად.

მასალის ოჟე-სპექტრის მიღების შემდგომ, არც თუ ნაკლებ მნიშვნელოვანია რაოდენობრივი ოჟე-ანალიზის ჩატარება, რომლის მიზანს წარმოადგენს მრავალ-კომპონენტური ნიმუშის შამადგენლობაში შემავალი სხვადასხვა ელემენტის ატომთა

კონცენტრაციების დადგენა, რამეთუ ცნობილია, რომ ოჟე-სიგნალის ინტენსივობები და კონცენტრაცია ურთიერთ დამოკიდებული სიდიდეებია.

Fe-Cr-Al-La-ის საკვლევ ნიმუშებს სტრუქტურულ კვლევათა რესპუბლიკურ ცენტრში უტარდებოდათ ოჟე-სპექტრომეტრული ანალიზი როგორც თერმული დამუშავების შემდგომ, ასევე ჟანგვამდე. გამომდინარე იქედან, რომ რაოდენობრივი ოეს ძირითად ამოცანას იმ ატომთა კონცენტრაციის განასზღვრა წარმოადგენს, რომლებიც მრავალკომპონენტური ნიმუშების შემადგენლობაში შედის, აღნიშნულმა ანალიზმა ასევე ფართო გამოყენება პოვა მექანიკურად დამუშავებული ზედაპირების კვლევის საქმეში, როგორც მისი კომპოზიციური შემადგენლობის დადგენის მიზნით, ასევე მასში სიღრმის მიხედვით ელემენტთა განაწილების მრუდების აგებისათვის. ამისათვის შრედაშრე ანალიზი ტარდებოდა საკვლევ ზედაპირის გაფრქვევით ($\sim 25\text{\AA}$ /წთ სიჩქარით) არგონის 2 კევ-ით აჩქარებული იონების ბომბარდირების საშუალებით. ყოველი ორი წუთის შემდეგ მიღებული ოჟე-პიკების დაფიქსირება და დამუშავება ხდებოდა მათი ინტენსივობების მიხედვით; მომდევნო ეტაპი გახლდათ ამ მნიშვნელობების ნორმირება და შესაბამისად აბსცისთა და ორდინატთა ღერძებზე დატანა და დამოკიდებულების სახით აგება.

ცნობილია, რომ მაშინ როდესაც ოჟე-სპექტრალური ანალიზისას არ გამოიყენება ელემენტური ან ვერცხლის სტანდარტები, ფართო გამოყენებაში შემოდის ფორმულა (1), და იქიდან გამომდინარე რომ ჩვენს მიერ საკვლევ შენადნობის ნიმუშების კვლევისას არ ვიყენებდით სტანდარტებს, გადაღებულ ოჟე-სპექტრებზე დაყრდნობით მოცემულ სამუშაოში რაოდენობრივი ანალიზის ჩატარების მიზნით გამოყენებული იყო შემდეგი ტოლობა:

$$C_X = \frac{I_X}{S_X d_X} / \sum_{i=1}^n \frac{I_\alpha}{S_\alpha d_\alpha} \quad (1)$$

სადაც I_X არის რაღაც X ელემენტის “peak-to-peak” ოჟე-ამპლიტუდები, S_X - იმავე ელემენტის მგრძნობიარობის ფაქტორი, d_X არის შკალის ფაქტორი გამოთვლილი შემდეგნაირად: $d_X = L_X E_{m,X} I_{P,X}$ [118-120], საიდანაც ელემენტების ფარდობითი მგრძნობიარობის ფაქტორის დადგენა, ყველაზე ფართოდ გამოყენებული

პირველადი სხივების ენერგიების მნიშვნელობებისათვის 3, 5 და 10კეე, ხორციელდება სპეციალური გრაფიკული განაწილებებიდან და ის ყოველი ელემენტისათვის წარმოადგენს რაღაც კონკრეტულ რიცხვით მნიშვნელობას, რომელიც ექსპერიმენტისას გამოყენებულ ენერგიაზე დამოკიდებულებით განსხვავდება [117] და ჩვენს შემთხვევაში შენადნობის ძირითადი კომპონენტებისატვის შეადგენდა: $S_{Fe}= 0.22$, $S_{Cr}=0.3$, $S_{Al}=0.185$; რადგანაც შკალის ფაქტორი ერთი და იგივეა შენადნობში შემავალი ყველა ელემენტის პიკისათვის მას უგულბელყოფენ ხოლმე და ის არ მონაწილეობს გამოთვლებში.

აღნიშნული მეთოდით ექსპერიმენტულად განსაზღვრული მნიშვნელობები ჩვენს მიერ საკვლევი ნიმუშების კომპოზიციაში შემავალი ელემენტების პროცენტული თანაფარდობისა, კარგ კორელაციაში აღმოჩნდა კაზმით განსაზღვრული შენადნობის კომპოზიციურ შემადგენლობასთან.

2.4. მექანიკურად და თერმო-ქიმიურად დამუშავებული ნიმუშების მომზადება ელექტრონოგრაფიული კვლევებისათვის

ექსპერიმენტებისათვის გამომდნარი იყო Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შედგენილობის შენადნობი კაზმის მიხედვით. მისი არჩევა Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობებიდან განპირობებული იყო ორი მოსაზრებით: პირველი – პრაქტიკული ინტერესით მოცემული სისტემის შენადნობთა მიმართ, როგორც ქრომისა და ალუმინის ჟანგის წარმომქმნელი პერსპექტიული მასალა 1200°C და შესაძლოა უფრო მაღალ ტემპერატურებზე სამუშაოდ განკუთვნილ ნაკეთობათა დეტალების დასამზადებლად [28, 49, 122, 123], და მეორე – მოცემული სამუშაოს ამოცანების გადაწყვეტის მეთოდური ხელსაყრელობით (დნობისა და რეკრისტალიზაციის მაღალი ტემპერატურები, არც თუ მაღალი პლასტიურობა, შენადნობის მრავალკომპონენტობა ზედაპირული ფენის პლასტიური დინებით ამორფიზაციისას მასალის გადატანის სელექტიურობის (ან მისი არ არსებობის) ინდიკაციისათვის და ასევე ბეილბის ფენის მოსალოდნელი მაღალი თერმოდინამიკური მდგრადობა შენადნობში ისეთი ელემენტების არსებობის გამო, რომელთაც ჟანგბადის მიმართ დიდი სწრაფვა გააჩნიათ).

საკვლევ ნიმუშებს ეძლეოდა ისეთი გეომეტრიული ფორმა და ზომები, რომ ისინი გამოსადეგნი ყოფილიყვნენ ჩვენს მიერ შერჩეული ყველა საკვლევ მეთოდის (მემ, ოეს, ჩედ, ტდს) ჩასატარებელი დანადგარის საკვლევ ობიექტის დამჭერებზე იმ მიზნით, რომ ერთსა და იმავე ნიმუშზე შესაძლებელი ყოფილიყო ყველა ამ მეთოდის კომპლექსური განხორციელება. ამისათვის კი Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ნაჭედი წნელიდან, მისი მაჰომოგენიზირებელი გამოწვის შემდგომ, ვაჭრიდით გარკვეული რაოდენობის ფირფიტისებრ ნიმუშებს ზომებით 15x15x5მმ. ჩამოჭრის შედეგად წარმოქმნილი დამახინჯებული ზედაპირული ფენის მოხსნისა და მიღებული ფირფიტებისათვის სიბრტყობრიობის მინიჭების მიზნით, პირველ სტადიაზე ვახდენდით მათ ორმხრივ ერთმიმართულ ხეხვას სახეხი რგოლის საშუალებით. ნიმუშების საწყისი ზედაპირების მექანიკური დამუშავების პროცესების თანმიმდევრობა, თითოეულის დასახელება და სახეხი თუ საპოლირებელი აგენტების აბრაზიულობის ზომები მოყვანილია ცხრილში 4.). მეორე სტადიაზე ვახდენდით სასუფთაო, აგრეთვე ერთმიმართულ ხეხვას იგივე ნიმუშებისა იმ განსხვავებით, რომ აქ შედარებით დაბალი აბრაზიულობის დამყვანი რგოლით ვსარგებლობდით, რითაც ნიმუშების წინა უხეში ხეხვით გამოწვეული დამუშავების ფენის მოხსნას და ზედაპირის სიბრტყობრიობის კიდევ უფრო მომატებას ვუწყობდით ხელს. ყველა შემდგომი ზედაპირული დამუშავება დაწყებული საფინიშო ხეხვიდან და საფინიშო პოლირებით დამთავრებული, რის შედეგადაც ბეილბის ფენის განვითარებას ჰქონდა ადგილი, ვაწარმოებდით ხელით, ზუმფარის ქაღალდისა და ალმასის პასტების საშუალებით (ჩვენს მიერ საკვლევ მასალის პოლირებისათვის უპრიანი იყო სწორედ ალმასის პასტის გამოყენება ან/და MgO ულტრადისპერსიული ფხვნილისა იმ მიზნით, რომ თავიდან აგვეცილებინა შემდგომში გამოყენებული ოჟე-ელექტრონული სპექტრომეტრის, რენტგენოსპექტრალური ანალიზისა თუ სხვა ელემენტური ანალიზისას შესაძლო წამოჭრილი უზუსტობები ნიმუშების კომპოზიციურ შემადგენლობასთან დაკავშირებით, რადგანაც სხვა არსებული აბრაზივები შეიცავენ სწორედ იმ ელემენტებს, რომლებიც ჩვენს მიერ საკვლევ მასალის შემადგენლობაშია შესული). ამასთან, აღნიშნული ბეილბის ფენის ფორმირება საკვლევ მასალის გეომეტრიულ ზედაპირზე მიმდინარეობდა მექანიკური პოლირების ორი სქემის მიხედვით. პირველი

– სასუფთაო ხეხვის შემდეგ ნიმუშის ზედაპირი განიცდიდა საფინიშო ხეხვას (ბრტყელი ხეხვის ეტაპები I-II, ცხრილში 3, რაც შეიძლება ჩაითვალოს მექანიკური პოლირების წინასწარ სტადიად) და ორ შემდგომ შუალედურ და საფინიშო პოლირების სტადიებს (მექანიკური პოლირების ეტაპები I-III) საპოლირებელი პასტების საშუალებით.

მეორე სტეპის მიხედვით, საფინიშო ხეხვის (ბრტყელი ხეხვის ეტაპი III) შემდგომ ნიმუშის ზედაპირიდან ელექტრო-ქიმიურად, ანოდური გახსნის მეთოდის გამოყენებით პოლირების რეჟიმში, მთლიანად იხსნებოდა წინა მექანიკური დამუშავებით დამახინჯებული ~ 2 მიკრონის სისქის ფენა, რასაც მოსდევდა ზემოთ ხსენებული ორსაფეხურიანი მექანიკური პოლირება სარკისებური სიპრიალის მიღებამდე. მექანიკური პოლირების ყოველი სტადიის ხანგრძლივობა შეადგენდა ~ 10 საათს, ამასთან, პროცესის სიჩქარე არ აღემატებოდა 0.05 მ/წმ-ს ზუმფარის ქალაქდზე ნიმუშის გადაადგილებისა.

სწორედ ამგვარად დამუშავებული საკვლევი ნიმუშები გახდნენ, როგორც ოჟე-ელექტრონული სპექტრომეტრიის, მასკანირებელი ელექტრონული მოკროსკოპიის, ტალღადისპერსიული ელექტრონული მიკროსკოპიის და რენტგენოგრაფიული ანალიზის [121] კვლევების საგანი იმ მიზნით, რომ დაგვედგინა სიღრმე და გვარობა იმ გარდაქმნებისა (ამორფიზაცია, გარემოში არსებულ ელემენტთა ატომებით გაჯერება და მათი დიფუზია, პლასტიკური დინებები, ციკქედვა და ა.შ.), რომელთაც ადგილი აქვთ და გამოწვეულნი არიან მექანიკური პოლირებით როგორც მასალის ზედაპირზე, ასევე მის ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენებშიაც. აღსანიშნავია, რომ პოლირების პრინციპების ცოდნა ისევე მნიშვნელოვანია, როგორც ხეხვისა. ამასთან პოლირების ეფექტი დამოკიდებულია არა მხოლოდ პოლირების სწორი მეთოდის გამოყენებასა და ოპტიმალური საპოლირებელი გარემოს შერჩევაზე, არამედ მნიშვნელოვან წილ წინამორბედ ხეხვის ოპერაციაზე (თუ ოპერაციებზე), რადგან ვიცით, რომ “კარგად გახეხელი, ნახევრად კარგად გაპოლირებულია” [82].

ჩვენს მიერ საკვლევი ნიმუშების ერთი ნაწილი გადიოდა ასევე თერმო-ქიმიური დამუშავების პროცესს, რომელიც შემდეგში მდგომარეობს: მასალას ათავსებენ ვაკუუმში და ახდენენ ზედაპირის დეგაზაციას მისი გახურების საშუალებით. შემდგომ ჟანგბადის ულტრა დაბალ პარციალურ წნევებზე არგონის გარემოში გარკვეულ

მაღალტემპერატურულ ინტერვალში (~1200°C) ადგილი აქვს დიფუზურ გამოწვას 4-6 საათის განმავლობაში, რაც საშუალებას აძლევს RE-ების იონებს, რომ მათ მოახერხონ დიფუნდირება ზედაპირისაკენ და იქ ლოკალიზაცია, და რადგანაც მათი მობილურობა, მიუხედავად თავიანთი იონური რადიუსის საკმაოდ დიდი მნიშვნელობისა, არის მაღალი აღნიშნულ მასალებში, პროცესი ძალიან მცირე ხანს გრძელდება; საბოლოოდ კი ხორციელდება ჟანგბადისა და არგონის აირების ნარევი ~2.5 სთ-იანი ზედაპირის ჟანგვის ეტაპი 1000°C-ზე უფრო მაღალ ტემპერატურებზე, რითაც სრულდება თერმოქიმიური დამუშავება [3, 4, 115].

აღწერილი თერმოქიმიური დამუშავება მცირედლეგირებული ქრომის ნიმუშების მხურვალმედევობას დაახლოებით ერთი რიგით აუმჯობესებდა 1200°C-ზე ჟანგვისას და Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობის კვლევის შემთხვევაშიც ფრიად დადებით ეფექტს ახდენდა მასზე გაზრდილი ფურჩის მორფოლოგიაზე და რა თქმა უნდა მაღალტემპერატურული ჟანგვის კინეტიკაზეც.

მას შემდგომ, რაც ნაწილი ნიმუშების ზედაპირებზე წარმოვქმნიდით ბეილბის ამორფიზებულ ფენას (ზემოთ აღწერილი ორი სქემის მიხედვით), ნიმუშები ციკლურად იჟანგებოდნენ ლაბორატორიულ ჰაერზე ისეთ მაღალ ტემპერატურებზე როგორცაა 1000°C±1400°C (იხ. ცხრილი 3.). აღნიშნულ ტემპერატურებზე ნიმუშების დაყოვნების დრო ციკლურად ვარირებდა 1-დან 10სთ-ს ჩათვლით. ამასთან ზოგიერთ მათგანს აჯამულად უწევდა ჟანგვა, ასევე, მათ დამატებითი ციკლების სახით შემდგომაც უტარდებოდათ ოქსიდაცია იმ მიზნით, რომ შეგვესწავლა ის მყარფაზოვანი და რეკრისტალიზაციური რეაქციები, რომელთაც ადგილი აქვთ ფურჩის ფორმირებისა და ზრდის პროცესში სხვადასხვა ოქსიდურ ნაწილაკს შორის.

ცხრილი 4

დასაჟანგი ნიმუშების საწყისი ზედაპირების მექანიკური დამუშავების ოპერაციათა თანმიმდევრობა

დამუშავების სახე	ინსტრუქციები	ეტაპი	დამუშავების სახელწოდება	მარცვლის ზომები, მკმ	დამუშავების მიზანი (შედეგი)	დამახინჯების სავარაუდო სიღრმე, მკმ
------------------	--------------	-------	-------------------------	----------------------	-----------------------------	------------------------------------

ბრტყელი ხეხვა	სახეი რგოლი, ზუმფარის ქალაღლი	I	უხეში ხეხვა	50±20	ჭრის დეფექტების ფენის მოხსნა, ნიმუშის ზედაპირისათვის სიბრტყივობის მინიჭება	≥ 20
		II	სასუფთაო ხეხვა (დამყვანი რგოლი)	20±10	უხეში ხეხვით დამახინჯებული ფენის მოხსნა, ნიმუშის ზედაპირისათვის სიბრტყივობის გაუმჯობესება	≤ 10
		III	საფინიშო ხეხვა (ზუმფარის ქალაღლი)	7 ± 5	სასუფთაო ხეხვით დამახინჯებული ფენის სისქის მინიმიზაცია	≥ 2
მექანიკური პოლირება	ზუმფარის ქალაღლი, მაპოლირებლის მატარებელი	I	პოლირების წინასწარი სტადია	~ 5	საფინიშო ხეხვით გამოწვეული უსწორმასწორობათა მოსწორება	~2
		II	პოლირების პირველი სტადია	5 ± 1	საფინიშო ხეხვით ცივნიჭედი ფენის სისქის მინიმიზაცია	~ 1
		III	პოლირების მეორე სტადია	1 ± 0.2	ბეილბის ფენის ფორმირება, სარკულად გლუვი ზედაპირის მიღება	~ 0.1

ყოველივე ზემოთქმულიდან ლოგიკურად გამომდინარეობს, რომ ჩვენს მიერ დასახული მიზნებისა და ამოცანების გადაწყვეტისათვის, რომლებიც სამუშაოს დასაწყისშია ასახული, მცირედლეგირებული ქრომისა და ქრომის მაღალი შემცველობის (> 40 %) Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის საკვლევი ობიექტები კომპლექსურად იყვნენ გამოკვლეულნი, ტესტირებულნი და შესწავლილნი მაღალი გარჩევის უნარისა და მგრძობიარობის მქონე თანამედროვე მეთოდებით (მემ, ოეს, ჩედ, ტდს), როგორც მორფოლოგიური თავისებურებების, ასევე ფაზური [121] და კომპონენტური შედგენილობების დადგენის თვალსაზრისით; ამასთან, აღნიშნულ მეთოდებს ვიყენებდით საკვლევი ნიმუშების თერმულ დამუშავებამდე და მათი ჟანგვის ციკლების გავლის შემდგომ მაღალტემპერატურული კოროზიისაგან დამცავი (ბარიერული) ოქსიდური ფირების ფორმირების კანონზომიერებათა სტრუქტურული ასპექტების მიკრონულ, სუბმიკრონულ და ნანომეტრულ დონეებზე შესწავლის მიზნით. ხანგრძლივი პერიოდის შემდგომ კვლავ წამოიჭრა ბეილბის ამორფიზებული ფენის საკითხი, რამაც დამატებითი ანალიტიკური და სრუქტურული სამუშაოებისაკენ გვიბიძგა, რითაც მოვახერხეთ კიდევაც საკმაოდ ღირებული ინფორმაციის მოპოვება

დამუშავების ფენების ფორმირების გამომწვევ მიზეზებზე და ამასთან, შევისწავლეთ აღნიშნული ფენების როგორც ხასიათი, ასევე გავრცელების სიღმეები. უფრო კონკრეტულად არის განხილული აღნიშნული ასპექტები მომდევნო თავებში, სადაც ისინი საკმაოდ ვრცლადაა აღწერილი.

3. ქრომისა და მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირთა მაღალტემპერატურული ჟანგვის პროცესების თავისებურებანი

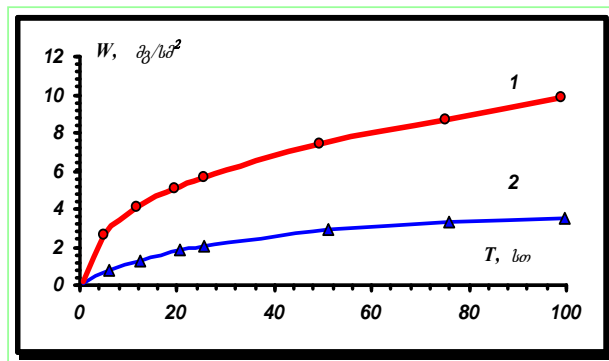
ცნობილია, რომ ისევე როგორც სუფთა ქრომი, მის ბაზაზე შექმნილი (მცირედ-ლეგირებული ქრომისა და Fe-Cr-Al-RE სისტემის) შენადნობებიც ხასიათდებიან მაღალი ტემპერატურების მიმართ საკმაოდ ძლიერი წინააღმდეგობით, რაც განაპირობებს კიდევაც მათ ფართო გამოყენებას გამახურებელი წინააღმდეგობის, აირტურბინული და-ნადგარების დეტალების და სხვათა დასამზადებლად, ამასთან ერთად ასეთი მასალები მიკრომექანიკასა და ელექტრონულ ტექნიკაშიც პოულობენ თავიანთ ასპარეზს.

მაღალტემპერატურული ჟანგვის ისეთი ასპექტები როგორებიცაა კინეტიკური მონაცემები და თავად ოქსიდური ფურჩის ფორმირების თავისებურებები დიდი ხანია მნიშვნელოვან მახასიათებლად არიან მიჩნეული მხურვალმედეგი მასალებისათვის და ისინი ერთ-ერთ მნიშვნელოვან შეფასების საშუალებად მოიაზრებიან როგორც ხანგრძლივი ასევე მცირე დაყოვნების დროის ექსპერიმენტებისათვის, საიდანაც სწორედ ამ უკანასკნელის ტენდენციები მეტად მნიშვნელოვანი და საინტერესოა.

3.1. არალეგირებული და მცირედლეგირებული ქრომის მაღალაქტიური ელემენტებით ზედაპირული გამდიდრების ეფექტი

მხურვალმედეგი მცირედლეგირებული ქრომის შენადნობები წარმოადგენენ პერსპექტიულ მასალას ეკონომიური საავიაციო აირტურბინული დანადგარების შექმნისათვის, რადგან მარგი ქმედების კოეფიციენტის ზრდა პირველ რიგში დაკავშირებულია სამუშაო ტემპერატურების მომატებასთან. მცირედლეგირებული ქრომის BX-2K სისტემის შენადნობის გამოცდებმა მხურვალმედეგობაზე, უჩვენეს, რომ ოპტიმიზაციის (ჩვენს შემთხვევაში თერმო-ქიმიური დამუშავება) შედეგად მხურვალმედეგობის ნამატი მაღალტემპერატურულ ინტერვალში (~1200°C-ზე) შეადგენს არანაკლებს 100%-სა [3,

130], რაც ჟანგვის შედეგად წონის ნამატის კინეტიკური მრუდებით არის ილუსტრირებული სურ.2-ზე შედარების სახით მცირედლეგირებული ქრომის ნიმუშებისა თერმო-ქიმიურ დამუშავებამდე და მის შემდეგ. ამასთან, აღსანიშნავია რომ მცირედლეგირებული ქრომის მხურვალმედეგობის შემდგომი ამაღლების ერთ-ერთი შესაძლო საშუალება მარცვლის საზღვრების, დისლოკაციების, მიკრობზარებისა და სხვა მოკლედ შერთული დიფუზიის გასასვლელების არამოცულობითი ტრანსპორტის შენელების გზების ძიებაში ძევს [6].



სურ.2. მცირედლეგირებული ქრომის 1250°C-ზე ჟანგვის კინეტიკა: 1. თერმო-ქიმიური დამუშავების გარეშე; 2. თერმო-ქიმიური დამუშავების შემდგომ.

როგორც კვლევების შედეგად დადგინდა, დადებითი ეფექტი მიიღწევა ზედაპირის გამდიდრებისას არა მხოლოდ იმვიათმიწა ელემენტებით (როგორც მასალაში არსებული რესურსების ხარჯზე, ასევე მათი გარედან მიწოდების საშუალებათა – დაფენის თუ იმპლანტაციის ტექნოლოგიების – გამოყენებით), არამედ RE-ების ნაერთებითაც [135, 136]. ამასთან დაკავშირებით, ჩვენ ჩავატარეთ შედარებითი კვლევები არალეგირებული და მცირედლეგირებული ქრომის ნიმუშების მხურვალმედეგობისა, რომლებზედაც სხვადასხვა მეთოდით იქმნებოდა ან დაიტანებოდა ბარიერული ფენები. ჩვენს სამუშაოში ორთქლის ფაზიდან იფინებოდა ლანთანი და მისი ნაერთი ბორთან - LaB₆, რომელიც ლითონურ მატრიცას აღწევდა დისოცირებულ მდგომარეობაში და მასზე აფორმირებდა ორმაგ ფენას შემდგარს ლანთანისა და ბორისაგან.

ორივე შემთხვევაში სუბსტრატის ზედაპირი ატმოსფეროსთან კონტაქტის შემდგომ დაფარული იყო ლანთანის ოქსიდით, რომელიც წარმოადგენს აუცილებელ კომპონენტს ლანთანის ქრომიტის სინთეზისათვის, რომელიც თავისი თერმოდინამიკური სტაბილურობისა და ელექტროფიზიკური თვისებების გამო ხარისხობრივად ზრდის

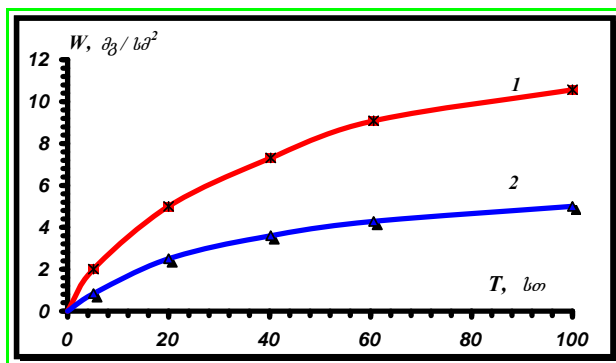
ბარიერული ფენის როლს ტრანსპორტული პროცესების დამუხრუჭებაში [9, 130]. ამიტომაც იშვითმიწა ლითონების ან მათი ოქსიდების კონცენტრაციის გაზრდას როგორც არალეგირებული, ასევე მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენებში, მივყავართ მხურვალმედეგობის შესამჩნევ ზრდამდე. ნიმუშების 2.5 სთ-ის განმავლობაში ლაბორატორულ ატმოსფეროში ჟანგვის პარამეტრების კვლევებმა უჩვენეს, რომ აღნიშნულ ფენებს შეუძლიათ იმსახურონ როგორც დამუხრუჭებელთა დიფუზიის ეფექტურმა წინაღობებმა, რომლებიც იცავენ ლითონების და შენადნობების ზედაპირებსა და მატრიცებს. ეფექტი განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია ჟანგვის საწყის სტადიებზე (იხ. ცხრილი 5).

ცხრილი 5.

დაჟანგვის პარამეტრები 2.5 საათის განმავლობაში

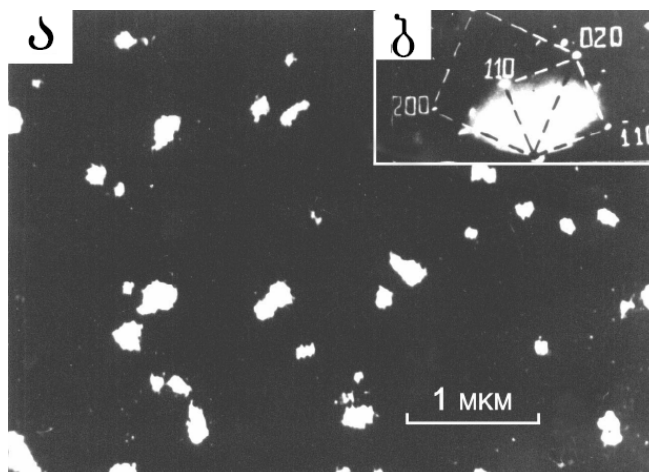
ნიმუში	W, მგ/სმ ²	
	1200°C	1300°C
ქრომი	2.71	–
ქრომი დაფენილი ლანთანის ჰექსაბორიდით	0.82	1.75
მცირედლეგირებული ქრომი (BX-2K)	0.78	1.71
მცირედლეგირებული ქრომი დაფენილი ლანთანით	0.37	0.61
BX-2K დაფენილი ლანთანის ჰექსაბორიდით	0.25	0.52
მცირედლეგირებული ქრომი იმპლანტირებული ლანთანით	0.12	0.36

აღსანიშნავია, რომ მხურვალმედეგობის მაქსიმალური ნამატი დამზერილი ლანთანის იონების იმპლანტაციის (დოზით $9 \cdot 10^{15}$ იონ/სმ²) შემდეგ მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირულ შრეებში ნარჩუნდება უფრო ხანგრძლივად (სურ.3). ამასთან, ანალოგიური რეზულტატები დაიმზირება Fe-Cr, Co-Cr და Ni-Cr შენადნობების ჟანგვისას თუ რეაქტიული ელემენტების დოზა $2 \cdot 10^{15}$ იონ/სმ²-ს აღწავს [137]. ყველა ეს შენადნობი Cr₂O₃-ს ფურჩის წარმომქმნელია და ამიტომ შეგვიძლია იმის კონსტატაცია, რომ ოქსიდური ფირის ადჰერენტულობის ხარისხობრივი გაუმჯობესება, დაფიქსირებული, ქრომის იშვიათმიწა ლითონებით ლეგირებისას ჟანგვის მექანიზმის ცვლილების შედეგს წარმოადგენს და არა რაღაც “დამაგრების” ეფექტისა.



სურ.3. მცირედლევირებული ქრომის ჟანგვის კინეტიკა 1300°C-სას: 1 – იმპლანტაციამდე და 2 – იმპლანტაციის შემდეგ.

ეს მოვლენა შესაძლებელია არ თამაშობდეს ამგვარ მნიშვნელოვან როლს ხანგრძლივი ჟანგვის პირობებში მაშინ როდესაც RE-ები შენადნობების მხოლოდ ზედაპირულ იმპლანტირებულ ფენებში ფიგურირებენ. საქმე ისაა, რომ იშვიათი ელემენტები სეგრევირებული მცირედლევირებული ქრომის ოქსიდური მარცვლების საზღვრებზე ქრომიტების სახით (სურ.4), ბლოკავენ დაჩქარებული დიფუზიის გასასვლელს ქრომის გადატანისათვის და ამით ხელს უშლიან ფურჩის შიგნით ახალი ჟანგის ფენის ფორმირებას, რაც სრულიად საკმარის საფუძველს წარმოადგენს იმისა, რომ ოქსიდის ზრდის სიჩქარე მკვეთრად შემცირდეს, ხოლო მისმა ადჰერენტულობამ იმატოს.



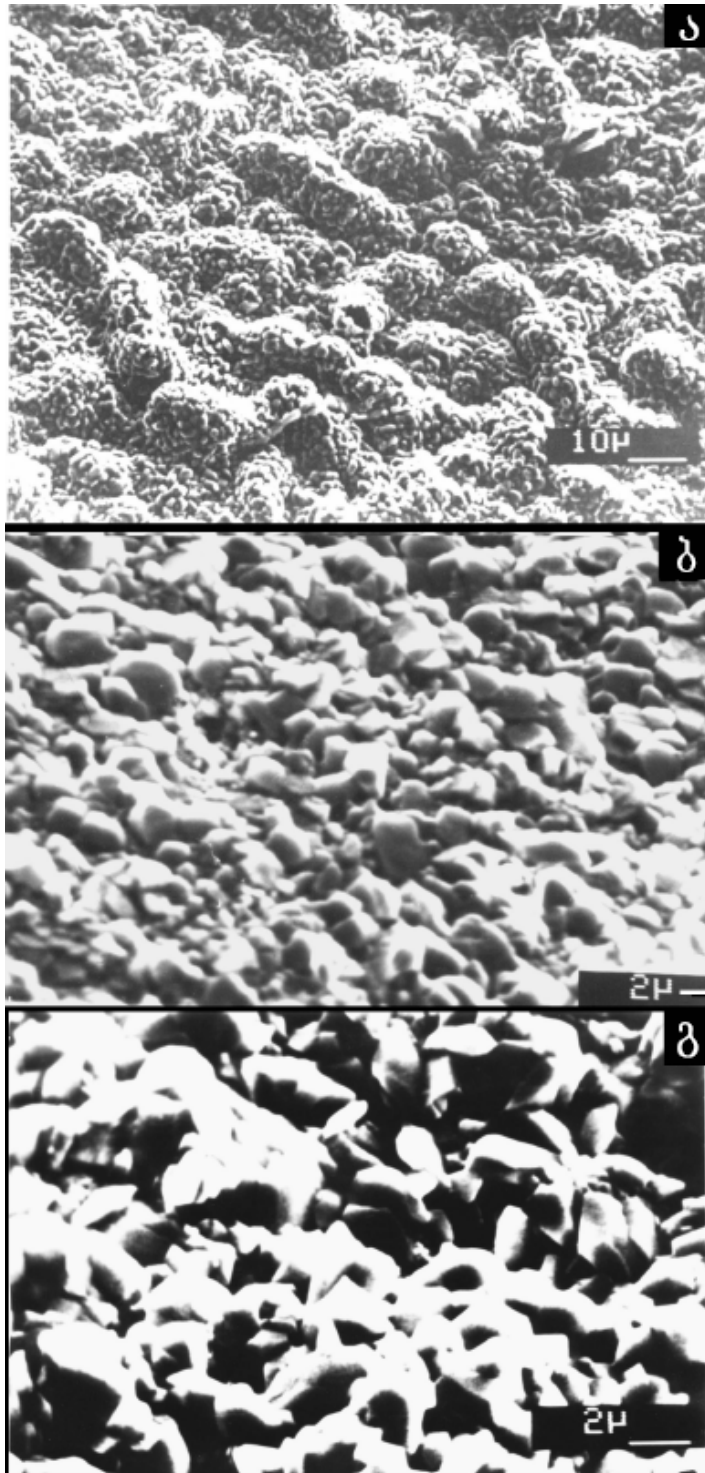
სურ.4. მცირედლევირებული ქრომის დაჟანგული ზედაპირის გამოსახულება რენტგენის $La - L\alpha$ გამოსხივებაში, სხივთა კონის ენერგიით $E_0=10$ კევ.

ჩვენს მიერ ჩატარებულმა მემ კვლევებმა როგორც სუფთა ქრომის, ასევე მცირედლევირებული ქრომის შემთხვევაში ერთმნიშვნელოვნად დაადასტურეს თერმოქიმიური დამუშავების პოზიტიური ზეგავლენა ჟანგის ფენის ფორმირებაზე (შეადარე სურ.5.ა და ბ.), რაც იგივე დამუშავების მქონე ნიმუშებისათვის აგებული კინეტიკური

მრუდების მართებულობასაც კიდევ ერთხელ (სურ.2) ადასტურებს. ცალსახაა არამოდიფიცირებული მცირედლეგირებული ქრომის ლაბორატორიულ ჰაერზე 1200°C -ზე 5 საათიანი ჟანგვის შემდეგ მიღებული ზედაპირული ფურჩის მორფოლოგიის არაერთგვაროვნება, მატრიცასთან მის არადაამაკმაყოფილებელ ადჰეზიასთან ერთად (სურ.5.ა). ამასთან გასათვალისწინებელია, რომ ეს ჟანგვის მხოლოდ საწყისი სტადიებია, რაც გვამძლევს იმის ვარაუდის საფუძველს რომ ხანგრძლივი მაღალტემპერატურული ჟანგვა გამოიწვევს ფორმირებული ფურჩის ატკეცვას.

როგორც უკვე აღინიშნა, იონური იმპლანტაცია წარმოადგენს ერთ-ერთ ეფექტურ საშუალებას ჩვენს მიერ საკვლევ მასალებში რეაქტიული ელემენტების შეყვანისა, ამასთან მნიშვნელოვანია აღნიშნული მეთოდის ორმაგი დადებითი ეფექტი, რომელიც გამოიხატება პირველ რიგში საიმპლანტაციო მასალის (ჩვენს შემთხვევაში ლანთანის) გაჯერებით ზედაპირულ და ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენებში, ხოლო მეორე კი, თავად იმპლანტაციის პროცესში ზედაპირის ამორფიზაციის გამოწვევით, რის შესახებაც დაწვრილებით მომდევნო თავში იქნება საუბარი. სურ.5.გ-ზე მოყვანილია ლანთანის იონებით იმპლანტირებული მცირედლეგირებული ქრომის ნიმუშის ზედაპირის მემგამოსახულება, რომელიც გადაღებულია საკვლევ მასალის ჟანგვის შემდგომ 1200°C -ზე. აღნიშნული მასალის შემთხვევაში, ისევე როგორც ჟანგვის კინეტიკური მრუდების ტენდენციების მსგავსება ნათელია (შეადარე სურ.2 და სურ.3), აქაც ფურჩის მორფოლოგიური თავისებურებები ერთმანეთს ჰგავს განსხვავებით დაუმუშავებელი ნიმუშისაგან (შეადარე სურ.5.ა, ბ, გ).

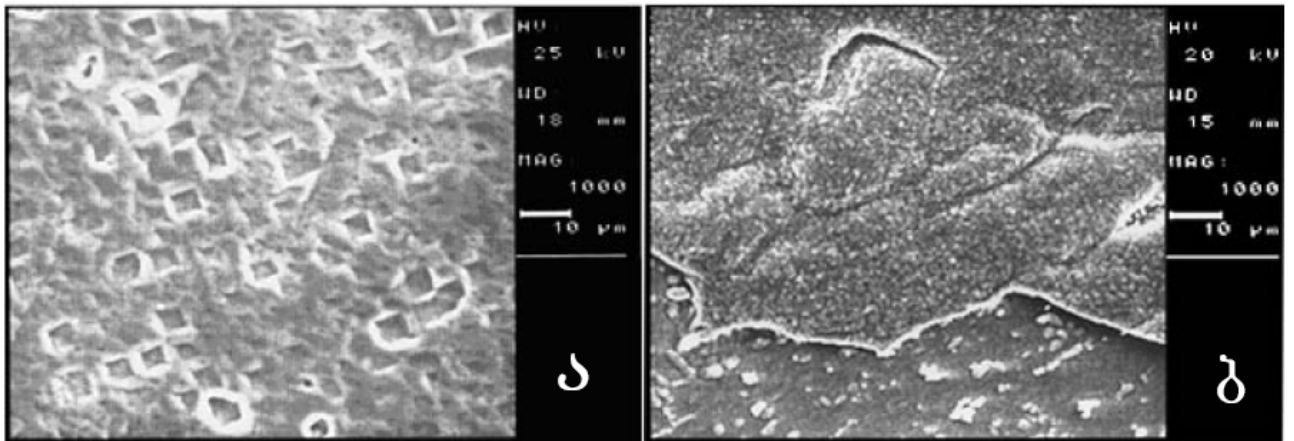
რაც შეეხება სუფთა ქრომს, რომლის ჟანგი 1300°C -ზე ფაქტიურად აღარც არსებობს, აღნიშნულ ტემპერატურაზე დისოციაციისა და აქროლადობის გამო (და ამ დროს საერთოდაც ზედმეტია მატრიცის დაცვაზე საუბარი), მისი ლანთანის იონებით იმპლანტაციის შემდგომი ჟანგვით ფორმირებული ფურჩი არ იჩენს მიდრეკილებას ატკეცვის მიმართ.



სურ.5. მემ გამოსახულებები: ა) ჰაერზე 1200°C–ზე 5 სთ–ის განმავლობაში დაჟანგული მცირედლეგირებული ქრომი; ბ) თერმო-ქიმიური დამუშავების შემდგომ ჰაერზე 1200°C–ზე 5 სთ–ის განმავლობაში დაჟანგული მცირედლეგირებული ქრომი; გ) $\varphi=9 \cdot 10^5$ იონი/სმ² ლათანიტ იმპლანტირებული, ჰაერზე 1200°C–ზე 5სთ განმავლობაში დაჟანგული მცირედლეგირებული ქრომი.

მეტიც, მას საკმაოდ დამაკმაყოფილებელი ადჰეზია ახასიათებს ქრომის სუბსტრატთან და შესაბამისად მორფოლოგიურ ერთგვაროვნებას იძლევა (სურ.6.ა), რასაც ვერ ვიტყვით

სუფთა ქრომიზე, რომელსაც არავითარი პრევენციული დამუშავება არ შეხებია ჩვეულებრივი მექანიკური პოლირების გარდა და ფორმირებული ფურჩი ლაბორატორიული ჰაერის უკვე 1000°C -ზეც კი ვერ უზრუნველყოფს მის ქვეშ მდებარე მატრიცის ოქსიდაციისაგან სათანადო დაცვას (სურ.6.ბ). ამ უკანასკნელ შემთხვევაში პროცესი ფურჩის დასკდომით იწყება და საბოლოო ჯამში აიტკიცება მატრიციდან.



სურ.6. a) $\varphi=9 \cdot 10^5$ იონი/სმ² La-ით იმპლანტირებული, 1200°C -2.5სთ ჰაერზე დაჟანგული სუფთა ქრომის მემ გამოსახულება; ბ) ქრომის მონოკრისტალის (100) ზედაპირის მემ გამოსახულება გადაღებული 1000°C -1სთ ჰაერზე ჟანგვის შემდეგ.

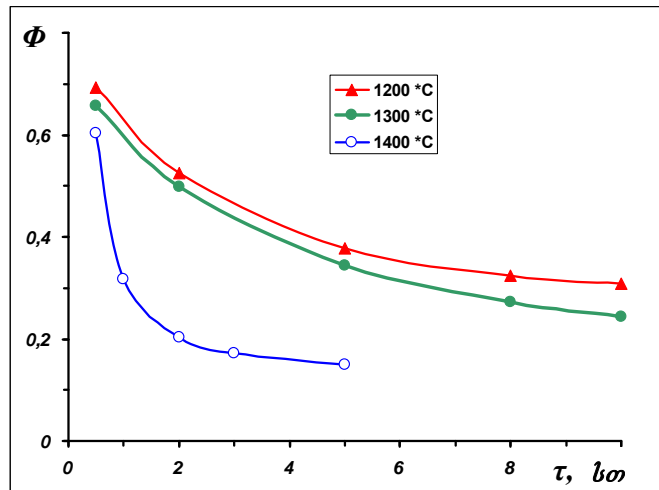
ამდენად, ჩვენს მიერ ჩატარებული ექსპერიმენტების შედეგები საშუალებას გვაძლევენ დავასკვნათ, რომ ფურჩში მარცვალსაზღვრული ბარიერების კონცენტრაციის მომატებას, დამოუკიდებლად იმისგან თუ რა ხერხით იქნა ეს აქტი რეალიზებული, მიყვავართ მხურვალმედეგობის შესამჩნევ ზრდამდე Cr_2O_3 -ის წარმომქმნელ შენადნობებში.

3.2. მაღალტემპერატურული ჟანგვის კინეტიკის თავისებურებები ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობისათვის

ქრომის ბაზაზე შექმნილი შენადნობების (ისევე როგორც თავად სუფთა ქრომისა და BX-2K-ს) ქიმიური წინააღობა მაღალტემპერატურული ჟანგვისას გამოწვეულია მათზე ზედაპირის დამცავი Cr_2O_3 -ის ფურჩის ფორმირებით. მაგრამ სამწუხაროდ აღნიშნული ოქსიდი ვერ უზრუნველყოფს მატრიცის დაცვას 1200°C -ზე უფრო მაღალ

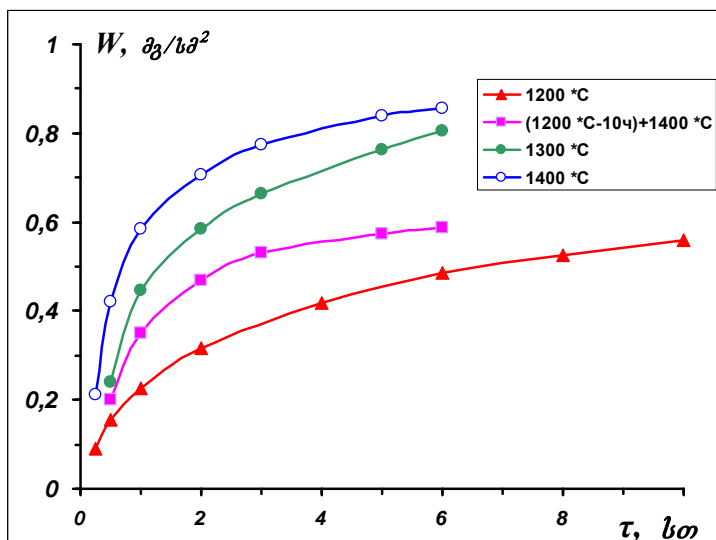
ტემპერატურებზე მაშინაც კი, როდესაც ისინი ოპტიმალური რაოდენობის RE-ებით არიან უზრუნველყოფილნი. აღნიშნული ფაქტი გამოწვეულია იმით, რომ ასეთ მაღალ ტემპერატურებზე Cr_2O_3 -ის მარცვალთაშორისები, რომლებიც ტრანსპორტის ძირითად საშუალებას წარმოადგენენ ქრომის ჟანგის ფურჩში, კარგავენ თავიანთ პროტექტულობასა და ბარიერულ თვისებებს ოქსიდაციის მიმართ აღნიშნულ მაღალ ტემპერატურებზე Cr_2O_3 -ის დისოციაციისაკენ მიდრეკილების გამო, რაც საბოლოო ჯამში მატრიცის კატასტროფული დაშლით სრულდება. ამის გამო გაჩნდა აღნიშნული ვითარებიდან გამოსავალის ძიების აუცილებლობა. გამომდინარე იქედან, რომ სირთულეს არ წარმოადგენდა ისეთი ლითონის მოძებნა, რომლის (მაღალ ტემპერატურაზე წარმომქმნელი) ჟანგი უკეთეს სტაბილურობასა და მედეგობას უზრუნველყოფდა 1200°C -ზე და უფრო მაღალ ტემპერატურებზე ოქსიდაციისას, დღის წესრიგში დადგა მცირედლეგირებული ქრომის შენადნობის მატრიცის კომპოზიციურობის ოპტიმიზაციური მოდიფიკაცია ამ ლითონის საშუალებით. ასეთი ელემენტი ალუმინი აღმოჩნდა, რომლის ჟანგსაც ახასიათებს Cr_2O_3 -თან შედარებით ნაკლები ზრდის სიჩქარე, ამასთან უკეთესი კოროზიამედეგობაც და რაც მთავარია არ განიცდის დისოციაციურ დაშლასა და აორთქლებას 1200°C -ზე უფრო მაღალ ტემპერატურებზე [5]; ამრიგად, ალუმინი ძალზედ ხელსაყრელი მასალა აღმოჩნდა მატრიცის მალეგირებელ კომპონენტად გამოყენების მიზნით. თუმცა აღსანიშნავია, რომ აღნიშნული ლითონის ჟანგის (Al_2O_3) ფორმირებისათვის, მისი ქრომის ფუძის მატრიცაში ასეობის პირობებში, Al-ის აუცილებელი მინიმალური რაოდენობა შეადგენს 13%-ს, მაგრამ ამ რაოდენობის ალუმინი შენადნობს ანიჭებს სიმყიფის თვისებას. ამიტომ საჭირო გახდა შენადნობისათვის ისეთი მესამე კომპონენტის შეთავსება, რომელიც არ შეამცირებდა მატრიცის მხურვალმედეგობასა და ამგვარად ხელს შეუწყობდა მაქსიმალურად სუფთა Al_2O_3 -ის ფორმირებას მაღალ ტემპერატურებზე, ასეთი კი რკინა გამოდგა და შედეგად მივიღეთ ექვიატომურს მიახლოებული Fe-Cr-Al სისტემის შენადნობი [5], რომელშიდაც 4% ალუმინი სრულიად საკმარისი აღმოჩნდა იმისათვის რომ მიღებული შენადნობის ზედაპირზე მაღალ ტემპერატურებზე ჟანგვისას ფორმირებულიყო Al_2O_3 -ის ოქსიდი და ამასთან ისე რომ σ-ფაზის გაჩენას ადგილი არ ჰქონია [17].

გამომდინარე იქედან, რომ ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობები განიხილებიან როგორც პერსპექტიული მასალა ისეთი ნაკეთობების დეტალების დასამზადებლად რომლებიც შემდგომში 1200°C და შესაძლოა უფრო მაღალ ტემპერატურებზე იქნებიან გამოყენებულნი, აღსანიშნავია, რომ დღეისათვის ფაქტიურად არ არსებობენ კვლევები ქრომის 40%-ზე მეტი შემცველობის მოცემული სისტემის შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვის კინეტიკისა, ექვიატომურს მიახლოებული Fe-Cr სისტემის შენადნობებში σ -ფაზის გამოყოფისადმი საშიშროების გამო, მაგრამ ამ პრეცედენტს არ ვაკვირდებით 500-850°C ტემპერატურულ ინტერვალში შენადნობში ალუმინის არსებობის გამო [17], მეტიც, როგორ ჩვენი ბოლოდროინდელი კვლევების შედეგად დადგინდა [122, 123], Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობის, რომელშიც ქრომის შედგენილობა შეადგენდა 44%-ს, 1000-1400°C ტემპერატურებზე ჟანგვისას ადგილი არ აქვს α -მყარი ხსნარის დაშლას σ -ფაზის გამოყოფით, ხოლო ფურჩის ფორმირება მის ზედაპირზე მიმდინარეობს განსხვავებული სტრუქტურული მექანიზმების მიხედვით ქრომის ნაკლები შემცველობის ($\leq 25\%$) იგივე სისტემის შენადნობებთან შედარებით. ამასთან დაკავშირებით, წინამდებარე ნაშრომის ერთ-ერთი საკვანძო წერტილი იყო Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის (რომელზედაც მექანიკური პოლირების შედეგად ფორმირებული იყო ამორფული ბეილბის ფენა [124]) მაღალ-ტემპერატურული ჟანგვის კინეტიკის შესწავლა მისი 1200, 1300 და 1400 °C-ზე ოქსიდაციისას. ამის სადემონსტრაციოდ, სურ.7.ზე მოყვანილია დიფუზიის ეფექტური ფართობის (Φ) ცვლილების კინეტიკის მრუდები Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობისათვის 1200, 1300 და 1400 °C-სას. ჩანს, რომ დიფუზიის ეფექტური ფართობის შემცირებას საკვლევი ნიმუშებისათვის აღნიშნულ ტემპერატურებზე გააჩნია პრაქტიკულად ერთნაირი ხასიათი (პარამეტრების ახლო მნიშვნელობებით), უფრო ზუსტად კი, Φ -ს შემცირების კინეტიკა მაქსიმალურია ჟანგვის საწის სტადიებზე (~2 სთ) და დროის რაღაც ინტერვალის გასვლის შემდგომ (~8 სთ) Φ -ს მნიშვნელობები მინიმუმამდე მცირდებიან და მოცემულ ტემპერატურებზე პრაქტიკულად უცვლელნი რჩებიან.



სურ.7. დიფუზიის ეფექტური ფართობის ცვლილების კინეტიკა Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობისათვის.

სხვაგვარი სურათი ფიქსირდება დიფუზიის ეფექტური ფართობის ცვლილების კინეტიკისათვის ნიმუშის 1400°C ტემპერატურაზე ჟანგვისას. აღნიშნულ შემთხვევაში Φ ეცემა მინიმალურ დონემდე დაყოვნების პირველივე საათებისას და მცირდება ექსპონენციალურად. რაც მოწმობს დიფუზური ბარიერული ფენების მქონე Al_2O_3 -ს უფრო ერთგვაროვანი (უწყვეტი) ფირის სწრაფ წარმოქმნაზე ვიდრე 1200 და 1300°C-სას. დიფუზიის ეფექტური ფართობის ცვლილების კინეტიკის დამზერილი თავისებურება 1400°C-სას, როგორც ჩანს დაკავშირებულია Al_2O_3 -ს ფორმირების მექანიზმის ცვლილებასთან ჟანგვის ტემპერატურის 1200°C-დან 1300°C-ზე უფრო მაღალ ტემპერატურაზე გადასვლისას, რადგანაც ამ დროს არსებითად იცვლებიან ქრომის, ალუმინისა და რკინის ოქსიდების ზედაპირულ შრეებში ჩასახვისა და ზრდის კონკურენტუნარიანობის თანაფარდობები [122, 123].



სურ.8. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ჟანგვის კინეტიკური მრუდები: ▲ – 1200°C-ზე ჟანგვისას მასის ნამატის ექსპერიმენტული მნიშვნელობები, ● – იგივე 1300°C-ზე ჟანგვისას, ○ – იგივე 1400°C-ზე ჟანგვისას, ■ – 1400°C-ზე ჟანგვისას მასის ნამატის ექსპერიმენტული მნიშვნელობები 1200°C-10სთ-ზე წინასწარ დაჟანგული ნიმუშისათვის.

დიფუზიის ეფექტური ფართობის ცვლილების აღნიშნული თავისებურება მჟღავნდება ასევე საკვლევი შენადნობის ნიმუშების მაღალტემპერატურული ჟანგვის კინეტიკურ მრუდებზე, რომლებიც აგებულია ხვედრითი წონის ნამატების ექსპერიმენტული მნიშვნელობების მიხედვით. სურ.8-ზე მოყვანილია Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ჟანგვის კინეტიკური ექსპერიმენტული მრუდები აგებული ნიმუშების ჟანგვის საწყისი სტადიებისათვის 1200, 1300 და 1400°C-სას. მოყვანილი კინეტიკური მრუდების ანალიზმა უჩვენა, რომ ფურჩის ზრდა 1200°C-ზე დამაკმაყოფილებლად აღიწერება ჟანგვის ლოგარითმული კანონით, და ტემპერატურის გაზრდით 1400°C-მდე ფურჩის ზრდის კანონზომიერება უფრო ზუსტად აღიწერება ლოგარითმული კანონით პროცესის საწყისი სტადიებისათვის [134], და ეს ტენდენცია უფრო მკვეთრად ვლინდება იმ ნიმუშებისათვის, რომელთაც გავლილი ჰქონდა წინასწარი ჟანგვა 1200°C–10სთ-ის განმავლობაში მათი 1400°C-ზე ჟანგვამდე.

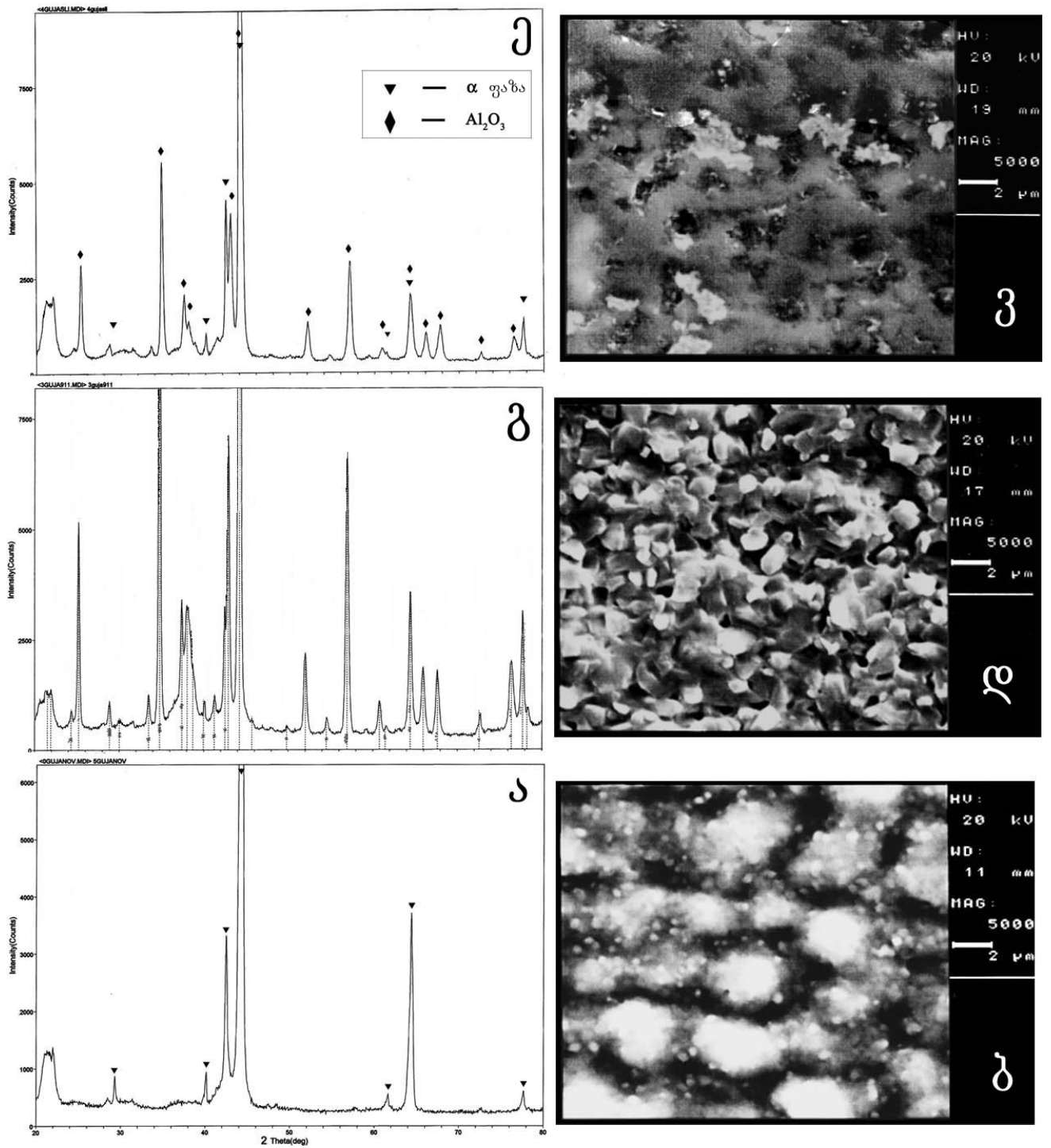
ქრომის მაღალი შემცველობის (>40%) Fe-Cr-Al-La შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვის დამზერილი თავისებურებების მიზეზი შესაძლოა ორი ფაქტორი იყოს: პირველი, ჟანგვის დაწყებამდე ზედაპირის კონდიცია [123] და მეორე, ალუმინის, ქრომისა და რკინის ჟანგების ნარეგებიდან ფურჩის ჩასახვისა და ზრდის

მაკონკურირებელი პროცესების იერარქიული თანმიმდევრობის ხასიათის ცვლილება ჟანგვის ტემპერატურის 1400°C -მდე მიახლოებისას. ეს მოსაზრება მტკიცდება ჩვენი კვლევებით ფორმირებული ფურჩის სტრუქტურასთან მიმართებაში, რომელიც წარმოიქმნება მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La შენადნობების ზედაპირებზე [122, 123], და ასევე მემ დაკვირვებებით ფურჩის ნაზი სტრუქტურისა და კომპოზიციური შემადგენლობის ცვლილებებზე ჟანგვის ტემპერატურის 1200 -დან 1400°C -მდე გაზრდისას.

1200 - 1400°C -ზე სხვადასხვა ხანგრძლივობით დაჟანგული პოლირებული ზედაპირების მქონე ნიმუშების სურ.9.ა-ვ-ზე ნაჩვენები მემ გამოსახულებები და მათი შესაბამისი რენტგენული დიფრაქტოგრამები დაუჟანგავი და ოქსიდირებული ზედაპირებიდან, უჩვენებენ, რომ საწყისი ნიმუში, რომელიც წარმოადგენდა α -მყარ ხსნარს (იხ. სურ.9.ა) 1200°C -ზე 1 საათის განმავლობაში ჟანგვისას ივარება ოქსიდური ფენით, რომლის ნაზი სტრუქტურის თავისებურებას წარმოადგენს მისი მარცვლოვანება ლითონური მატრიცის ფუძის შემადგენელი ატომების ოქსიდების ნანოკრისტალიტების (100 - 500 ნმ) ნარევის სახით (იხ. სურ.9.ბ).

ფურჩში ჟანგეულების ნარევებში ნანოკრისტალიტების წამოზრდა და რეკრისტალიზაციური პროცესები, რომლებსაც ტემპერატურის მომატებით 1200°C -მდე თანახლავს ასევე მყარფაზოვანი რეაქციები ქრომის, რკინისა და ალუმინის ჟანგეულების მზარდ ნაწილაკებს შორის, როგორც ჩანს იწვევენ დიფუზიის ეფექტური ფართობის შემცირებას (იხ. სურ.9.გ). ამასთან, ფურჩის კომპოზიციური შემადგენლობა არის მრავალფაზიანი, რომელიც ძირითადად შესდგება Al_2O_3 -სა და $\text{Fe}(\text{Cr}_2\text{O}_3\text{Al}_2\text{O}_3)$ -ს რთული ოქსიდისაგან და ასევე შერეული ოქსიდების FeAl_2O_4 და FeCr_2O_4 -ს კვანძებისაგან, რაც დემონსტრირებულია სურ.9.ე-ზე დიფრაქტოგრამით, რომელიც გადაღებულია ნიმუშიდან 1200°C -ზე ჟანგვის შემდგომ 1300°C -ზე დამატებითი ციკლის დასრულებისთანავე. ამასთან, ფურჩის სტრუქტურის განვითარების იერარქიული თანმიმდევრობის დამახასიათებელი თვისება არის ის, რომ ადგილი აქვს ფურჩის ზედაპირის მორფოლოგიის მიკროპროფილის მოსწორებასა და მისი აღნაგობის მიახლოებას მუდმივი ეფექტური სისქის ერთგვაროვან ფენასთან, რომელიც მოცემულ (ან რამდენადმე ნაკლებ) ტემპერატურაზე შემდგომში სისქეში იმატებს ძალიან ნელა

დაყოვნების დროსთან ერთად და ამასთან ოქსიდური ქიმების წარმოქმნის გარეშე, როგორც ამას ადგილი აქვს ხოლმე ქრომის შედარებით მცირე შემცველობის იმავე სისტემის შენადნობების შემთხვევაში [37, 49, 79, 133, 134]. დიფუზიის ეფექტური ფართობის ექსპონენციალური შემცირება 1400°C -ზე (სურ.7) და ფურჩის ზრდა ლოგარითმული კანონის მიხედვით, მექანიკურად პოლირებული ზედაპირის მქონე ნიმუშის ჟანგის საწყის სტადიებზე, აიხსნება აღნიშნულ ტემპერატურაზე ფორმირებული ოქსიდური ფურჩის დამზერილი სტრუქტურითა და ფაზური შემადგენლობით. ასე მაგალითად, სურ.9.ე და ვ-ზე მოყვანილი 1400°C -ზე ერთი საათის განმავლობაში ლაბორატორიულ ატმოსფეროში დაჟანგული ნიმუშის ზედაპირის რენტგენული დიფრაქტოგრამა და მემ გამოსახულება უჩვენებენ, რომ აღნიშნულ პირობებში ფორმირდება ერთიანი (უწყვეტი) ალუმინის ჟანგის ფირი, რომელიც საკვლევ შენადნობის მატრიცასთან მჭიდროდ არის შეზრდილი. ამასთან, ხაზგასასმელია, რომ წარმოქმნილი ფირის სისქე როგორც წინასწარი დამუშავების (1200°C -10სთ+ 1300°C -5სთ.), ასევე 1400°C -ზე ჟანგის შემდგომ არ აღემატება რამოდენიმე მიკრომეტრს, რაზედაც მოწმობს α -ფაზის (მატრიცის) მოცულობაცენტრირებული კუბური მესრის ინტენსიური პიკების სერიის არსებობა დიფრაქტოგრამაზე (სურ.9.გ და ე) მიღებულს ზედაპირიდან რომელზედაც ფორმირებულია ოქსიდური ფენა.



სურ.9. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ზედაპირული ფენის ფაზური შემადგენლობა და მორფოლოგია: ა) დაუქანგავი საწყისი ნიმუშის დიფრაქტოგრამა; ბ) 1200°C-1 სთ-ზე დაქანგული ნიმუშის ზედაპირის მემ გამოსახულება; გ) დიფრაქტოგრამა მიღებული ნიმუშიდან, რომელმაც გაიარა 1200°C-(1+4+5)სთ+1300°C-5სთ ქანგვის ციკლი; დ) იგივე ზედაპირის მემ გამოსახულება; ე) 1400°C-1სთ-ზე დაქანგული ნიმუშის ზედაპირის დიფრაქტოგრამა; ვ) იმავე ზედაპირის მემ გამოსახულება;

ამრიგად, მოყვანილი მონაცემებიდან ნათელია, რომ ქრომის მაღალი შემცველობის (ექვიატომურს მიახლოებული) Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობისათვის, ზედაპირული დამცავი ფურჩის ფორმირების კინეტიკაში განსაკუთრებულ მნიშვნელობას იძენს დასაქვანგი ზედაპირის მდგომარეობა [122, 123, 134] და ჟანგვის ტემპერატურების ციკლების კომბინაცია.

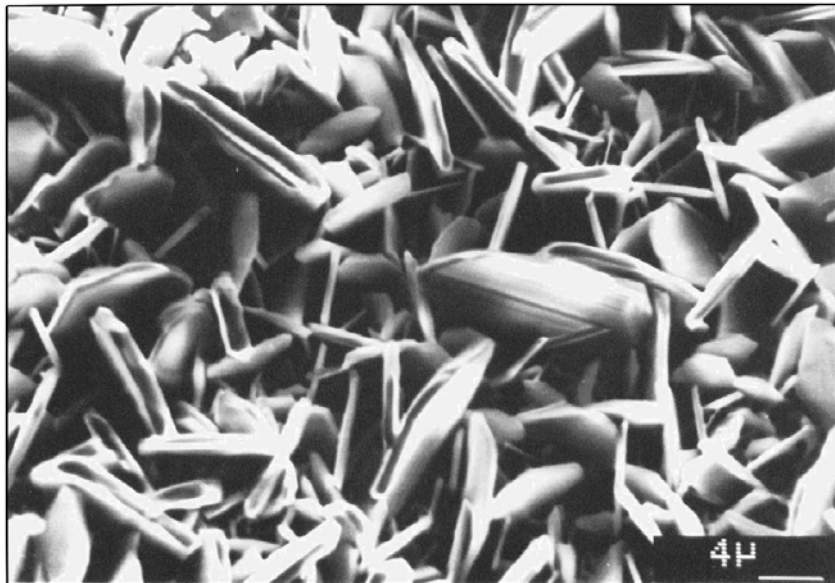
3.3. ფურჩი როგორც ბარიერული დამცავი ზედაპირული ფენა

აღნიშნულ სამუშაოში ჩვენს მიერ გამოყენებული კვლევის მეთოდების უმეტესი ნაწილი მიმართული იყო ქრომის, მცირედლეგირებული ქრომისა და Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის ზედაპირებზე მაღალტემპერატურული ჟანგვისას (1000÷ 1400°C) ფორმირებული ბარიერული ოქსიდური ფენების (ფურჩის) ჩასახვისა და განვითარების კანონზომიერებათა შესწავლაზე.

აღსანიშნავია, რომ დამჟანგველ გარემოებში ხანგრძლივი ოპერირების რესურსის მქონე ქრომის ფუძის მხურვალმედეგ კომპოზიციათა შემუშავების ძირითად პრინციპს წარმოადგენს რეაქტიული ელემენტების ქრომიტების ეფექტური ბარიერების შექმნის გზით მარცვალსაზღვრული კათიონური დიფუზიის ბლოკირება ფურჩში ქრომის ჟანგის მარცვალთა საზღვრების ირგვლივ, საიდანაც თავად ფურჩზე დაკისრებული მისია – იყოს ბარიერული და ამრიგად მატრიცის დამცავი მაღალტემპერატურული ოქსიდაციის მიმართ – მეტად მნიშვნელოვანია. ამასთან, დიდ ზეგავლენას მზარდი ფურჩის როგორც მორფოლოგიაზე, ასევე მატრიცასთან მის ადჰერენტულობაზე, ახდენს დასაქვანგი ზედაპირის მდგომარეობა, ანუ, პოლირებული ზედაპირის კონდიცია, როგორც Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის მაგალითზე ჩვენი კვლევებიდან გახდა ნათელი [124-126], ამჟღავნებენ კოროზიამედეგობის და ასევე ცვეთამედეგობის შესანიშნავ თვისებებს კომპლექსურად, მატრიცისა და მასზე მაღალ ტემპერატურებზე ფორმირებული ფურჩის ერთიანი სისტემის სახით, სადაც ერთ-ერთ მთავარ როლს თამაშობს მექანიკური პოლირების შედეგად წარმოქმნილი ამორფული და დეზაგრეგირებული ბეილბის ფენა. აღნიშნულ საკითხთან დაკავშირებით ჩატარებული უამრავი კვლევის საფუძველზე გამოირკვა, რომ ოქსიდური ფირების ფორმირების

მექანიზმი ბევრად უფრო რთული და კომპლექსურია ვიდრე ამას ადრე მიიჩნევდნენ, ამასთანავე ფურჩის ბუნების დადგენას ასევე ხელი შეუწყო ფიზიკურ-ქიმიური ანალიზების მეთოდების სრულყოფამაც.

როგორც ჟანგის ფურჩის მორფოლოგიის ასევე მისი ზრდის კინეტიკის ანალიზმა გვიბიძგა ჩვენი ყურადღება შეგვეჩერებინა ოქსიდების ზრდის საწყის სტადიებზე (კომპლექსურად საკვლევი მასალის საწყისი ზედაპირის მდგომარეობასთან ერთად), რადგანაც სწორედ რომ მაღალტემპერატურული ჟანგვის პიველ რამოდენიმე წუთში (და შესაძლებელია წამშიც კი) აქვს ადგილი ბარიერული ფურჩის ფორმირებას, მითუმეტეს თუ საკვლევი მასალა მულტიკომპონენტურია და მისი ყოველი ელემენტის ჟანგეულის ჩასახვისათვის განსხვავებული კონდიციები და პირობებია საჭირო. ამ უკანასკნელმა კი საბაზი მოგვცა მოგვეხდინა ჟანგვის ტემპერატურათა სკურპულოზური შერჩევა და რაღაც გარკვეულის, ოპტიმალურის შერჩევა.



სურ.10. ჟანგბადის ატმოსფეროში 1200°C–ზე 5 საათის განმავლობაში დაჟანგული მცირედლევირებული ქრომის მემ გამოსახულება

არც თუ უსაფუძვლო იქნებოდა ყურადღების შეჩერება რეაქტიული ელემენტების ეფექტის გავლენაზე (რაც არა ერთხელ უკვე იქნა ნახსენები სხვადასხვა კონტექსტში), რადგანაც მათი მოქმედება არა მატრიცაზე, არამედ სწორედაც რომ ფურჩზეა ორიენტირებული, გაზრდილი მარცვლების საზღვრების კათიონებისა და ანიონების დიფუზიის ბლოკირების მიზნით, რაც საბოლოოდ გამოიხატება ოქსიდის ზრდის

ნაკლებ სიჩქარეში დროსთან მიმართებაში და ამრიგად, უკეთეს ადჰეზიაში მატრიცასთან. ერთი რამ კი ნათელია, ლითონებზე და შენადნობებზე ოქსიდური “ფირების” ფორმირების უამრავი ასპექტი ჯერაც არ არის დამაკმაყოფილებლად ახსნილი და ჩამოყალიბებული, რისთვისაც, მაგალითისათვის საკმარისია მოვიყვანოთ ფურჩის სწრაფი ზრდა ორგანოზომილებიანი (და ერთგანზომილებიანიც კი) ოქსიდური კრისტალების სახით საკვლევი მასალის O₂-ში ჟანგვისას (სურ.10), რომელთა კრისტალოგრაფიასაც არავითარი კავშირი არ გააჩნია მატრიცის მასალასთან.

4. ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La შენადნობის მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფურჩის ფორმირების სტრუქტურული ასპექტები

აირტურბინული დანადგარების მარგი ქმედების კოეფიციენტის ამაღლების ძირითადი მოთხოვნები პირველ რიგში (გარკვეულწილ) შესაძლებელია დაკმაყოფილებულ იქნას სამუშაო ტემპერატურების ზრდით, რომელთა მნიშვნელობები ახლო მომავლის პროგნოზების თანახმად, შესაძლოა 1100°C-სა და უფრო მარლ ნიშნულებსაც უახლოვდებოდეს. დღეისათვის არ არსებობენ ისეთი ლითონური შენადნობები, რომლებიც თავიანთი მხურვალმტკიცობისა თუ მხურვალმდეგობის თვისებათა კომბინაციით უზრუნველყოფდნენ საჭაერო და სახმელეთო მაღალეფექტური აირტურბინული დანადგარების დეტალების ფუნქციონალურ რესურსებს. სირთულეს წარმოადგენს ამ თვისებების მიღება არაკომპოზიციური მასალისაგან. ამიტომ, მოცემული სიძნელის გადალახვას ცდილობენ ისეთი კომბინირებული მასალების გამოყენებით, რომელთა ფუძეებიც მაღალი მხურვალმტკიცობის ლითონური შენადნობებია, ხოლო მათ ზედაპირებზე კი ფორმირებულია დამცავი ოქსიდური ფენები, რომლებსაც თავის მხრივ გააჩნიათ ანტიკოროზიული და თერმობარიერული თვისებები. შენადნობებზე ზედაპირული დამცავი ფენების შექმნის მეთოდების შემუშავება, რომლებიც წარმოადგენენ მაღალ ტემპერატურებზე გამოყენების აირტურბინული მოწყობილობების დეტალების დამუშავების ტექნოლოგიის ნაწილს, მოითხოვს ძალიან დიდი რაოდენობის ინფორმაციის არსებობას ნელამზარდი, სტაბილური და ადჰერენტული ზედაპირული ოქსიდის ფორმირების განმაპირობებელი ფაქტორების, ფურჩის გავლით კათიონებისა და ანიონების დიფუზიის გზების ბლოკირების მექანიზმების შესახებ [6, 78] და ასევე თერმული და თერმომექანიკური

ციკლირებებისას დამაბულობათა წარმოშობის და მათი რელაქსაციის მექანიზმის შესახებ [132]. ამასთან დაკავშირებით ბოლო დროის განმავლობაში მკვეთრად გაიზარდა ინტერესი მცირედლეგირებული ქრომის კომპოზიციების [9, 131] მიმართ და განსაკუთრებით კი Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობების მიმართ, რომლებიც განიხილებიან როგორც ქრომისა და ალუმინის ჟანგის წარმომქმნელი პერსპექტიული მასალები ისეთ ნაკეთობათა დეტალების დასამზადებლად, რომლებიც გამიზნულია 1200°C-ზე და შესაძლოა უფრო მაღალ ტემპერატურებზე სამუშაოდ [49, 79]. Fe-Cr-Al-RE შენადნობების საბაზისო შემადგენლობა, რომელთათვისაც ფართო ფრონტით ტარდება კვლევები სხვადასხვა გაზურ ატმოსფეროში მაღალ ტემპერატურებზე ჟანგვისას ფურჩის ზრდის მექანიზმის თვალსაზრისით, ასევე მის განვითარებაზე და დამაბულობების გაჩენაზე მცირედი მინარევების ზეგავლენის შესწავლის მიზნით, არსებულ სამუშაოებში [37, 49, 78, 79, 136] შესწავლილია ისეთი შენადნობები, რომლებშიაც ქრომის შემცველობა მერყეობს (წონითი %) 19÷25%-ში, ალუმინისა 4,5÷5,5%, ხოლო RE (Y, Zr, Hf, La) -0,1÷0,5%-ია. ამასთან აღსანიშნავია, რომ პრაქტიკულად არ არსებობენ ისეთი კვლევები, მიძღვნილი ზემოთ ხსენებული სისტემის შენადნობებზე ფურჩის ფორმირებისა და ზრდის პროცესებისადმი, რომლებშიაც ქრომის შემცველობა 35% აჭარბებდეს (ალუმინისა და რეაქტიული ელემენტების იგივე შემცველობის პირობებში), რადგან ქრომის შემცველობის გაზრდა დედა ხსნარში 30%-ზე მაღლა ითვლებოდა უპერსპექტივოდ Fe-Cr სისტემის α -მყარი ხსნარის დაშლისადმი და σ -ფაზის გამოყოფისადმი ტენდენციის (მიდრეკილების) გამო. მაგრამ მეორეს მხრივ, როგორც აღმოჩნდა, Al-ის შემცველი Fe-Cr სისტემის ექვიატომურს მიახლოებული მყარი ხსნარები არ ამჟღავნებენ სიგმატაციისადმი ტენდენციას 500-850°C ტემპერატურულ ინტერვალში [17]. ამასთან დაკავშირებით აღნიშნულ ნაშრომში სხვადასხვა ანალიტიკური მეთოდის კომპლექსური გამოყენებით გამოკვლეული იქნა ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ზედაპირზე ჟანგის ფურჩის ფორმირების საწყისი სტადიები 1100÷1400°C ტემპერატურულ დიაპაზონში ჟანგვისას [122, 123, 125, 126].

აღსანიშნავია ისიც, რომ დისკუსიას ლითონებისა და მათი ფუძის შენადნობების მექანიკურად პოლირებული ზედაპირების სტრუქტურისა და თავად პოლირების

პროცესის მექანიზმის შესახებ ჯერაც არ დაუკარგავს თავისი სიმძაფრე და აქტუალობა. საქმე ისაა, რომ აღნიშნული მასალიდან რეალურ ნაკეთობადა დამზადებისას, ცივი დამუშავების ისეთი სახეობები, როგორცაა ხეხვა და მექანიკური პოლირება წარმოადგენენ გარდაუვალ ტექნოლოგიურ პროცესებს ფუნქციონალური ზედაპირების ფორმირებისათვის მანქანათა და აგრეგატების იმ საპასუხისმგებლო დეტალებზე, რომლებიც მანქანათმშენებლობის სხვადასხვა სფეროში გამოიყენებიან. ამასთან, კონსტრუქციული მასალების ზედაპირულ შრეებში ფიზიკურ-ქიმიური რეაქციების მიმდინარეობის პრობლემა იყო და რჩება განსაკუთრებით მნიშვნელოვნად მებისმიერი ტექნოლოგიური პროცესის მეცნიერული დასაბუთებისათვის, რომლებიც დაკავშირებულნი არიან ხახუნისა და ცვეთის, მაღალტემპერატურული გაზური კოროზიისა და სხვადასხვა წარმოშობის გარე ზემოქმედების გარემოების პირობებში სამუშაოდ განკუთვნილი ფუნქციონალური ზედაპირების შექმნასთან [123, 124, 126, 128, 129]. ამდენად, მოცემულ თავში წარმოდგენილია ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La შენადნობის მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფურჩის ფორმირების სტრუქტურული ასპექტების თავისებურებებზე დაკვირვების შედეგები.

4.1. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის მექანიკურად პოლირებული ზედაპირის სტრუქტურისა და გარდაქმნების ხასიათის გამოკვლევა

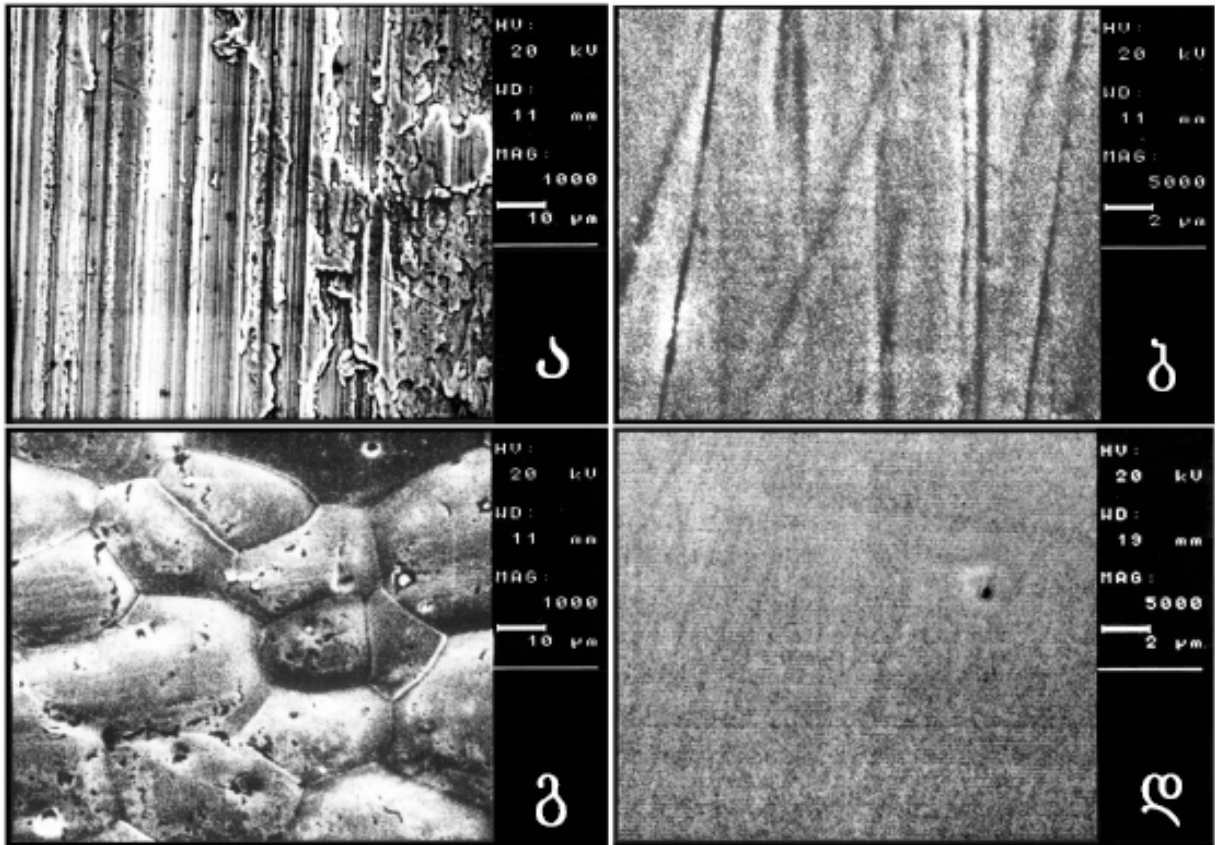
ცნობილია, რომ ზედაპირის მექანიკურ პოლირებას ჩვეულებრივ ახორციელებენ ხეხვის რამოდენიმე სტადიის შემდგომ და რომ ზემოქმედი ენერგიის გვარობა (პარამეტრები) მასალის თვისებებთან კორელაციაში განსაზღვრავენ დამახინჯებული ფენის სიღრმესა და ხასიათს, რომლის გარე ფენას წარმოადგენს ბეილბის ფენა [98, 113]. აღნიშნული ფენის ამორფულობა, სხვადასხვა ლითონისა თუ შენადნობის მექანიკურად პოლირებული ზედაპირებიდან ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” დიფრაქციის გამოყენებით მრავალჯერადი ექსპერიმენტების შედეგად იქნა დამტკიცებული [81], რის შემდეგაც კვლევებისა და დისკუსიის საგნად რჩებოდა თავად ბეილბის ფენის ფორმირებისა და ზედაპირის დამუშავების ფენის იერარქიული თანმიმდევრობის მექანიზმები [94, 113]. კერძოდ, სამუშაოში [94], რომელიც ეძღვნება მექანიკური

პოლირების პროცესის ბუნების გამოკვლევასა და მის შედარებას ხახუნის პროცესთან, მიღებულ იქნა სრულიად განსხვავებული მონაცემები იმ წარმოდგენებისაგან, რომლებიც არსებობდნენ ბეილბის ფენის ამორფული სტრუქტურის ფორმირებასთან მიმართებაში (იგულისხმება მასალის პოლირების პროცესში მისი ლოკალური დნობა და მყისიერი გაცივება [99]). დადგინდა იქნა, რომ მექანიკური პოლირებისას უსწორობების გაგლუვება მიმდინარეობს ძირითადად მასალის მინიმალური მოხსნის პირობებში პლასტიკური დინების საშუალებით. ხახუნისა (ტრიბოსისტემებში) და მექანიკური პოლირების პროცესებისას მასალის ზედაპირული ფენების აღნაგობის, ბუნების, თვისებათა და მდგომარეობის სტრუქტურულ-თერმოდინამიკური ანალიზი, ჩატარებული პლასტიკური დეფორმაციის თანამედროვე დისლოკაციური თეორიის გამოყენებით საფუძველს იძლევა ვივარაუდოთ, რომ ბეილბის ფენები ფორმირებული მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირებზე და მოხახუნე ზედაპირებზე ტრიბოსისტემებში იდენტურია, როგორც დესტრუქციის პროდუქტი, რომლის სიჩქარეც კონტროლდება ენტროპიის წარმოების (გაჩენის) სიჩქარით [91, 124, 131]. ამ წარმოდგენათა საფუძველზე, ბეილბის ფენა ეს არის მყარი სხეულის ენტროპიულად “დატუმბული” ზედაპირული ფენა, და შესაძლებელია განხილული იყოს როგორც ფუნქციონალური სისტემა, რომელიც გარედან ენერჯიის მოდინების პირობებში (სითბური, თერმომექანიკური, ქიმიურ-თერმული და სხვა) გამოავლენს სისტემის რეაქციის ადაპტურ ეფექტებს გარე ფაქტორების ცვლილებებზე. ნათელია ასევე ისიც, რომ უფრო მგრძნობიარე და მრავალფეროვანი შეიძლება აღმოჩნდეს ბეილბის ფენის ზემოქმედება ელექტრონული ტექნიკის კომპონენტების სხვადასხვა სუბსტრატის ზედაპირებზე მაგნიტურ და სხვა ფიზიკურ თვისებებზე [89]. ამის გამო, ექსპერიმენტული კვლევების საფუძველზე მექანიკური პოლირების დროს და ხახუნისას ზედაპირული სტრუქტურის წარმოქმნის იერარქიული თანმიმდევრობის ბუნების შესახებ წარმოდგენების გაღრმავება მნიშვნელოვნებას იძენს ტექნიკის ფართო სპექტრის სფეროთათვის, რადგან მანქანათა საპასუხისმგებლო კვანძებისა და აგრეგატების მასალების ხანგამძლეობის და უმტყუნებლობის შეზღუდული შესაძლებლობები რეალიზდებიან მათ ზედაპირებზე საკმარისად ფართო დიაპაზონის

მდგრადობის მქონე დისიპატიურად მომგებიანი სტრუქტურის ფორმირების მდგომარეობაში [124].

არსებულ წარმოდგენათა თანახმად, მექანიკური დამუშავებით (ხეხვა + პოლირება) დამახინჯებული ფენა წარმოადგენს მყარი სხეულის გეომეტრიული ზედაპირის ქვეშ განლაგებულ მეტ-ნეკლებად გავრცობილ ზონას, რომელშიდაც დამუშავების საშუალებათა და გარემოს ზეგავლენის ქიმიური ან ფიზიკური ზემოქმედების შედეგად ადგილი აქვს რთულ სტრუქტურულ და ფაზურ გარდაქმნებს [113]. ბუნებრივია წარმოვიდგინოთ, რომ ეს დამახინჯებული ფენა არაერთგვაროვანია და თავად შეიძლება შესდგებოდეს რამოდენიმე ზონისაგან გარე ზემოქმედების ძალების გავრცელების (განაწილების) ხასიათიდან გამომდინარე. თუმცა, უმეტეს შემთხვევაში მათი სისქეები უცნობია და ყოველ კონკრეტულ შემთხვევაში აუცილებელია მათი ექსპერიმენტული განსაზღვრა უფრო მგრძობიარე და მაღალი გარჩევის ზედაპირის ანალიზის თანამედროვე მეთოდებით ვიდრე ჩვეულებრივი მეტალოგრაფია. ამასთან დაკავშირებით, აღნიშნულ სამუშაოში მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპიის, ოჟე-ელექტრონული სპექტრომეტრიის, ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” დიფრაქციის და ტალღა დისპერსიული ელექტრონული სპექტრომეტრიის მეთოდებით კომპლექსურად გამოკვლეული იქნა Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის ხეხვის შემდგომ მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირზე ფორმირებული ბეილბის ფენის ნაზი სტრუქტურა და ელემენტთა განაწილება [124].

საკვლევი შენადნობის ნიმუშების საფინიშო ხეხვის და შემდგომ მაღალ სიპრიალემდე ზემოთ ხსენებული მექანიკური პოლირების ორი სქემის (იხ. თავი 2.4 და ცხრილი 4.) შედეგად მიღებული ზედაპირის მორფოლოგიის მემ გამოსახულებები მოყვანილია სურ.11.ა-დ-ზე. ჩანს, რომ დამყვანი დისკით, 20 ± 10 მიკრონი ზომის მარცვლების აბრაზივით, ერთმიმართული ხეხვის შემდეგ, ნიმუშის ზედაპირის მორფოლოგიას ახასიათებს რთული რელიეფური პროფილი. დაიმზირება პარალელური ნაკაწრები, თხრილები ნაგლეჯი ნაპირებით, შვერილები, ანაგლეჯის უბნები და მოსწორებული, პლასტიკური დინებით გადალესილი მიკრო-არხები და ასევე მიკრობზარები (სურ.11.ა).



სურ.11. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ნიმუშის ზედაპირის მემ გამოსახულებები: ა) სასუფთაო ხეხვის შემდგომ დამყვანი რგოლით აბრაზირების მარცვლების $20 \div 10$ მიკრონიანი ზომებით; ბ) იგივე ზედაპირი პირველი სქემის მიხედვით სამსაფეხურიანი მექანიკური პოლირების შემდეგ; გ) $7 \div 5$ მიკრონის მარცვლოვანიების ზუმფარის ქალაღდით საფინიშო ხეხვისას დამახინჯებული ~ 2 მიკრონის სისქის ფენის ელექტროქიმიური პოლირებით მოხსნის შემდეგ; დ) იგივე ელექტროქიმიურად პოლირებული ზედაპირი ორსეფეხურიანი მექანიკური პოლირების შემდგომ (დამუშავების მეორე სქემა, იხ. ტექსტი).

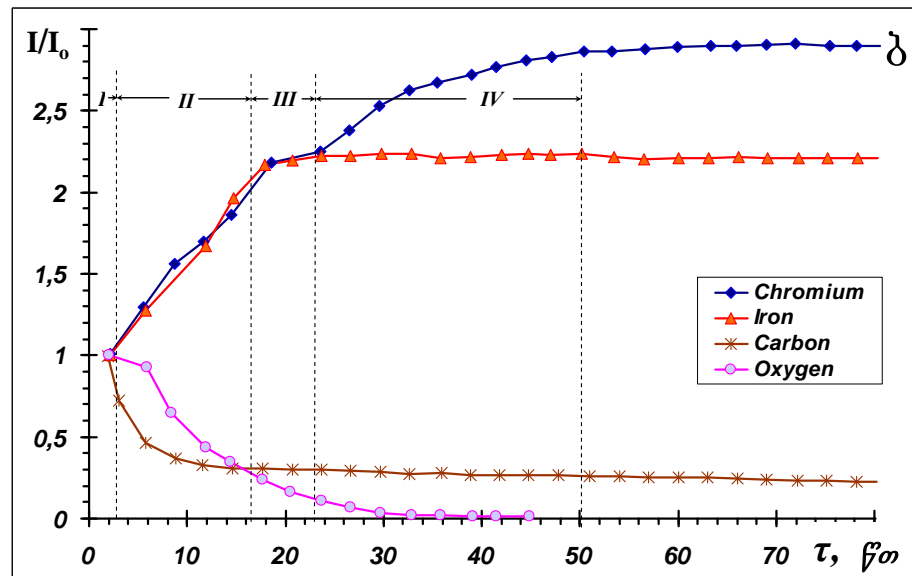
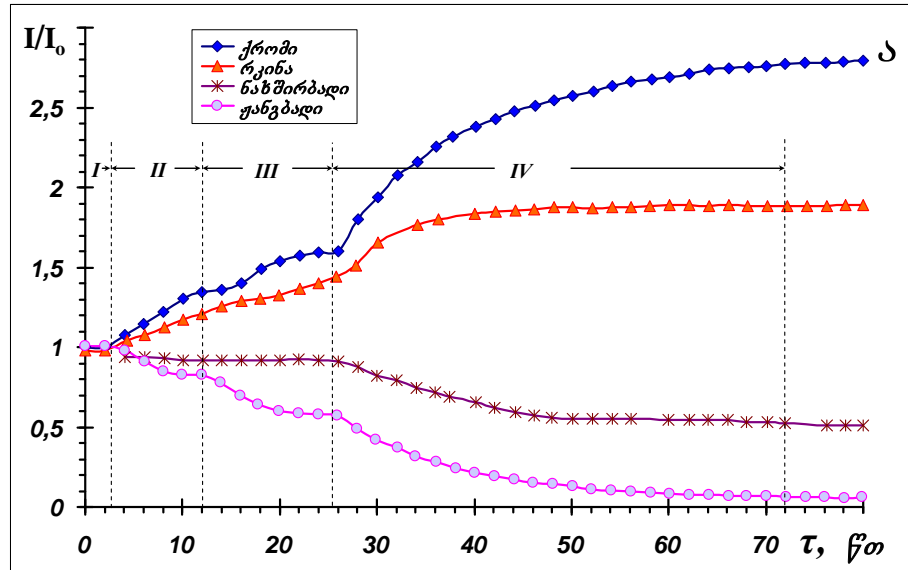
ამასთან აღნიშნული მიკროუსწორობების პროფილის ამპლიტუდა $\leq 10 \mu$ -ია. აღნიშნულ ზედაპირზე ბეილბის ფენის ფორმირების დამუშავების პირველი სქემის მიხედვით უმაღლეს სიპრიალემდე მექანიკურად პოლირების შემდგომ მიღებული მემ გამოსახულება მოყვენილია სურ.11.ბ-ზე. აშკარაა, რომ სამსაფეხურიანი მექანიკური პოლირების დასრულებისას დაღმავალი მარცვლოვანების ზუმფარის ქალაღდებზე და საფინიშო პოლირებით, ფეტრზე დატანილი პასტის გამოყენებით, ადგილი ჰქონდა სიმქისეთა გაგლუვება-მოსწორებას პლასტიკური დინებების გზითა და საშუალოზე უფრო მაღალი შვერილების მიკროარეთა ნაჩხაპნების არხების ჩაზნექილ არეებში ჩეჭყლეტის გზით. თუმცა, მიუხედავად პოლირების პროცესის საკმარისად ხანგრძლივი

დროისა (~ 20 სთ), შუალედური ($2 \div 3 \mu$ პასტის მარცვლებით) და განსაკუთრებულად კი საფინიშო ($1 \div 0.2 \mu$ მარცვლებით) პოლირების სტაიდებისას მასალის მცირე მოხსნის გამო სარკესავით პრიალა საბოლოო ზედაპირზე დიდი გადიდებისას, შესამჩნევია ცალკეული ნაფხაჭნის კვალი დარჩენილი ჯერ კიდევ წინა დამუშავებებიდან, თუმცა კი ამოლესილი კიდეებით, რომლებიც ნაწილობრივ შევსებულია მასალის პლასტიკური დინენებით; ასევე, რანდომული ერთეულოვანი მოხვნის ახალი არადრმა ნაფხაჭნების კვალი, გამოწვეული მაპოლირებელი პასტის აბრაზივების თავისუფალი მიკრომარცვლებით (სურ.11.ბ). ამიტომ ნათელია, რომ მოცემულ შემთხვევაში ბეილბის ფენის ქვეშ მნიშვნელოვან ($\sim 1 \mu$) სიღრმეზე შენარჩუნებული იქნება ის დამახინჯებული ფენა, რომელიც წარმოიქმნა საფინიშო (აბრაზივის მარცვლებით $\sim 5 \mu$) ხეხვის პროცესში, რომელიც თავის მხრივ უსწრებდა მექანიკური პოლირებას. იმისათვის, რომ ნიმუშზე მექანიკური პოლირებით წარმოიქმნას ბეილბის ფენა მის ქვეშ მდებარე საფინიშო ხეხვით გამოწვეული დამახინჯებული ფენის გარეშე, ჩვენ ავირჩიეთ ზედაპირის დამუშავების მიმდევრობათა მეორე სქემა (იხ. ცხრილი 4). კერძოდ, ნიმუშის ზედაპირიდან საფინიშო ხეხვის ($\geq 5 \mu$ მარცვლებით) შემდეგ ელექტროქიმიურად ანოდური გახსნის მეთოდით შორდებოდა (პოლირების რეჟიმში) $\sim 2 \mu$ სისქის ფენას, და ვიღებდით ახალ ზედაპირს პოლიკრისტალური ნიმუშის საწყისი მარცვლოვანი სტრუქტურით, რომელსაც არ განუცდია გავლენა წინა დამუშავებით (სურ.11.გ).

მოცემული ზედაპირის შემდგომმა ორსაფეხურიანმა მექანიკურმა პოლირებამ მეორე სქემით მოგვცა სარკესავით პრიალა ზედაპირი ნაფხაჭნების შესამჩნევი (დიდი გადიდების პირობებში) კვალის გარეშე, სადაც ბეილბის ფენაში დაიმზირებოდა მხოლოდ პოლირების პასტის სუბმიკრონული აბრაზიული ნაწილაკების “გაჩხერვის” იშვიათი შემთხვევა მოხვნის კვალის დატოვების გარაშე (სურ.11.დ).

იმისათვის რომ დაგვედგინა იმ მოსალოდნელი გარდაქმნების (ამორფიზაცია, პლასტიკური დინება, ცივქედვა, გარემოში არსებული ატომებით გაჯერება და მათი დიფუზია მასალის სიღრმეში, ჟანგვა და ა.შ.) ხასიათი და სიღრმეები, რომელთაც შესაძლებელია ადგილი ჰქონოდათ მასალის ზედაპირულ და ზედაპირის მიმდებარე ფენებში ბეილბის ფენის ფორმირების პროცესში მექანიკური პოლირებისას, ოჟე-სპექტრების მიხედვით აგებული იქნა ელემენტთა $\sim 1 \mu$ სიღრმეში განაწილების

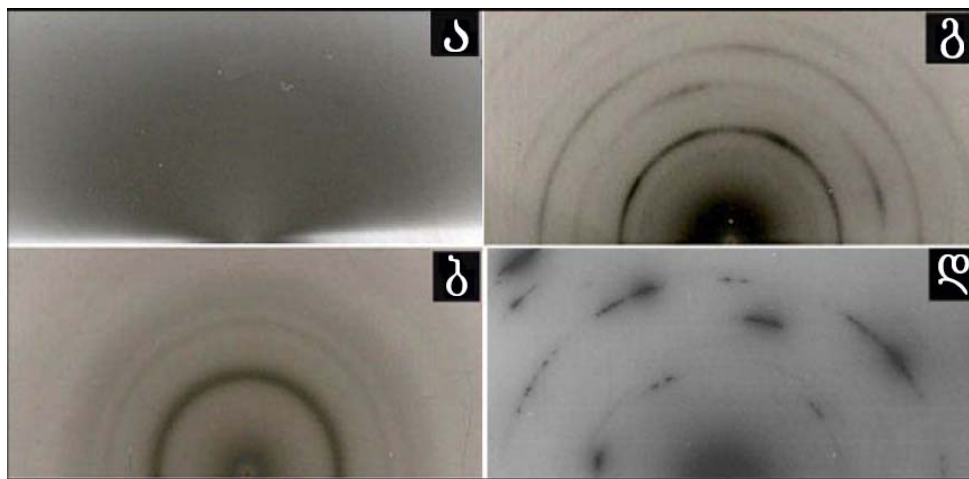
პროფილები ნიმუშებისათვის, რომელთა ზედაპირებზე ბეილბის ფენა ფორმირებული იყო ზემოაღწერილი ორი სქემით. ჟანგბადის, ნახშირბადის, რკინის და ქრომის ატომების განაწილების პროფილების შესაბამისი გრაფიკები მოცემულია სურ.12.ა და ბ-ზე. ჩანს, რომ პირველი სქემით დამუშავებული ზედაპირისათვის $\sim 0.2 \mu$ სიღრმემდე, მკვეთრად იკვეთება ოთხი მახასიათებელი ზონა ელემენტთა თანაფარდობის მიხედვით (სურ.12.ა): I – ზონა სისქით $\sim 30 \text{ \AA}$, შეესაბამება ატმოსფერული აირის ელემენტთა (ძირითადად C, O, S, Cl, N) მოლეკულების ადსორბირებულ ფენას ნიმუშის ზედაპირზე. მას არავითარი კავშირი არ გააჩნია ზედაპირის დამუშავების პროცესთან და როგორც წესი ყოველთვის არსებობს ნებისმიერი ნიმუშის ზედაპირზე რომელიც ჩატვირთულია ჰაერიდან ოჟე-სპექტრომეტრის კამერაში. II – ზონა $\approx 230 \text{ \AA}$ სისქით, წარმოადგენს ბეილბის ამორფულ ფენას გაჯერებულს ძალიან მაღალ კონცენტრაციამდე ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომებით. შემდეგი ზონა III $\approx 350 \text{ \AA}$ სისქით, ასევე შეიცავს ჟანგბადისა და ნახშირბადის მაღალ კონცენტრაციებს და სავარაუდოდ გააჩნია ნანოზომებამდე დეზაგრეგირებული პოლიკრისტალური სტრუქტურა. აღნიშნული ზონა შესაძლებელია ჩავთვალოთ ბეილბის ფენის ორგანულ შემადგენელ ნაწილად. მოცემული ფენის ქვეშ განლაგებულია პოლირების წინმსწრები ხეხვის პროცესით გამოწვეული ცივჭედვის გამო პლასტიკურად დეფორმირებული, დაწვრილმარცვლოვანებული ტექსტურირებული მატრიცის შრე $\sim 1200 \text{ \AA}$ სისქით IV ზონის სახით, რომელშიც ბეილბის ფენიდან და გადალესვის პროცესში მიკროფორებში დარჩენილი არეებიდან დიფუნდირებული ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომების კონცენტრაციები ექსპონენციალურად მცირდებიან შენადნობის მატრიცაში მათი შემცველობის მინიმალურ მუდმივ დონეებამდე.



სურ.12. მექანიკურად პოლირებული Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ნიმუშებში ბეილბის ფენის ელემენტთა განაწილების პროფილები: ა) ბეილბის ფენის ფორმირების პირველი სქემის მიხედვით დამუშავებული ზედაპირისათვის; ბ) ბეილბის ფენის ფორმირების მეორე სქემის მიხედვით დამუშავებული ზედაპირისათვის.

ეს უკანასკნელი ზონა გარდამავალი არით გადაფარავს მატრიცის სტრუქტურას, რომელსაც არ განუცდია გარე ზემოქმედება. ჟანგბადის, ნახშირბადის, რკინის და ქრომის ატომების განაწილების პროფილების კვლევამ, ჩატარებულმა ბეილბის ფენისათვის საკვლევი შენადნობის მეორე სქემით მექანიკურად პოლირებული ზედაპირისა, უჩვენა დამუშავების ფენის ანალოგიური ოთხზონიანი აღნაგობა, გარე ზემოქმედებას დაუქვემდებარებელ მატრიცის სტრუქტურასთან გადაფარვამდე, მაგრამ

აღნიშნული ზონების შეცვლილი პარამეტრებით (სურ.12.ბ). კერძოდ, ყველა ოთხი (აღსორბირებული ზედაპირული ფენის გათვალისწინებით) გამოყოფილი ზონის ჯამური სისქე, მექანიკური პოლირების მეორე სქემის განხორციელების შემთხვევაში, მცირდება თითქმის ორჯერ. ასევე შეიცვალა ბეილბის ფენაში თავად ზონების სისქეების ურთიერთ თანაფარდობა (ძირითადად შიდა ფენის სისქის ვარიაციის ხარჯზე) მათი დაახლოებით ერთნაირი ჯამური სისქისას მექანიკური პოლირების განხორციელების ორივე სქემისათვის (შეადარე სურ.12.ა და ბ). საწყისი ზედაპირის (და ზედაპირთან მიმდებარე ფენების) სხვადასხვა კონდიციის გავლენის ეს თვალნათელი შედეგები, მექანიკური პოლირების ორ უკანასკნელ (შუალედურ და საბოლოო) სტადიამდე, დამუშავების ფენის ქვეზონების ნაზ სტრუქტურასა და კომპოზიციებზე, განპირობებულია იმ დამუშავების პარამეტრებით, რომლებიც წინ უსწრებენ მექანიკურ პოლირებას. აღნიშნული ზონები, გამოვლენილი ელემენტთა კონცენტრაციული განაწილების მრუდებზე, ასევე ცალსახად აისახა შესაბამისი, თითოეული ზონისათვის დამახასიათებელი სტრუქტურული თავისებურებებით, რომლებიც გამოვლენილი იქნა ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” მიღებული დიფრაქციული სურათებით (სურ.13.ა-დ). კერძოდ, დამუშავების ორივე სქემის მიხედვით პოლირებული ზედაპირებიდან აირის აღსორბირებული მოლეკულების ფენის ($\sim 50\text{\AA}$) მოხსნის შემდეგ გადაღებულ ელექტრონოგრაფიაზე დაიმზირება ფონთან პრაქტიკულად შერწყმული ორი დიფუზური ჰალო (სურ.13.ა), რაც ასახავს ზედაპირული ფენის სრუქტურას რამოდენიმე ნანომეტრი სიღრმიდან და იმის დასკვნის უფლებას გვაძლევს, რომ ბეილბის ფენის გერე ფენას (II ზონა) ჭეშმარიტად ამორფული აღნაგობა ახასიათებს. დამუშავების ორივე სქემის მიხედვით პოლირებული ნიმუშების ზედაპირებიდან $\sim 500\text{\AA}$ სისქის ფენის მოხსნის შემდეგ, “არეკვლაზე” მიღებულ ჩქარი ელექტრონების ელექტრონოგრაფიაზე ჩნდებოდა სრულიად იდენტური გამოსახულები იმისა რომელიც სურ.13.ბ-ზეა მოყვანილი.

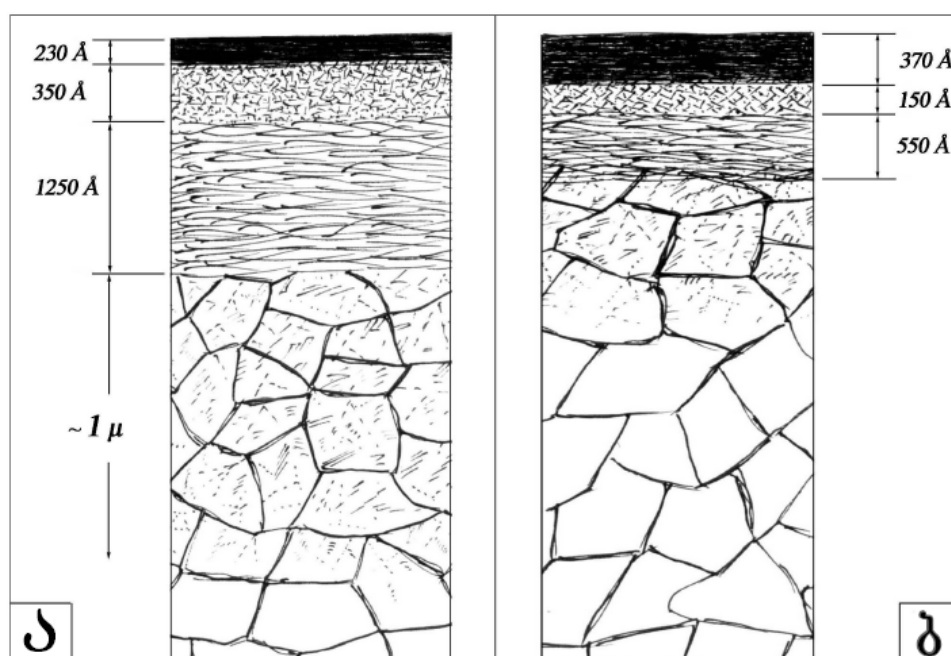


სურ.13. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის მექანიკურად (პირველი სქემის მიხედვით) პოლირებული ზედაპირიდან სხვადასხვა სისქის ფენების მოხსნის შემდეგ “არეკვლაზე” მიღებული ელექტრონოგრამები: ა) 50Å; ბ) 500Å; გ) 1300Å; დ) ელექტრონოგრამა მიღებული დამუშავების მეორე სქემის მიხედვით ნიმუშის პოლირებული ზედაპირიდან 1200Å სისქის ფენის მოხსნის შემდეგ.

ეს კი თავის მხრივ იმის მაჩვენებელია, რომ უშუალოდ მეორე ზონის (რომელიც ელემენტთა განაწილების პროფილების მრუდებზე (სურ.12.ა და ბ) აღნიშნულია როგორც ზონა III) ქვეშ განლაგებულ ფენაში მეორე ზონის ჭეშმარიტად ამორფული სტრუქტურა შეიცვალა ნანოკრისტალურში და ელექტრონოგრამაზე იგი იძლევა დიფრაქციულ მაქსიმუმებს უკვე გაფართოებული დიფუზური რგოლების სახით (სურ.13.ბ), როგორც შედეგი ძლიერ წვრილ კრისტალიტებზე ელექტრონების გაბნევისა, რომელთა ხაზოვანი ზომები გამოთვლილი დიფუზური რგოლების ნახევარსიგანიდან [81], აღნიშნულ შემთვევაში შეადგენს ≈ 20 Å. ამგვარად, მესამე ზონის სტრუქტურა ხასიათდება რენტგენამორფული მდგომარეობით და იგი შესაძლებელია ჩათვლილ იქნას ბეილბის ფენის ორგანულ ნაწილად.

მომდევნო მეოთხე ზონის წარმოქმნის მექანიზმზე და მის სტრუქტურაზე ზემოთ გამოთქმულ მოსაზრებას ცალსახად ადასტურებს სურ.13.გ-ზე მოყვანილი ელექტრონოგრამა, რომელიც შეესაბამება IV ზონის დაახლოებით შუა ნაწილს პირველი სქემით დამუშავებული ნიმუშისათვის. აშკარადაა გამოკვეთილი ტექსტურირების ნიშნები დაწვრილმარცვლოვანებული პოლიკრისტალისათვის დამახასიათებელ წრიულ დიფრაქციულ მაქსიმუმებზე. აღნიშნული ზონის მომდევნო ქვედა ფენებში პრაქტიკულად უცვლელი რჩება მასალის ელემენტური შედგენილობა (სურ.12.ა) და

მხოლოდ იზრდება მარცვლების ზომები სიღრმის მიხედვით ტექსტურირების ხარისხის შემცირებასთან ერთად. მაშინ, როდესაც მეორე სქემით პოლირებული ნიმუშის ზედაპირიდან იმავე $\sim 1200\text{\AA}$ სისქის ფენის მოხსნის შემდეგ მიღებულ ჩქარი ელექტრონების დიფრქციულ სურთზე დაიმზირება მსხვილმარცვლოვანი პოლიკრისტალისათვის დამახასიათებელი წერტილოვანი ელექტრონოგრამა (სურ.13.დ). შესაბამისად ამ უკანასკნელ შემთხვევაში, აღნიშნულ სიღრმეზე ჩვენ საქმე გვაქვს უკვე ნიმუშის საწყის სტრუქტურასთან, რომლის მარცვლებს არ განუცდიათ ზედაპირის დამუშავებით (პოლირების წინა ხეხვით) გამოწვეული მნიშვნელოვანი პლასტიკური დეფორმაცია. რაც კარგ კორელაციაშია ელემენტთა კონცენტრაციული განაწილების მრუდებიდან განსაზღვრული ზონების სისქეებთან.



სურ.14. მექანიკურად პოლირებული ზედაპირის სიღრმის მიხედვით სტრუქტურის ცვლილების სქემატური სურათი: ა) ზედაპირის დამუშავების პირველი სქემის მიხედვით და ბ) მეორე სქემის მიხედვით დამუშავების შემდეგ.

გახეხილი ზედაპირების მექანიკური პოლირების შედეგად სტრუქტურული ცვლილებების სქემატური სურათები შესრულებული $\text{Fe-44\%Cr-4\%Al-0.3\%La}$ შენადნობის ნიმუშების ზედაპირებზე ბეილბის ფენის ფორმირების ზემოაღწერილი დამუშავების ორი სქემისათვის, და აგებული მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე, მოყვანილია სურ.14.ა და ბ-ზე. უნდა აღინიშნოს, რომ ოთხი

გამოვლენილი ზონის სისქე (ადსორბირებული ფენის პირველი ზონის გარდა, რომელსაც ოთახის ტემპერატურაზე ყოველთვის აქვს პრაქტიკულად ერთნაირი სისქე ($\sim 30 \text{ \AA}$) ყველა ლითონურ ზედაპირზე და კავშირი არ აქვს ზედაპირის დამუშავების პროცესებთან) სხვადასხვა რიგით დამოკიდებული არის პოლირების ხანგრძლივობასა და საწყისი ზედაპირის (და ზედაპირთან ახლო მდებარე ფენების) მდგომარეობაზე, რომელიც ფორმირებულია მექანიკური პოლირების წინმსწრები დამუშავებით. კონკრეტულად კი, ბეილბის ფენის შემადგენელი ჭეშმარიტად ამორფული (II ზონა) და “რენტგენოამორფული” (III ზონა) ნაწილების ჯამური სისქე, რომელიც შეადგენს დაახლოებით $\sim 550 \text{ \AA}$, პრაქტიკულად არ არის დამოკიდებული საწყისი ზედაპირის კონდიციაზე და პოლირების ხანგრძლივობაზე. რა თქმა უნდა ამ უკანასკნელ შემთხვევაში საუბარია ბეილბის ფენის ფორმირებისათვის პოლირების საკმარისი რაოდენობის ხანგრძლივობაზე უფრო დიდ დროებზე. ბეილბის ფენის აღნიშნული ქვეზონების სისქეების თანაფარდობა (მუდმივი ჯამური სისქისას), რომლებიც განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან სტრუქტურული მდგომარეობით და ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომებით გაჯერების ხარისხით, გარკვეულწილ შესაძლებელია იყვნენ დამოკიდებულნი პოლირების რეჟიმებზე და საწყისი ზედაპირის მდგომარეობაზე მექანიკურ პოლირებამდე.

რაც შეეხება მეოთხე ზონას, რომელიც წარმოადგენს ძირითადად ხეხვის პროდუქტს წინმსწრებს მექანიკური პოლირების სტადიებისა, მისი სისქე (სიღრმის მიხედვით განვრცობა) გარკვეულწილ დამოკიდებულია წინასწარი და შუალედური პოლირების სტადიების ხანგრძლივობაზე, როდესაც მასალის მოხსნა პოლირების პროცესში (ბეილბის ფენის შექმნამდე) ჯერ კიდევ შესაძლებელია იმ დონეზე, რომ წინასწარ შემცირებულ იქნას დამუშავებისას პლასტიკურად დეფორმირებული ტექსტურირებული ფენის სისქე, დარჩენილი საფინიშო პოლირების შემდეგ. რაც დასტურდება ჩვენი ექსპერიმენტების რეზულტატებით ბეილბის ფენის ფორმირების პოლირების მეორე სქემით (სურ.12.ბ და სურ.13.დ), როცა საფინიშო ხეხვით წარმოქმნილი დამუშავების ფენები პრაქტიკულად სრულიად მოხსნილნი იყვნენ მექანიკური პოლირების პროცესის დაწყებამდე. ბეილბის ფენის ქვეშ განლაგებულია ძლიერი პლასტიური დეფორმაციით დაწვრილდისპერსირებული ტექსტურირებული ფენა (IV

ზონა) და ცივნაჭედი ფენა (პოლიკრისტალური წყობის იგივე მარცვლოვანებით რაც საწყისი მატრიცა, მაგრამ დისლოკაციებისა და პლანარული დეფექტების უფრო დიდი შემცველობით), რომელიც გადაფარულია გარე ზემოქმედებას არ დაქვემდებარებული მატრიცის სტრუქტურასთან. ცხრილში 6 მოყვანილია ბეილბის ფენისა და მატრიცის ელემენტური შედგენილობის დადგენის ტდს მეთოდის მონაცემები შენადნობის ძრითადი და მალეგირებელი ელემენტებისათვის.

ცხრილი 6.

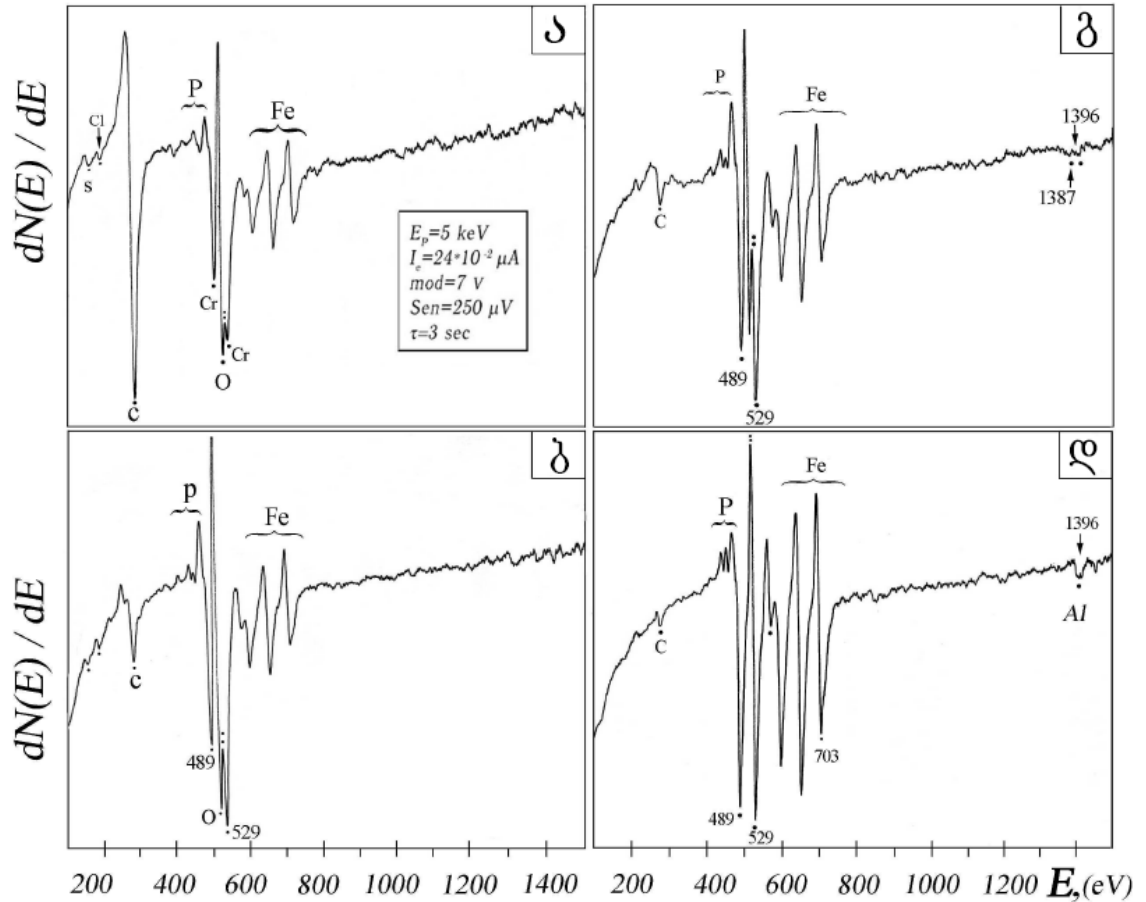
Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ტდს ანალიზის შედეგები

ელემენტები	Fe	Cr	Al	Ni	ჯამი %
ანალიზირებული არე					
ლითონის მატრიცა	48.22	44.43	3.86	1.07	97.58
ბეილბის ფენა	47.93	43.88	3.85	1.07	96.73

ტდს ანალიზისას ნიმუშის ზედაპირზე პერპენდიკულარულად დაცემული 15კევი-ი ენერჯის მქონე პირველადი ელექტრონების შეღწევის სიღრმისა და იქიდან ნიმუშის აღზნებული ატომებით გენერირებული მეორადი რენტგენული გამოსხივების გამოსვლის შესაძლებლობის გათვალისწინებით უნდა ვივარაუდოთ, რომ ინფორმაცია, რომელსაც ვღებულობთ მეორადი რენტგენული სხივების სპექტრის ანალიზისას, სრულიად ბეილბის ფენას ეკუთვნის, ამიტომაც დარწმუნებით შეიძლება იმის თქმა, რომ ბეილბის ფენის კომპოზიციური შემადგენლობა პრაქტიკულად ემთხვევა მატრიცის კომპოზიციურ შედგენილობას როგორც საბაზისო ასევე მალეგირებელი ელემენტების მიხედვით. ამასთან, ძრითადი ელემენტების კონცენტრაციების ოდნავ (უმნიშვნელოდ) შემცირებული მნიშვნელობები ბეილბის ფენაში, შედარებით მის ქვეშ მდებარე მატრიცასთან, განპირობებულია ხსენებული ბეილბის ფენის მასალის ნაკლები სიმკვრივეთა და მისი გაჯერებულობით მსუბუქი ელემენტების ატომებით როგორცაა ჟანგბადი და ნახშირბადი. მოყვანილი მონაცემები მოწმობენ მექანიკური პოლირებისას ბეილბის ფენის (და მის ქვეშ განლაგებული ფენების) ფორმირების წარმოდგენათა სასარგებლოდ, როგორც პროდუქტი ბლანტ-პლასტიკური ზედაპირული (არასელექტიური) მასის გადატანისა და ასევე პლასტიკური დეფორმაციების თანმხლები კრისტალური სტრუქტურის დეფექტების დაგროვების კომბინირებული პროცესებისა. თუმცა, ოთახის ტემპერატურაზე (შესაძლოა უფრო მაღალ

ტემპერატურებზეც [122]) თავად სტაბილურ მდგომარეობაში არსებობა ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენებისა, ჭეშმარიტად ამორფული და “რენტგენოამორფული” ზონების სახით, რომლებიც ასე არაწონასწორულნი არიან ქვეშ განლაგებული კრისტალური სტრუქტურის მიმართ, როგორც ჩანს განპირობებულია ამ ფენების ჟანგბადისა და ნახშირბადის (და ასევე გარემოში არსებული სხვა) ატომების გახსნით, რომელთა შეღწევა დამუშავების ფენის სიღრმეებში დამტკიცებული იყო ზემოთ მოყვანილი ექსპერიმენტებით პოლირებულ ზედაპირებში ელემენტთა განაწილების პროფილების შესწავლის მიზნით (სურ.12.ა , ბ .).

ჭეშმარიტად ამორფული, “რენტგენოამორფული” და დეფექტური კრისტალური ზონებისაგან შემდგარი დამუშავების დამახინჯებული ფენის სტრუქტურული არაერთგვაროვნების დადგენილი ფაქტიდან გამომდინარე გამოკვლეული იყო გარემოდან შეღწეული ატომების მდგომარეობა ყოველ ზონაში და მათი საკვლევი შენადნობის მყარი ხსნარის ატომებთან ურთიერთქმედება. ამ მიზნით ჩაწერილი იყო მეორე სქემით პოლირებული ნიმუშის ზედაპირების დიფერენციალური ოჟე-ელექტრონული სპექტრები იმ ფენებისათვის, რომლებიც განლაგებულია სხვადასხვა სიღრმეებზე ჩვენს მიერ დადგენილი ოთხი ზონიდან თითოეულში. ასე მაგალითად, სურ.15.ა-ზე მოყვანილია ოჟე-სპექტრი გადაღებული ზედაპირიზე ადსორბირებული ფენის თანაობისას 100÷1500ევ ენერგეტიკულ ინტერვალში არგონის იონებით ბომბარდირების დაწყებამდე (I ზონა).



სურ.15. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის პოლირებული ნიმუშების ზედაპირ-ბისათვის სახვადასხვა სიღრმეზე განლაგებული ფენებიდან მიღებული დიფერენციალური ოჟე-სპექტრები: ა) საწყისი ზედაპირისათვის ადსორბირებული ფენით (ზონა I); ბ) ბეილბის ფენის ამორფული ქვეზონის შუა არისათვის (II ზონა); გ) ბეილბის ფენის რენტგენოამორფული ქვეზონის შუა ნაწილისათვის (III ზონა); დ) მატრიცისათვის (IV ზონის დასასრული).

აღნიშნული ადსორბირებული ფენის მცირე სისქის ($\sim 30\text{\AA}$) გამო სპექტრში ადგილი აქვს ასევე ზედაპირული ქრომისა და რკინის ატომების ოჟე-პიკებს ადსორბირებული ჟანგბადის, ნახშირბადის ინტენსიურ და გოგირდის, ქლორის და აზოტის მცირე პიკებთან ერთად (როგორც ლაბორატორული ატმოსფეროს შემადგენელები, რომლებიც ადსორბირდნენ ლითონის ზედაპირზე). ოჟე-სპექტრი, რომელიც შეესაბამება II ზონის შუა ნაწილს (სურ.15.ბ), ჩაწერილი 150\AA სისქის ზედაპირული ფენის მოხსნის შემდგომ, უჩვენებს, რომ პრაქტიკულად გამქრალია ადსორბირებული ნახშირბადის პიკი და სპექტრში წარმოდგენილია უკვე ბეილბის ამორფულ ფენაში გახსნილი ჟანგბადის, ნახშირბადის, გოგირდის და ქლორის ატომების პიკები. ამასთან, ამ უკანასკნელ

შემთხვევაში, ნიმუშის ზედაპირზე ფიზიკური ადსორბციის მდგომარეობაში მყოფ ნახშირბადის პიკის გაქრობასთან ერთად ოჟე-სპექტრზე დაიმზირება შედარებით უფრო ნაკლებ ინტენსიური ნახშირბადის პიკი, მხოლოდ ახლა უკვე ბმულ (სავარაუდოდ რკინის ატომებთან) მდგომარეობაში მყოფი, ამგვარი მდგომარეობისათვის დამახასიათებელი ნაზი სტრუქტურის პიკით; ასევე ნაჩვენებია ადსორბირებულ მდგომარეობაში არსებულისგან პრაქტიკულად უცვლელი ინტენსივობის ჟანგბადის პიკი (სურ.15.ა). აღსანიშნავია, რომ ჟანგბადი ორივე შემთხვევაში, ზედაპირზეც (დისოციაციური ქიმიური ადსორბციის შედეგად) და ამორფული ბეილბის ფენის სისქეშიც, ქრომის ატომებთან არიან ქიმიურ კავშირში, რაც ერთნაირად მკვეთრადაა გამოვლენილი სურ.15.ა და ბ-ზე მოყვანილ ოჟე-სპექტრებზე პიკების ნაზ სტრუქტურაში. კერძოდ კი, ძლიერადაა ჩახშული დაბალენერგეტიკული მხრიდან ქრომის ატომისათვის (აღნიშნულია ორი წერტილით) აღმავალი ტოტის $L_3M_{23}M_{45}$ ოჟე-გადასვლის ინტენსივობა 529ევ-ზე, ასევე ერთდროულად ჩახშული და დარღვეულია ინტენსივობათა ურთიერთ დამოკიდებულება დაუჟანგავი ქრომისათვის დამახასიათებელ პლაზმონურ პიკებში P, 489ევ-ზე $L_3M_{23}M_{23}$ ოჟე-გადასვლის დაბალენერგეტიკული მხრიდან. ბეილბის ამორფული ფენის გამაჯერებელ ატომებთან რკინის ატომების ქიმიურ ბმაში არსებობა ნაკლებ მკვეთრად არის გამოვლენილი ქრომთან შედარებით, მაგრამ მაინც ვლინდება რკინის ატომებისათვის L_3VV გადასვლების ტრიპლეტში ოჟე-პიკების გასქელებაში და მათი ინტენსივობების თანაფარდობათა გარკვეულწილ დარღვევაში. III ზონის შუის შესაბამის სიღრმეზე გადასვლისას, როგორც ეს მოსალოდნელიც იყო ელემენტების განაწილების კონცენტრაციული პროფილების მონაცემებიდან (სურ.12.ბ), ჟანგბადისა და ნახშირბადის კონცენტრაციების მნიშვნელოვან შემცირებასთან (სურ.15.გ) ერთად შესაბამის ოჟე-სპექტრზე აგილი აქვს აღნიშნული ელემენტების ატომთა ოჟე-პიკების შემცირებას რასაც თან ახლავს ერთდროული ქრომისა და რკინის ოჟე-პიკების ინტენსივობათა ზრდა. ბეილბის ფენის ამ არის ნანოკრისტალური აღნაგობისა და აღნიშნული ქვეფენის ჟანგბადისა და ნახშირბადის ატომების გამაჯერებელი საკმარისად შესამჩნევი კონცენტრაციის გათვალისწინებით, უნდა ვივარაუდოთ, რომ ეს ატომები უპირატესად ძლიერ დამახინჯებული კრისტალური სტრუქტურის მქონე

(გაწყვეტილი ბმების დიდი რაოდენობით, რაც დამახასიათებელია ნანოკრისტალიტების მოცულობისათვის) მყარი ხსნარის ატომებთან იქნებიან ქიმიურ კავშირებში. ამასთან, ქრომის ატომების ჟანგბადის მიმართ დიდი სწრაფვის გამო ისინი პირველ რიგში იქნებიან დაჟანგულნი და ჟანგბადის კონცენტრაციის არასაკმარისობის შემთხვევაში რკინის, ალუმინის, და თავად ქრომისვე დაუჟანგავი ატომების რაოდენობა მყარი ხსნარის ნანოკრისტალიტებში დიდი იქნება. ეს დაშვება ერთმნიშვნელოვნად მტკიცდება ოჟე-პიკების ნაზ სტრუქტურაში განვითარებული ცვლილებებით, რაც სურ.15.გ-ზეა მოცემული. წინა სპექტრთან (სურ.15.ბ) შედარებით ქრომის ატომების P პლაზმონური პიკების ინტენსივობათა თანაფარდობის ანალოგიური დარღვევისას მნიშვნელოვნად არის გაზრდილი 529ევ-ზე ოჟე-პიკების ინტენსივობა მათი შტოს ხარჯზე დაბალენერგეტიკული მხრიდან (აღნიშნულია ორი წერტილით); რკინის ატომის L_{3VV} გადასვლის ტრიპლეტის ოჟე-პიკებისათვის მათი ინტენსივობის მატებასთან ერთად ადგილი აქვს მათი სიგანის შემცირებას და ტრიპლეტში ნორმალური თანაფარდობის ინტენსივობის პიკებთან მიახლოება. მოცემულ ფენაში ალუმინის ატომების ნაწილობრივად დაჟანგულ და დაუჟანგავ მდგომარეობებში არსებობა გამოიხატება ოჟე-სპექტრზე როგორც დაუჟანგავი ალუმინის ატომის (მყარი ხსნარის კრისტალურ მესერში) 1396ევ-ზე KL_{3L_3} გადასვლის, ასევე ჟანგბადთან ქიმიურ ბმაში მყოფი (ძირითადად ნანოკრისტალიტების საზღვრებზე) ალუმინის ატომების KL_{3L_3} გადასვლის 1387ევ-ზე წანაცვლებული ოჟე-პიკის ერთდროული გამოჩენით (სურ.15.გ). ნიმუშის ზადაპირიდან $\sim 1000\text{\AA}$ სისქის ფენის მოხსნის შემდეგ (IV ზონის დასასრული) გადაღებული ოჟე-სპექტრი მოყვანილი სურ.15.დ-ზე, მიუთითებს, რომ ჟანგბადის პიკი სრულიად გაქრა და ქრომისა და რკინის ატომები წარმოდგენილია შესაბამისი L_{3VV} ოჟე-გადასვლების ტრიპლეტებით, რომელთა მნიშვნელობები ემთხვევა თავისუფალი ქრომისა და რკინისათვის დამახასიათებელი ტრიპლეტების ოჟე-პიკების ინტენსივობებს. ამასთან, პლაზმონური პიკებისათვის P ასევე აღსდგა ინტენსივობების ნორმალური თანაფარდობა, დამახასიათებელი დაუჟანგავ მდგომარეობაში მყოფი ქრომისათვის. ალუმინი სპექტრზე წარმოდგენილია 1396ევ-ზე KL_{3L_3} გადასვლის ოჟე-პიკით, რაც დაუჟანგავი მდგომარეობის ალუმინის ატომისთვის არის დამახასიათებელი. უმნიშვნელო ინტენსივობის ნახშირბადის არსებული პიკი

(სურ.15.დ) შეესაბამება საკვლევი შენადნობის მატრიცის კრისტალურ მესრში მის გახსნილ მნიშვნელობას (იხ. ასევე სურ.12.ბ).

ამგვარად, პოლირებული ზედაპირის ქვეფენების ციკქედვა $\sim 0,2\mu$ -ზე მეტ სიღრმეებზე ზედაპირის დამუშავებისას სუფთა მექანიკური ზემოქმედების შედეგია, ხოლო ბეილბის ფენის სტრუქტურული მდგომარეობა ($\sim 550\text{\AA}$) – ფიზიკურ-ქიმიური ზემოქმედების შედეგი მექანიკურთან ერთობლიობაში. ამასთან, ეს უკანასკნელი პლასტიკური დეფორმაციის პროცესზეა პასუხისმგებელი, რომელიც თან ახლავს მასალაში დეფექტების შეუქცევად დაგროვებას, უფრო ზუსტად კი, დისლოკაციების სიმკვრივის გაზრდა ბირთვების პირდაპირი შეხების სიახლოვის დონემდე, ანუ საწყისი კრისტალური სტრუქტურის ამორფიზაციამდე. რადგანაც ყოველი ამგვარი დეფექტის გაჩენას თან სდევს ზედაპირული ფენის საერთო მდგომარეობის შესაბამისი ცვლილება, რომელიც ხასიათდება შიდა ენერგიითა და ენტროპიით, მაშინ ბეილბის ფენა და მისი უშუალოდ მიმდებარე ინტენსიური პლასტიკური დინებით დამახინჯებული ფენა უნდა განიხილებოდეს, როგორც ენტროპიულად “დატუმბული” ფენა, რომლის მეტასტაბილურ წონასწორობაზეც პასუხისმგებელი არიან ის ფიზიკურ-ქიმიური პროცესები, რომლებიც აღნიშნული ფენის გამაჯერებელი, ძირითადად ჟანგბედისა და ნახშირბადის, ატომების ზემოქმედებასთან ერთად პარალელურად ვითარდებიან.

ამრიგად, მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპიის, ოჟე-ელექტრონული სპექტრომეტრიის, ჩქარი ელექტრონების “არეკვლაზე” დიფრქციისა და ტალღა დისპერსიული სპექტრომეტრიის მეთოდებით შესწავლილი იქნა $\text{Fe-44\%Cr-4\%Al-0.3\%La}$ შენადნობის მექანიკურად პოლირებული ზედაპირის დამუშავების ფენის ნაზი სტრუქტურა და ელემენტების განაწილება. ნაჩვენებია, რომ დამუშავების ფენა, ფორმირებული გახეხილი ზედაპირის მექანიკური პოლირებისას არის არაერთგვაროვანი როგორც სტრუქტურის, ასევე კონცენტრაციული შემადგენლობის მიხედვით და რამოდენიმე ზონისაგან შესდგება, რომელთა გარე ნაწილს წარმოადგენს ბეილბის ფენა, რომლის ქვეშაც განლაგებულია ძლიერი პლასტიური დეფორმაციით ტექსტურირებული წვრილდისპერსული ზონა და გარდამავალი ფენა მატრიცის საწყისი პოლიკრისტალური მარცვლოვანების წყობით, რომელშიდაც ციკქედვით გამოწვეული დისლოკაციებისა და პლანარული დეფექტების მაღალი შემცველობა ფიქსირდება, რაც

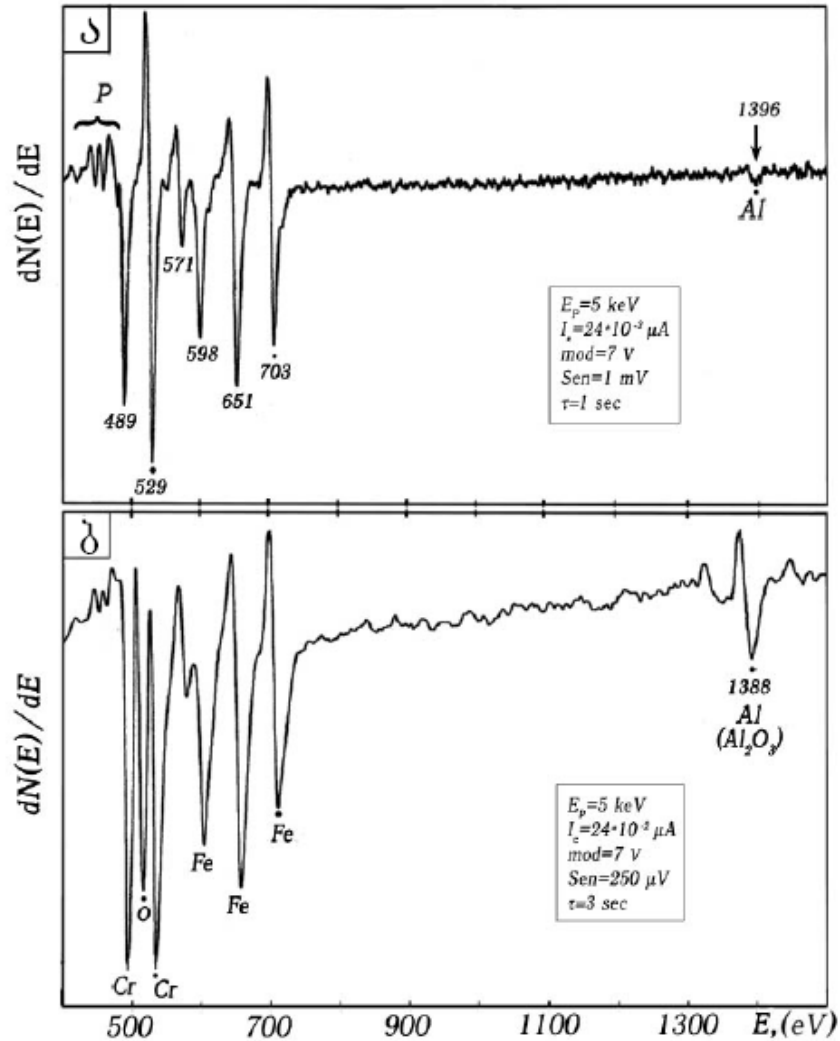
გარე ზემოქმედებას დაუქვემდებარებელი მატრიცის სტრუქტურასთან არის გადაფარული. თავად ბეილბის ფენა თავის მხრივ შესდგება ორი სისქის მიხედვით ერთგვაროვანი ქვეშრისაგან: გარე ($\sim 250\text{\AA}$) – ჭეშმარიტად ამორფული სტრუქტურის, და შიდა ($\sim 350\text{\AA}$) – “რენტგენოამორფული” მდგომარეობის ნანოსტრუქტურული ($\sim 20\text{\AA}$) აღნაგობით.

მექანიკურ პოლირებამდე ზედაპირის საწყის კონდიციასა და თავად პოლირების ხანგრძლივობაზე დამოკიდებულებით, გამოვლენილი ზონების სისქეების ცვლილებათა ხასიათის დამზერით თავისებურებათა საფუძველზე ვითარდება ბეილბის ფენის (და მის ქვეშ მდებარე ფენების, როგორც ბლანტ პლასტიკური მასის გადატანის პროცესისა და პლასტიკური დეფორმაციის თანმხლები კრისტალური სტრუქტურის დეფექტების დაგროვების კომბინირებული პროდუქტი) ფორმირების სტადიების იერარქიული თანმიმდევრობის შესახებ წარმოდგენები. ოთახის ტემპერატურაზე თავად სტაბილურ მდგომარეობაში არსებობა ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენებისა ჭეშმარიტად ამორფული და “რენტგენოამორფული” ზონების სახით, რომლებიც მეტად არაწონასწორულნი არიან ქვეშ განლაგებული კრისტალური სტრუქტურის მიმართ, ახსნილია ამ ფენების ჟანგბადისა და ნახშირბადის (და ასევე გარემოში არსებული სხვა) ატომების საკვლევი შენადნობის კომპოზიციურ შემადგენლობაში გახსნითა და საბაზო ატომებთან მათი ურთიერთქმედებით.

4.2. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფურჩის ფორმირების ოჟე ელექტრონო-სპექტროსკოპიული და მემ გამოკვლევები

Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La საკვლევი შენადნობის მაღალტემპერატურული ჟანგვის შემდეგ ნიმუშზე გაკეთებულ ირიბი კვეთის გასაანალიზებელ არეებზე, რომლებიც შეესაბამებოდნენ ლითონურ მატრიცასა და ფურჩის მომცველ არეს, Al, Cr და Fe-ის დაჟანგული ატომების მდგომარეობასა და შემადგენლობაზე ვმსჯელობდით იმ ოჟე-სპექტრების მიხედვით, რომლებიც ჩაწერილი იყო $\approx 200\text{\AA}$ სისქის ზედაპირული ფენის არგონის იონებით ბომბერდირებით მოხსნის შემდეგ, როდესაც ოჟე-სპექტრებზე სრულიად ქრებოდნენ ადსორბირებული ჟანგბადისა (503ევ) და ნახშირბადის (272ევ)

პიკები. სურ.16.ა და ბ-ზე მოყვანილია 400-1500ევ ენერგეტიკულ დიაპაზონში ჩაწერილი ოჟე-სპექტრები Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ნიმუშისთვის, რომელიც დაჟანგულია ჰაერზე 1200°C-5სთ-ს განმავლობაში, სადაც გადაღებული არეები შეესაბამებიან შესაბამისად ლითონური მატრიცისა და ფურჩის მომცველ მიდამოებს ირიბ კვეთაზე. მეტალური მატრიცის მყარი ხსნარის შემადგენელი კომპონენტების შესაბამისი ოჟე-პიკები Cr-ის და Fe-ის ატომებისათვის სპექტრში წარმოდგენილია L_3VV ტიპის გადასვლების შესაბამისი ტრიპლეტების სახით, რომელთა ენერგიები ზუსტად ემთხვევა აღნიშნული ელემენტების თავისუფალი ატომებისათვის გათვლილ თეორიული ოჟე-გადასვლების ენერგიებს და ტრიპლეტებში შემავალი შესაბამისი პიკების ინტენსივობათა თანაფარდობებს. ამასთან, ინტენსიური 489ევ ენერგიის პიკის მახლობლობაში, რომელიც შეესაბამება $L_3M_{23}M_{23}$ გადასვლას დაუჟანგავი ქრომის ატომისათვის, დაიმზირება პლაზმონური დანაკარგების პიკების რიგი (სურ.16.ა აღნიშნულია ასოთი P). ამავე სპექტრზე მყარ ხსნარში შემავალი Al-ის ატომების შესაბამისი ოჟე-პიკი წარმოდგენილია KL_3L_3 გადასვლის ოჟე-პიკით 1396 eV-ზე. ლითონური მატრიცის უბნისათვის ჩაწერილი ოჟე-სპექტრის მიხედვით Fe, Cr და Al-ის ატომების გამოთვლილი კონცენტრაციები დაემთხვა (1%-ის სიზუსტით) საკვლევი შენადნობის ზემოთ მოყვანილ შემადგენლობას.

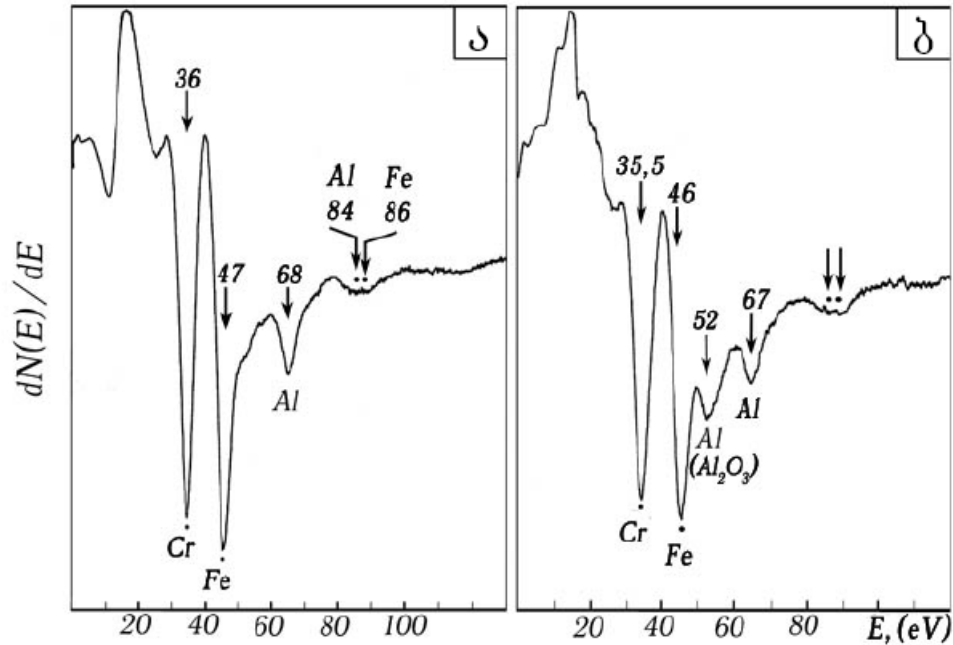


სურ.16. 1200°C-ზე 5სთ-ს განმავლობაში დაჟანგული Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ნიმუშის დიფერენციალური ოჟე-სპექტრი: ა) ლითონური მატრიცის არიდან; ბ) მატრიცა/ფურჩი-ს მომცველი არიდან.

ოჟე-სპექტრებს ჩაწერილს ნიმუშებისათვის, რომლებმაც გაიარეს ჰაერზე დაჟანგვის ადრეული (საწყისი) სტადიები 1100, 1200 და 1300°C ტემპერატურებზე 10 საათზე ნაკლები (1+4+5 სთ) ოდროით, ჰკონდათ ყველა შემთხვევაში ნახ.16.ბ-ზე ნაჩვენები სახე, რომელიც მიუთითებდა იმაზე, რომ აღნიშნულ პირობებში ფორმირებულ ფურჩს გააჩნია რთული კომპოზიციური შემადგენლობა მატრიცის მყარ ხსნარში შემავალი ყველა ელემენტის Fe, Cr და Al-ის ჟანგეულების ნარევის სახით, რომელთა თანაფარდობა ნარევიში პრაქტიკულად უცვლელი იყო როგორც ფურჩის სისქის ისე ნიმუშის მთელი ზედაპირის ფართის მიხედვით ჟანგვის პირველი 5 საათის განმავლობაში აღნიშნულ ტემპერატურებზე. ლითონის მატრიცისა (სურ.16.ა) და ჟანგის

(სურ.16.ბ) ოჟე-სპექტრების შედარება თვალნათლივ იძლევა განსხვავებას არსებულს ოჟე-პიკების ნაზ სტრუქტურაში, რაც გამოწვეულია ქიმიური ეფექტებით, შემცველ ელემენტთა ზედაპირზე ერთზე მეტ ქიმიურ მდგომარეობაში არსებობის შესაძლებლობით, რაც გამოიხატება ჟანგვისას ოჟე-გადასვლების ენერგიათა წანაცვლებითა და პლაზმონური პიკების ინტენსივობათა ჩახშობით. სურ.16.ბ-ზე მოყვანილი ფურჩის ოჟე-სპექტრის ჩანაწერი უჩვენებს, რომ სახეზეა ყველა ის ელემენტი, რომელიც ლითონური მატრიცის მყარი ხსნარის შემცველობაში შედის და ამასთან ისინი ქიმიურ კავშირში იმყოფებიან ჟანგბადთან. ალუმინისათვის ეს გამოიხატება Al_2O_3 -თვის დამახასიათებელ Al-ის პიკის ფორმაში KL_3L_3 ოჟე-გადასვლისათვის და ამ გადასვლის ენერგის წანაცვლებაში 1388ევ მნიშვნელობაზე. ქრომის ჟანგის Cr_2O_3 არსებობა, ალუმინის ოქსიდთან ერთად, ვლინდება მახასიათებელი ნაზი სტრუქტურის ცვლილებით ოჟე-პიკებისათვის, რომლებიც შეესაბამებიან ქრომის დაჟანგულ ატომებს, უფრო ზუსტად კი, ჩახშულია P პლაზმონური პიკების ინტენსივობები და $L_3M_{23}M_{23}$ ოჟე-გადასვლის შესაბამისი პიკის ინტენსივობები 489ევ-ზე, რითაც ისინი გაუთანაბრდნენ 529ევ-ზე არსებული $L_3M_{23}M_{45}$ გადასვლის ძირითადი პიკის ინტენსივობას. რკინის ატომების ჟანგვა და ფურჩის კომპოზიციაში შესაბამისად რკინის ჟანგების არსებობა ვლინდება ოჟე-პიკების მნიშვნელოვან გაგანიერებაში რკინის ატომების L_3VV გადასვლის ტრიპლეტში და ასევე 703ევ-ზე $L_3M_{45}M_{45}$ გადასვლისა და 651ევ-ზე $L_3M_{23}M_{45}$ გადასვლის ძირითადი პიკის ინტენსივობათა თანაფარდობების დარღვევაში (შეადარე სურ.16.ა და 16.ბ). ფურჩის კომპოზიციურ შემადგენლობაში შემავალ ოქსიდებში ჟანგბადის ძლიერ ქიმიურ ბმაში ყოფნა გამოხატულია $KL_{23}L_{23}$ ოჟე-გადასვლის პიკის ენერგის წანაცვლებით თავისუფალი ატომისათვის დამახასიათებელი 503ევ-დან 520ევ-ზე (სურ.16.ბ). ის გარემოება, რომ $1100 \pm 1300^\circ C$ ტემპერატურულ ინტერვალში საკვლევი ნიმუშის ზედაპირზე ფურჩის ფორმირების საწყის სტადიაზე ადგილი აქვს ერთდროულად ლითონურ მატრიცაში შემავალი ყველა ძირითადი ელემენტის ჟანგეულების დისპერსოიდების ჰომოგენური ნარევის (და არა განშრევებული) სახით წარმოქმნას, დასტურდება დაბალი კინეტიკური ენერგიების 0 ± 120 ევ დიაპაზონში ჩაწერილი ოჟე-სპექტრებით იმავე უბნებისათვის რაც სურ.16.ა და ბ-ზე მოყვანილი სპექტრებისათვის. ლითონური მატრიცის უბანზე ჩაწერილ ოჟე-

სპექტრზე (სურ.17.ა) დაუქანგავი Fe და Cr-ის ატომების $M_{23}VV$ გადასვლების პიკები გამოვლენილია ზუსტად მათი თეორიული მნიშვნელობების ენერგიებზე შესაბამისად 47, (86)ევ და 36ევ-ზე;

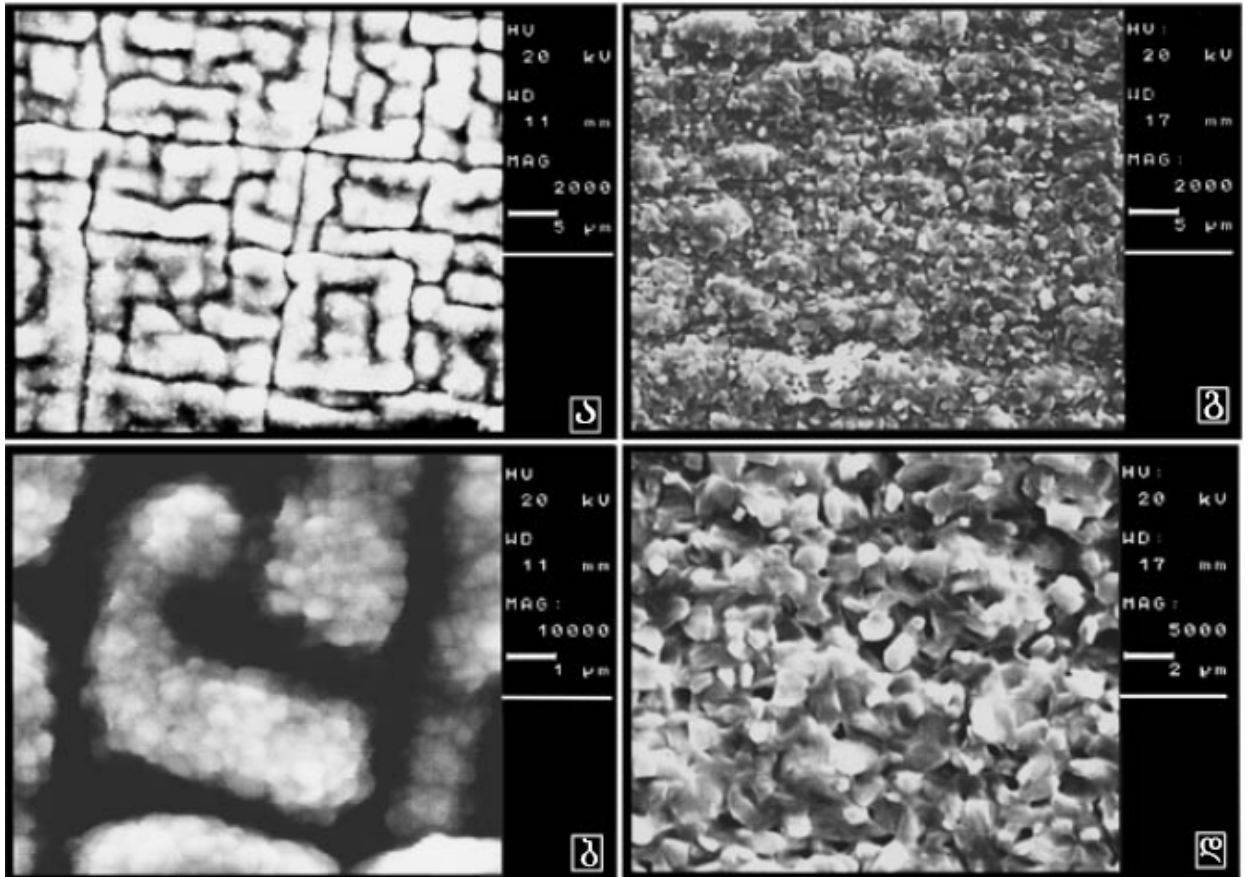


სურ.17. იგივე არეების ოქე-სპექტრები, რაც მოცემულია სურ.16-ზე, ჩაწერილი 0-120ევ ენერგეტიკულ დიაპაზონში: ა) ლითონური მატრიცა; ბ) მატრიცა/ფურჩი-ს მომცველი არე.

ხოლო დაუქანგავი Al-ის $L_{3}M_{23}M_{23}$ გადასვლის პიკები დაიმზირება 68, (84)ევ. ფურჩის მომცველი არისათვის იმავე ენერგეტიკულ დიაპაზონში ჩაწერილ ოქე-სპექტრზე (სურ.17. ბ) ვლინდება Fe და Cr-ის ატომების დაქანგავით გამოწვეული პიკების წანაცვლება, ხოლო Al ამ შემთხვევაში წარმოჩინდება დამატებითი პიკით 52ევ-ზე, რომელიც შეესაბამება მისი $L_{3}M_{23}M_{23}$ ოქე-გადასვლების ენერგიას ჟანგბადთან ქიმიური ბმის მდგომარეობაში.

ის ფაქტი, რომ ფურჩის ფენიდან მიღებულ ოქე-სპექტრებზე (როგორც დაბალი კინეტიკური ენერგიის, ისე მაღალი ენერგიის დიაპაზონში) Fe, Cr და Al-ის შესაბამისი პიკები წარმოდგენილი არიან ერთდროულად ტოლი ან მეტი ინტენსივობით ვიდრე მეტალური მატრიცის მყარი ხსნარის შესაბამისი ოქე-პიკები, ადასტურებს იმას, რომ საკვლევი ნიმუშის მაღალტემპერატურული ($>1100^{\circ}C$) ჟანგვისას მის ზედაპირზე ფურჩის ფორმირება საწყის სტადიაზე ხდება მატრიცის შემადგენელი სამივე ძირითადი კომპონენტის ჟანგეულების ერთდროული ჩასახვის პირობებში. რასაც, ჩვენის აზრით,

ხელს უწყობს დასაქვანგი ნიმუშის მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირზე ბეილბის ამორფიზებული ფენის (სისქით $\sim 250\text{\AA}$) არსებობა და ამ ფენის ქვეშ ცივქდვის გამო პლასტიკურად დეფორმირებული დაწვრილმარცვლოვანებული მატრიცის შრე სისქით $\sim 1\mu\text{--მდე}$, რომელშიც Kრისტალიტების ზომები სიღრმის მიხედვით იცვლება $20\div 30\text{\AA--}$ დან $0,1\mu\text{--მდე}$. ცხადია, ასეთი არაწონასწორული ზედაპირული ფენა გარკვეული მაღალი ტემპერატურის (ჩვენი შენადნობის შემთხვევაში $>1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) ზემოთ ქანგვისას საწყის სტადიაზე განიცდის ქანგბადის ატომებით სწრაფ გაჯერებას და ერთდროულ ტრანსფორმაციას შემადგენელი ლითონების ქანგეულების კომპოზიციური, ჰომოგენური ნარევის სტრუქტურის მქონე თანაბარი სისქის ფურჩის სახით მთელ ზედაპირზე [122]. ჩვენს მიერ საკვლევი ქრომის მაღალი შემცველობის ($>40\%$) შენადნობის შემთხვევაში დაქანგული ზედაპირის მორფოლოგიისა და ფურჩის ნაზი სტრუქტურის მემ კვლევებმა უჩვენეს ფურჩის აღნაგობის არსებითი სხვაობა ფართოდ გამოკვლეულ Fe-Cr-Al-RE სისტემის შენადნობებთან შედარებით, რომლებშიაც ქრომის შემცველობა არ აღემატება 25% -ს [37, 79, 132, 136]. გარდა ზემოთ მოყვანილი ოქე-სპექტრალური ანალიზით გამოვლენილი თავისებურებებისა, Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ფორმირებული ზედაპირის მორფოლოგიის ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი განმასხვავებელი თვისება არის მისი ერთგვაროვნება როგორც სისქის, ასევე ფართობის მიხედვით, და ასევე ის რომ გამოირიცხება ქანგის ფურჩის ქიმების წარმოქმნა, რომლებიც გარს ერტყმიან მარცვლის საზღვრებს, როგორც ამას ადგილი აქვს ხოლმე ქრომის 19-25% შემცველობის შენადნობებში.

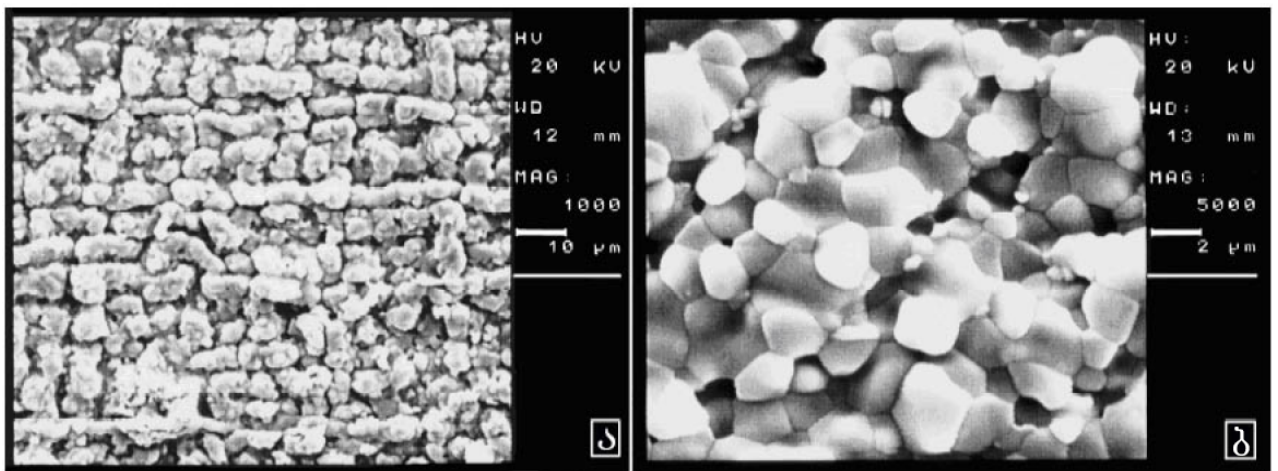


სურ.18. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ნიმუშების ზედაპირების მემ გამოსახულებები: ა) და ბ) ჰაერზე 1200°C-ზე 5სთ ჟანგვის შემდგომ; ბ) და გ) იგივე ზედაპირის გამოსახულებები 1300°C-ზე 5სთ დამატებითი ჟანგვის ციკლის შემდეგ.

მაღალტემპერატურული ჟანგვის საწყის სტადიებზე ფორმირებული ფურჩის ზედაპირული მორფოლოგია ვითარდება თანაბარი სისქის მიკრო ნაოჭების განლაგების მოდულირებული სტრუქტურის წარმოქმნით ნიმუშის მთელს მექანიკურად პოლირებულ ზედაპირზე. ამასთან, ამგვარი სტრუქტურის წარმოქმნის ტენდენცია ყველაზე გამოკვეთილად ვლინდება 1200°C და უფრო მაღალ ჟანგვის ტემპერატურებზე. სურ.18-ზე მოცემულია საკვლევი ნიმუშის მემ გამოსახულებები გადაღებული ჟანგვის ციკლების (1+4 საათი) შემდგომ 1200°C-ზე (სურ.18.ა და ბ) და 1300°C-ზე დამატებითი ციკლის შემდეგ (სურ.18.გ. და დ).

ყველაზე გამოკვეთილი მოდულაციის კონტურებით ფურჩის სტრუქტურა იწყებს გამოვლენას 1200°C-ზე ჟანგვის პირველ საათებში და იგი რჩება სტაბილური (შესამჩნევი ცვლილებების გარეშე) ამავე ტემპერატურაზე ხანგრძლივი დროის (რამოდენიმე ათეული საათის) განმავლობაში ფურჩის როგორც სისქის, ასევე მისი ნაზი

სტრუქტურის მიხედვით. როგორც ამას სურ.19.ბ-ზე მოყვანილი დიდი გამადიდებლობის მემ გამოსახულება უჩვენებს ფურჩის ნაზი სტრუქტურის მახასიათებელ თავისებურებას წარმოადგენს მისი წვრილმარცვლოვანი აღნაგობა ქრომის, ალუმინისა და რკინის ჟანგეულების ნანოკრისტალიტების (100-500ნმ) ნარევის სახით. მოცემული სტრუქტურა, რომელიც შედარებით სტაბილურია 1200°C-ზე, განიცდის არსებით ცვლილებებს დამატებითი ციკლირებისას უფრო მაღალ (1300°C) ტემპერატურებზე. როგორც ნაჩვენებია სურ.18.გ და დ-ზე, ფურჩში მოხდა ჟანგის ნარევის ნანოკრისტალიტების გარკვეული წამოზრდა და რეკრისტალიზაციური პროცესები 1200°C-ზე ფორმირებული ფურჩის ეფექტური სისქის არსებითი გაზრდის გარეშე. ერთდროულად ამასთან, როგორც რეზულტატი, ადგილი აქვს ასევე ფურჩის მოდულირებული სტრუქტურის მიკროპროფილის მოსწორებას მთლიან ზედაპირზე და მის მიახლოებას მუდმივი ეფექტური სისქის მქონე ერთიანი აღნაგობის 500-2000ნმ მარცვლოვანების ფენასთან, რომელიც აღნიშნულ ტემპერატურაზე დაყოვნების დროის მომატებასთან ერთად შემდგომში იზრდება ძალიან ნელა ჟანგის ქიმების ფორმირების გარეშე. ნათელია, რომ სურ.18.ბ-ზე გამოსახული ჟანგეულების ნარევის წვრილმარცვლოვანი (≤ 500 ნმ) სტრუქტურის ტრანსფორმაციისას სტრუქტურაში, რომელიც მოცემულია სურ.18.დ-ზე, რეკრისტალიზაციასთან ერთად რკინის, ქრომისა და ალუმინის ოქსიდების ნარევი ნანონაწილაკებს შორის მიმდინარეობს ასევე მყარფაზოვანი რეაქციაც, რის შედეგადაც ფორმირდება ისეთი რთული ოქსიდი როგორცაა $(\text{FeCrAl})_2\text{O}_3$ ან/და ნარევი FeAl_2O_4 და CrAl_2O_4 ოქსიდები.



სურ.19. ლაბორატორიულ ჰაერზე 1400°C -ზე 1საათის განმავლობაში დაჟანგული მექანიკურად პოლირებული $\text{Fe-44\%Cr-4\%Al-0.3\%La}$ შენადნობის ნიმუშის ზედაპირის მემ გამოსახულებები

მექანიკურად პოლირებული ნიმუშების ჟანგვის ყოფაქცევა უშუალოდ 1300°C -სა და 1400°C -ზე, 1100 და 1200°C -ზე მათი წინასწარი ჟანგვის ციკლების გარეშე, არ ცვლის ფურჩის სტრუქტურის წარმოქმნის საერთო სურათს, იცვლება მხოლოდ ფურჩის სტრუქტურის ფორმირების იერარქიული თანმიმდევრობების ყოველი ეტაპის პროცესის მიმდინარეობის სიჩქარე. ასე მაგალითად, ნიმუშის ჟანგვისას 1400°C -ზე 1 საათის განმავლობაში, როგორც ამას სურ.19.ა-ზე ნაჩვენები მემ გამოსახულება გვიჩვენებს, ფურჩს გააჩნია ისეთივე მოდულაციის ნიშნები, როგორც 1200°C -ზე ჟანგვისას 5 საათის განმავლობაში, რასაკვირველია მოდულაციის განსხვავებული პარამეტრებითა და უფრო მსხვილი რეკრისტალიზაციური (მყარფაზოვანი რეაქციებით სინთეზირებული) ჟანგების ნარევის მარცვლებით ($1\div 3 \mu$). ფურჩის ჰეტეროფაზურობა ნარჩუნდება რეკრისტალიზაციური პროცესების შემდეგაც, რაც ვლინდება სხვადასხვა ოქსიდის მარცვლების განსხვავებული კონტრასტულობით მემ გამოსახულებებზე, რომლებიც ფორმირდებიან ემიტირებულ და არეკლილ ელექტრონებში (იხ. სურ.18.ბ და 19.ბ). აღსანიშნავია, რომ ასეთ ძლიერ მაღალ ჟანგვის ტემპერატურებზე ჰაერზე ოქსიდაციისას არ ფიქსირდება ჟანგის ქიმების ფორმირება, რომლებიც გარს ეკვრიან მარცვალთა საზღვრებს.

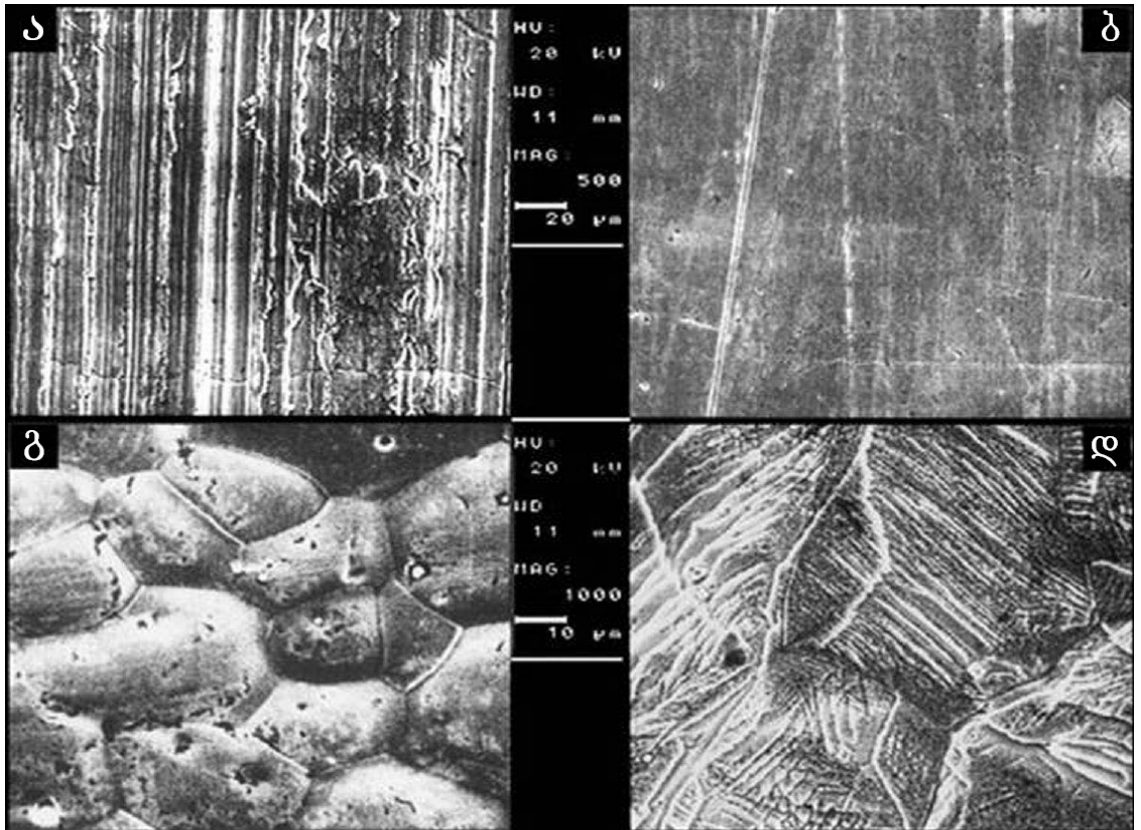
ამრიგად, ოჟე-ელექტრონული სპექტროსკოპიისა და მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპიის მეთოდები გამოვიყენეთ იმ მიზნით რომ შეგვესწავლა ჟანგის ფურჩის ფორმირების საწყისი სტადიები მექანიკურად პოლირებული $\text{Fe-44\%Cr-4\%Al-0.3\%La}$ შენადნობის ზედაპირზე ჰაერზე მაღალტემპერატურული ჟანგვის შემდეგ 1100 , 1200 , 1300 და 1400°C -ზე. ყოველივე ზემოთ ნათქვამიდან ვასკვნით, რომ ოჟე-ელექტრონულმა კვლევებმა უჩვენეს, რომ აღნიშნულ ტემპერატურებზე, ჟანგვისას საკვლევი შენადნობის ნიმუშების ზედაპირებზე, ფურჩის ფორმირების საწყის სტადიაზე ადგილი აქვს ერთდროულად ლითონურ მატრიცაში შემავალი ყველა ძირითადი ელემენტის ჟანგეულების დისპერსოიდების ჰომოგენური ნარევის სახით წარმოქმნას. ხოლო დაჟანგული ზედაპირების ნაზი სტრუქტურისა და მორფოლოგიის მემ გამოკვლევებმა ცხადყოფს, რომ ფურჩის სტრუქტურა მოდულაციის ყველაზე მეტად

გამოკვეთილი კონტურებით ფორმირდება 1200°C-ზე ჟანგვის პორველივე საათებზე და იგი რჩება სტაბილური ხანგრძლივი დროის (>10 საათის) განმავლობაში როგორც სისქის, ასევე ნაზი სტრუქტურის მიხედვით. ამასთან, ფურჩის განმასხვავებელი თავისებურება არის მისი წვრილმარცვლოვანი აღნაგობა ქრომის, რკინისა და ალუმინის ოქსიდების ნანოკრისტალიტების ($\leq 500\text{nm}$) ნარევისა და ასევე რთული $(\text{FeCrAl})_2\text{O}_3$ ოქსიდის სახით, რომლის წარმოქმნა, როგორც ჩანს, ხდება ტემპერატურის მომატებისას რეკრისტალიზაციის დროს ნანონაწილაკებს შორის მყარფაზოვანი რეაქციების შედეგად. ფურჩში ოქსიდების ნარევის ნანოკრისტალიტების ზრდა და რეკრისტალიზაციური პროცესები 1200°C-ზე ფორმირებული ჟანგის სისქის არსებითი მომატების გეშე იწყებიან ტემპერატურის მომატებით 1300°C-მდე და ინტენსიურად ვითარდებიან 1400°C-ზე. ამასთან, მიმდინარეობს ფურჩის მოდულირებული სტრუქტურის მიკროპროფილის მოსწორება მთელს ზედაპირზე და მისი მიახლოება მუდმივი სისქის ერთგვაროვან ფენასთან, რომელიც შემდგომში ძალზედ ნელა ვითარდება. აქვე გამოირიცხება ჟანგის ფურჩის ქიმების წარმოშობა, რომლებიც გარს ერტყმიან მარცვლის საზღვრებს, როგორც ამას ჩვეულებრივ ადგილი აქვს ქრომის ნაკლები შემცველობის (<25%) ამავე სისტემის შენადნობის ჟანგვისას.

4.3. ზედაპირის მექანიკური დამუშავების ზემოქმედება ფურჩის ფორმირებაზე ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La შენადნობების მაღალტემპერატურული ჟანგვისას

აღნიშნულ პარაგრაფში განხილულია ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის 1000-1400°C ტემპერატურულ ინტერვალში მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფურჩის ფორმირების საწყისი სტადიების გამოკვლევა სხვადასხვა მიკროსკოპიული მეთოდით. ის გარემოება, რომ ყოველ საკვლევ ფირფიტისებრ ნიმუშს გააჩნდა ორი ურთიერთ საწინააღმდეგო ზედაპირი – ერთი მექანიკურად გახეხილი (შედარებით უხეშად), ხოლო მეორე – მექანიკურად პოლირებული სარკისებრ სიპრიალემდე (ბეილბის ამორფიზირებული ფენის არსებობით), საშუალებას გვაძლევდა ჩავვეტარებინა კორექტული შედარებითი

ანალიზი საწყისი ზედაპირის მდგომარეობის ზეგავლენისა მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფურჩის ფორმირების პროცესების პირველ სტადიებზე, მაქსიმალურად იდენტურ პირობებში ერთი და იგივე ნიმუშისათვის. სრულიად ბუნებრივი იყო ზედაპირის საწყისი მდგომარეობის მნიშვნელოვანი ზეგავლენის მოლოდინი მაღალ ტემპერატურებზე ოქსიდაციისას ფურჩის ფორმირებისა და ზრდის საწყის სტადიებზე (1-5 სთ) იმის გათვალისწინებით, რომ კოროზია არის არსებითად მიკროსკოპიული პროცესი და იგი ყოველთვის ზედაპირიდან იწყება. განსაკუთრებით კი პოლიკრისტალური მასალისათვის, როცა ნიმუშის ფიზიკურ (დასაჟანგ) ზედაპირზე ადგილი აქვს სხვადასხვა კრისტალოგრაფიული სიბრტყეებისა (ატომების განსხვავებული სიმკვრივეებით) და მარცვლის საზღვრების გამოსასვლელებს, მნიშვნელოვნებას იძენს სხვადასხვა მექანიკური დამუშავების (და სხვა ზემოქმედების) შედეგად ფორმირებული ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენების ($\leq 1\mu$) სტრუქტურული მდგომარეობები. გახეხილი და სარკისებრ სიპრიალემდე მექანიკურად პოლირებული ნიმუშების ზედაპირების (ჟანგვამდე) მემ გამოსახულებები მოყვანილია სურ.20.ა და ბ-ზე. როგორც უკვე აღვნიშნეთ ნათელია, რომ საკვლევი მასალის ერთმიმართული ხეხვის შემდეგ ზედაპირის მორფოლოგია რთული პროფილისაა. აშკარაა პარალელური ნაკაწრები, თხრილები ნაგლეჯი ნაპირებით, შვერილები, ანაგლეჯის უბნები და მოსწორებული, პლასტიკური დინებით გადალესილი მიკრო-არხები, ასევე მიკრო-ბზარები (სურ.20.ა) სადაც აღნიშნული მიკროუსწორებების პროფილი $\leq 10\mu$ -ია.

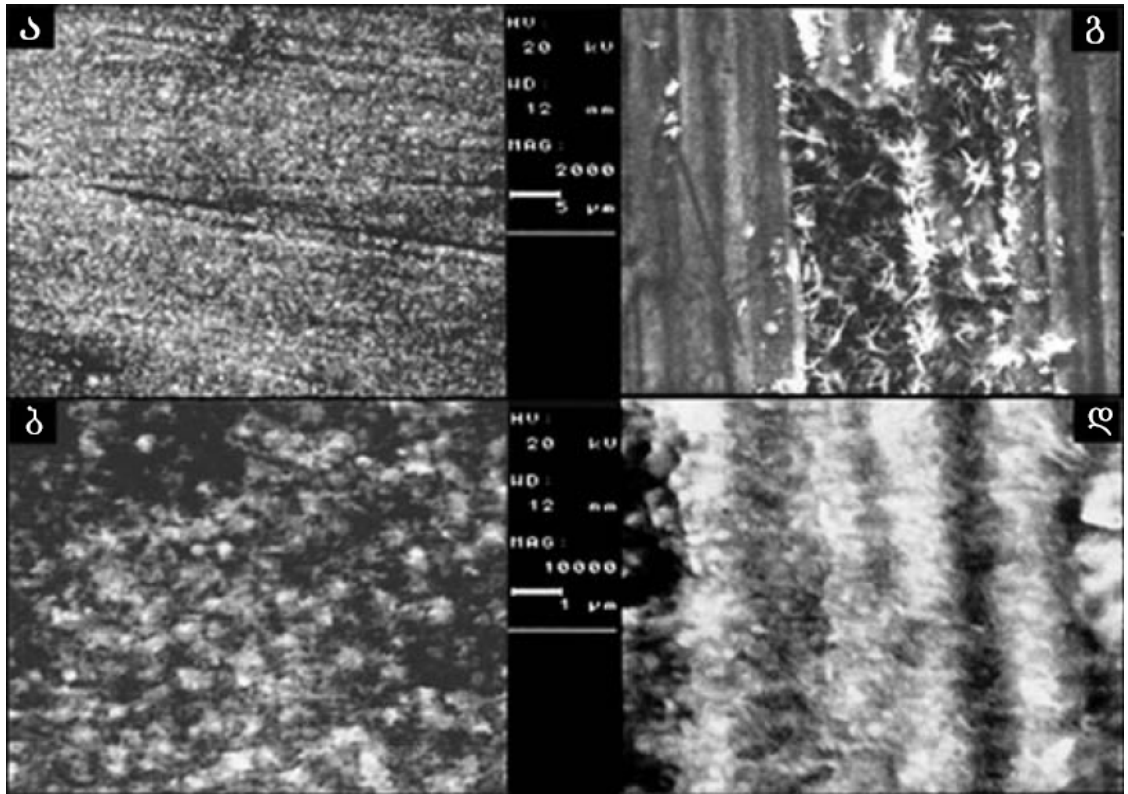


სურ.20. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის ნიმუშის მემ გამოსახულებები:

ა) მექანიკური ხეხვის შემდგომ; ბ) მექანიკური პოლირების შემდგომ; გ) მექანიკურად პოლირებულიდან $\sim 2\mu$ სისქის ფენის ელექტროქიმიური პოლირებით მოხსნის შემდგომ; დ) იგივე, ელექტროქიმიური მოწამლვის შემდეგ.

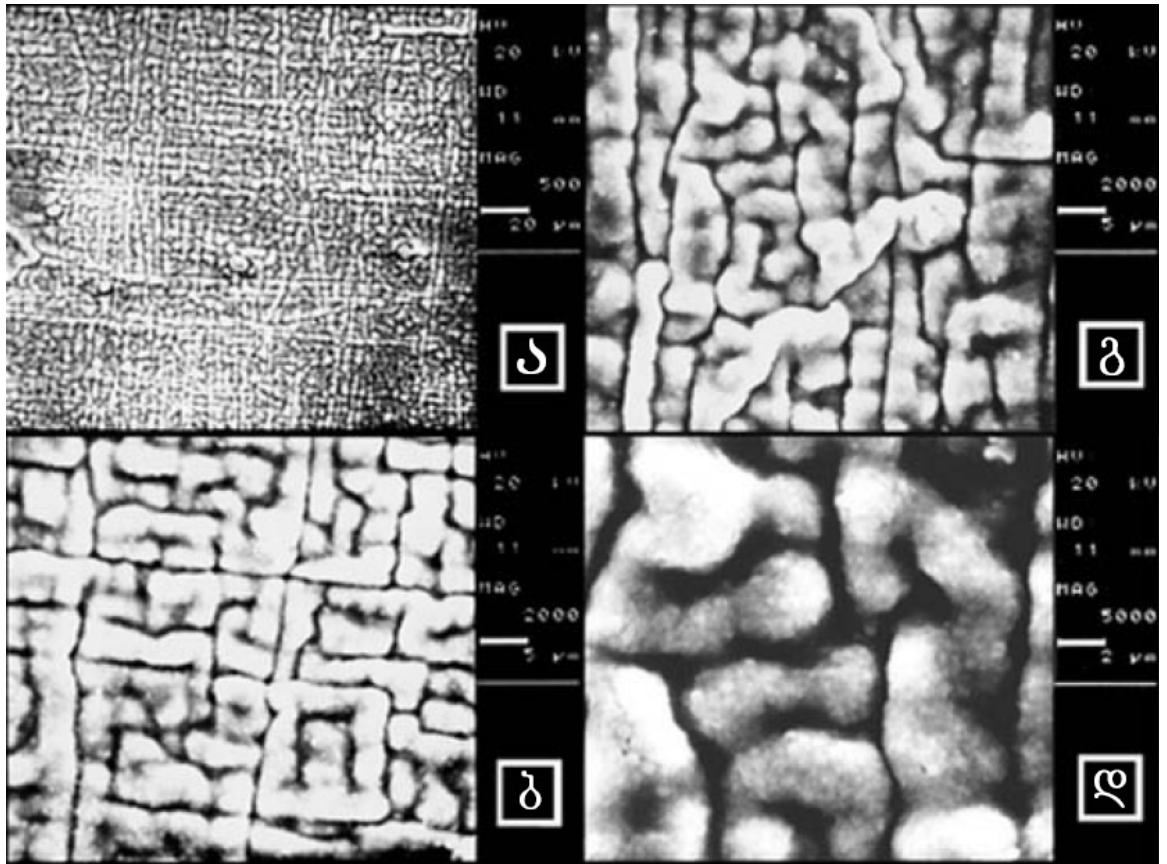
აღნიშნულ ზედაპირზე ბეილბის ფენის ფორმირების დამუშავების პირველი სქემის მიხედვით უმაღლეს სიპრიალემდე მექანიკურად პოლირების შემდგომ მიღებული მემ გამოსახულება მოყვანილია სურ.20.ბ-ზე. გახეხილი ზედაპირის დაღმავალი მარცვლოვანების ზუმფარის ქალაღებზე და ფეტრზე საფინიშო მექანიკური პოლირების შემდეგ, როგორც უკვე აღინიშნა, ზედაპირი ხდებოდა სარკესავით გლუვი (სურ.20.ბ). სწორედ ამგვარი დამუშავება აფორმირებს ზედაპირზე ამორფიზებულ ბეილბის ფენას სისქით $\sim 25\text{ნმ}$, რომლის ქვეშ განლაგებულია ხეხვით გამოწვეული ციკქედვის გამო პლასტიკურად დეფორმირებული დაწვრილმარცვლოვანებული მატრიცის შრე სისქით $\sim 0.5\mu$, რომელშიც კრისტალიტების ზომები სიღრმის მიხედვით იცვლება $\sim 30\text{\AA}$ -დან $0,1\mu$ -მდე. ელექტრო-ქიმიურად ანოდური გახსნის მეთოდით (პოლირების რეჟიმში) ზედაპირული შრის (სისქით $\sim 1\mu$) მოხსნის შემდეგ ვლინდება პოლიკრისტალური ნიმუშის საწყისი მარცვლოვანი სტრუქტურა (სურ.20.გ), რომლის

ელექტრო-ქიმიურად მოწამლვამ აჩვენა, რომ ამ საწყის მარცვლებს გააჩნიათ შიდა სუბმარცვლოვანი აღნაგობა და შეიცავენ დიდი რაოდენობის წრფივ (დისლოკაციები) და პლანარულ (სრიალის სიბრტყეები, წყობის დეფექტები) დეფექტებს, რომლებიც რჩებიან წინამორბედი უბეში ხეხვის დეფორმაციული ზემოქმედებიდან. აღსანიშნავია, რომ ბეილბის ფენა, ფორმირებული მექანიკური პოლირებით საკვლევი ზედაპირისა, მეტად მნიშვნელოვან როლს თამაშობს მაღალტემპერატურული ჟანგვისას ფორმირებული ფურჩის მორფოლოგიაზე და მის კომპოზიციურ შემადგენლობაზე. თავად ბეილბის ფენა კი შეიძლება განვიხილოთ, როგორც მოცემული მასალის მრავალკომპონენტური ამორფული ფაზა რომელსაც მაღალი ენტროპიულ-ენერგეტიკული “დატუმბვის” პოტენციალი გააჩნია და, როგორც უკვე აღვნიშნეთ, გარკვეულ ზეგავლენას ახდენს ჟანგვის საწყის სტადიებზე. ქვემოთ მოცემული იქნება ოქსიდური ფენების ფორმირების საწყის სტადიებზე დაკვირვების შედეგების მემ გამოსახულებები მიღებული როგორც გახეხილი, ასევე პოლირებული ზედაპირებიდან ჩვენს მიერ საკვლევი შენადნობის 1000-1400°C ტემპერატურულ დიაპაზონში ჟანგვის შემდგომ. სურ.21.ა-დ-ზე მოცემულია მემ გამოსახულებები შესაბამისად გახეხილი და მექანიკურად პოლირებული ზედაპირებიდან მათი ლაბორატორიულ ატმოსფეროში ჟანგვის შემდეგ 1000°C-5-სთ ციკლისას. როგორც ჩანს, ამ ტემპერატურაზე პოლირებულ ზედაპირზე ფორმირებული ფურჩი გამოირჩევა მატრიცის ძირითადი შემადგენელი ლითონების ჟანგეულების ნანოკრისტალიტების ($\leq 100\text{nm}$) სტატისტიკურად ერთგვაროვანი განწილებით, მაშინ როდესაც გახეხილ ზედაპირზე სხვადასხვა უბანზე ფურჩს გააჩნია განსხვავებული აღნაგობა – ანაგლეჯ არეებზე იზრდებიან ფირფიტისებრი და ნემსისებრი ჰაბიტუსის მიკროკრისტალიტები ძირითადად ქრომის ოქსიდისაგან, ხოლო არხების (ნაკაწრების) მიკროპლასტიკურად გადალესილ პრიალა არეებზე ფურჩის მორფოლოგია ისეთივე წვრილმარცვლოვანია, როგორც პოლირებული ზედაპირის შემთხვევაში (შეადარე სურ.21.ბ. და 21.დ).



სურ.21. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის პორებული (ა, ბ.) და გახეხილი (გ. და დ.) ზედაპირების 1000°C-ზე ჟანგვის შემდეგ მიღებული მემ გამოსახულებები.

იგივე სიტუაცია ნარჩუნდება 1000°C-მდე ჟანგვისას. ჟანგვის ტემპერატურის მომატებით 1200°C-მდე (და უფრო მაღლა) დაიძირება არსებითად განსხვავებული მორფოლოგიური თავისებურების მქონე ზედაპირის ფორმირება, როგორსაც წარმოადგენს გარკვეული მოდულაცია მიკრონაოჭების განლაგებაში, რომელიც თავის მხრივ პოლირებული ნიმუშის მთელ სისქეზე ერთგვაროვანია და გამორიცხავს ჟანგის ქიმების წარმოქმნას.

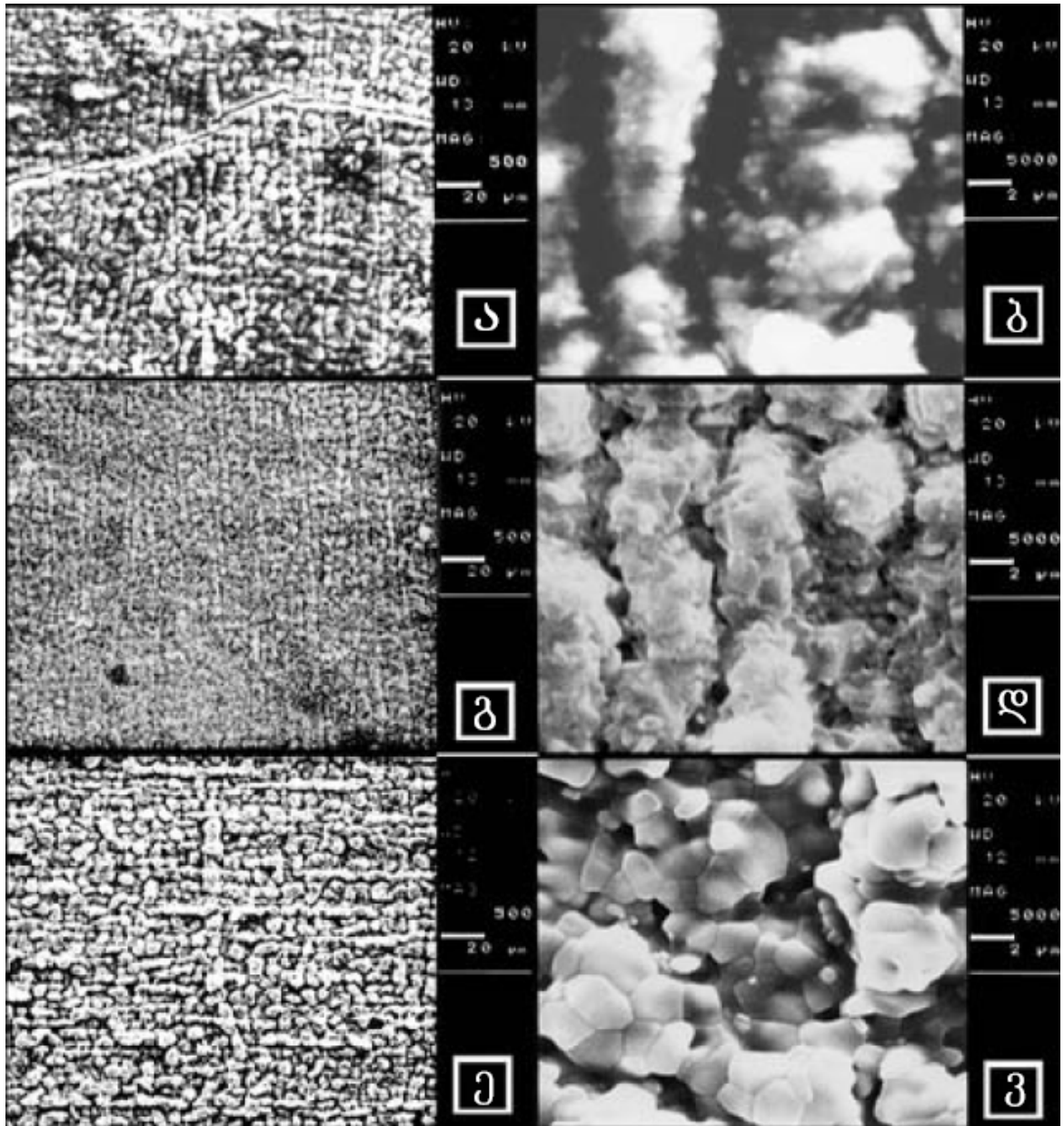


სურ.22. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის 1200 °C-ზე დაქანგული პოლირებული ზედაპირის მორფოლოგიის მემ გამოსახულებები შემდეგი ციკლების შემდეგ: ა) 1სთ; ბ) (1+4)სთ; გ) (1+4+5)სთ; დ) (1+4+5)სთ.

როგორც სურ.22.ა, ბ, გ, დ-ზე ნაჩვენაბი 1200 °C-ზე სხვადასხვა ხანგრძლივობით დაქანგული პოლირებული ზედაპირების მქონე ნიმუშების მემ გამოსახულებებიდან არის ნათელი, ფურჩის სტრუქტურა ყველაზე გამოკვეთილი მოდულაციის კონტურებით ვითარდება მაღალტემპერატურული ჟანგვის პირველ საათებში (სურ.22.ა. და ბ.) და რჩება სტაბილური ~10სთ-ს განმავლობაში სისქისა და ფურჩის ნაზი სტრუქტურის მიხედვით (სურ.22.გ. და დ.). ამასთან, მიღებული ფურჩის აღნაგობა ნანოკრისტალურია და მატრიცის შემადგენელი ატომების ჟანგეულების ნარევის სახით არის წარმოდგენილი (სურ.22.დ).

ჟანგთა ნარევის ნანოკრისტალიტების წამოზრდა და რეკრისტალიზაციური პროცესები (რომელთაც, როგორც ჩანს, თან ახლავს მყარფაზოვანი რეაქციები ქრომის, რკინისა და ალუმინის ჟანგეულების ნანონაწილაკებს შორის) 1200°C-ზე ფორმირებული ფურჩის ეფექტური სისქის არსებითი გაზრდის გარეშე იწყება

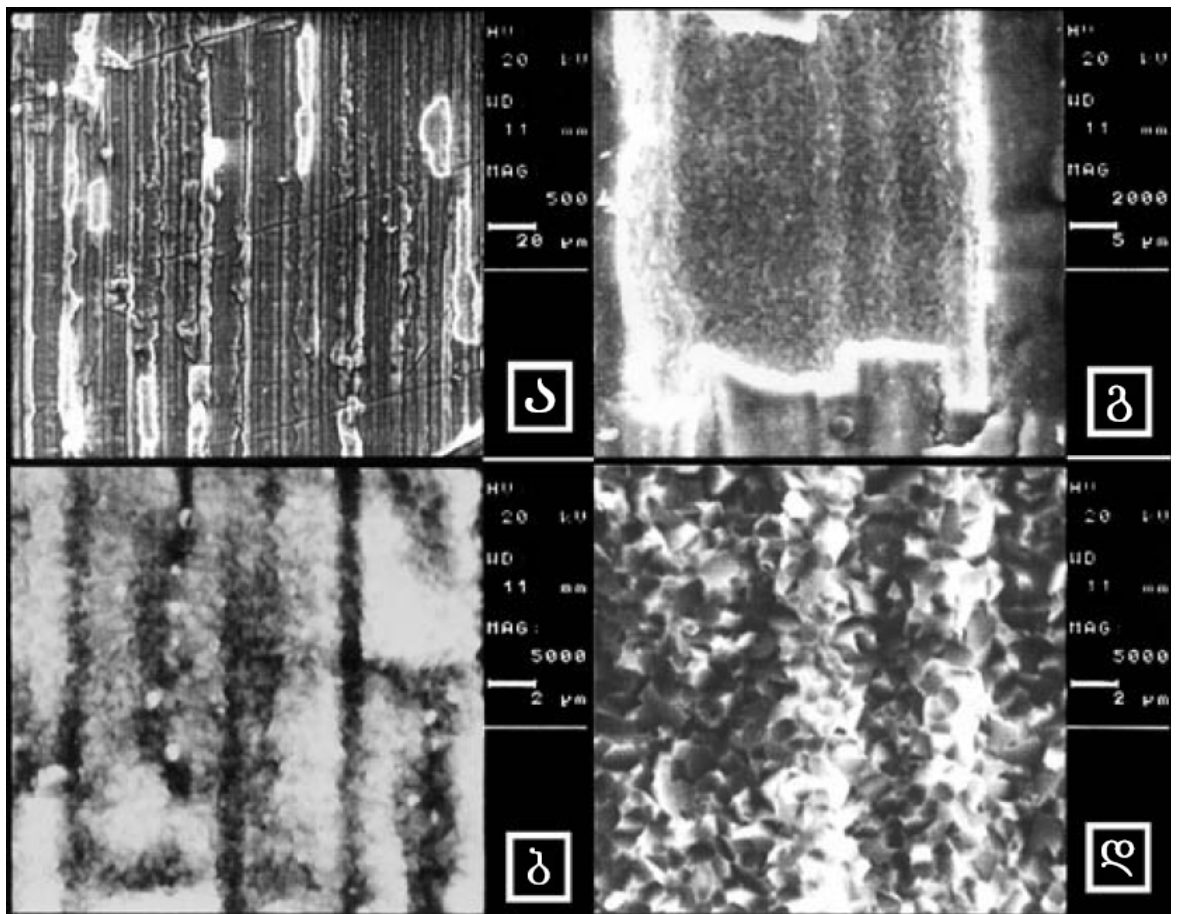
ტემპერატურის მომატებით 1300°C-მდე და ინტენსიურად ვითარდება 1400°C-სას. მექანიკურად პოლირებული ნიმუშების ჟანგვა უშუალოდ 1300°C-სა და 1400°C-ზე წინასწარი ოქსიდაციის ციკლების გარეშე 1000°C-სა და 1100°C-ზე არ ცვლის ჟანგის წარმოქმნის საერთო სურათს, იცვლება მხოლოდ ფურჩის სტრუქტურის ფორმირების იერარქიული თანმიმდევრობების ყოველი ეტაპის პროცესის მიმდინარეობის სიჩქარე. ამასთან, ამ დროს ფურჩს ახასიათებს მოდულაციის მიკრონაოჭების განლაგების ნიშნები მოდულაციის განსხვავებული პარამეტრებითა და უფრო მსხვილი რეკრისტალიზაციური ჟანგების ნარევის მარცვლებით ($1\pm 3 \mu$). აღწერილი ილუსტრირებულია სურ.23.ა-ვ-ზე მოყვანილი 1300°C-სა და 1400°C-ზე დაჟანგული პოლირებული ზედაპირის მემ გამოსახულებებით. ნიმუშის წინასწარი ჟანგვა 200-300°C-ით უფრო დაბალ ტემპერატურებზე, რაც წინ უსწრებს 1300°C-1400°C-ზე ჟანგვას, ხელს უწყობს დაფორმირდეს მოდულირებული სტრუქტურის უფრო სწორი მიკროპროფილის ფურჩი მთელს ზედაპირზე, თანაც ისე, რომ იგი უახლოვდებოდეს მუდმივი სისქის ფენის ერთიანი პროფილის აღნაგობას (სურ.23.გ, დ), რომელიც შემდგომში აღნიშნულ ტემპერატურებზე საკმაოდ ნელა იზრდება. ანალოგიური ჟანგვის ციკლების მქონე გახეხილი ზედაპირებისა და სარკისებრ სიპრიალემდე მექანიკურად პოლირებული ზედაპირების ჟანგვის პროცესების შემდგომ მიღებული მორფოლოგიების მემ გამოსახულებების შედარებამ უჩვენა, რომ საკვლევი შენადნობის ფურჩის მორფოლოგია ფორმირებული მაღალტემპერატურული ჟანგვის საწყის სტადიებზე არსებითად არის დამოკიდებული ნიმუშის საწყისი ზედაპირის სტრუქტურულ მდგომარეობაზე. პოლირებულისაგან განსხვავებით, გახეხილ ზედაპირზე მის სხვადასხვა მიკროარეზე ფურჩის ჩასახვისა და ზრდის განსხვავებულ პირობებს აქვს ადგილი, შესაბამისად არაერთგვაროვან კომპოზიციურ შემადგენლობასა და მორფოლოგიას ვაკვირდებით ზედაპირის ჟანგვის შედეგად.



სურ.23. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის პოლირებული ზედაპირის მორფოლოგიის მემ გამოსახულებები შემდეგი ჟანგვის ციკლების შემდეგ: ა) და ბ) 1300°C/5სთ; გ) და დ) 1000°C/(1+4)სთ+1300°C/5სთ; ე) და ვ) 1400°C/1სთ.

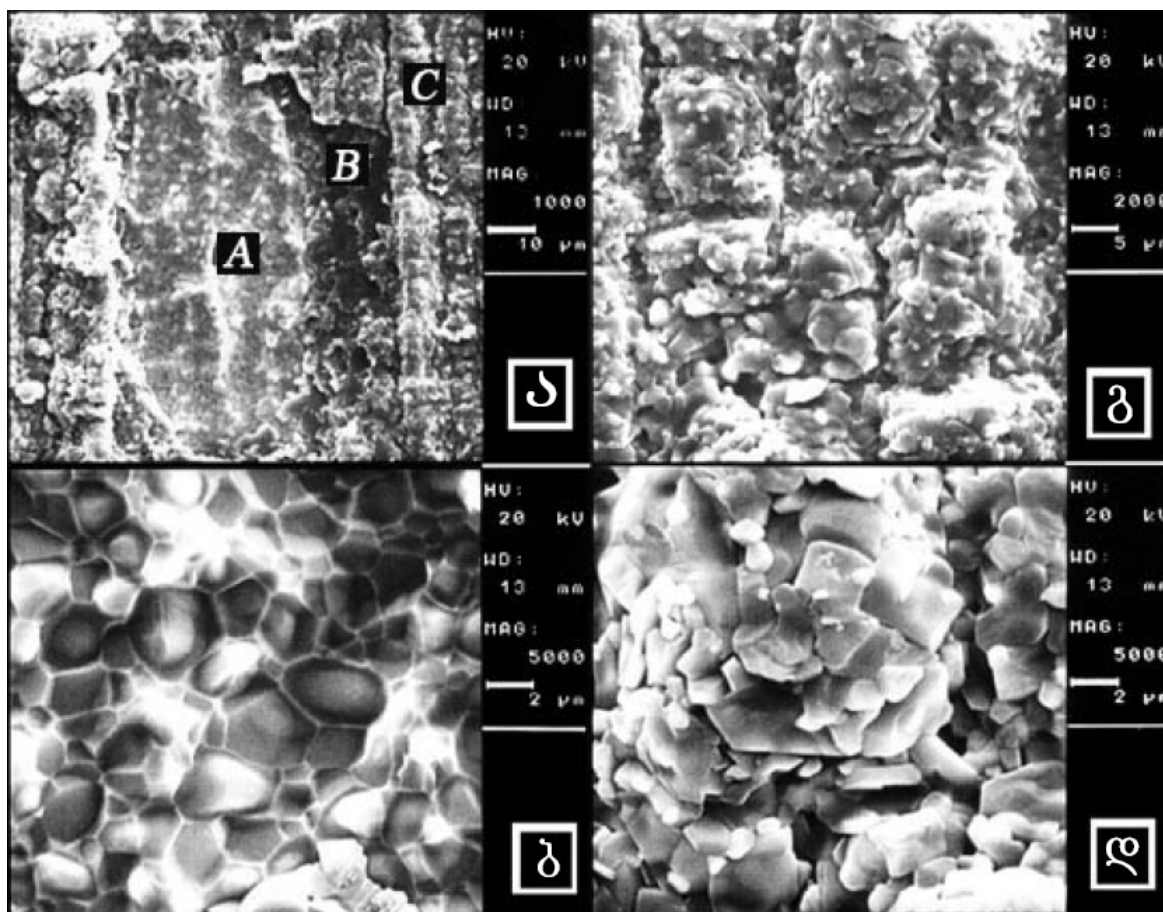
ამასთან, 1200°C–ზე ჟანგვის პირველი საათების განმავლობაში იწყება ფურჩის ზედა (გარე) ფენების განშრევეების პროცესები, რომლებიც უპირატესად ინიცირებულნი არიან საწყის გახეხილ ზედაპირზე დაგლეჯილი კიდეების მქონე ნაკაწრების არეებზე (სურ.24). გადაღესილ მიკროუბნებზე ფურჩის სტრუქტურული მდგომარეობა ისეთივე წვრილმარცვლოვანია როგორსაც ვაკვირდებით პოლირებული ზედაპირის 1 საათის განმავლობაში ჟანგვისას 1200°C–ზე (შეადარე სურ.24.ბ და სურ.22.ბ). 1200°C–ზე ჟანგვის

ციკლებისა და ხანგრძლივობის მომატებასთან ერთად, განშრეების პროცესი ვითარდება და მოიცავს ზედაპირის სულ უფრო დიდ არეებს (სურ.24.გ).



სურ.24. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის გახეხილი ზედაპირის მქონე ნიმუშის 1200°C-ზე ჟანგვის შემდგომ მიღებული მემ გამოსახულებები: ა) და ბ) ჟანგვის ხანგრძლივობა 1 საათი; გ) და დ) ჟანგვის ხანგრძლივობა (1+4+5)საათი.

როგორც ჩანს, ეს პროცესი განპირობებულია ასევე გახეხილი ზედაპირის სტრუქტურული მდგომარეობის ჰეტეროგენულობითა და ფურჩის ფაზური განშრეებით. აღნიშნულ დასკვნამდე მივყავართ იმ ფაქტს, რომ ქვეყენა ატკეცილ არეზე შედგება მჭიდრო მიკროკრისტალური ($1\div 2\mu$) წყობის ალუმინის ოქსიდისაგან (იხ. სურათი 24.გ და დ). გახეხილ ზედაპირზე რეკრისტალიზაციური პროცესები და განშრეება ფურჩში, რომელიც ფორმირებულია ჟანგვის 1200°C-(1+4+5)სთ ციკლებისას, ინტენსიურად ვითარდებიან შემდგომი დამატებითი ჟანგვის ციკლისას 1400°C-1 სთ-ზე.



სურ.25. Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის გახეხილი ზედაპირის მქონე ნიმუშის მემ გამოსახულებები 1200°C/(1+4+5)სთ+1300°C/5სთ+1400°C/1სთ ჟანგვის ციკლის შემდგომ: ა) აქერცილილი ფურჩის მქონე არის გამოსახულება A-ქვედა ქვეშრე, B-შუალედური შრე და C-ფურჩის გარე ზედაპირი; ბ) A არის ზედაპირის მორფოლოგია; გ) C არის მორფოლოგია; დ) B არის მორფოლოგია.

ამასთან, აღნიშნულ პროცესებს თან ახლავს აგრეთვე ფურჩის ზედა (გარე) ფენების ატკეცვა (აშრევება). სურ.25.ა-დ-ზე მოყვანილია მემ გამოსახულებები ნიმუშის გახეხილი ზედაპირისა, რომელმაც განიცადა დამატებითი ჟანგვის ციკლი 1400°C–1სთ-ზე მისი 1200°C–(1+4+5)სთ-იანი ციკლირების შემდგომ. ატკეცილი ფურჩის არეზე დაიმზირება სამი დონე (სურ.25.ა) აღნიშნული როგორც ფურჩის ქვედა ფენა–A, შუალედური ფენა–B და გარეთა ფენა–C. A–არის გადიდებული გამოსახულება გვიჩვენებს, რომ ქვეფენას გააჩნია არაფორიანი პოლიკრისტალური აღნაგობა მარცვალთა ზომებით $2 \div 4 \mu$, რაც 1200 °C-ზე ფორმირებულ ანალოგიურ ქვეფენასთან შედარებით (სურ.23.გ) მოწმობს, რომ 1400 °C -ზე მოხდა ალუმინის ჟანგის მარცვალთა წამოზრდა. კრისტალების შეზრდის მარცვალთაშორისი საზღვრების კონტრასტის

მომატება რომელიც დაიმზირება ყველა მარცვლის კონტურზე (სურ.25.ბ), როგორც ჩანს, დაკავშირებულია ამ კრისტალთაშორისი არეების გამდიდრებით (1400 °C-ზე რეკრისტალიზაციისას) მინარეული ატომების ოქსიდებით (შესაძლოა ლანთანის ქრომიტებით). შედარებით ფხვიერი (ფატრი) სტრუქტურა დაიმზირება შუალედური ფენის აღნაგობაში-B და გარეთა ფენაში-C შერეული ოქსიდების რეკრისტალიზებული (1÷5μ ზომებამდე) მარცვლებით, რომელთა ფენებიც განსხვავდებიან სხვადასხვა კონტრასტულობით, რაც გამოწვეულია მათი განსხვავებული შემადგენლობით (სურ.25). ამ მონაცემებიდან ცხადი ხდება, რომ Fe-Cr-Al-La სისტემის ექვიატომურთან მიახლოებულ, ქრომის მაღალი შემცველობის შენადნობებისათვის, ზადაპირული დამცავი ფურჩის ფორმირების საქმეში განსაკუთრებულ მნიშვნელობას იძენს დასაჟანგი ზედაპირის მდგომარეობა (მისი სტრუქტურა, ტოპოგრაფია, კომპოზიციური შედგენილობა) და ჟანგის ტემპერატურების ციკლების კომბინაცია. რაც შეეხება ამ უკანასკნელს, ის უნდა იმყოფებოდეს იმ ტემპერატურათა დიაპაზონში, როდესაც შედარებით არაკონკურენტულ (ერთნაირად ალბათური) იქნება ქრომის, ალუმინის და რკინის ჟანგების ჩასახვა და ზრდა ზედაპირულ ფენაში. წინააღმდეგ შემთხვევაში (შედარებით დაბლ $\leq 1000^{\circ}\text{C}$ ან ძალიან მაღალ ტემპერატურებზე $\geq 1400^{\circ}\text{C}$) ადგილი ექნება ჟანგისას ფურჩის განშრევების პროცესს საწყის ეტაპზევე სხვადასხვა ჟანგეულებისათვის (Al_2O_3 , Cr_2O_3 , Fe_2O_3 ...) კონკურენტული ჩასახვისა და ზრდის განსხვავებული პირობების გამო. ამ კონკურენტული პროცესის გაძლიერებას შეუწყობს ხელს აგრეთვე ზედაპირის არაერთგვაროვნება დამუშევების პროცესით გამოწვეული (მაგალითად შლიფვა); ცხადია ეს უკანასკნელი ფაქტორი განსაკუთრებულ მნიშვნელობას იძენს საწყისი სტადიებისათვის დამცავი ფენის ფორმირებისას. აქ მნიშვნელოვანია გამოყენებულ იქნას ამორფიზებული ზედაპირის (მექანიკური პოლირებით, იონური ბომბარდირებით, ინდუქციური დამუშავებით, სკინ-ეფექტის გამოყენებით შექმნილი ზედაპირული და ზედაპირთან ახლოს მდებარე ფენების) ენტროპიულ-ენერგეტიკული “დატუმბვის” პოტენციალი. საქმე ის არის, რომ საწყის სტადიებზე ეს პოტენციალი შესაძლებელია გამოვლენილ იქნას მაღალტემპერატურული ჟანგისას სტრუქტურის წარმოქმნის იერარქიულ თანმიმდევრობასა და სტრუქტურის ევოლუციაზე მნიშვნელოვან ზეგავლენაში, რადგან ისინი ექვემდებარებიან მასშტაბური იერარქიის

და თვითორგანიზაციის კანონზომიერებებს. ამასთან, თვითორგანიზაცია ხორციელდება ქვესისტემებს (ფაზებს) შორის და მათ შიგნით დისიპაციური დინებების განაწილების ოპტიმიზაციის გზით, რასაც მივყავართ (უმოკლესი გზით) რელაქსაციასა და სტაბილურ მდგომარეობამდე. დამზერილი სტრუქტურის ფორმირება 1200 °C-ზე ჩვენს მიერ საკვლევი შენადნობის პოლირებულ ზედაპირზე შესაძლებელია წარმოვადგინოთ როგორც სტრუქტურის ევოლუცია ზედაპირულ (~50 ნმ) და ზედაპირთან ახლოს მდებარე ($\leq 1 \mu$) ფენებში, რომელიც თვის თავში მოიცავს ენტროპიული “დატუმბვის” (ამორფიზება მექანიკური პოლირებისას ან/და იონური ბომბარდირებისას, იმპლანტაციისას), დისიპაციური ფაზების ფორმირების და მათი ოპტიმალური იერარქიული ნაკრების (ჟანგბადით გაჯერება, ოქსიდების ჩასახვა), ფურჩის თვით-ორგანიზებადი ოპტიმალური მაკროგეომეტრიის ფორმირების ეტაპებს. აღნიშნული ფაქტორების კომბინაციით, გარკვეულ ტემპერატურათა ინტერვალში შესაძლოა შეიქმნას ფურჩის წარმოქმნის ისეთი პირობები, რომ საწყის სტადიებზევე, როდესაც ფურჩის სისქე ჯერ კიდევ არ ჭარბობს რამოდენიმე მიკრონს, დაფორმირდეს მისი ისეთი სტრუქტურა, რომელიც იქნება ბარიერული კათიონებისა და ანიონების შემხვედრი დიფუზიისათვის, რაც საბოლოო ჯამში მოგვცემს სისქეში ძალიან ნელა მზარდი, ადპერენტული (შესაბამისი ელემენტებით მიკროლეგირებისას) მაღალტემპერატურული კოროზიისაგან ლითონური მატრიცის დამცავი ფენის მიღებას.

4.4. ქრომის მაღალი შემცველობის Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობების ოქსიდური ბარიერულ დანაფარებიანი კომპოზიციის გამოყენების პერსპექტივების შესახებ

მაღალტემპერატურული ტექნოლოგიების სფეროში მიმდინარე პროგრესმა გამოიწვია ის გარემოება, რომ დღეისათვის არსებულ მხურვალმედეგ მასალებს თავიანთი შესაძლებლობების ზღვარზე უწევთ მუშაობა, რაც განპირობებულია სამუშაო ტემპერატურების ზრდითა და შედარებით უფრო აგრესიული გარემოების პირობებში მუშაობის აუცილებლობით, ხოლო ამ ტენდენციის უკან კი დგას ძირითადი მამომრავებელი ძალა – მარგი ქმედების კოეფიციენტის ამაღლება. მაღალ ტემპერატურებზე მომუშავე დეტალების საიმედოობისა და ხანგამძლეობის გასაღები

უპირველეს ყოვლისა მათ დასამზადებლად გამოყენებული მასალის მაღალტემპერატურული კოროზიულობის თვისებებში ძვეს. რადგანაც ჩვეულებრივი ფართოდ გამოყენებული შენადნობების კომპოზიციური შემადგენლობა გარდაუვლად აყენებს მასალის მექანიკური თვისებებისა და კოროზიამედეგობის შეთავსების საკითხს (რაც ზოგიერთ შემთხვევაში იმდენად რთულია რომ ურთიერთგამომრიცხავიცაა), აღნიშნული პრობლემის გადაწყვეტისა და მისი თავიდან აცილების მიზნით, დღეისათვის ფართო გამოყენებას პოვებს დანაფარების ტექნოლოგია, რაც ძირითადად მხურვალმტკიცე მასალების მხურვალმედეგით დაფარვის ტენდენციაში აისახება. შესაბამისად მთელი მსოფლიოს მასშტაბით სხვადასხვა კვლევითმა ცენტრამა თუ ლაბორატორიამ თავისი ყურადღება სწორედ ეფექტური დამცავი დანაფარების სისტემების განვითარებაზე გადაიტანა, რომლებიც თავის მხრივ ხელს შეუწყობენ მასალის არა მარტო კოროზიისაგან რღვევისა თუ დეგრადაციის, არამედ მაღალ ტემპერატურებზე ცვეთისა და ეროზიის პრევენციას ან მინიმიზაციას მაინც. აღნიშნული სისტემების უმეტესობა (რომლების მასალის ზედაპირის მოდიფიკაციაში ან კიდევ ნამდვილი დანაფარის დაფენაში შეიძლება გამოიხატებოდეს) დაფუძნებულია პერმანენტულ განვითარებაზე.

გამომდინარე Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობების უპირატესობებიდან (ნაკლები წონა, სითბოტევადობა, ვიბრაციების მიმართ უკეთესი მედეგობა და გამონაბოლქვ, აგრესიულ აირებში წონის ნაკლები კარგვა [47]) სხვა სისტემის შენადნობებთან შედარებით, ხოლო განსაკუთრებით კი Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La, პერსპექტივაში სრულიად რეალურად შესაძლებელია გამოყენებული იქნას როგორც დანაფარი ნებისმიერ მხურვალმედეგი შენადნობის, რასაც მაღალტემპერატურული ოქსიდაციის მიმართ მედეგობასთან ერთად ხელს შეუწყობს მისი ახლად აღმოჩენილი თვისების – ცვეთის წინააღმდეგ საკმაოდ მაღალი მედეგობის – რეალიზაციაც.

დასკვნები

სადისერტაციო ნაშრომის ძირითადი დებულებები შესაძლებელია ჩამოყალიბდეს შემდეგი დასკვნების სახით:

1. მაღალი გარჩევის უნარისა და მგრძობიარობის მქონე თანამედროვე მეთოდების (მემ, ოეს, ჩედ, ტდს, ედს) კომპლექსური გამოყენებით გამოკვლეულია მცირედლეგირებული ქრომისა და ქრომის მაღალი შემცველობის (> 40 %) Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის მოდიფიცირებულ ზედაპირებზე მაღალტემპერატურული კოროზიისაგან დამცავი (ბარიერული) ოქსიდური ფირების ფორმირების კანონზომიერებათა სტრუქტურული ასპექტები მიკრონულ, სუბმიკრონულ და ნანომეტრულ დონეებზე.
2. დადგენილია, რომ ქრომისა და მცირედლეგირებული ქრომის ზედაპირების მოდიფიცირება ლანთანის იონების იმპლანტაციით კომბინაციაში წინასწარ თერმო-ქიმიურ დამუშავებასთან იძლევა საშუალებას გაიზარდოს მათი მხურვალმდეგობა 1200-1300 °C ტემპერატურებზე ერთი რიგით და მეტად, რაც განპირობებულია ზედაპირის იმპლანტაციისას მოდიფიცირების ორმაგი ეფექტით – ერთი, ზედაპირულ შრეში ლანთანის კონცენტრაციის თანაბარი გაზრდით მისი ხსნადობის ზღვარზე მეტი რაოდენობით და მეორე – იმპლანტაციის თანმხლები ზედაპირული ფენის ამორფიზაციის პროცესით.
3. პირველად იქნა დადგენილი, რომ ქრომის მაღალი შემცველობის (> 40 %) Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობის მექანიკურად პოლირებული ზედაპირული შრე შედგება ოთხი განსხვავებული სტრუქტურისა და კომპოზიციის მქონე ზონისაგან, რომელთაგან გომეტრიული ზედაპირის მიმდებარე ორი ქვეზონა წარმოადგენს ბეილბის ფენის ერთმანეთთან ორგანულად შერწყმულ ჭეშმარიტად ამორფულ და “რენტგენამორფულ” შრეებს ჯამური სისქით ~60 ნმ, და ის პრაქტიკულად არ არის დამოკიდებული საწყისი ზედაპირის კონდიციაზე და პოლირების ხანგრძლივობაზე.
4. პირველად იქნა ნაჩვენები, რომ Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის მაღალტემპერატურული ჟანგვის საწყის სტადიებზე ფორმირებული ფურჩის მორფოლოგია მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული ნიმუშის საწყისი ზედაპირის სტრუქტურულ კონდიციაზე; დადგენილია, რომ მექანიკური პოლირების (ბეილბის ფენა) ან იონური ბომბარდირების შედეგად ამორფიზებული ზედაპირული ფენის არსებობისას ფურჩი ვითარდება მიკრონაოჭების წყობის მოდულირებული სტრუქტურის ფორმირებით, რომელსაც გააჩნია თანაბარი სისქე მთელ ზედაპირზე.
5. დადგენილია, რომ Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის პოლირებული ნიმუშის ზედაპირზე 1200 °C-ზე ჟანგვის პირველ საათებში ფორმირდება ფურჩი გამოკვეთილი მოდულირებული სტრუქტურით, რომელიც რჩება სტაბილური ხანგრძლივი დროის განმავლობაში როგორც სისქის ასევე აღნაგობის მიხედვით; ამასთან ფურჩის დამახასიათებელ თავისებურებას შეადგენს მისი ნანოკრისტალური (≤ 500 ნმ) აღნაგობა Al_2O_3 -ის, Cr_2O_3 -ის და კომპლექსური ოქსიდის კომპოზიციური ნარევისა.

6. პირველად იქნა ნაჩვენები, რომ Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La შენადნობის პოლირებულ ზედაპირზე 1200 °C-ზე ჟანგვისას ფორმირებული მოდულირებული სტრუქტურის მქონე ფურჩი ჟანგვის ტემპერატურის 1400 °C-მდე გაზრდისას განიცდის რეკრისტალიზაციას შემადგენელ ნაწილაკებს შორის მყარფაზოვანი რეაქციების თანხლებით, რომელიც მთავრდება ლითონურ მატრიცაზე ფურჩის განშრევებით და Al₂O₃-ის თხელი ერთგვაროვანი ფენის (მარცვლოვანებით 1÷3 μ) ფორმირებით, რომელსაც თავის მხრივ ახასიათებს ძლიერი ადჰერენტულობა ლითონურ სუბსტრატთან და დამცავი თვისებები როგორც მაღალტემპერატურული (1200 °C-ზე) კოროზიის აგრეთვე აბრაზიული ცვეთის წინააღმდეგ.
7. დადგენილია, რომ დაჟანგვის ციკლების შერჩევით, საწყის ზედაპირზე ენტროპიულად “დატუმბული” შრის შექმნით და წინასწარი თერმო-ქიმიური დამუშავების კომბინაციით Fe-Cr-Al-La სისტემის ქრომის მაღალი შემცველობის (>40 %) შენადნობებისათვის შესაძლებელია შეიქმნას ფურჩის წარმოქმნის ისეთი პირობები, რომ საწყის სტადიებზევე, როდესაც ფურჩის სისქე ჯერ კიდევ არ ჭარბობს რამოდენიმე მიკრონს, დაფორმირდეს მისი ისეთი სტრუქტურა, რომელიც იქნება ბარიერული კათიონებისა და ანიონების შემხვედრი დიფუზიისათვის, რაც საბოლოო ჯამში მოგვცემს სისქეში ძალიან ნელა მზარდი, ადჰერენტული, მაღალტემპერატურული (~1200 °C) კოროზიისაგან ლითონური მატრიცის დამცავი ფენის მიღების საშუალებას.
8. ქრომის მაღალი შემცველობის (>40 %) Fe-Cr-Al-La სისტემის შენადნობზე ენტროპიულად “დატუმბული” ზედაპირული ფენის (ბეილბის ფენა, იმპლანტირებული ფენა) თვითორგანიზაციის გზით მოცულობითი დიფუზიის დაბალი პარამეტრების მქონე თხელი (~1 μ) ოქსიდური (ბარიერული) დამცავი ფენების ფორმირების პრინციპიდან გამომდინარე განსაზღვრულია მისი ეფექტურად გამოყენების პერსპექტივა განსაკუთრებული მხურვალმედეგობის მქონე ახალი მხურვალმტკიცე კომპოზიციების მისაღებად.

ლიტერატურა

1. Henry S., Mouglin J., Wouters Y., Petit J.P., Galerie A., Characterization of Chromia Scales Grown on Pure Chromium in Different Oxidizing Atmospheres, Materials at High Temperature, Vol. 17, Issue 2, 2000.
2. Yonghua Shu, Fuhui Wang, and Weitao Wu, Corrosion Behaviour of Pure Cr with a Solid NaCl Deposit in O₂ Plus Water vapour, Oxidation of Metals, Vol.54, Nos.5/6, 2000, p.457-471.
3. Микадзе О.И., Развитие Принципов Жаростойкого Легирования Хромовой Матрицы и Создание Новой Группы Сплавов с Барьерными Слоями из Стабильных Оксидов, Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук, Киев – 1988 г, 46 с.
4. Булия Б., Структура, Электрофизические Свойства и Механизм Формирования Барьерных Оксидных Пленок на Малолегированных Сплавах Хрома, Диссертация на Соискание Ученой Степени Кандидата Технические Науки, Тбилиси – 1983 г, 116 с.

5. Mikadze O, Bulia B, Scientific Principles of Chromium Matrix Heat-Resistant Alloying, Bulletin of the Georgian Academy of Science, Metallurgy, 163, №3, 2001, p.495-497.
6. Кофстад П., Высокотемпературное Окисление Металлов, Изд. Мир, Москва 1969г. с.392.
7. Бенар Ж., Окисление Металлов, Том 1, «Теоретические Основы», Изд. Metallurgiya, Москва 1968г., с. 499.
8. Тавадзе Ф.Н., Кутелия Э.Р., Микадзе О.И., Ракицкий А.Н., Булия Б.П., Жабокрицкий В.А., Влияние Обработки поверхности на Морфологию Роста Окисной пленки при Высокотемпературном Окислении Малолегированного Хрома, Сообщения Академии Наук Грузинской ССР, Metallurgiya, 99, №1, 1980г., с.145-147.
9. Тавадзе Ф.Н., Микадзе О.И., Кутелия Э.Р., Булия Б.П., Ракицкий А.Н., Механизм Высокотемпературного Окисления Малолегированного Хрома, Известия Академии Наук СССР, Неорганические Материалы, 20, №7, 1984г., с.1121-1125.
10. Тавадзе Ф.Н., Кутелия Э.Р., Микадзе О.И., Ракицкий А.Н., Булия Б.П., Особенности Формирования Хромита Лантана при Высокотемпературном Окислении Малолегированного Хрома, Доклады Академии Наук СССР, Физическая Химия, 270, №1, 1983г., с.143-145.
11. Тавадзе Ф.Н., Кутелия Э.Р., Микадзе О.И., Булия Б.П., Харашвили О.Г., Исследование Матрицы и Окарины Малолегированного Хрома, Доклады Академии Наук СССР, Физическая Химия, 288, №6, 1986г., с.1432-1435.
12. Тавадзе Ф.Н., Микадзе О.И., Кутелия Э.Р., Булия Б.П., Кешелава Н.П., Дзиндзибадзе Т.Г., Роль Катионной Диффузии в Формировании Защитной Пленки на Жаростойких Сплавах Хрома, Сообщения Академии Наук Грузинской ССР, Физическая Химия, 109, №3, 1983г., с.561-563.
13. Kofstad P. Lillerud K.P., On High temperature oxidation of Chromium, Journal of the Electrochemical Society, 1980, Vol.127, #11, p.2410.
14. Hänsel M., Quadackers W.J., and Young D.J., Pole of Water Vapour in Chromia-Scale Growth at Low Oxygen Partial Pressure, Oxidation of Metals, Vol. 59, Nos. ¾, April 2003, p.285-301.
15. Робертс М., Макки Ч., Химия Поверхности Раздела Металл-Г-аз, Изд. Мир, Москва 1981, с.540.
16. Oryshich I.V., Poryadchenko N.E., Rakitskii A.N., Thermal Resistance of Low-Alloyed Chromium Alloy, Protection of Metals, Vol. 37, #4, July 2001, p. 353-356.
17. Тавадзе Ф.Н., Эбаноидзе Д.Д., Гиლაури З.М., Влияние Алюминия на Образование σ - Фазы в Железо-Хромистых Сплавах, Сообщения Академии Наук Грузинской ССР, Metallurgiya, 114, №1, 1984г., с.113-116.
18. Tolpygo V.K. and Clarke D.R., Competition Between Stress Generation and Relaxation During Oxidation of an Fe-Cr-Al-Y alloy, Oxidation of Metals, Vol.49, Nos. ½, 1998, p. 187-212.
19. Echsler H., Alija Martinez E., Singheiser L., Quadackers W.J., Residual Stress in Alumina Scales Grown on Different Types of Fe-Cr-Al Alloys: Effect of Specimen Geometry and Cooling Rate, Materials Science and Engineering, A 384, 2004, p.1-11.
20. Stott F.H. and Atkinson A.A, Materials at High Temperatures, Vol. 12, 1994, p. 195.

21. Evans H.E., *Internat. Mater. Reviews*, Vol. 40, 1, 1995.
22. Huntz A.M. and Schutze M., *Materials at High Temperatures*, Vol. 12, 151 1994.
23. Forest C. and Davidson J.H., Erratum: Some observations on the effects of sulfur and active elements on the oxidation of Fe-Cr-Al alloys, *Oxidation of Metals*, Vol. 43, 1995, p.475-476.
24. Stasik M.C., Pettit F.S, Meier G.H., Ashary A and Smialek J.L, *Scripta Metallurgica et Mater.*, Vol. 31, 1994, p.1645.
25. Golightly F.A., Stott F.H., and Wood G.C., The influence of yttrium additions on the oxide-scale adhesion to an iron-chromium-aluminum alloy, *Oxidation of Metals*, Vol. 10, 1995, p.163-187.
26. Stott F.H., Wood G.C. and Stringer J., The influence of alloying elements on the development and maintenance of protective scales, *Oxidation of Metals*, Vol. 44, 1995, p. 113-145.
27. Mennicke C., Schumann E., Rühle M., Hussey R.J., Sproule G.I. and Graham M.J., The Effect of Yttrium on the Growth Process and Microstructure of α -Al₂O₃ on FeCrAl, *Oxidation of Metals*, Vol. 49, Nos. 5/6, 1998, p. 455-466.
28. Hiramatsu N., and Stott F.H., The effect of Lanthanum on the Scales Developed on Thin Foils of Fe-20Cr-5Al at Very High Temperature, *Oxidation of Metals*, Vol. 51, Nos. 5/6, 1999, p. 479-494.
29. Hiramatsu N., and Stott H., The effect of Molybdenum on the High-Temperature Oxidation Resistance of Thin Foils of Fe-20Cr-5Al at Very High Temperatures, *Oxidation of Metals*, Vol. 53, Nos. 5/6, 2000, p. 561-576.
30. Kazuhide Ishii and Shigeji Taniguchi, Effect of La and Hf additions on the High-Temperature Oxidation Resistance of High-Purity Fe-20Cr-5Al Alloy Foils, *Oxidation of Metals*, Vol. 54, Nos. 5/6, 2000, p. 491-508.
31. Pint B.A., Progress in Understanding the Reactive Elements Effect Since the Whittle and Stringer Literature Review, *Proceedings of the J. Stringer Symposium*, November 2001, in press, p.p.10.
32. Whittle D.P., and Stringer J., *Phil. Trans R. Soc. London A*, 295, 309-29, 1980.
33. Pint B.A., and Alexander K.B., *Journal of Electrochemical Society*, 145, 1998, p. 1819-29.
34. Pint B.A., Garratt-Reed A.J., and Hobbs L.W., *Journal of American Ceramic Society*, 81, 315-14, 1998.
35. Yurek G.J., in *Corrosion Mechanisms*, F. Mansfield ed., pp.397-446, Marcel Dekker, Inc., New York, NY, 1987.
36. Hou P.Y., Zhang X.F., Cannon R.M., Impurity distribution in Al₂O₃ formed on an FeCrAl alloy, *Scripta Materialia*, Vol. 50, 2004, p. 45-49
37. Abderrazik Ben G., Moulin G, Huntz A.M., Growth Mechanism of Al₂O₃ Scales Developed on FeCrAl Alloys, *Solid State Ionics*, Vol. 22, 1987, p.285-294.
38. Schmutzler H.J., Viefhaus H., and Grabke H.J., *Surface Interface Analysis*, Vol.18, 581, 1992.
39. Hou P.Y. and Stringer J., Oxide scale adhesion and impurity segregation at the scale/metal interface, *Oxidation of Metals*, Vol. 38, 1992, p.323-345.

40. Meier H.G., Pettit F.S., and Smialek J.L., *Materials Corrosion*, Vol. 46, 232, 1995.
41. Sigler D.R., Adherence behavior of oxide grown in air and synthetic exhaust gas on Fe-Cr-Al alloys containing strong sulfide-forming elements: Ca, Mg, Y, Ce, La, Ti, and Zr, *Oxidation of Metals*, Vol. 40, 1993, p.555-583.
42. Wessel E., Kochubey V., Naumenko D., Niewolak L., Singheiser L., Quadackers W.J., Effect of Zr addition on the microstructure of the alumina scales on FeCrAlY-alloys, *Scripta Materialia*, Vol. 51, 2004, p. 987-992
43. Liu Zhenyu, Gao Wei, and He Yedohg, Modelling of Oxidation Kinetics of Y-Doped Fe-Cr-Al Alloys, *Oxidation of Metals*, Vol. 53, Nos. ¾, 2000, p. 341-350.
44. Qadackers W.J., and Bennett M.J., *Matters Science and Technology*, Vol. 10, 126, 1994.
45. Tolptgo V.K. and Viefhaus H., Segregation at the Al₂O₃-FeCrAl Interface during high-temperature oxidation, *Oxidation of Metals*, vol.,52, Nos 1/2, 1999, p. 1-29.
46. Tolpygo Vladimir T., The Morphology of Thermally Grown α -Al₂O₃ Scale on Fe-Cr-Al Alloys, *Oxidation of Metals*, Vol. 51, Nos. 5/6, 1999, p. 449-477
47. Taniguchi S. and Andoh A., Improvement in the Oxidation Resistance of an Al Deposited Fe-Cr-Al Foil by preoxidation, *Oxidation of Metals*, Vol. 58, Nos 5/6, December 2002, p. 545-562.
48. Smeggil J.G., Funkenbusch A.W., and Bornstein N.S., *Metall. Trans.*, Vol. 17A, 923, 1986.
49. Hou Peggy Y., Impurity Effects on Alumina Scale Growth, Presented at International Symposium on "Science and Technology of Alumina", Schloss Ringberg, Germany, March 17-22, 2002, p. 1-29.
50. Fukuda K., Takao K., Hoshi T., Usui Y. and Furukumi O., Improvement of High Temperature Oxidation Resistance of Rare Earth Metal-Added Fe-20%Cr-5%Al Alloys by Pre-annealing Treatment, 5th International Conference on the Microscopy of Oxidation, University of Limerick, Republic of Ireland , 26-28 August 2002, published in the *Journal of Materials at High Temperature*, Vol 20, Issue 3, 2003.
51. Nychka J.A., and Clarke D.R., Quantification of Aluminum Outward Diffusion during Oxidation of FeCrAl Alloys, *Oxidation of Metals*, Vol. 63, Nos. 5/6, June 2005, p. 325-352.
52. Tadaaki Amano, Toshiki Watanabe, and Kaoru Michiyama, Cyclic- oxidation behavior of Fe-20Cr-4Al alloys with small amount of sulfur at high temperatures, *Oxidation of Metals*, vol.53, Nos.5/6, 2000, p. 451-466, p. 451-466.
53. Quadackers W.J., Naumenco D., Wessel E., Kochubey V. and Singheiser L., Growth rates of alumina scales on Fe-Cr-Al alloys, *Oxidation of Metals*, vol.61, Nos.1/2, 2004, p. 17-37.
54. Pieraggy B., Comments on "Growth Rates of Alumina Scales on Fe-Cr-Al Alloys", *Oxidation of Metals*, Vol. 64, Nos. 5/6, December 2005, p. 397-403.
55. Wagner C., *International Journal of Research of Chemical Chemistry of Chemical Physics*, Vol. B21, 25, 1933.
56. Бериш Р., *Распыление Твердых Тел Ионной Бомбардировкой*, Моква «Мир» 1986, с.485
57. Stott F.H., and Shih C.Y., High-Temperature Corrosion of Iron-Chromium Alloys in Oxidizing-Chlodizing Conditions, *Oxidation of Metals*, Vol. 54, Nos. 5/6, 2000, p. 425-443.

58. Al-Badairy H., and Tatlock G.J., The Application of Wedge-Shaped Sample Technique for the Study of Breakaway Oxidation in Fe-20 Cr-5Al Base Alloy, *Oxidation of Metals*, Vol. 53, Nos. ½, 2000, p. 157-170
59. Liu Zhenyu and Gao Wei, Effect of Chromium on the Oxidation Performance of β -FeAlCr Coatings, *Oxidation of Metals*, Vol. 54, Nos.3/4, 2000, p. 189-209.
60. Sikka V.K., In *Oxidation and Corrosion of Intermetallic alloys*, Welsh G. and Desai P.D eds. (Metal Information Analysis Centre, West Lafayette, Indiana, 1996), p. 1.
61. Heesemann A., Schmidtke E. and Faupel F., Aluminum and silicon diffusion in Fe-Cr-Al alloys, *Scripta Materialia*, vol.40, No 5, pp.517-522, 1999.
62. Pint B.A., More K.L., Tortorelli P.F., Porter W.D. and Wright I.G., Optimizing the imperfect oxidation performance of iron aluminides, *Materials Science Forum*, v.369-372, p.411-8, (2001). Poster presentation at the 5th International Symposium on High Temperature Corrosion and Protection of Materials, Les Embiez, France, May 2000, p. 1-8.
63. Bennett M.J., Recent Studies and Current Problems Concerning the High Temperature Oxidation Behaviour of Alumina Forming Iron Based Alloys, *Solid State Phenomena*, Vol. 41, 1995, p.235-253.
64. Mennicke C., Clarke D.R., Rühle M., Stress Generation in Thermally Grown Alumina Scales on Heating and Cooling FeCrAl and FeCrAlY Alloys, *Oxidation of Metals*, 54 (5-6), December 2000, p. 385-400.
65. Pint B.A., Tortorelli P.F., and Wright I.G., Effect of Cycle Frequency on High-Temperature Oxidation Behaviour of Alumina-Forming Alloys, *Oxidation of Metals*, Vol. 58, Nos. ½, August 2002, p. 73-101.
66. Mevrel R., *Mater. Science Technology*, Vol. 3, 531, 1987.
67. Schutze M., *Protective Oxides Scales and Their Breakdown* (Wiley, Chichester, U.K., 1997).
68. Микадзе О.И., Дзиндзибадзе Т.Г., Булия Б.П., Рухадзе Л.Н., Химико-Термическая Обработка Малолегированного Хрома, *Georgian Engineering News*, #1, 2000, p. 92-93.
69. Blachère J.R., Schuman E., Meier G.H., Pettit F.S., Texture of Alumina Scales on FeCrAl Alloys, *Scripta Materialia*, Vol. 49, 2003, p. 909-912.
70. Al-Badairy H., and Tatlock G.J., The Oxidation of Thin Foils of FeCrAl(RE) Alloys in Moist Air, *Materials at High Temperatures*, 18 (2), 2001, p.101-106.
71. Ngwenya K.P. and Wolff I.M., Precipitation strengthening and age-hardening in ferritic Fe-Cr-Al-Ru alloys, *Scripta Materialia*, Vol. 44, 2001, p.201-205.
72. Wolff M.I., *JOM*. January, Issue 34, 1997
73. Pint B.A., Zhang Y., Haynes J.A., and Wright I.G., High Temperature Oxidation Performance of Aluminide Coatings, p. 1-9, URL: <http://www.ornl.gov/sci/fossil/Publications/ANNUAL-2003/ORNAL-2B.pdf>
74. Tortorelli P.F, and Natesan K., *Materials Science and Engineering*, A258, 1998, 115
75. Tortorelli P.F, DeVan J.H., Goodwin G.M., Howell M., in: *Elevated Temperatures Coatings: Science and Technology I*, Eds. Dahorte N.B., Hampikian J.M, Stiglich J.J.; TMS, Warrendale, Pa, 1995, p. 203.

76. Pint B.A., Zhang, Tortorelli P.F, Haynes J.A., and Wright I.G., Evaluation of iron-aluminide CVD coatings for high temperature corrosion protection, *Materials at high Temperatures*, Vol. 18, Issue 3, 2001, 185.
77. Al-Badairy H., Naumenko D., Le Coze J., Tatlock G.J., Quadackers W.J., Significance in Minor Alloying Additions and Impurities on Alumina Scale Growth and Adherence in FeCrAl Alloys, 5th International Conference on the Microscopy of Oxidation, University of Limerick, Republic of Ireland , 26-28 August 2002, published in the *Journal of Materials at High Temperature*, Vol 20, Issue 3, 2003.
78. Tolpygo V.K., and Clarke D.R., Microstructural Evidence for Counter-Diffusion of Aluminum and Oxygen During the Growth of Alumina Scales, 5th International Conference on the Microscopy of Oxidation, University of Limerick, Republic of Ireland , 26-28 August 2002, Published in *Journal of Material at High Temperature* Vol 20, Issue 3, 2003.
79. Czyska-Filemonowicz A., Szot K., Wasilkowska A., Gil A., Quadackers W.J., Microscopy (AFM, TEM, SEM) Studies of Oxide Scale Formation on FeCrAl based ODS Alloys, *Solid State Ionics*, Vol. 117, 1999, p.13-20.
80. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Киракин И.Б., Воздействие Пучков Заряженных Частиц на Поверхность Металлов, Москва, Энергоатомиздат 1987г., с.184.
81. Пинскер З.Г., Диффракция Электронов, Москва-Ленинград 1949 г.
82. Dafne – *Sabbioabrasivi*, The Theory of Polishing, კომპანიის ოფიციალური საიტი: <http://www.sabbioabrasivi.it/english/theory.htm>
83. Stokes Joseph, The Theory and Application of the HVOF Thermal Spray Process, chapter 1: “Surface Engineering and Wear”, 2003, the URL of electronic version: <http://webpages.dcu.ie/~stokesjt/ThermalSpraying/Book/HVOFThermalSpraying.htm>
84. Bobrowsky A.R., and Machlin E.S., Artificial Running of Piston Rings, WARTIME REPORT, March 1944.
85. Murphy O., “Gems Polish Because ...”, *The electronic Lapidary*, 02.01.1998, Vol. 2, November 3.
86. Turley D.M. and Samuels L.E., The nature of mechanically polished surface of Copper, *Materials Characterization*, Vol. 39, Issue 2-5, 1997, p. 399-418.
87. Turley D.M. and Samuels L.E., The nature of mechanically polished surface of copper, *Metallography*, vol.14, Issue 4, 1981, p. 275-294.
88. Borgmann E., Vogel J., and Simmen L., Failure mode analysis of Coated Tools, *The Solid Films*, Vol. 153, Issue 1-3, 26 October, 1987, p. 219-131.
89. Wada T. and Katsuiama Y., Surface characterization of substrate by ellipsometry, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol.35, Issue 1-3, 1983, p. 343-346.
90. Glasson D.R., Vacuum Balance Studies of Milled Material and Mechanochemical Reactions, *Thermochimica Acta*, Vol. 51, Issue 1, 16 December, 1981, p. 45-52.
91. Nam P. Sush, An overview of the delamination theory of wear, *Wear*, Vol.44, Issue 1, 1977, p. 1-16.
92. Беркович И.И., Громаковский Д.Г. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения, глава 3 – Строение, Физико-Химические Свойства и Особенности Состояния Поверхностного Слоя Трущихся Деталей, электронная книга

- на сайте Самарского Государственного Технического Университета, 2000 г., 268 с.
http://www.samgtu.ru/research/sstu_works/works/berkovich_gromakovskii/index.html
93. Grabke H.J., Muller-Lorenz E.M., Strauss S., Pippel E. and Woltersdorf J., Effects of Grain Size, Cold Working, and Surface Finish on the Metal-Dusting Resistance of Steels, *Oxidation of Metals*, Vol. 50, October 1998, p.241-254.
 94. Avient B.W.E. and Wilman H., New features of the abrasion process shown by sort metals; the nature of mechanical polishing, *British Journal of Applied Physics*, 1962, Vol.13.
 95. Uran S., Veal B., Grimsditch M., Pearson J., and Berger A., Effect of Surface Roughness on Oxidation: Changes in Scale Thickness, Composition and Residual Stress, *Oxidation of Metals*, Vol. 54, Nos. ½, 2000, p. 73-85.
 96. Тетельбаум Д.И., Менделеева Ю.А., Механическая Модель Аморфизации при Ионном Облучении, *Физика Твёрдого Тела*, 2004 г. Том 46, Вып.11, с.1960-1963.
 97. Edvard H. Conrad, Surface roughening, melting, and faceting, *Processes in Surface Science*, Vol. 39, Issue 1, 1992, pp. 65-116
 98. Metallography – History and Development
<http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=1511>
 99. Beilby G. Pincers first reference FIND!!!!!! , *Aggregation and Flow in Solids*, MacMillan and Co. Ltd, London UK, 1921.
 100. Кистяковский В.А., *ЖРФХО* 33,600, 1901.
 101. Beilby G.T., The Effects of Heat and of Solvents on Thin Films of Metal, *Proceedings of the Royal Society of London*, Vol. 72, 1903-1904 years, p. 226-235. Electronic version:
<http://links.jstor.org/sici?sici=0370-1662%281903%2F1904%3C226%3AТЕОНАО%3E2.0.CO%3B2-0>
 102. Beilby G.T., Surface flow in Crystalline Solids under Mechanical Disturbance, *Proceedings of the Royal Society of London*, Vol. 72, 1903-1904 years, p. 218-225. Electronic version:
<http://links.jstor.org/sici?sici=037-1662%281903%2F1904%3C218%3ASFICSU%3E2.0.CO%3B2-8>
 103. Beilby G.T., *Researches on Polished Surfaces*, Lecture Delivered on November 21st 1907, p.22-71.
 104. Wilson R.W., The Contact Resistance and Mechanical Properties of Surface Films on Metals, *Proceedings of the Physical Society, Section B.*, Vol. 68, November 9 – September 1, 1955.
 105. Řepa Peter, Gas Release from Mechanically Effected Metals, *FIZIKA A4*, 2, 1995, p. 103-112.
 106. Bowden F.P. and Hughes T.P., Physical Properties of Surfaces. IV. Polishing, Surface Flow and the Formation of the Beilby Layer, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, Vol. 160, #903, January 15 1937, p. 575-587.
 107. Finch G.I., Electron Diffraction and Surface Structure, *The Scientific Monthly*, Vol. 46, # 1, January 1938, p. 68-70.
 108. Rémond Guy, Nockolds Clive, Phillips Matthew, and Roques-Carmes Claude, Implications of Polishing Techniques in Quantitative X-Ray Microanalysis, *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, Vol. 107, # 6, November-December 2002, p. 639-662.

109. Finch G.I., Quarrell A.G., Roebuck J.S., The Beilby Layer, Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Containing Papers of a Mathematical and Physical Character, Vol. 145, #855, July 2 1934, p. 676-681.
110. Cochrane W., Polish on Metals, Proceedings of the Royal Society of London, Series A. Mathematical and Physical Sciences, Vol. 166, #925, May 19 1938, p. 228-238.
111. Scherge M., Chakhvorostov D., Pöhlmann, Neueste Ergebnisse zu grundlegenden Verschleißmechanismen von Mettelen, GfT Jahrestagung 2002, S. 1-10.
112. Moore A.J., and McG Tagart W.J., Effect of Included Oxide Films on the Structure of Beilby Layer, Proceedings of the Royal Society of London, Series A, Mathematical and Physical Sciences, Vol. 212, #1111, May 22 1952, p. 458-459.
113. Horst Waschull – Präparative Metallographie, VEB Deutscher Verlag Für Grundstoffindustrie, LEIPZIG, 1984, p.300
114. Amano T., Isobe H., Yamada K., Shishido T., The Morphology of Alumina Scales formed on Fe-20Cr-4Al-S Alloys, 5th International Conference on the Microscopy of Oxidation, University of Limerick, Republic of Ireland , 26-28 August 2002, published in the Journal of Materials at High Temperature, Vol 20, Issue 3, 2003.
115. მიქაძე ო., ქუთელია ე., ბულია ბ., დინძიბაძე თ., საქართველოს პატენტის, №3371 (პრიორიტეტი 2002ვ.).
116. Утевский Л.М. Диффракционная Электронная Микроскопия в Металловедении, изд. «Металлургия», М., 1973, с 583.
117. Handbook of Auger Electron Spectroscopy (A Reference book of Standard Data for Identification and Interpretation of Auger Electron Spectroscopy Data), Second Edition by Laurence E. Davi, Noelic. Mac Donald, Paul W. Palmberg, Gerald E. Riach, Roland E. Weber. Published by Physical Electronics Division, Percin-Elmet Corporation,
118. Еловиков С.С., Оже-Электронная Спектроскопия, Соросовский Образовательный Журнал, Том 7, №2, 2001г.
119. Бригс Д., Сих М.П., Анализ поверхности методами Оже- Электронной и Рентгеновской Фотоэлектронной Спектроскопии, Москва «Мир»1978.
120. WDS - <http://geoinfo.nmt.edu/labs/microprobe/home.html>
121. Ормонт Б.Ф., Введение в Физическую Химию и Кристалло-Химию полупроводников, Москва изд. Высшая Школа, 1982, с.528.
122. Kutelia E.R., Tsurtsunia O.O., Eristavi B.G., Mikadze O.I. and Bulia B.P., “Auger-Spectroscopic and SEM Investigation of Scale Formation at High Temperature Oxidation of Fe-Cr-Al-La Alloy with High (>40%) Chromium Content”, Georgian Engineering News, #1, 2005, 19.
123. Tsurtsunia O., Kutelia E., Mikadze O., Bulia B., “Surface Finishing Influence on the Scale Formation at High-Temperature Oxidation of Fe-Cr-Al-RE Alloys with High Chromium Content”, proceedings of congress EuroCorr 2005, 5-8 September 2005, Lisbon, Portugal
124. Kutelia E.R., Tsurtsunia O.O., Adanir H., Bakhtiyarov S.I., Beradze D.L. and Eristavi B.G., Investigation of the Depth and the Character of Transformations During Mechanical Polishing of Ground Surface of Fe-Cr-Al-La Alloy, Georgian Engineering News, #2, 2006, p.44-55.

125. Кутелия Е.Р., Цурцумия О.О., Микадзе О.И., Демиркиран К., Булия Б.П., Особенности Кинетики Высокотемпературного Окисления Сплава Fe-44%Cr-4%Al-1%Ni-0.3%La, Georgian Engineering News #3, 2006, в печати.
126. E. R. Kutelia, O. Tsurtsunia, S. I. Bakhtiyarov, H. Adanir, B. Bulia, O. Mikadze, B. Eristavi, Obtaining the self-organizing thin protective thermal-barrier and tribological coatings on the surface of Fe-44%Cr-4%Al-0.3%La alloy, Proceedings of the Conference Plasma and Surface Engineering 2006, 10-15 September 2006, Garmish-Partenkirchen, Germany.
127. Mikadze O., Tsurtsunia O., Bulia B., Improvement in Corrosion Resistance of Low-Alloyed Chromium by Thermo-Chemical Treatment, Abstracts of the Congress JuniorEuromat 2004, 6-9 September 2006, Lausanne, Switzerland, URL: http://webdb.dgm.de/dgm_lit/program.htm?tgnr=682,Token1=150607,Token2=adress,edate=09.09.2004,db=w_review
128. Kutelia E., Tsurtsunia O., Adanir H., Bakhtiyarov S. and Eristavi B., Structure and Elemental Distribution in Beilby Layer on the Surface of Fe-Cr-Al-La Alloy, Abstracts of the Congress JuniorEuromat 2006, 4-8 September 2006, Lausanne, Switzerland, http://webdb.dgm.de/dgm_lit/prg/FMPro?-db=w%5fprogram&-lay=standard&TB=%3d%3d755&autoretext=tsurtsunia&tg%5f%5fsymposium%5fund%5f%5fnr=755&-max=20&-token.0=755&-token.1=755&-token.4=tsurtsunia&-Format=allabstracts.htm&-token.0=755&-token.1=Junior%20Euromat%202006&-Find=
129. Kutelia E.R., Tsurtsunia O.O., Adanir H., Bakhtiyarov S.I., Eristavi B.G., Structure and Elemental Distribution in Beilby Layer on the Surface of Fe-Cr-Al-La Alloy, Journal of Engineering and Technology, 2006, Vol. 1, No. 4, pp. 61-71.
130. Микадзе О.И., Цурцумия О.О., Берадзе Д.Л., Булия Б.П., Кутелия Э.Р., Эффект Поверхностного Обогащения Нелегированного и Малолегированного Хрома Высокоактивными Элементами, Georgian Engineering News # 3, 2003, p. 105-107.
131. Bershadskyi L.I., Structure scaling reordering and entropy effects during friction and wear of metals, Fizika iznisostoikosti metallov, 1988, p.166-182
132. Tolpygo V.K. and Clarke D.R., Tensile Cracking During Thermal Cycling of Alumina Film Formed by High-Temperature Oxidation, - Acta Materialica, 1999, 47, p.p. 3589-3605
133. Tolpygo V.K., Dryden J.R. and Clarke D.R., - Determination of the Growth Stress and Strain in α -Al₂O₃ Scales During the Oxidation of Fe-22Cr-4,8Al-0,3Y Alloy, -Acta Materialia, 1998, 46, pp.927-937
134. Кватадзе З.А., Маисурадзе Н.И., Микадзе О.И., Булия Б.П. // Georgian Engineering News 2002, №4, с.214-216.
135. Тавадзе Ф.Н., Микадзе О.И., Родоня А.А., Кешелав Н.Т., Пирцхалава Т.Ш., Влияние осаждённого лантана на жаростойкость малолегированного хрома, Изд. АН ГССР. Серия хим., 1983.-9, №2, 129с.
136. Ecer G.M., Singh R.B., Meier G.H. The Influence of Superficially applied Oxide Powders on the High-Temperature Oxidation Behaviour of Cr₂O₃-forming Alloys, Oxidation of Metals, Vol. 18, 1982, p.55-81.
137. Przybylski K., Mrovec S. The Influence of Implanted Yttrium on Protective Properties of Cr₂O₃ and α -Al₂O₃ Scales Formed on Cobalt Base alloys and β -NiAl // Proc. 9th Intern. Congress. Metallic Corrosion.-Toronto. 1984.-1.-p.47