

ი. ქაშაკაშვილი, ნ. ხიდაშელი, ო. ბარბაქაძე, მ. ბარათაშვილი

რკინა-ნახშირბადის ინოვაციური შენადნობები

და მათი მიღების ტექნოლოგიები

(ლექციების კურსი)

თბილისი 2020

1. სფერულგრაფიტიანი თუჯის ფუძე – ფოლადი .....	3
2. აუსტენიტის დაშლის კინეტიკა .....	10
3. პერლიტური ფოლადის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამები .....	11
4. პერლიტური ფოლადის აუსტენიტის ანიზოთერმული დაშლის დიაგრამები.....	12
5. ბეინიტური ფოლადის აუსტენიტის იზოთერმული და ანიზოთერმული დაშლის დიაგრამები.....	21
6. პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა აუსტენიტის დაშლის კინეტიკაზე.....	34
7. ორფაზა არიდან ბეინიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი ფოლადი.....	46
8. ბეინიტური თუჯის ფუძე .....	51
9. მილსაგლინავი დგანის სამართულებით ათვის განკუთვნილი ლეგირებული თუჯები .....	60
10. რკინა-ნახშირბადის შენადნობების განმამტკიცებელი ტექნოლოგიებისა და დანამატების შერჩევის პრინციპები .....	61
11. ახალი თაობის მოდიფიკატორები .....	63
12. დისპერსიული მოდიფიკატორებისა და მარაფინირებელი სისტემების გამოყენება შენადნობების დამუშავებისათვის.....	68
13. მაგნიუმით თუჯის დამუშავების ახალი ტექნოლოგიები.....	71
14. მოდიფიკატორების ეფექტურობის შემამცირებელი ფაქტორები.....	75
15. რკინა-ნახშირბადის არსებული და ინოვაციური შენადნობების სტრუქტურების ფორმირების პროცესების მართვა .....	78

## 1. სფერულგრაფიტის თუჯის ფუძე – ფოლადი

სფერულგრაფიტის თუჯის სტრუქტურა და თვისებები სხვადასხვა ქვეყნის, საწარმოსა თუ საზოგადოების ბევრი სტანდარტით არის რეგლამენტირებული. ამ თუჯისათვის, უპირველეს ყოვლისა დამახასიათებელია მნიშვნელოვანი პლასტიკურობა და სიბლანტე, რაც გრაფიტის ჩანართების სფერული ფორმით არის განპირობებული, რომლებიც სხმულ მდგომარეობაში მიიღება. ამის გამო უწოდებენ საზღვარგარეთის უმეტეს სტანდარტებში ამ მასალას პლასტიკურ თუჯს (Ductile Iron). ამასთან ერთად ამ თუჯს მაღალი სიმტკიცე ახასიათებს, რის გამოც (დსთ-ში მოქმედი სახელმწიფოთაშორისი სტანდარტის მიხედვით) ამ მასალის ნიშანდებაა მაღალმტკიცე თუჯი.

სფერულგრაფიტის თუჯის მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებები ფართო დიაპაზონში იცვლება. ფერიტული სფერულგრაფიტის თუჯები, ყველა სხვა თუჯთან შედარებით, ხასიათდება უმაღლესი პლასტიკურობითა და სიბლანტით, უზრუნველყოფს მისგან სხმული დეტალებისა და კონსტრუქციების ცივმედეგობასა და დარტყმამედეგობას, კარგ შედუღებადობასა და ჭრით დამუშავებადობას [9].

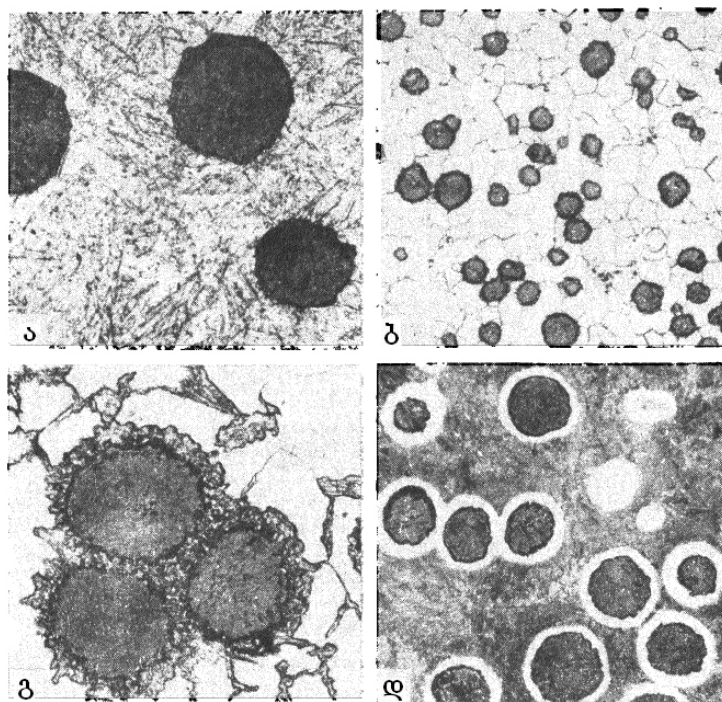
პერლიტური სფერულგრაფიტის თუჯები ხასიათდება სტატიკური და ციკლური დატვირთვებისადამი დიდი წინააღმდეგობით, ცვეთამედეგობით, აგლეჯვამედეგობით. ბენიტურ სფერულგრაფიტის თუჯებს მაქსიმალურ სიმტკიცესთან ერთად საკმაოდ მაღალი პლასტიკურობა ახასიათებთ, რაც უზრუნველყოფს ცვეთისა და დაღლილობისადამი მაღალ წინააღმდეგობას და დიდ საკონტაქტო გამძლეობას.

სფერულგრაფიტის ბენიტური თუჯის ფუძის ძირითადი სტრუქტურული შემდგენელია ბენიტი და ნარჩენი აუსტენიტი. ეს უკანასკნელი, ცივმედვის გამომწვევი ჭრით ან წნევით დამუშავებისას ანდა საექსპლუატაციო დატვირთვების ზემოქმედებით, გარდაიქმნება მარტენსიტად, რაც დეტალის გაცვეთის ხარისხის მიუხედავად ზრდის მისი ზედაპირის სისაღესა და ცვეთამედეგობას. სფერულგრაფიტის თუჯის ყველა მარკას დრეკადობის მაღალი მოდული და ფოლადებზე გაცილებით მეტი დემპფირების უნარი აქვს. სფერულგრაფიტის თუჯი წარმატებით ცვლის ნახშირბადის ფოლადებს, ჭედად და რუხ თუჯებს თბური

დარტყმებისა და თერმული დაღლილობის (როდესაც ციკლის მაქსიმალური ტემპერატურები არ აღემატება 400-600 °C), უარყოფით ტემპერატურების (-100 °C-მდე), მაღალი წნევებისა და ნიშანცვლადი დინამიკური დატვირთვების პირობებსა და ზომიერად აგრესიულ აიროვან და თხევად მჟავა, მარილიან, ტუტე არეებში მომუშავე დეტალებში.

ჭედად თუჯსა და ფოლადთან შედარებით სფერულგრაფიტის თუჯი ხასიათდება უკეთესი სამსხმელო თვისებებით – ჩაჯდომის დეფექტებისადმი ნაკლები მიდრეკილებით უფრო მაღალი თხელდენადობისას.

სფერულგრაფიტის თუჯის მახასიათებელი სტრუქტურების ტიპები (სურ. 1) წარმოდგენილია ლიტერატურაში. სხმულებში ამ და სხვა თუჯების მიკროსტრუქტურათა შემდგენების რაოდენობრივი განსაზღვრის მეთოდები რეგლამენტირებულია სტანდარტით.



**სურათი 1. სფერულგრაფიტის თუჯის მახასიათებელი სტრუქტურების ტიპები**

ა) მარტენსიტული, x300; ბ) ფერიტული, x100; გ) ფერიტ-ბეინიტური ზედა ბეინიტის არშიებით გრაფიტის სფერული ჩანართების ირგვლივ („სალი თვალი“), x300; დ) პერლიტ-ფერიტული („ხარის თვალი“), x200.

**ცხრილი 1. სფერულგრაფიტის თუჯის მარკები და მექანიკური თვისებები**

თუჯის მარკა	სიმტკიცის ზღვარი გაჭიმვაზე, $\sigma_{B\geq}$	დენადობის პირობითი ზღვარი გაჭიმვაზე, $\sigma_{0,2\geq}$	ფარდობითი წაგრძელება, $\delta_{5\geq}$	სისაღე ბრინელის მიხედვით, HB
	მგპა	მგპა	%	
მთ <sup>1</sup> 35	350	220	22	140-170
მთ 40	400	250	15	140-202
მთ45	450	310	10	140-225
მთ 50	500	320	7	153-245
მთ 60	600	370	3	192-277
მთ 70	700	420	2	228-302
მთ 80	800	480	2	248-351
მთ 100	1000	700	2	270-360

ეს სტანდარტი ვრცელდება სხმულებისათვის განკუთვნილ იმ თუჯზე, რომლის სტრუქტურაშიც გრაფიტი სფერული ან ვერმიკულარული ფორმისაა და თუჯის მარკებს ადგენს მექანიკური თვისებების საფუძველზე. ამ სტანდარტით თუჯის რეკომენდებული ქიმიური შედგენილობები წარმოდგენილია ცხრილში 2 [11].

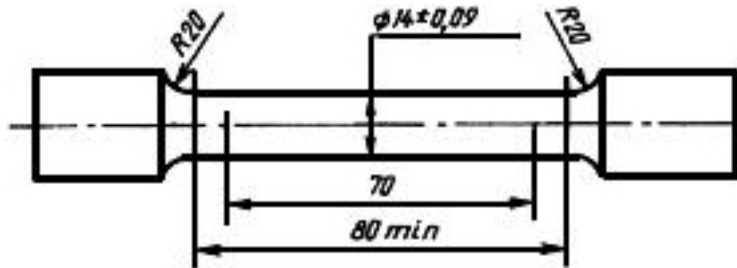
**ცხრილი 2. სფერულგრაფიტის თუჯის რეკომენდებული ქიმიური შედგენილობები**

თუჯის მარკა	ქიმიური ელემენტების მასობრივი წილი, %											
	C			Si			Mn	P <sub>≤</sub>	S <sub>≤</sub>	Cr <sub>≤</sub>	Cu <sub>≤</sub>	Ni <sub>≤</sub>
	სხმულის კედლის სისქე, მმ											
	50-მდე	50-ზე მეტი 100-მდე	100-ზე მეტი	50-მდე	50-ზე მეტი 100-მდე	100-ზე მეტი						
მთ 35	3,3-3,8	3,0-3,5	2,7-3,2	1,9-2,9	1,3-1,7	0,8-1,5	0,2-0,6	0,1	0,02	0,05	-	-
მთ 40	3,3-3,8	3,0-3,5	2,7-3,2	1,9-2,9	1,2-1,7	0,5-1,5	0,2-0,6	0,1	0,02	0,1	-	-
მთ 45	3,3-3,8	3,0-3,5	2,7-3,2	1,9-2,9	1,3-1,7	0,5-1,5	0,3-0,7	0,1	0,02	0,1	-	-
მთ 50	3,2-3,7	3,0-3,3	2,7-3,2	1,9-2,9	2,2-2,6	0,8-1,5	0,3-0,7	0,1	0,02	0,15	-	-
მთ 60	3,2-3,6	3,0-3,3	-	2,4-2,6	2,4-2,8	-	0,4-0,7	0,1	0,02	0,15	0,3	0,4
მთ 70	3,2-3,6	3,0-3,3	-	2,6-2,9	2,6-2,9	-	0,4-0,7	0,1	0,015	0,15	0,4	0,6
მთ 80	3,2-3,6	-	-	2,6-2,9	-	-	0,4-0,7	0,1	0,01	0,15	0,6	0,6
მთ 100	3,2-3,6	-	-	3,0-3,8	-	-	0,4-0,7	0,1	0,01	0,15	0,6	0,8

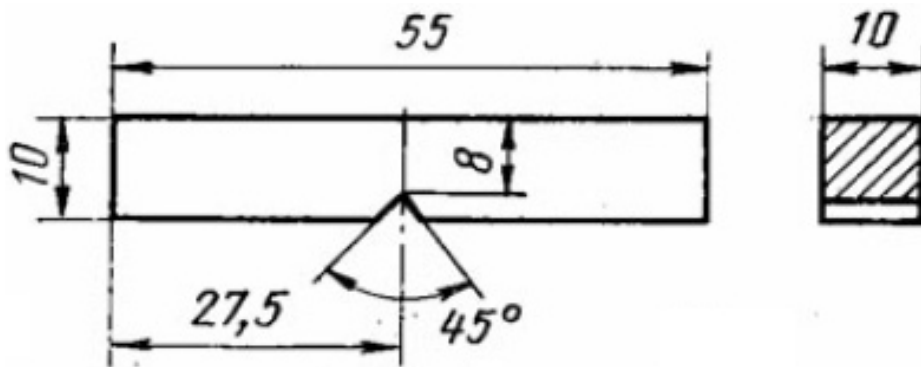
ამ სტანდარტით გამოცდები გაჭიმვაზე, დარტყმით სიბლანტესა და სისაღეზე უნდა ჩატარდეს შესაბამისი სტანდარტების მიხედვით. ამასთან, გამოსაცდელი ნიმუშები (სურ. 2 და 3) უნდა ამოიჭრეს ცალკე ჩამოსხმული (სურ. 4) ან სხვა ზომების ნამზადებისაგან, თუ ეს გათვალისწინებულია ნორმატიულ-ტექნიკური

<sup>1</sup> მთ – მაღალმტკიცე თუჯი

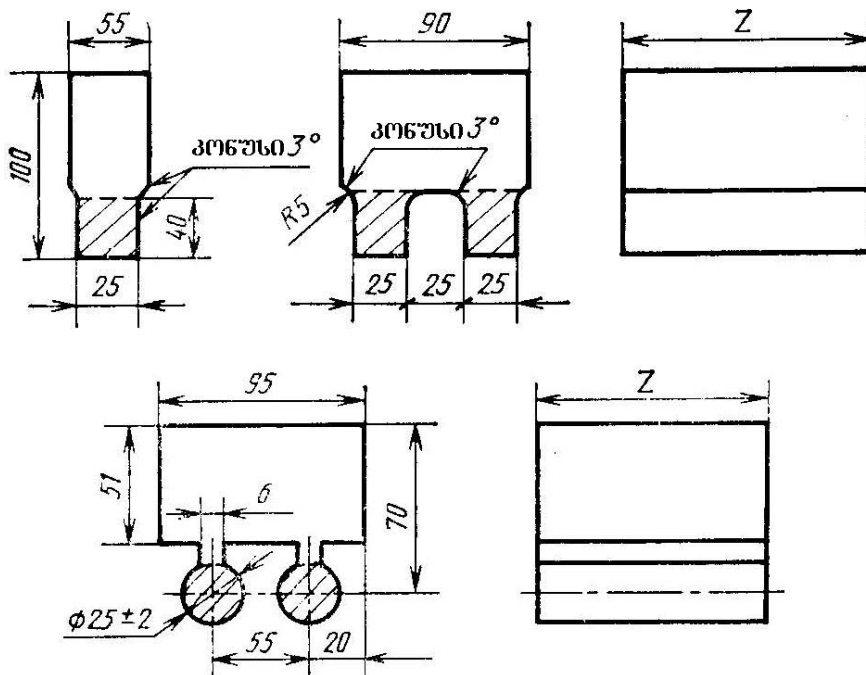
დოკუმენტაციით ან სხმულის ნახაზით. ნიმუშებისათვის განკუთვნილი ნამზადები ჩასხმის პირობები უნდა შეესაბამებოდეს სხმულების ჩასხმის პირობებს. გაჭიმვაზე უნდა გამოიყენოს ერთი ნიმუში, ხოლო დარტყმით სიბლანტეზე – სამი. თუ რომელიმე გამოცდის შედეგი არადადამაკმაყოფილებელია, განმეორებით უნდა ჩატარდეს გაორმაგებული რაოდენობის ნიმუშების გამოცდები.



სურათი 2. მაღალმტკიცე თუჯის გაჭიმვაზე გამოსაცდელი ნიმუში



სურათი 3. მაღალმტკიცე თუჯის დარტყმით სიბლანტეზე გამოსაცდელი ნიმუში



სურათი 4. სფერულგრაფიტის თუჯის სხმული ნამზადები გამოსაცდელი ნიმუშებისთვის  
z – ნიმუშების ზომებისა და რაოდენობის შესაბამისად  
ამ სტანდარტის მიხედვით მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის

დარტყმითი სიბლანტის საშუალო მნიშვნელობა უნდა იყოს +20 °C ტემპერატურაზე  $KCV \geq 21$  ჯ/სმ<sup>2</sup>, -40 °C ტემპერატურაზე  $KCV \geq 15$  ჯ/სმ<sup>2</sup>. იმავედროულად, დარტყმითი სიბლანტის მინიმალური მნიშვნელობა უნდა იყოს +20 °C ტემპერატურაზე  $KCV \geq 17$  ჯ/სმ<sup>2</sup>, -40 °C ტემპერატურაზე  $KCV \geq 11$  ჯ/სმ<sup>2</sup>. მთ 35 და მთ 40 მარკების ვერმიკულარულგრაფიტის თუჯის ფარდობითი წაგრძელება უნდა იყოს  $\delta_5 \geq 1$  % [9].

ფარდობითი წაგრძელება, სისალე და დარტყმითი სიბლანტე განისაზღვრება ნორმატიულ-ტექნიკურ დოკუმენტაციაში არსებული მოთხოვნისას, მაგრამ დამამზადებლისა და მომხმარებლის ურთიერთშეთანხმებით შესაძლებელია ამ მახასიათებლების ზემომოყვანილი მნიშვნელობებისაგან განსხვავებული მნიშვნელობების გამოყენება სფერულ ან ვერმიკულარულგრაფიტის თუჯის ვარგისიანობის შეფასებისათვის.

თუ +20 °C ტემპერატურაზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის დარტყმით სიბლანტეზე გამოცდისას სამ ბასრჩანაჭრიან (ბასრნასერიან) ნიმუშთაგან ერთ-ერთისთვის  $KCV_1 = 17$  ჯ/სმ<sup>2</sup>, სამი ნიმუშის გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი რომ იქნეს, უნდა შესრულდეს შემდეგი პირობა:  $(17 \text{ ჯ/სმ}^2 + KCV_2 + KCV_3) : 3 \geq 21 \text{ ჯ/სმ}^2$  ანუ  $17 \text{ ჯ/სმ}^2 + KCV_2 + KCV_3 \geq 21 \text{ ჯ/სმ}^2 \times 3 = 63 \text{ ჯ/სმ}^2$  ანუ  $KCV_2 + KCV_3 \geq 63 \text{ ჯ/სმ}^2 - 17 \text{ ჯ/სმ}^2 = 46 \text{ ჯ/სმ}^2$ .

აქედან გამომდინარე, თუ  $KCV_1 = 17$  ჯ/სმ<sup>2</sup>, მაშინ  $KCV_2$ -სა და  $KCV_3$ -ის დაწყვილებული მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის +20 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება, წარმოდგენილია ცხრილში 3.

**ცხრილი 3.  $KCV_2$ -ის  $KCV_3$ -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის +20 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც  $KCV_1 = 17$  ჯ/სმ<sup>2</sup>**

$KCV_2$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	17	18	19	20	21	22	23
$KCV_3$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	29	28	27	26	25	24	23

თუ -40 °C ტემპერატურაზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის დარტყმით სიბლანტეზე გამოცდისას სამ ბასრჩანაჭრიან (ბასრნასერიან) ნიმუშთაგან ერთ-ერთისთვის  $KCV_1 = 11$  ჯ/სმ<sup>2</sup>, სამი ნიმუშის გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი რომ იქნეს, უნდა შესრულდეს შემდეგი პირობა:  $(11 \text{ ჯ/სმ}^2 + KCV_2 + KCV_3) : 3 \geq 15 \text{ ჯ/სმ}^2$  ანუ  $11 \text{ ჯ/სმ}^2 + KCV_2 + KCV_3 \geq 15 \text{ ჯ/სმ}^2 \times 3 = 45 \text{ ჯ/სმ}^2$  ანუ  $KCV_2 + KCV_3 \geq 45 \text{ ჯ/სმ}^2 - 11 \text{ ჯ/სმ}^2 = 34 \text{ ჯ/სმ}^2$ .

აქედან გამომდინარე, თუ  $KCV_1=11\text{ჯ/სმ}^2$ , მაშინ  $KCV_2$ -სა და  $KCV_3$ -ის დაწყვილებული მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება, წარმოდგენილია ცხრილში 4.

თუ პირველი გამოცდის შედეგი არადამაკმაყოფილებელი იქნა, ანალოგიური მსჯელობით შეიძლება ნიმუშების გაორმაგებული რაოდენობებისათვის წინასწარ გამოვიანგარიშოთ, თუ დამაკმაყოფილებელი შედეგებისათვის როგორი მნიშვნელობები უნდა იქნეს მიღებული დარტყმით სიბლანტეზე ექვს-ექვსი ნიმუშის გამოცდისას  $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$  და  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურებზე.

**ცხრილი 4.  $KCV_2$ -ის  $KCV_3$ -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც  $KCV_1=11\text{ჯ/სმ}^2$**

$KCV_2$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	11	12	13	14	15	16	17
$KCV_3$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	23	22	21	20	19	18	17

$+20\text{ }^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურაზე გამოცდისას უკვე შესაძლებელია, რომ ექვსიდან ორი ნიმუშით განსაზღვრული დარტყმითი სიბლანტის მნიშვნელობა სათითაოდ იყოს  $KCV_1=KCV_2=17\text{ჯ/სმ}^2$  და მაშინ  $KCV_3$ -ის,  $KCV_4$ -ის,  $KCV_5$ -ის და  $KCV_6$ -ის მნიშვნელობები უნდა შეესაბამებოდეს მე-5 ცხრილში წარმოდგენილს.

**ცხრილი 5.  $KCV_3$ -ის  $KCV_4$ -თან და  $KCV_5$ -ის  $KCV_6$ -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის  $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც  $KCV_1=KCV_2=17\text{ჯ/სმ}^2$**

$KCV_3$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	17	18	19	20	21	22	23
$KCV_4$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	29	28	27	26	25	24	23
$KCV_5$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	17	18	19	20	21	22	23
$KCV_6$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	29	28	27	26	25	24	23

მე-5 ცხრილის მონაცემებით სარგებლობისათვის ასეთი მაგალითი შეიძლება განვიხილოთ:

თუ  $KCV_1=KCV_2=KCV_3=17\text{ ჯ/სმ}^2$ , მაშინ  $KCV_4$  უნდა იყოს  $KCV_3$ -ის მეწყვილის ანუ 29 ჯ/სმ<sup>2</sup>-ის ტოლი, ხოლო  $KCV_5$ -ის  $KCV_6$ -თან დაწყვილებული მნიშვნელობები ცხრილიდანვე ნებისმიერი შეიძლება იყოს (მაგალითად, 17 და 29 ან 18 და 28 ან 19 და 27 ანდა ასე შემდეგ 23 და 23 ჯ/სმ<sup>2</sup>-ის ჩათვლით).

ანალოგიური მსჯელობით მივიღებთ მე-6 ცხრილს  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგების შესაფასებლად.



ცხრილი 6. KCV<sub>3</sub>-ის KCV<sub>4</sub>-თან და KCV<sub>5</sub>-ის KCV<sub>6</sub>-თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის -40 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც KCV<sub>1</sub>=KCV<sub>2</sub>=11ჯ/სმ<sup>2</sup>

KCV <sub>3</sub> , ჯ/სმ <sup>2</sup>	11	12	13	14	15	16	17
KCV <sub>4</sub> , ჯ/სმ <sup>2</sup>	23	22	21	20	19	18	17
KCV <sub>5</sub> , ჯ/სმ <sup>2</sup>	11	12	13	14	15	16	17
KCV <sub>6</sub> , ჯ/სმ <sup>2</sup>	23	22	21	20	19	18	17

თუ ერთი ნიმუშის გაჭიმვაზე გამოცდის შედეგი არადააკმაყოფილებელი იქნება, მაშინ კიდევ უნდა გამოიცადოს ორი ნიმუში და ორივემ უნდა დააკმაყოფილოს სტანდარტის მოთხოვნები იმისათვის, რომ შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნეს.

„პლასტიკური თუჯის საზოგადოების“ მონაცემებით „პლასტიკურ თუჯთან – DI“ შედარებით გაცილებით უკეთესი საკონსტრუქციო სიმტკიცით ხასიათდება „ბეინიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი პლასტიკური თუჯი – ADI“ [16].

ეს ყოველივე იმით დაიწყო რომ 20-იანი წლების ბოლოს, აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის შესწავლისას, დევენპორტმა და ბეინმა აღმოაჩინეს ნემსისებრი აგებულების ახალი მიკროსტრუქტურა, რომელიც განსხვავდებოდა პერლიტისა და მარტენსიტისაგან. ამასთან, მას გააჩნდა მეტად საჭირო პერსპექტიული თვისებები, კერძოდ, მისი პლასტიკურობა მეტი იყო, ვიდრე მოშვებული მარტენსიტისა. მას ბეინის პატივსაცემად ბეინიტი ეწოდა [17-19].

ამავე საუკუნის 50-იან წლებში მეტალურგები ეუფლებიან გრაფიტის სფერული ფორმის მიღებას, ე.ი. შეიქმნა „მაღალი სიმტკიცის თუჯი“, სხვა რედაქციით DI („Ductile Iron“) – „პლასტიკური თუჯი“. XX საუკუნის მეორე ნახევარში იქმნება პლასტიკურობის, როგორც მდგომარეობის გაზრდის ახალი გზები, ე. წ. TRIP-ეფექტების (TRIP ანუ Transformation-Induced Plasticity) გამოყენებით (ფაზური გარდაქმნით განპირობებული პლასტიკურობა). XX საუკუნის ბოლოს კი, მსოფლიო არენაზე გამოჩნდა გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების ახალი მიმართულება, ფულერენული იდეოლოგიის გამოყენებით [20-22]. ამ მოვლენებმა ბეინიტური თუჯი (ADI – „Austempered Ductile Iron“ - „ბეინიტზე ნაწრთობი პლასტიკური თუჯი“ და

ბეინიტური კლასის თუჯი) თანამედროვეობის ერთ-ერთ ყველაზე პერსპექტიულ სა-  
კონსტრუქციო მასალად აქცია.

## 2. აუსტენიტის დაშლის კინეტიკა

მაღალლეგირებულ ფოლადებში პერლიტური და ბეინიტური გარდაქმნების C-  
ის მაგვარი მრუდები შეიძლება გამოყოფილი იქნეს გადაცივებული აუსტენიტის  
მაღალი მდგრადობის ტემპერატურული ინტერვალით, რომელშიც პერლიტი  
მრავალი საათის განმავლობაში არ იშლება, ხოლო ბეინიტური გარდაქმნისათვის  
გადაცივება ჯერ კიდევ არასაკმარისია.

ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკა პერლიტური გარდაქმნის კინეტიკის  
მსგავსია, არა მხოლოდ საინკუბაციო პერიოდის არსებობის გამო, არამედ  
იზოთერმული დაყოვნებისას მოცულობის ზრდის ხასიათითაც. აუსტენიტის  
გარდაქმნილი მოცულობის წილი თავიდან იზრდება, შემდეგ კი ნელდება.

ფაზური გარდაქმნის კინეტიკის მათემატიკური ანალიზის შედეგად ცენტრების  
ჩასახვის სიჩქარის ( $n$ ) და ზრდის ხაზობრივი სიჩქარის ( $v$ ) მუდმივობის პირობებში  
პირველადი ფაზის საწყისი ( $V_0$ ) მოცულობისას გარდაქმნილი მოცულობის ( $V_\tau$ )  
გარდაქმნის დროსთან ( $\tau$ ) დამოკიდებულების შემდეგი გამოსახულებები იქნა  
მიღებული [16-18]:

1) სფერული კრისტალების ზრდისათვის ა. ნ. კოლმოგოროვის მიერ

$$2) V_\tau = V_0 [1 - \exp(-nv^3\tau^4\pi/3)] \quad (1)$$

3) კუბური კრისტალების ზრდისათვის ლ. ი. მირკინის მიერ

$$V_\tau = V_0 [1 - \exp(-2nv^3\tau^3)] \quad (2)$$

ამასთან, უხვადლეგირებულ ფოლადებში ბეინიტურ გარდაქმნას  
მარტენსიტული გარდაქმნისთვის დამახასიათებელი განსაკუთრებულობა გააჩნია.  
იგი არ მიდის აუსტენიტის სრულ დაშლამდე. ბეინიტური გარდაქმნის დამთავრების  
C-ის მაგვარი მრუდის ყოველი წერტილი შეესაბამება ნარჩენი აუსტენიტის გარკვეულ  
რაოდენობას. ნარჩენი აუსტენიტის ნაწილის გადასვლა მარტენსიტში შესაძლებელია  
ფოლადის გაცივებისას ბეინიტური გარდაქმნის ტემპერატურიდან ოთახის  
ტემპერატურამდე.

ბეინიტური გარდაქმნა, პერლიტურის მსგავსად, შეიძლება მოხდეს არა მარტო

იზოთერმული დაყოვნებისას, არამედ უწყვეტი გაცივების პროცესშიც, იქ სადაც თერმოკინეტიკურ დიაგრამაზე გაცივების მრუდი კვეთს ბეინიტური გარდაქმნის მრუდს.

### 3. პერლიტური ფოლადის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამები

პერლიტურ გარდაქმნაში შედის შემდეგი ძირითადი პროცესები: ნახშირბადის გადანაწილება, გისოსის  $\gamma \rightarrow \alpha$  გადაწყობა, კარბიდების გამოყოფა. ბეინიტური სტრუქტურა წარმოიქმნება სამი ძირითადი სტადიის გავლის შემდეგ. ეს სტადიებია:

1. ბეინიტური ფერიტის წარმოქმნა და შემდგომი ზრდა. იგი გრძელდება გარემომცველი აუსტენიტის ნახშირბადით გამდიდრებით, რომელიც მიმდინარეობს მაქსიმალურ სიჩქარეზე, ხოლო კარბიდების გამოყოფა შეიძლება ჩაითვალოს მეორად პროდუქტად, რომელიც პროცესზე მნიშვნელოვან ზეგავლენას ვერ ახდენს. პირველი ეტაპი მთავრდება მაშინ, როდესაც გარდაუქმნელ აუსტენიტში ნახშირბადის მაქსიმალური შემცველობა მიიღწევა;

მე-2 სტადიისათვის დამახასიათებელია ძალიან დაბალი სიჩქარე, რომლის დროსაც წარმოებს ფერიტული უბნების ზრდა, ნახშირბადის კონცენტრაცია აუსტენიტში ამ დროს მაქსიმუმს აღწევს; მე-3 სტადიაში აუსტენიტის ნახშირბადით გაჯერების შემდეგ მიმდინარეობს მისი ფერიტად და კარბიდებად დაშლა. აღსანიშნავია, რომ ეს პროცესი მიმდინარეობს მხოლოდ ხანგრძლივი იზოთერმული დაყოვნების შემდეგ, რომლის დროსაც ხდება ნახშირბადის შემცირება აუსტენიტში. ეს პროცესი მიმდინარეობს  $400-350^{\circ}\text{C}$ -ზე, საიდანაც  $400^{\circ}\text{C}$ -ზე იგი მთავრდება აუსტენიტის სრული გარდაქმნით.  $350^{\circ}\text{C}$ -ზე მართალია გარდაქმნის სიჩქარე გაზრდილია, მაგრამ აუსტენიტის სრული გარდაქმნა მაინც არ მიიღწევა [19].

ბეინიტის ოპტიმალური სტრუქტურა წარმოიქმნება მხოლოდ პირველი და მეორე სტადიისას, რომელიც უზრუნველყოფს მაღალი სიმტკიცისა და პლასტიკურობის მაჩვენებლების შეხამებას. იგი განისაზღვრება სტრუქტურაში ფერიტის, აუსტენიტის და მარტენსიტის პროცენტული შეფარდებით, რაც მიიღწევა იზოთერმული წრთობის რეჟიმების შერჩევით.

#### 4. პერლიტური ფოლადის აუსტენიტის ანიზოთერმული დაშლის დიაგრამები

პერლიტური კოლონიის ზომის – P შემცირება, პერლიტის მუდმივი რაოდენობის დროს, იწვევს ცივტეხადობის ზღურბლის შემცირებას (თკრ = ფ . P- 1/2). პერლიტის რაოდენობის უბრალო გაზრდა (მოდიფიცირებისა და მიკროლეგირების გარეშე) პირიქით იწვევს [38], გამყიფების კრიტიკული ტემპერატურის გაზრდას.

როგორც ზემოთაღნიშნულიდან ჩანს, სიმტკიცის მაჩვენებლების (σდენ, σდრ) გასაზრდელად აუცილებელი იყო:

1. მარცვლების ზომების შემცირება (როგორც ფერიტის ისე პერლიტური კოლონიის);
2. მეორად ფაზებს შორის მანძილის შემცირება;
3. პერლიტის რაოდენობის გაზრდა, ანუ ფსევდოპერლიტური სტრუქტურის მიღება.

სწორედ ზემოთაღნიშნული მოსაზრებიდან გამომდინარე იქნა, ჩვენს მიერ, ტიტანის მამოდიფიცირებული და მიკრომალეგირებული თვისებები იქნა გამოყენებული, ფოლადის ქიმიური შედგენილობის – კომპოზიციის შემუშავების დროს.

საკვლევი ფოლადის ქიმიური შედგენილობის კომპოზიციათა შემუშავების დროს გარდა ტიტანით ფოლადის განაჟანგვისა და მოდიფიცირების საკითხებისა უნდა შეგვესწავლა მასთან ერთად ალუმინით განაჟანგვის საკითხებიც.

ალუმინი, როგორც ძლიერი განაჟანგველი ელემენტი ფართოდ გამოიყენება ფოლადის მეტალურგიაში.

ალუმინის განაჟანგავუნარიანობა, დღეისათვის კარგადაა შესწავლილი. დადგენილია, რომ ალუმინის მცირე დანამატებისას (<0,001) ფოლადში წარმოიქმნება რთული ნაერთები, რომლებიც შეიცავენ შპინელებს (FeO . Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ან Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> –სა და FeO-ს ხსნარებს. ალუმინის ჭარბი რაოდენობის შემთხვევაში კი წარმოიქმნება სუფთა Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. ალუმინის სხვადასხვა კონცენტრაციის დროს, შესაძლებელია ჟანგბადის მოსალოდნელი კონცენტრაციის გაანგარიშება რკინაში 16000K-ზე.

[Al], % . . . 0.004, 0.006, 0.01, 0.02, 0.05, 0.1

[O], % . . . . 0.0031, 0.0024, 0.0017, 0.0011, 0.0006, 0.0004.

ამ მონაცემების მიხედვით ალუმინის კონცენტრაციის მცირე ცვლილებაც კი მნიშვნელოვნად ამცირებს ჟანგბადის შემცველობას რკინაში [34].

გასული (XX) საუკუნის 30-იან წლებიდან მოყოლებული უამრავი ექსპერიმენტები

იქნა ჩატარებული ალუმინზე, აშშ-ში, სსრკ-ში და სხვა ქვეყნებში, რომელთა შედეგადაც შესწავლილი იქნა ალუმინი როგორც განმჟანგველი, მარცვლების ზომების რეგულატორი, ფოლადის დაბერების შემანელებელი და ა.შ., რის შედეგადაც იგი დღეისათვის ფართოდ არის გამოყენებული ფოლადის წარმოებაში.

ალუმინის განმჟანგავუნარის შესწავლის თვალსაზრისით საყურადღებოა გილტისა და კრაფტის მიერ ჩატარებული ექსპერიმენტები, საცდელ ფოლადებზე, როდესაც სილიციუმისა და მანგანუმის შემცველობა შენარჩუნებული იყო, ნორმალური სამრეწველო ფოლადებისათვის განსაზღვრულ ზღვრებში და ხდებოდა ალუმინის შემცველობის ვარირება. ცდები ტარდებოდა ~ 16000ჩ-ზე. ამ კვლევების შედეგები მოცემულია სურ. 1, 2 და 3-ზე [40]. როგორც აღნიშნული კვლევების შედეგებიდან ჩანს სილიციუმის გავლენა ფოლადის ალუმინით განჟანგვაზე, შედარებით მცირეა; მანგანუმი კი, რომელიც თავისთავად შედარებით სუსტი განმჟანგველია, არსებითად ზრდის ალუმინის განმჟანგავ უნარს, როდესაც ორივე განმჟანგველი ერთდროულად გამოიყენება. ასე მაგალითად 0,05% ნარჩენი ალუმინი წონასწორულ მდგომარეობაში იმყოფება 0,01% ჟანგბადთან, მაღალი სისუფთავის გამდნარ რკინაში. თუმცა იმ დნობებში, რომლებიც შეიცავენ მანგანუმს 0,45%-ის რაოდენობით, 0,05% ალუმინი უკვე წონასწორობაშია 0,003% ჟანგბადთან. მანგანუმის შემცველობის გაზრდის დროს, მაგალითად 0,65%-დე, ჟანგბადის რაოდენობა, რომელიც წონასწორობაში იმყოფება 0,05% ალუმინთან, 0,002%-ზე ნაკლებს შეადგენს. აქედან გამომდინარე ალუმინით განჟანგულ ფოლადებში 0,50% მანგანუმი ფოლადში ჟანგბადის ხსნადობას 75%-ით ამცირებს [40].

არსებული ლიტერატურული მონაცემების მიხედვით [40 და სხვ.] ფოლადის გასაჟანგავად გამოიყენებენ ალუმინს სხვადასხვა სახით. მაგალითად: ტექნიკურად სუფთა ალუმინს, მეორეულ ალუმინს ანდა ალუმინის სპეციალურ შენადნობებს (ალისფერი – შეიცავს 20% ლ, 40% ში და 40% ე . ფეროალუმინი, რომელიც შეიცავს 40-50% ალუმინს; ალსიმინი, რომელიც შეიცავს 50% ლ, 35% ში და 15% ე-ს და სხვ.), გრანულების, მავთულის მოკლე ნაჭრების ან და მცირე ზომის (დაახლოებით 450გ) სხმულების სახით. არსებობს ალუმინის დამატების სხვადასხვა ხერხი:

1. ერთ-ერთი ყველაზე გავრცელებული ხერხია ალუმინის ციცხვში დამატება

დნობის გამოშვების დროს. ჩვეულებრივ ალუმინს ამ შემთხვევაში ამაგრებენ შტანგაზე და ისე ჩაძირავენ გამდნარ ფოლადში. თუმცა დადგენილი იყო, რომ თუ ლითონი (მეტ-ნაკლებად) თავისუფალი იქნება წიდისაგან, ლითონის გამოშვების დასაწყისიდანვე, მაშინ შეიძლებოდა ალუმინის მიცემა ღუმელიდან ციცხვში მიმართული ლითონის ჭავლში.

2. მეორე ხერხით ალუმინს უმატებენ ღუმელში, ფეროშენადნობების დამატებისთანავე, უშუალოდ დნობის გამოშვების წინ. ამ შემთხვევაში ძალზე არსებითია ამოტივტივების თავიდან აცილება მის გადნობამდე დამუხანგველ წიდაში. ამის მიღწევა შეიძლება ალუმინის კარგი დამაგრებით შტანგაზე. ეს მეთოდი გარკვეულწილად მოუხერხებელი და არასაიმედოა, რადგანაც ალუმინი ხშირად ამოტივტივდება ხოლმე წიდაში, რაც იწვევს მის მნიშვნელოვან დანაკარგებს.

3. მესამე ხერხის გამოყენება ხდება უსაჩერო ციცხვების შემთხვევაში. ამ დროს ალუმინს უმატებენ ციცხვში, მისგან წიდის გადმოღვრის შემდეგ. დოლური ციცხვების გამოყენების დროს შესაძლებელია მდიდარი რკინა-ალუმინის შენადნობით სარგებლობა. ამ შენადნობს უშვებენ ჩამოსასხმელ ციცხვში და გულდასმით მოურევენ, შემდგომი გადასხმით ერთი ციცხვიდან მეორეში. ალუმინის დამატების ამ ხერხის უპირატესობა ის არის, რომ იგი უმნიშვნელოდ იკარგება დაჟანგვით და გარანტირებულია ფოლადში მისი თანაბარი განაწილება. ალუმინის დამატების ხერხის შერჩევა დამოკიდებულია ამა თუ იმ ქარხნის საწარმოო პრაქტიკასა და გამოცდილებაზე, მათ მიერ წარმოებული ფოლადების სახეებზე, აბაზანაში ჟანგბადის სავარაუდო რაოდენობაზე და სხვა.

ცნობილია, რომ მყარი არალითონური ჩანართების არსებობა, თითქმის რკინის ყველა შენადნობში წარმოადგენს ამ შენადნობების გამოდნობისა და რაფინირებისათვის გამოყენებული მოწყობილობებისა და მეთოდების გავლენის გარდაუვალ შედეგს. ეს ჩანართები მნიშვნელოვან გავლენას ახდენენ ფოლადის სტრუქტურასა და თვისებებზე. ძალიან დიდი ხნის განმავლობაში მიჩნეული იყო, რომ მყარი არალითონური ჩანართები მხოლოდ უარყოფითად მოქმედებენ ფოლადის სტრუქტურასა და თვისებებზე და ამიტომაც ისინი მავნე მინარევებად მიიჩნეოდნენ. დღეისათვის კი არალითონური ჩანართების არსებობა ფოლადში

ითვლება, როგორც ფოლადსადნობი პროცესის ერთ-ერთი განუყოფელი პირობა. როგორც ფოლადების წარმოების მრავალწლიანი პრაქტიკა უჩვენებს, მათი მუშაობის პროცესში, ერთი სახის ჩანართები დადებით გავლენას ახდენენ ფოლადის სტრუქტურასა და მედეგობაზე, ხოლო მეორენი პირიქით უარყოფითად მოქმედებენ.

არსებობს ფოლადებში ჩანართების ორი ძირითადი ჯგუფი. მათგან პირველის და ყველაზე მნიშვნელოვანის წარმოქმნა განპირობებულია ფოლადის გამოდნობის დროს გამოყენებული განმჟანგველების ურთიერთქმედებით, რკინაში გახსნილ ჟანგბადთან, გოგირდთან და აზოტთან. ამ ჯგუფის ჩანართების წარმოქმნის უმთავრესი მექანიზმი არის თხევად და მყარ ფოლადში, ტემპერატურის შემცირებასთან ერთად ოქსიდებისა და სულფიდების ხსნადობის შემცირება; ჩანართების ეს წარმონაქმნები იზრდება ფოლადის გამყარების პროცესში კონცენტრაციის ცვლილების შედეგად, რასაც შეუძლია ფოლადის ჯერ კიდევ თხევადი ნაწილის გაჯერება ოქსიდებითა და სულფიდებით.

ჩანართების მეორე ჯგუფი შედგება ცეცხლგამძლე მასალებიდან ამომტვრეული ან მათი ზედაპირიდან ჩამორეცხილი ნაწილაკებისაგან. ასეთი ჩანართების ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი წყაროა ციცხვის კედლების ჩამორეცხვა, ფოლადის ჩამოსხმის დროს.

პირველი ჯგუფის ჩანართებს ეწოდება ენდოგენური ანუ ბუნებრივი ჩანართები და მას შეიცავს რკინის ყველა მასალა; ხოლო მეორე ჯგუფის ჩანართებს ეწოდება ეგზოგენური ანუ შემთხვევითი ჩანართები. ზომების მიხედვით ენდოგენური ჩანართები, უმეტესწილად მცირეა ჩვეულებრივ 0,025 მმ-ზე ნაკლები, ხოლო ეგზოგენური ჩანართების ზომები, ჩვეულებრივ საკმაოდ დიდია და მათი სიგრძე ხშირად 3 მმ-ს აღემატება.

აღსანიშნავია, რომ გულდასმით ჩატარებული, კონტროლირებული განჯანგვა ალუმინით, არ ახდენს უარყოფით გავლენას ფოლადის საერთო სისუფთავეზე. ალუმინის დამატება იწვევს სხვა მინარევებიდან, თვით ში 2-დანაც კი ჟანგბადის წართმევას და წარმოიქმნება ლ2 3.

ალუმინის ჟანგის ( ლ2 3) რაოდენობა ალუმინით განჯანგულ ფოლადებში, საშუალოდ შეადგენს 0,015-0,020%, უმეტესწილად ნაკლებს, ვიდრე შეიძლება

ველოდეთ, ჟანგბადთან რეაქციის სრულად დასრულებისათვის საჭირო რაოდენობით ალუმინის დამატების დროს. სხვა სიტყვებით, რომ ვთქვათ ლ2 3-ის შემცველობა, რომელსაც ყველა ფოლადი შეიცავს, ყველგან ერთნაირია, მიუხედავად მათში ჟანგბადის შემცველობის დონისა და იგი პრაქტიკულად დამოკიდებული არ არის დამატებული ალუმინის რაოდენობაზე. ეს მიუთითებს ლ-ით განჟავული ფოლადიდან თიხამიწის ძალიან დიდი სიჩქარით მოცილებაზე. როგორც ჩანს, ალუმინი წიდად იქცევა რკინის ალუმინატში, რომელსაც ძალუმს მსხვილ ნაწილაკებად ჩამოყალიბება და ისინი დიდი სიჩქარით ამოდინან გამდნარი ლითონის ზედაპირზე.

ფოლადებში ლ2 3-ის პრაქტიკულად თანაბარი შემცველობა, ზოგჯერ გამოიყენება ფოლადში ნარჩენი ალუმინის ექსპრეს-განსაზღვრისათვის. ამ ხერხის შემთხვევაში ალუმინის საერთო რაოდენობა განისაზღვრება სპექტრალური ანალიზით და მიღებული მნიშვნელობიდან გამოითვლება ალუმინის მუდმივი შემცველობა ლ2 3-ის სახით.

ოქსიდურმა ჩანართებმა გარკვეულ პირობებში შეიძლება უარყოფითი გავლენა მოახდინონ ფოლადის მექანიკურ თვისებებზე, თუმცა სხვა შემთხვევაში მათი გავლენა შეიძლება სასურველი იყოს.

როგორც წესი, უწესრიგოდ განაწილებული ენდოგენური ჩანართები ან მავნეა ან გარკვეულად სასარგებლო. ისინი შემაფერხებელ გავლენას ახდენენ მარცვლის ზრდაზე და როგორც ჩანს არ მოქმედებენ ფოლადის დაღლილობით თვისებებზე. ჯაჭვურ ჩანართებს შეუძლიათ შეამცირონ პირაპირა ნადულ-ნაკერის ხარისხი.

ენდოგენური ჩანართების საპირისპიროდ, ეგზოგენური ჩანართები უმეტესწილად, მავნე ზეგავლენას ახდენენ ფოლადის მექანიკურ თვისებებზე, დიდი შემთხვევითი ჩანართები ხშირად გამხდარა ფოლადის დეტალების ცუდი მუშაობის მიზეზი.

ალუმინი დადებით გავლენას ახდენს აუსტენიტის მარცვლების ზომებზე, იმავე მიმართულებით მოქმედებს ტიტანიც. ამ მხრივ ალუმინის დანამატის ეფექტურობა დამოკიდებულია გამდნარი ფოლადის დაჟანგვის ხარისხზე. აქედან გამომდინარე ალუმინის გამოყენების დროს, მარცვლების ზრდის შემაფერხებელი



მიზნით, გასათვალისწინებელია ისეთი ფაქტორები, რომლებიც მოქმედებენ გამდნარ ფოლადში რკინის ჟანგის რაოდენობაზე ფოლადის განჟანგვის წინ და აგრეთვე დამატებული ალუმინის რაოდენობა და ის პირობები რომლის დროსაც ხდება მისი დამატება. ასე მაგალითად წვრილმარცვლოვანი მაღალნახშირბადიანი ფოლადების მისაღებად ალუმინის ნაკლები რაოდენობაა საჭირო, ვიდრე წვრილმარცვლოვანი დაბალნახშირბადიანი ფოლადების მისაღებად. ფოლადში სილიციუმისა და მანგანუმის შემცველობა ასევე გავლენას ახდენს ალუმინის დანამატის საჭირო რაოდენობაზე. ალუმინის ეფექტურობა, როგორც მარცვლების ზრდის შემაფერხებელი ელემენტისა იზრდება, თუ ალუმინის დამატება ხდება, ფოლადის სილიციუმით განჟანგვის შემდეგ.

არსებობს ორი ძირითადი სკოლა, რომელიც ხსნის ალუმინის მიერ ფოლადის მარცვლის ზრდის ტემპერატურის გაზრდის მექანიზმს. ყველაზე საყოველთაოდ მიღებული თეორია მდგომარეობს იმაში, რომ ცეცხლგამძლე ჟანგეულების წვრილდისპერსიული ნაწილაკები, ძირითადად თიხამიწა, კარბიდები და ნიტრიდები, წარმოადგენენ მარცვლის ზრდის ინგიბიტორებს. აუსტენინიტის ტემპერატურის გაზრდის დროს, საბოლოო ჯამში მიიღწევა ის ოპტიმალური ტემპერატურა, რომლის დროსაც წვრილი ცეცხლგამძლე ნაწილაკების საკმაო რაოდენობა იხსნება ანდა კოალიცირდება, რაც ხელს უწყობს მარცვლის უფრო სწრაფ ზრდას. ეს ოპტიმალური ტემპერატურა დამოკიდებულია, დამატებული ალუმინის რაოდენობაზე, აბაზანის დაჟანგულობაზე, ფოლადის შედგენილობაზე და სხვა ცვლად ფაქტორებზე. მეორე თეორიის თანახმად, რომელიც მაკ-კვედის მიერ იყო შემოთავაზებული [40], ნარჩენი ლითონური ალუმინი, რომელიც ფოლადში მყარი ხსნარის სახით იმყოფება გავლენას ახდენს კარბიდების ხსნადობაზე და ამის შედეგად აფერხებს აუსტენიტის მარცვლის ზრდას.

დღეისათვის მრავალი კვლევის შედეგები ადასტურებენ, რომ ალუმინის ნიტრიდი ფოლადის მარცვლის ყველაზე მნიშვნელოვანი ინჰიბიტორია. ეს თვალსაზრისი კარგად ეთანხმება იმას, რომ გამოყენებული სხვა გამჟანგველები მაგალითად თი და ძრ, რომლებიც ეფექტურად სწევენ მაღლა ფოლადის მარცვლის ზრდის ტემპერატურას, ასევე წარმოქმნიან მდგრად ნიტრიდებს.

ნიტრიდების ხსნადობის გაზრდა აუსტენიტში, უფრო მაღალ ტემპერატურებზე, სხვა ფაქტორია, რომელიც ეხმარება ფოლადში მარცვლის ზრდის მიზეზების ახსნას, მაღალ ტემპერატურებზე.

მიჩნეულია, რომ ალუმინი გავლენას ახდენს ფოლადის გრაფიტიზაციაზე, ანუ ჩანასახების წარმოქმნისა და ზრდის პროცესზე. ალუმინით დამშვიდებულ ფოლადებში საინკუბაციო პერიოდი მნიშვნელოვნად მცირეა, ვიდრე ალუმინის გარეშე გამჟანგველ ფოლადებში, რაც აიხსნება თიხამიწის ჩანასახების არსებობით. უივერსის კვლევების შედეგებმა აჩვენა, რომ გრაფიტიზაციის მეორე და მესამე სტატიაზე დიდ გავლენას ახდენს ლითონური ალუმინი, რომელიც იმყოფება ფერიტში მყარი ხსნარის სახით, რადგანაც, როგორც უკვე იყო აღნიშნული, ლ2 3-ის შემცველობა ალუმინით განჟანგულ ფოლადებში, თითქმის მუდმივია. ალუმინის დანამატის რაოდენობისაგან დამოუკიდებლად.

ბენედიქსი და ლეფკვისტი თვლიდნენ, რომ თიხამიწა ასრულებს ჩანასახების როლს, გრაფიტიზაციის პროცესში, რადგანაც ლ2 3-სა და გრაფიტს თითქმის ერთი და იგივე ტიპის კრისტალური სტრუქტურა გააჩნიათ და ლ2 3-მა შეიძლება კატალიზატორის როლი შესარულოს გრაფიტის წარმოქმნაზე. მაღალნახშირბადიან ფოლადებში ხშირად არის შენიშნული თუ როგორ განლაგდება გრაფიტი, გლინვის დროს წაგრძელებული თიხამიწოვანი ჩანართების გასწვრივ.

სხვა შესაძლო მექანიზმი, რომლის მეშვეობითაც ალუმინს შეუძლია გავლენა მოახდინოს ფოლადის გრაფიტიზაციაზე, მდგომარეობს რკინისა და ალუმინის ატომების ზომებს შორის განსხვავებაში. ნორბურიმ სამსხმელო თუჯების ერთ-ერთი კვლევისას დაასაბუთა, რომ, ელემენტების მაგრაფიტიზირებელი მოქმედება მყარ ხსნარში, იზრდება, მაშინ როდესაც გახსნილი ატომები და რკინის ატომები მეტად განსხვავდებიან თავიანთი ზომებით. ფოლეიმ ივარაუდა, რომ ხანგრძლივი დაყოვნების დროს, სუბკრიტიკულ ტემპერატურებზე, ალუმინით განჟანგულ ფოლადებში, ტემპერატურათა მერყეობამ შეიძლება ხელი შეუწყოს კარბიდების დაშლას, გრაფიტის შემდგომი წარმოქმნით. რკინა-ნახშირბადის მდგომარეობის დიაგრამა გვიჩვენებს, რომ, ნახშირბადის ხსნადობა ფერიტში ქვედა კრიტიკულ წერტილში დაახლოებით 10-ჯერ მეტია ვიდრე ოთახის ტემპერატურაზე. ეს იმას

ნიშნავს, რომ როდესაც ფოლადის ტემპერატურა მაღლა იწევს, კარბიდების გარკვეული რაოდენობა იშლება და ნახშირბადი იხსნება ფერიტში; როდესაც ტემპერატურა გარკვეულ დონემდე მცირდება – ჭარბი ნახშირბადი გამოიყოფა. ალუმინის არ არსებობის შემთხვევაში გამოყოფილი ელემენტარული ნახშირბადი ისევე უერთდება რა ე-ს წარმოქმნის კარბიდებს, მაგრამ ლითონური ალუმინის არსებობის დროს ეს უკანასკნელი მიისწრაფვის ელემენტარული ნახშირბადის სტაბილურობისაკენ და ელემენტარული ნახშირბადი მაშინ შენარჩუნდება გრაფიტული ჩანასახის სახით. ციკლის განმეორება ტემპერატურათა მერყეობის დროს განაპირობებს დამატებითი კარბიდის დაშლას და ნახშირბადის დამატებით გახსნას, რომელსაც თან მოსდევს დამატებითი გრაფიტის გამოყოფა. ეს ძალიან ნელი პროცესი, თან ითრევს ნახშირბადის ძალიან მცირე რაოდენობას, ტემპერატურათა ფლუქტუაციების ყოველი ციკლის დროს, თუმცა დროის ძალიან ხანგრძლივ პერიოდში, გამოყოფილი გრაფიტი, საბოლოო ანგარიშით მიაღწევს მიკროსკოპულ ზომებს.

ლიტერატურული მონაცემებიდან ცნობილია, რომ ალუმინის შედარებით მცირე დანამატის დროს, დაბალნახშირბადიანი, მაღალხარისხოვანი ფოლადების გამოდნობის დროს არ არის აუცილებელი, ალუმინის შეყვანის სპეციალური ხერხების გამოყენება. ამ შემთხვევაში შესაძლებელია ალუმინის მცირე ზომის შოთები წინასწარ ჩაეწყოს ციცხვის ფსკერზე და გამდნარი ფოლადი ჩაისხას ციცხვში უშუალოდ ალუმინის შოთებზე. სწრაფი გადნობა და შერევა დნობის გამოშვების დროს უზრუნველყოფს ალუმინის თანაბარ განაწილებას ფოლადში.

ზემოთ განხილულ საკითხებს თუ შევაჯერებთ სხვა მრავალრიცხოვან ლიტერატურულ მონაცემებთან და ამ მიმართულებით, ჩვენთან ჩატარებული მრავალწლიანი კვლევების შედეგებთან, დავინახავთ, რომ საკვლევი სამილე ფოლადების ქიმიური შედგენილობების შემუშავებისა და ამის შედეგად მათი მექანიკური თვისებების თუ ტექნოლოგიურობის გაუმჯობესების, ჩვენს მიერ არჩეული მიმართულება გამართლებული იყო.

ლიტერატურის მიმოხილვით დადგენილი იქნა შემდეგი:

1. ნახშირბადმცირე და საშუალონახშირბადიანი ფოლადების სტრუქტურისა და თვისებების გასაუმჯობესებლად, მათი მოდიფიცირება და მიკროლეგირება

ერთ-ერთი ყველაზე მარტივი, იაფი და მაღალეფექტური მეთოდია;

2. ტიტანი არის ერთ-ერთი აქტიური, კარგი განმჟანგავი, მამოდიფიცირებელი და მიკრომალეგირებელი ელემენტი, რომლის მეშვეობითაც შესაძლებელია ფოლადის პირველადი კრისტალიზაციის პროცესის აქტიური რეგულირება და დაკრისტალების დროს გამოყოფილი ფაზების დისპერსულობის ხარისხის სასურველი მიმართულებით ცვლილება;

3. ტიტანის მოქმედება შენადნობზე კომპლექსურია და ეტაპობრივი. ანუ დასაწყისში ის მოქმედებს, როგორც განმჟანგავი, ხელს უწყობს, რა დესულფურაციას და დეაზოტიზაციას, შემდეგ იგი ახდენს ფოლადის მოდიფიცირებას და ბოლოს მატრიცის მიკროლეგირებას;

4. ტიტანის თვით მცირე დანამატიც კი (0,01%...0,03%) ნახშირბადიან და ლეგირებულ ფოლადებში მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს სტრუქტურასა და თვისებებზე, რაც აიხსნება იმით, რომ იგი აქტიურად ურთიერთქმედებს ფოლადში არსებულ ძირითად მინარევებთან – ჟანგბადთან, აზოტთან, გოგირდთან, ნახშირბადთან და წარმოქმნის მტკიცე და ძნელდნობად ნაერთებს: ოქსიდებს, ნიტრიდებს, კარბიდებს, კარბონიტრიდებს სულფიდებს;

5. ფოლადისათვის ერთ-ერთი ძლიერმოქმედი და საუკეთესო განმჟანგავი ელემენტი არის ალუმინი;

6. ში-სა და ნ-ის შემცველ ფოლადებში, ში ნაკლებად მოქმედებს ალუმინით განჟანგვაზე, მაშინ როდესაც ნ, რომელიც თავისთავად სუსტი გამჟანგავია მნიშვნელოვნად ზრდის ალუმინის განმჟანგავ უნარს;

7. ალუმინით განჟანგულ ფოლადებში ალუმინის ჟანგის – ლ2 3-ის რაოდენობა, მიუხედავად ამ ფოლადებში ჟანგბადის შემცველობისა, თითქმის ყველგან ერთნაირია და იგი არ არის დამოკიდებული მიცემული ალუმინის რაოდენობაზე;

8. კარგ შედეგს იძლევა, როდესაც ალუმინის საჭირო რაოდენობა (ალუმინის შოთები) ციცხვში წინასწარ ეწყობა, ფოლადის ჩამოსხმის წინ;

9. ალუმინით განჟანგვის შემდეგ ტიტანით მოდიფიცირება აუმჯობესებს 20 და 45 მარკების ფოლადების ტექნოლოგიურობას უნაკერო მილების წარმოებისას, ხოლო მათი მექანიკური თვისებები უკვე სტაბილურად პასუხობს მოთხოვნებს.

## 5. ბეინიტური ფოლადის აუსტენიტის იზოთერმული და ანიზოთერმული

### დაშლის დიაგრამები

მკვლევართა უმეტესობა თვლის, რომ ბეინიტური გარდაქმნის მთელ ტემპერატურულ ინტერვალში, ფერიტი აუსტენიტიდან წარმოიქმნება მარტენსიტული მექანიზმით, რის სასარგებლოდაც შემდეგი ფაქტები მეტყველებს: ა) ნიმუშის გაპრიალებულ ბრტყელ ზედაპირზე რელიეფის წარმოქმნა, რომელსაც პერლიტური გარდაქმნის შემთხვევაში ადგილი არ აქვს;

ბ) ნარჩენი აუსტენიტის არსებობა ლეგირებულ ფოლადებში ბეინიტური გარდაქმნის დამთავრების შემდეგ მაშინ, როცა პერლიტური გარდაქმნა ყოველთვის მთავრდება აუსტენიტის გაქრობით; გ) ქვედა ბეინიტისა და მოშვებული მარტენსიტის მიკროსტრუქტურათა მსგავსება; დ) ბეინიტის ფერიტისა და მარტენსიტის კრისტალოგრაფიული სიახლოვე; ე) ზედა ბეინიტისა და დაბალნახშირბადიანი მარტენსიტის სუბსტრუქტურათა მსგავსება.

ბეინიტური გარდაქმნის მექანიზმი, მისი კინეტიკის თავისებურება, სიახლოვე, როგორც პერლიტურ, ასევე მარტენსიტულ გარდაქმნებთან, შეიძლება შემდეგნაირად აიხსნას: ბეინიტური გარდაქმნა ხდება 500-450°C ტემპერატურების ქვევით, ე.ი. რკინის რეკრისტალიზაციის ზღურბლის ქვევით, რაც ნიშნავს იმას, რომ ბეინიტურ ინტერვალში რკინის ატომების დიფუზიური გადაადგილება შეუძლებელია, რის გამოც ფერიტის წარმოქმნა  $\gamma \rightarrow \alpha$  დიფუზიური გარდაქმნით შეუძლებელი ხდება, ე. ი. ითრგუნება პერლიტური დაშლა, მაგრამ 200-250°C-ის ზევით ჯერ კიდევ შესაძლებელია ნახშირბადის აქტიური დიფუზია, რაც აუსტენიტიდან და ფერიტიდან კარბიდის გამოყოფის საშუალებას იძლევა. შუალედურ ტემპერატურამდე გადაცივებულ აუსტენიტში, ე.ი. 500-450°C-ის ქვევით, მაგრამ 200-250°C-ის ზევით, ხდება ნახშირბადის გადანაწილება: ზოგან წარმოიქმნება ნახშირბადით მდიდარი უბნები, სხვაგან – გაღარიბებული. ნახშირბადის დაბალი კონცენტრაციის მქონე აუსტენიტის უბნებში  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნა სრულდება მარტენსიტული რეაქციით.

$\alpha$  ფაზის კრისტალები წარმოიქმნება შუალედურ ტემპერატურულ ინტერვალში საწყის  $\gamma$  ფაზასთან დრეკადი კავშირისას კოჰერენტული ზრდის გზით, ე.ი. ზუსტად ისე, როგორც ხდება მარტენსიტის ფირფიტების ზრდა მარტენსიტული  $M_d$  წერტილის

ქვევით გარდაქმნისას, მაგრამ სუფთა მარტენსიტული გარდაქმნისაგან განსხვავებით, რომლისთვისაც დამახასიათებელია მარტენსიტის ფირფიტების მყისიერი წარმოქმნა, ბენიტური გარდაქმნისას  $\alpha$  ფაზის ფირფიტები შედარებით ნელა იზრდება. ეს იმით აიხსნება, რომ ტემპერატურათა შუალედურ ინტერვალში  $\alpha$  ფაზის წარმოქმნა შესაძლებელია მხოლოდ  $\gamma$  ფაზიდან, რომელიც ნახშირბადისაგან გაღარიბებულია და, აქედან გამომდინარე,  $\alpha$  ფაზის კრისტალების ზრდის სიჩქარე დამოკიდებულია ნახშირბადის ატომების დიფუზიურ მოცილებაზე. ამ ატომების მოცილებისას აუსტენიტში უშუალოდ  $\alpha$  ფაზის მახლობლად ნახშირბადის შემცველობა (% C) მაღლა იწევს და მარტენსიტული გარდაქმნა  $\gamma \rightarrow \alpha$  ხდება მოცემული ფოლადისათვის დამახასიათებელი  $M_{\alpha}$  წერტილის ზევით.

მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ნახშირბადის კონცენტრაცია არ იცვლება, იცვლება მხოლოდ გისოსი და მიიღება გადაჯერებული  $\alpha$  ხსნარი, ამიტომ,  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნის დამთავრებისთანავე იწყება კარბიდების (ცემენტიტის ან  $\epsilon$ -კარბიდის) გამოყოფა ხსნარიდან ე. ი. ფაქტიურად ხდება მოშვება.

აუსტენიტის უბნებში, რომლებიც  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნის წინ გამდიდრდა ნახშირბადით, შეიძლება გამოიყოს კარბიდები, რის შედეგადაც წარმოიქმნება ნახშირბადით გაღარიბებული აუსტენიტის უბნები, სადაც ხდება  $\gamma \rightarrow \alpha$  მარტენსიტული გარდაქმნა. მალეგირებელი ელემენტები, რომლებიც წარმოქმნიან ჩანაცვლების ხსნარებს, ბენიტური გარდაქმნისას ვერ ასწრებენ გადანაწილებას და მათი შემცველობა ფერიტსა და აუსტენიტში ერთნაირია. ქვედა და ზედა ბენიტის აგებულების განსხვავება დაკავშირებულია ნახშირბადის სხვადასხვა ძვრადობასთან ბენიტური გარდაქმნის ინტერვალის ზედა და ქვედა ნაწილებში.

ბენიტური გარდაქმნისას მაღალ ტემპერატურულ ინტერვალში  $\alpha$  ფაზაში ნახშირბადის შემცველობა მცირეა, რადგან  $\alpha/\gamma$  საზღვრის გადაადგილებისას ნახშირბადი ასწრებს აუსტენიტში გადასვლას და კარბიდების გამოყოფა ხდება პირდაპირ აუსტენიტიდან  $\alpha$  ფაზის ფირფიტებს შორის, რის შედეგადაც მიიღება ზედა ბენიტი. დაბალ ტემპერატურებზე ნახშირბადის დაბალი ძვრადობის გამო წარმოებს  $\alpha$  ფაზის გამოყოფა (ხდება ფირფიტების შიგნით), ე. ი. მიიღება ქვედა ბენიტი.

ბენიტური გარდაქმნის მექანიზმი საკმაოდ რთულია. იგი შეიცავს მარტენსიტული (ძვრადი) და პერლიტური (დიფუზიური) გარდაქმნების სინთეზს,

სადაც, როგორც ნემსისებური ფერიტი ასევე ნარჩენი აუსტენიტის ნახშირბადით არის გადაჯერებული, ამასთან აუსტენიტის სტაბილურობა შენარჩუნებულია უარყოფით (-40 °C÷-60°C) ტემპერატურებამდეც კი.

ნახშირბადიან ფოლადებში ბენიტური გარდაქმნა ხდება C მრუდის ქვევით, დაახლოებით 500-250°C ინტერვალში. მას ეწოდება აგრეთვე შუალედური, რადგან პერლიტური და მარტენსიტულ გარდაქმნებს შორის მიმდინარეობს. ამ გარდაქმნის კინეტიკა და მიღებული სტრუქტურები ატარებენ დიფუზიური – პერლიტური და არადიფუზიური – მარტენსიტული გარდაქმნების კინეტიკისა და სტრუქტურის კვლებს.

ტერმინები – „ზედა ბენიტი“ და „ქვედა ბენიტი“ იხმარება 1939 წლიდან. სმიტმა და მეკელმა ზედა ბენიტისათვის შემოიღეს ტერმინი „ფრთისებრი ბენიტი“, რომელიც უპირატესად ფორმირდება აუსტენიტის საზღვრებთან. დადგენილი იქნა, რომ ორივე – ზედა და ქვედა ბენიტი შედგება პარალელური ფირფიტების კონებისაგან, რომელიც შემდეგ მოინათლა როგორც „ბენიტის კონები“.

ბენიტურ გარდაქმნის შედეგად წარმოიქმნა α ფაზის (ფერიტის) და კარბიდის ნარევი, რომელსაც ბენიტი ეწოდება. ბენიტის კარბიდს არ აქვს პერლიტისთვის დამახასიათებელი ფირფიტოვანი აგებულება. კარბიდული ნაწილაკები ბენიტში ძალზე დისპერსიული სახით არიან წარმოდგენილი და მათი აღმოჩენა მხოლოდ ელექტრონული მიკროსკოპითაა შესაძლებელი.

შუალედური გარდაქმნის ზედა და ქვედა ბენიტს შორის პირობითი საზღვარი 350°C-ს შეადგეს. პირველი ფრთისებრი აგებულებისაა, მეორე კი – ნემსისებრ-მარტენსიტული. ქვედა ბენიტი მიკროსტრუქტურულად ძნელი გასარჩევია მოშვებული მარტენსიტისგან.

ზედა ბენიტი ქვედასაგან მკვეთრად განსხვავდება კარბიდული ფაზის განაწილების ხასიათით. ელექტრონული მიკროსკოპით ჩატარებულმა კვლევებმა აჩვენა, რომ ზედა ბენიტში კარბიდული ნაწილაკები განლაგებულია ფერიტის ფირფიტების საზღვრებშიც და ფირფიტებშიც, მაშინ როდესაც ქვედა ბენიტში კარბიდული ნაწილაკები მხოლოდ α ფაზის შიგნით არიან განლაგებულნი.

გადაცივებული აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის პროდუქტები შუალედურ ტემპერატურულ ინტერვალში თავისი ფიზიკური თვისებებით,

შედგენილობითა და ფზური სტრუქტურით ახლოსაა ნაწრთობი ფოლადის მარტენსიტის მოშვების პროდუქტებთან, როდესაც ბეინიტური გარდაქმნისა და მოშვების ტემპერატურები ერთნირია. ფერიტული ფაზა ბეინიტში წარმოადგენს ნახშირბადის გადაჯერებულ ხსნარს  $\alpha$  რკინაში.

კარბიდული ფაზა ზედა ბეინიტში არის ცემენტიტი, ქვედა ბეინიტში –  $\epsilon$ -კარბიდი, რომელიც დაყოვნების ხანგრძლივობის გაზრდით ისევე, როგორც ფოლადის მოშვებისას, გარდაიქმნება ცემენტიტად.

ტემპერატურათა ბეინიტურ ინტერვალში, ისევე როგორც პერლიტურში, გადაცივებული აუსტენიტი იწყებს დაშლას გარკვეული ინკუბაციური პერიოდის შემდეგ. ნახშირბადიანი ფოლადის იზოთერმული დაშლის დი-აგრამაზე ბეინიტური გარდაქმნა პერლიტურისაგან არაა განცალკევებული: ინკუბაციური პერიოდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გამოსახულია ერთი „C“ მრუდით.

ნახშირბადიანი ფოლადების ინკუბაციური პერიოდის მინიმუმი იმყოფება პერლიტურ არეში. მრუდის მოხრის ქვემოთ იზოთერმული გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით შეინიშნება პერლიტური არედან ბეინიტურში თანდათანობითი გადასვლა (მაგალითად, 0,9%C შემცველობის ფოლადში 530-470°C ინტერვალში). ამ შემთხვევაში ჯერ ხდება ბეინიტური გარდაქმნა, შემდეგ კი, იზოთერმული დაყოვნების ხანგრძლივობის გაზრდისას – პერლიტური, რის შედეგადაც სტრუქტურა შედგება ზედა ბეინიტისა და თხელფირფიტოვანი პერლიტისაგან. გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით პერლიტის წილი მცირდება და „C“ მრუდის მოხრის ქვევით გარკვეული ტემპერატურის შემდეგ წარმოიქმნება მხოლოდ ბეინიტი.

ბეინიტური გარდაქმნის პერლიტურისაგან გამოყოფა ძალიან კარგად ვლინდება ლეგირებული ფოლადების აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამაზე. კარბიდწარმოქმნელი ელემენტებით (Cr, W, Mo და სხვ.) ლეგირებული ფოლადების იზოთერმული დაშლის დიაგრამაზე პერლიტური დაშლის „C“ მრუდის ქვევით იმყოფება ბეინიტური გარდაქმნების დაწყებისა და დამთავრების „C“ მრუდები.

ამ ფოლადებში პერლიტური და ბეინიტური გარდაქმნების არეები შეიძლება ნაწილობრივ გადაიფაროს. ნაჩვენებია, რომ 500°C-ზე 100 წამის შემდეგ იწყება



ბეინიტური გარდაქმნა, რომელიც იზოთერმული დაყოვნების დაწყებიდან დაახლოებით 60 წუთის შემდეგ გადადის პერლიტურში.

მაღალლეგირებულ ფოლადებში პერლიტური და ბეინიტური გარდაქმნების „C“ მრუდები ერთმანეთისგან შეიძლება გამოყოფილი იქნენ გადაცივებული აუსტენიტის მაღალი მდგრადობის ტემპერატურული ინტერვლით, რომელშიც აუსტენიტი პერლიტად მრავალი საათის განმავლობაში არ გარდაიქმნება, ხოლო ბეინიტური გარდაქმნებისათვის გადაცივება ჯერ კიდევ არასაკმარისია.

ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკა პერლიტური გარდაქმნის კინეტიკის მსგავსია არა მხოლოდ ინკუბაციური პერიოდის არსებობის გამო, არამედ იზოთერმული დაყოვნებისას მოცულობის ზრდის ხასიათითაც: აუსტენიტის გარდაქმნილი მოცულობის წილი თავიდან იზრდება აჩქარებულად, შემდეგ კი ნელდება.

ბეინიტურ გარდაქმნაში შედის შემდეგი ძირითადი პროცესები: ნახშირბადის გადანაწილება, გისოსის  $\gamma \rightarrow \alpha$  გადაწყობა, კარბიდების გამოყოფა.

მკვლევართა უმეტესობა თვლის, რომ ბეინიტური გარდაქმნის მთელ ტემპერატურულ ინტერვალში ფერიტი აუსტენიტიდან წარმოიქმნება მარტენსიტული მექანიზმით, რის სასარგებლოდაც მეტყველებენ შემდეგი ფაქტორები: ა) ნიმუშის გაპრიალებულ ბრტყელ ზედაპირზე რელიეფის წარმოქმნა, რომელსაც პერლიტური გარდაქმნის შემთხვევაში ადგილი არ აქვს; ბ) ნარჩენი აუსტენიტის არსებობა ლეგირებულ ფოლადებში ბეინიტური გარდაქმნის დამთავრების შემდეგ მაშინ, როცა პერლიტური გარდაქმნა ყოველთვის მთავრდება აუსტენიტის გაქრობით; გ) ქვედა ბეინიტისა და მოშვებული მარტენსიტის კრისტალოგრაფიული სიახლოვე; ე) ზედა ბეინიტისა და დაბალნახშირბადიანი მარტენსიტის სუბსტრუქტურათა მსგავსება.

ბეინიტური გარდაქმნის მექანიზმი, მისი კინეტიკის თავისებურება, სიახლოვე როგორც პერლიტურ, ასევე მარტენსიტულ გარდაქმნებთან, შეიძლება შემდეგნაირად აიხსნას: ბეინიტური გარდაქმნა ხდება 500-450°C-ის ქვევით, ე. ი. რკინის რეკრისტალიზაციის ზღურბლის ქვევით, რაც ნიშნავს იმას, რომ ბეინიტურ ინტერვალში რკინის ატომების დიფუზიური გადაადგილება შეუძლებელი ხდება, რის გამოც ფერიტის წარმოქმნა  $\gamma \rightarrow \alpha$  დიფუზიური გარდაქმნით შეუძლებელი ხდება, ე.ი. ითრგუნება პერლიტური დამლა, მაგრამ 200-250°C-ის ზევით ჯერ კიდევ

შესაძლებელია ნახშირბადის აქტიური დიფუზია, რაც აუსტენიტიდან და ფერიტიდან კარბიდის გამოყოფის საშუალებას იძლევა. შუალედურ ტემპერატურამდე გადაცივებულ აუსტენიტში, ე.ი. 500-450°C-ის ქვევით, მაგრამ 200-250°C-ის ზევით ხდება ნახშირბადის გადანაწილება: ზოგან წარმოიქმნება ნახშირბადით მდიდარი უბნები, სხვაგან – გაღარიბებული. ნახშირბადის დაბალი კონცენტრაციის მქონე აუსტენიტის უბნებში ხდება  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნა მარტენსიტული რეაქციით.

$\alpha$  ფაზის კრისტალები წარმოიქმნება შუალედურ ტემპერატურულ ინტერვალში საწყის  $\gamma$  ფაზასთან დრეკადი კავშირისას კოჰერენტული ზრდის გზით, ე.ი. ზუსტად ისე, როგორც ხდება მარტენსიტის ფირფიტების ზრდა მარტენსიტული გარდაქმნისაგან განსხვავებით, რომლისთვისაც დამახასიათებელია მარტენსიტის ფირფიტების მყისიერი წარმოქმნა, ბეინიტური გარდაქმნისას  $\alpha$  ფაზის ფირფიტები შედარებით ნელა იზრდება. ეს იმით აიხსნება, რომ ტემპერატურათა შუალედურ ინტერვალში  $\alpha$  ფაზის კრისტალების ზრდის სიჩქარე დამოკიდებულია ნახშირბადის ატომების დიფუზიურ მოცილებაზე. ამ ატომების მოცილებისას  $M_{\alpha}$  აუსტენიტში უშუალოდ  $\alpha$  ფაზის მახლობლად მაღლა იწევს და მარტენსიტული გარდაქმნა  $\gamma \rightarrow \alpha$  ხდება მოცემული ფოლადისთვის დამახასიათებელი  $M_{\alpha}$  წერტილის ზევით.

მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ნახშირბადის კონცენტრაცია არ იცვლება, იცვლება მხოლოდ გისოსი და მიიღება გადაჯერებული  $\alpha$  ხსნარი. ამიტომ  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნის დამთავრებისთანავე იწყება კარბიდების გამოყოფა (ცემენტიტი ან  $\epsilon$  კარბიდი) ხსნარიდან ე.ი. ფაქტიურად ხდება მოშვება.

აუსტენიტის უბნებში, რომლებიც  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნის წინ გამდიდრდნენ ნახშირბადით, შეიძლება გამოიყოს კარბიდები, რის შედეგადაც წამორიქმნება ნახშირბადით გაღარიბებული აუსტენიტის უბნები, სადაც ხდება  $\gamma \rightarrow \alpha$  მარტენსიტული გარდაქმნა.

მალეგირებელი ელემენტები, რომლებიც წარმოქმნიან ჩანაცვლების ხსნარებს, ბეინიტური გარდაქმნისას ვერ ასწრებენ გადანაწილებას და მათი შემცველობა ფერიტსა და აუსტენიტში ერთნაირია.

ქვედა და ზედა ბეინიტის აგებულების განსხვავება დაკავშირებულია ნახშირბადის სხვადასხვა ძვრადობასთან ბეინიტური გარდაქმნის ინტერვალის ზედა და ქვედა ნაწილებში.

ბეინიტური გარდაქმნისას მაღალ ტემპერატურულ ინტერვალში  $\alpha$  ფაზაში ნახშირბადის შემცველობა მცირეა, რადგან  $\alpha/\gamma$  საზღვრის გადაადგილებისას ნახშირბადი ასწრებს აუსტენიტში გადასვლას და კარბიდების გამოყოფა ხდება პირდაპირც აუსტენიტიდან  $\alpha$  ფაზის ფირფიტებს შორის, რის შედეგადაც მიიღება ზედა ბეინიტი. დაბალ ტემპერატურებზე ნახშირბადის დაბალი ძვრადობის გამო ხდება  $\alpha$  ფაზის გადაჯერება ნახშირბადით და კარბიდის ნაწილაკების გამოყოფა ხდება ფირფიტების შიგნით, ე.ი. მიიღება ქვედა ბეინიტი.

**სიმტკიცე:** ბეინიტის სიმტკიცე აღემატება პერლიტისას. ამასთან, მისი სიმტკიცის მახასიათებლები იზრდება იზოთერმული გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით. ბეინიტის ამაღლებული სიმტკიცე განპირობებულია ფერიტის კრისტალების მცირე ზომებით, გამოყოფილი კარბიდის დისპერსიულობით, ნახშირბადის ატომებით დამაგრებული დისლოკაციების რაოდენობის ზრდით, ნახშირბადითა და მალეგირებელი ელემენტებით ფერიტის გისოსის დამახინჯებით.

ბეინიტის დენადობის ზღვრის დამოკიდებულება ფერიტის კრისტალების ზომასთან დაკავშირებულია ჰოლი-პეტჩის თანაფარდობით, რადგან,  $\alpha$ -კრისტალების საზღვრები დისლოკაციებისათვის წარმოადგენენ გარკვეულ ბარიერებს. იზოთერმული გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირების გამო ხდება ფერიტის დაწვრილმარცვლოვანება, რაც ბეინიტის სიმტკიცეს გაზრდის ერთ-ერთი მთავარი მიზეზია.

$\alpha$  ფაზაში არსებული კარბიდის ნაწილაკები მით უფრო ეფექტურად ამუხრუჭებენ დისლოკაციების მოძრაობას, რაც მეტია მათი რაოდენობა და რა უფორ თანაბრადაა ისინი განაწილებული. ზედა ბეინიტში კარბიდული ჩანართები უმთავრესად, როგორც ეს ზემოთაა აღნიშნული, განლაგებულია ფერიტის მარცვლების საზღვრებში, რის გამოც განმტკიცებაში მათი შეტანილი წვლილი უმნიშვნელოა. ბეინიტური გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით კარბიდების დისპერსიულობა იზრდება და, რამდენადაც დიფუზიური პროცესების ინტენსიურობა მკვეთრად კლებულობს, გამოყოფილი დისპერსიული კარბიდების დიდი წილი ვერ ასწრებს მარცვლის საზღვრებამდე გადაადგილებას და აქ უშუალოდ საზღვართან გამოყოფილი კარბი-

დული ნაწილაკების მცირე რაოდენობა იყრის თავს და, ამრიგად, მარცვლის მთელ მოცულობაში თანაბრად განაწილებული კარბიდის დისპერსიული ნაწილაკებით არმირებული ფერიტის სიმტკიცე იზრდება.

**სისალე:** ბენიტის სისალე წრფივად იზრდება ნახშირბადის კონცენტრაციის გაზრდის შესაბამისად, რაც რაოდენობრივად განსხვავებულია სისალის ზრდისაგან ნახშირბადით ზენაჯერ მარტენსიტის შემთხვევაში. აუსტენიზაციის ტემპერატურა არ ახდენს გავლენას სისალეზე, ვიდრე ის არაა საკმაოდ მაღალი, რომელიც უზრუნველყოფს კარბიდების მთლიან გახსნას [26].

შერეული მიკროსტრუქტურისათვის სისალე დამოკიდებულია გარდაქმნის ტემპერატურასა და შედგენილობაზე. ეს გამოწვეულია იმით, რომ ნარჩენი აუსტენიტის სტაბილურობა მარტენსიტული გარდაქმნისადმი იცვლება ნახშირბადის კონცენტრაციის შესაბამისად, რომლის ზღვრული მნიშვნელობა დამოკიდებულია გარდაქმნის ტემპერატურაზე.

მაღალლეგირებულ ფოლადებში ფაზური გარდაქმნები წარმოუდგენლად ნელა მიმდინარეობს ბენიტის საწყისი Bs ტემპერატურის ქვევით. აქედან გამომდინარე, ბენიტური გარდაქმნისას ნებისმიერი გარდაუქმნელი აუსტენიტი ან იშლება მოშვებულ მარტენსიტად, ან რჩება გარდაუქმნელი. დაბლლეგირებულ ფოლადებში ნარჩენ აუსტენიტს შეუძლია გარდაიქმნეს რაიმე ფორმის პერლიტად. ეს მეორადი გარდაქმნები დდი ხნის მანძილზე ცნობილი იყო, რომ გავლენას ახდენდნენ მიკროსტრუქტურის სისალეზე, თუმცა ჯერ კიდევ 1946 წელს ლიმანმა და ტროიანომ შეამჩნიეს, რომ Fe-Cr-C შენადნობებისათვის 0,08% C შემცველი შენადნობის სისალეზე იზოთერმული გარდაქმნის ტემპერატურა გავლენას ვერ ახდენდა [27].

ნახშირბადის დაბალი შემცველობა უზრუნველყოფდა მიკროსტრუქტურის მთლიანად ბენიტურობას ყველა შესწავლილი ტემპერატურისათვის, რაც მაღალნახშირბადიანი ფოლადის საპირისპირო სურათია, სადაც სისალე თავიდან მცირდება გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით. ეს იმიტომ ხდება, რომ ბენიტის წილი იზრდება ისეთი ნარჩენი ფაზების ხარჯზე, როგორებიცაა მარტენსიტი და არაორდინარული პერლიტი. ეს ხდება მიუხედავად იმისა, რომ ბენიტური ფერიტის დისლოკაციური სიმკვრივე იზრდება გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით [28]. სტრუქტურული მდგენელების მარტენსიტის, პერლიტის რაოდენობის შემცირება

აკომპენსირებს დისლოკაციების სიმკვრივის ზრდას.

იზოთერმული გარდაქმნით მიღებული ბეინიტისა და პერლიტის შერეულ მიკროსტრუქტურაში ბეინიტის მიკროსისალე აღმოჩნდა პერლიტისაზე ნაკლები. ასეთი სურათია მაშინაც, როდესაც პერლიტი და ბეინიტი ერთი და იგივე ტემპერატურაზე იყვნენ წარმოქმნილი. ეს ადვილი ასახსნელია, თუ მხედველობაში მივიღებთ, რომ პერლიტი იზრდება ნახშირბადით გმდიდრებული აუსტენიტიდან და ამიტომ შეიცავს ბევრად მეტ ცემენტიტს, ვიდრე ბეინიტი. ბეინიტის სისალე უგრძობელია აუსტენიტის მარცვლის ზომისადმი მაშინაც კი, როდესაც ეს უკანასკნელი გავლენას ახდენს ბეინიტის კონის სისქეზე [30].

ეს მოსალოდნელი იყო, რამდენადაც, ბეინიტის სუბაგრეგატების ზომა აუსტენიტის მარცვლის ზომის ძლიერ გავლენას განიცდის. რადგანაც სუბაგრეგატები ბევრად მცირე ზომის არიან, ისინი მნიშვნელოვან გავლენას ახდენენ სიმტკიცეზე. იგივე მიზეზით მთლიანად ბეინიტური მიკროსტრუქტურის სისალე უგრძობობა აუსტენიზაციის ტემპერატურისადმი [27, 30].

**პლასტიკურობა:** ჯერ კიდევ 1957 წელს იყო აღნიშნული [31], რომ დაბალნახშირბადიანი ბეინიტური ან მარტენსიტული ფოლადები ყოველთვის აჩვენებენ მაღალ პლასტიკურობას გაჭიმვაზე გამოცდის დროს, მათი იდენტური სიმტკიცის ნახშირბადის მაღალი შემცველობის ნიმუშებთან შედარებით იგივე ავტორთა შემდგომმა გამოკვლევებმა დაადასტურეს, რომ პლასტიკურობის გაუმჯობესება შესაძლებელია მთლიანად ბეინიტურ სტრუქტურაში ნახშირბადის შემცველობის შემცირებით, მაშინ, როდესაც სიმტკიცის შენარჩუნებისათვის გამოიყენება ჩანაცვლების მყარი ხსნარით განმტკიცება. კარბიდული ნაწილაკების რიცხვი ერთეულ მოცულობაში იზრდება ბეინიტური ფოლადების ნახშირბადის შემცველობის მიხედვით. ამრიგად, ნახშირბადის შემცველობის გაზრდით პლასტიკურობა უნდა შემცირდეს მაშინაც კი, როცა სიმტკიცე მუდმივი რჩება ან მცირდება.

სიცარიელების ჩანასახი ახდენს მარტენსიტის მყიფე ნგრევის ინიცირებას. დაბალნახშირბადიანი მთლიანად ბეინიტური ფოლადების წაგრძელება ყოველთვის აღემატება იგივე სიმტკიცის მოშვებული მარტენსიტისას, მაშინ, როდესაც მაღალნახშირბადიანის შემთხვევაში სურათი შებრუნებულია [27].

ორივე საერთო წაგრძელება და მისი პლასტიკური კომპონენტი, აღწევს მაქსიმუმს, როგორც ნარჩენი აუსტენიტის წილის ფუნქცია, როდესაც უკანასკნელი იცვლება ბეინიტურ ფერიტში იზოთერმული გარდაქმნის ხარისხის ცვლილებით [19].

პლასტიკურ და საერთო წაგრძელებას შორის განსხვავება მცირდება ნარჩენი აუსტენიტის ოპტიმალური მოცულობის მიღწევასას, ამ უკანასკნელის შემდგომი ზრდა დაკავშირებულია გამჭიმავ რღვევასთან, რომელსაც ადგილი ყელის წარმოქმნის არასტაბილურობის წინ, როდესაც პლასტიკურ და საერთო წაგრძელებას შორის განსხვავება ქრება.

უკეთესი წაგრძელება შეინიშნება, როდესაც ნარჩენი აუსტენიტი იმყოფება უმთავრესად აფსკების სახით ბეინიტის სუბაგრეგატებს შორის, ვიდრე ბეინიტის კორებს შორის დაბლოკილი რეგიონების სახით [19].

აუსტენიტის ოპტიმალური შემცველობა იზრდება გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით. იმავე მიზეზით წაგრძელება ნაკლებადმგრძნობიარე ხდება ნარჩენი აუსტენიტის შემცველობისადმი გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით. მიუხედავად იმისა, რომ მექანიკურად არასტაბილური აუსტენიტი იწვევს ბეინიტური ფოლადების დარტყმის სიბლანტის შემცირებას, პლასტიკურობა იზრდება TRIP-ეფექტების წყალობით დეფორმაციის დაბალი სიჩქარის პირობებში [18, 20].

**დარტყმითი სიბლანტე:** დარტყმის სიბლანტე გულისხმობს ნიმუშის ნგრევისას შთანთქმული ენერჯის გაზომვას. გაზომვას ხშირად ახდენენ ჩაჭრილ ნიმუშებზე, რომელთაგან ყველაზე მიღებულია შარპის სინჯი. ის ახდენს ძაბვის კონცენტრაციას, აძლიერებს პლასტიკურ წინაღობას და მყიფე ნგრევის ალბათობას ზრდის.

გამოცდას ატარებენ ტემპერატურულ ინტერვალში. მიიღება დარტყმითი სიბლანტის დამოკიდებულება გამოცდის ტემპერატურის მიხედვით. მრუდის მაღალ ტემპერატურებზე მიღებული ბაქანი შეესაბამება პლასტიკურ ნგრევას. ქვედა ბაქანი კი შეესაბამება ლითონის გამყიფებას–მყიფე ნგრევას. ამ ორ ბაქანს შორის რღვევას–ნგრევას შერეული ხასიათი აქვს (სახეზეა მყიფე და პლასტიკური ნგრევის გარდამავალი რეგიონი).

გამყიფების ზღურბლად ითვლება გამოცდის ის ტემპერატურა, როდესაც რღვევის რელიეფში მყიფე და ბლანტი მდგენელების რაოდენობა ერთმანეთის ტოლია. ზღურბლის ქვევით ლითონის გამოყენება სასურველი არ არის ამიტომ, რომ

მყიფე ნგრევა სრულდება სწრაფად და მოულოდნელად.

ირვინმა და პიკერინგმა შეისწავლეს ნორმალიზებული დაბალნახშირბადიანი ბენიტური ფოლადის დარტყმის სიბლანტე, რომელთა ნიმუშები თავისუფალი იყო ქვევექტეპტოიდური ფერიტისაგან და თითქმის თავისუფალი მარტენსიტისაგან [17].

ნახშირბადისა და ჩანაცვლებული კომპონენტების დაბალი კონცენტრაციების კომბინაცია, ცემენტის გამოყოფის სიადვილე და უწყვეტი გაცივებით თერმული დამუშავება ბენიტურ რეაქციას საშუალებას აძლევს დახარჯოს მთელი აუსტენიტი.

რბილი, ზედა ბენიტის დარტყმის სიბლანტე აღმოჩნდა უგრძობი ერთსაათიანი მოშვებისადმი 925K-ზე, ვიდრე ფერიტი დარჩა ფირფიტების ფორმით. ზედა ბენიტი მიღებული იყო მაღალ ტემპერატურაზე გარდაქმნით, სადაც მოშვებას ადგილი აქვს გარდაქმნის პერიოდში ისე, რომ მისი შემდგომი გავლენა მიკროსტრუქტურაზე უმნიშვნელო იყო.

უფრო მაღალი სიმტკიცის მიღება შეიძლება ქვედა ბენიტზე გარდაქმნისას, რომელსაც კარგი დარტყმის სიბლანტე აქვს ზედა ბენიტთან შედარებით, რაც გამოწვეულია ქვედა ბენიტში კარბიდის ნაწილაკების უფრო მაღალი დისპერსიულობით და თანაბარი განაწილებით.

განვიხილოთ მიკრობზარის ჩანასახი C სიგრძის გრიფიტის ბზარის სახით. რღვევის ძაბვა

$$\sigma_F = \left[ \frac{4E\sigma_p}{\pi(1-V^2)C} \right]^{\frac{1}{2}}$$

სადაც E არის იუნგის მოდული ფერიტისათვის;

V – მისი პუასონის კოეფიციენტი;

$\sigma_p$  – ნგრევის პლასტიკური მუშაობა ბზარის ზედაპირის ერთეულ ფართობზე.

თუ C-ს მივიღებთ კარბიდის ნაწილაკის სისქის  $C_0$ -ის ტოლად, მაშინ ნგრევის ძაბვა აღმოჩნდება, რომ იცვლება როგორც  $C_0^{\frac{1}{2}}$ . ამ დამოკიდებულების დეტალები, რა თქმა უნდა, იცვლება კარბიდის ნაწილაკების ფორმის მიხედვით, მაგრამ მთავარი დამოკიდებულება  $\sigma_F$ -სა და C-ს შორის იგივე რჩება. მაგალითად, ფერიტისა და სფერული ფორმის კარბიდების ნარევის განხილვისას ფერიტში მყიფე ნგრევის გავრცელებისათვის აუცილებელი  $\sigma_F$  ძაბვა იქნება [22]:

$$\sigma_F = \left[ \frac{4E\sigma_P}{(1 - \nu^2)C_d} \right]^{\frac{1}{2}}$$

სადაც  $C_d$  არის სფეროიდული კარბიდის ნაწილაკის გავლენით მიღებული ბზარის დიამეტრი.

ბზარის  $C$  სიგრძის იდენტიფიკაცია კარბიდის ნაწილაკის  $C_0$  სისქესთან არის აუცილებელი დაშვება, რომელიც შეიძლება ექსპერიმენტულად დადასტურდეს ტოლღერძა ფერიტისა და ცემენტიტის ნაწილაკების მიკროსტრუქტურების შემცველი რბილი ფოლადებისათვის.

ეს არის კარბიდით კონტროლირებადი რღვევის მექანიზმი, რომლის ალტერნატიული შესაძლებლობაც არის მარცვლის ზომით კონტროლირებადი მექანიზმი, რომელშიც ნგრევის ძაბვა საჭიროა მარცვლების განვიად რღვევის გასაგრძელებლად. მაშინ  $C$  პარამეტრი იდენტიფიცირებული იქნება მარცვლის ზომის სიდიდესთან და ბეინიტის შემთხვევაში, კონის ზომასთან.

მოცემული მაქსიმალური ძაბვისათვის ბეინიტის დარტყმითი სიბლანტე ყოველთვის უფრო დაბალი იყო, ვიდრე მოშვებული მარტენსიტის. ნგრევის ძაბვა  $\sigma_F$  ყველა შემთხვევაში აღმოჩნდა დამოუკიდებელი გამოცდის ტემპერატურისაგან, მაგრამ ბეინიტს ჰქონდა უფრო დაბალი  $\sigma_F$ , ვიდრე მარტენსიტს.

**ბეინიტური ფოლადების დალილობა:** დალილობის ზღვარი არის ძაბვა, რომლის ქვევითაც დალილობის ბზარი არასოდეს განვითარდება და ჩვეულებრივ, გამოწვეულია დინამიკური დეფორმაციული დაბერებით, როდესაც მობილური დისლოკაციები დაბმულია ჩანერგილი კომპონენტებით.

დალილობაზე გამოცდა შეიძლება ჩატარდეს მთელი ციკლების პერიოდში ძაბვის ამპლიტუდის მუდმივობისას, ან ყოველი ციკლისათვის პლასტიკური დეფორმაციის დაფიქსირებით. გამოცდის შერჩევა დამოკიდებულია მოთხოვნის პირობებზე, მაგრამ ორი სახის გამოცდას შეუძლია მოგვცეს განსხვავებული ინფორმაცია მიკროსტრუქტურისა და დალილობის დამოკიდებულების შესახებ.

როდესაც დეფორმაცია ერთ ციკლზე ფიქსირებული რიცხვია, დეფორმაციისათვის საჭირო ცვლადი ძაბვის ამპლიტუდა იზრდება ციკლების რიცხვის გაზრდით, რადგან მასალა სალდება დალილობაზე გამოცდის პერიოდში. მრავალი ციკლის შემდეგ მასალა ბოლოს და ბოლოს მიაღწევს გაჯერების დონეს, რომლის



შემდეგაც ციკლური ძაბვის ამპლიტუდა  $\sigma_a$  დადლილობაზე გამოცდისას აღარ იცვლება ციკლთა რიცხვის გაზრდით.

გამოცდისათვის, რომელშიც ცვლადი ძაბვის ამპლიტუდა მუდმივია, პლასტიკური დეფორმაცია ერთ ციკლზე მცირდება მასალის ციკლური განმტკიცების მიხედვით, ვიდრე იგი, ბოლოს და ბოლოს, არ მიაღწევს მიახლოებით მუდმივ სიდიდეს.

ციკლურ განმტკიცებაში  $\sigma_a$  არის მუდმივი, მაგრამ დენადობის მყისიერი ძაბვა  $\sigma_{iY}$  გამოცდის ცალკეულ საფეხურზე იზრდება ციკლური განმტკიცების შედეგად, რამდენადაც თავისუფალი დაცურების საშუალო ფართობი  $A_s$  დისლოკაციებისათვის მცირდება.  $\sigma_{iY}$  ბოლოსდაბოლოს აღწევს გაჯერებულ  $\sigma_s$  მნიშვნელობას და ამ საფეხურთან  $A_s$  რჩება დაახლოებით მუდმივი.

შეიძლება ჩაითვალოს, რომ გამოყენებული ფოლადი შეიცავს სუბკრიტიკულ ბზარებს, მაშინ კომპონენტის ხანმდეგობა დამოკიდებულია სიჩქარეზე, რომლითაც ამ ბზარებს შეუძლიათ ნელი ზრდა კრიტიკულ ზომამდე, რომელზედაც ხდება მასალის კატოსტროფული ნგრევა. თუ ბზარის წვერთან პლასტიკური ზონა მცირეა, ნიმუშის დამახასიათებელ ზომებთან შედარებით, მაშინ წვეროს ირგვლივ მყოფი მასალა დრეკადობას ამჟღავნებს.

ხაზობრივი დრეკადი ნგრევის მექანიკის გამოყენება შეიძლება ძაბვის ინტენსიურობის ინტერვალის  $\Delta K$ -ს გამოსათვლელად, რომელიც ფიქსირდება ბზარის წვერთან ცვლადი ძაბვის წყალობით.

ძაბვის ინტენსიურობის ინტერვალის დაკავშირებული იქნეს ბზარის ზრდის სიჩქარესთან  $\frac{da}{dN}$ , რომელიც არის ბზარის ფრონტის გადაადგილების საშუალო მანძილი ერთი ციკლისათვის.

ექსპერიმენტმა აჩვენა, რომ არსებობს  $\Delta K$ -ს მინიმალური მნიშვნელობა, რომლის ქვევითაც სუბკრიტიკული ბზარები არ ვრცელდება. ბზარის ფრონტის საშუალო გადაადგილება ზოგჯერ ნაკლებია ატომთშორის ბიჯზე ერთი ციკლისათვის და დადლილობით გამოწვეულ მარტენსიტულ გარდაქმნას თან ახლავს მკვეთრი ციკლური განმტკიცება.

ამის დასადასტურებლად 0,5% Cr-ის, 0,5% Mo-ის 0,25%V-ის შემცველ

ფოლადში დისპერსიულად განმტკიცებულმა მსხვილმარცვლოვანმა ფერიტულმა სტრუქტურამ გამოამჟღავნა მნიშვნელოვნად დაბალი დადლილობის ზრდის სიჩქარე  $\Delta K_{Ic}$ -ის ახლოს, ვიდრე მაღალი სიმტკიცის ბეინიტურმა და მარტენსიტურმა სტრუქტურებმა იმავე შენადნობში. ყველა შემთხვევაში ბზარის გზა აღმოჩნდა მარცვლებზე გამავალი [24].

## 6. პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა აუსტენიტის დაშლის კინეტიკაზე

პლასტიკური დეფორმაციის გავლენით პერლიტური გარდაქმნა ჩქარდება, ხოლო ბეინპიტური კი – არა. რაც იზოთერმული და ანიზოთერმული დაშლის დიაგრამებზე ჩანს პერლიტური უბნის გადაწევით მარცხნი მით მეტად, რაც უფრო დიდია პლასტიკური დეფორმაციის ხარისხი 5...50 %-ის ფარგლებშიდა დეფორმაციის სიჩქარე.

ატომური აზოტის საჭირო რაოდენობა ( $N=0,007-0,014\%$ ) მიიღება სპონტანურად, ლითონის დნობისას ელექტრორკალურ ღუმელში (ამოცანა მარტივდება, როცა გამოყენებულია დუპლექს-პროცესი ელექტრორკალური ღუმელი+ციცხვ-ღუმელი). გარდა ამისა, შესაძლებელია აგრეთვე სასურველი შედგენილობის კომპოზიცია გამოდნობილი იქნეს ინდუქციურ ღუმელებში აზოტის შემცველი შენადნობების გამოყენებით, მაგალითად: Fe+Si+N [15].

იმის მცდელობა, რომ განმტკიცების მოკვლევული მეთოდოლოგია გამოგვეყენებინა პრაქტიკული ამოცანების გადასაწყვეტად არ დამთავრებულა წარმატებით, მაგრამ „გაჩნდა“ ახალი იდეა: „შლეიფი“ <Ti+N+V> ხომ არ „იმუშავებს“ – იმოქმედებს ჩვეულებრივი ტექნოლოგიის პირობებში (მაგალითად, წნევით დამუშავებისა და სხვადასხვა სახის დაძველების პირობებში და სხვა) თერმოდინამიკის გარეშე [15].

აღნიშნულის კარგი მაგალითია ფოლადი 40AΓΦT, რომელიც ჩვენი რეცეპტით იქნა გამოდნობილი (დნობები №253246 და №253247) ვოლგოგრადის ქარხანაში „კრასნი

ოკტიაბრ“ („Красный Октябрь“), ხოლო მიღებული 110 მმ დიამეტრის მილნამზადებისგან სატუმბ-საკომპრესორო მილები, დიამეტრით 73 მმ და კედლის სისქით 5,5 მმ (ქუროებისათვის შესაბამისად 89 მმ და 13 მმ), გაიგლინა რუსთავში, მილსაგლინავ აგრეგატზე „140“ [15].

ჩატარებული კვლევებით დადასტურდა, რომ ძირითადი ამოცანა (სიმტკიცის „E“ ჯგუფის მილების მიღება) წარმატებით გადაწყდა ორივე ნაღობის შემთხვევაში როგორც გლინვის, ისე თერმული დამუშავების შემდეგ. რაც შეეხება ნაღობს №253246, მისგან მიღებული მილები ( $\varnothing 73 \times 5,5$  მმ) პასუხობდა სიმტკიცის უფრო მაღალი „J“ ჯგუფის მოთხოვნებს ( $\sigma_{\text{დ}} = 750$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\sigma_{\text{ს}} = 1030$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\delta_5 = 14$  %,  $\psi = 54$  %) და ახლოს იყო სიმტკიცის „M“ ჯგუფთან, რომლისთვისაც  $\sigma_{\text{დ}} \geq 760$  ნ/მმ<sup>2</sup> [15].

„შლეიფების“ ალუმინიანად შედარებამ აჩვენა, რომ №253246 ნაღობში ( $\langle \text{Ti} = 0,014$  % +  $\text{N} = 0,009$  % +  $\text{V} = 0,10$  % +  $\text{Al} = 0,034$  %) აზოტი უკეთესად არის გაწონასწორებული ტიტანით, ვიდრე №253247-ში ( $\langle \text{Ti} = 0,015$  % +  $\text{N} = 0,014$  % +  $\text{V} = 0,08$  % +  $\text{Al} = 0,029$  %). სავარაუდოდ, ასევე უფრო აქტიურია №253246 ნაღობში ვანადიუმისა და ალუმინის გავლენა სტრუქტურათა ჩამოყალიბება-ფორმირებაზე, ვიდრე №253247-ში [15].

მიუხედავად აღნიშნულისა, ფაქტი რჩება ფაქტად, „შლეიფი“  $\langle \text{Ti} + \text{N} + \text{V} \rangle$  „მუშაობს“ მილების რედუცირებისას, რისი გაძლიერებაც შეიძლება დამუშავებით „ნორმალიზაცია ნაკადში“. ჩვენი მარაგნაკეთით, აღნიშნული მოგვცემს საშუალებას სტაბილურად მივიღოთ სიმტკიცის „M“ ჯგუფის მილები. ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის დროს ფუძეში გამოყოფილი ულტრადისპერსიული ნაერთები განაპირობებს სუბმარცვლის მცირე ზომას, რაც ფაზური  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნის შედეგად უფრო დისპერსიული სტრუქტურის წარმოქმნას უწყობს ხელს. მსგავსი პროცესები შეიძლება განხორციელდეს, ე. წ. „ნანოდანამატების“ (კარბიდები, ნიტრიდები, ოქსიდები, ბორიდები და სხვა) გამოყენებითაც [15].

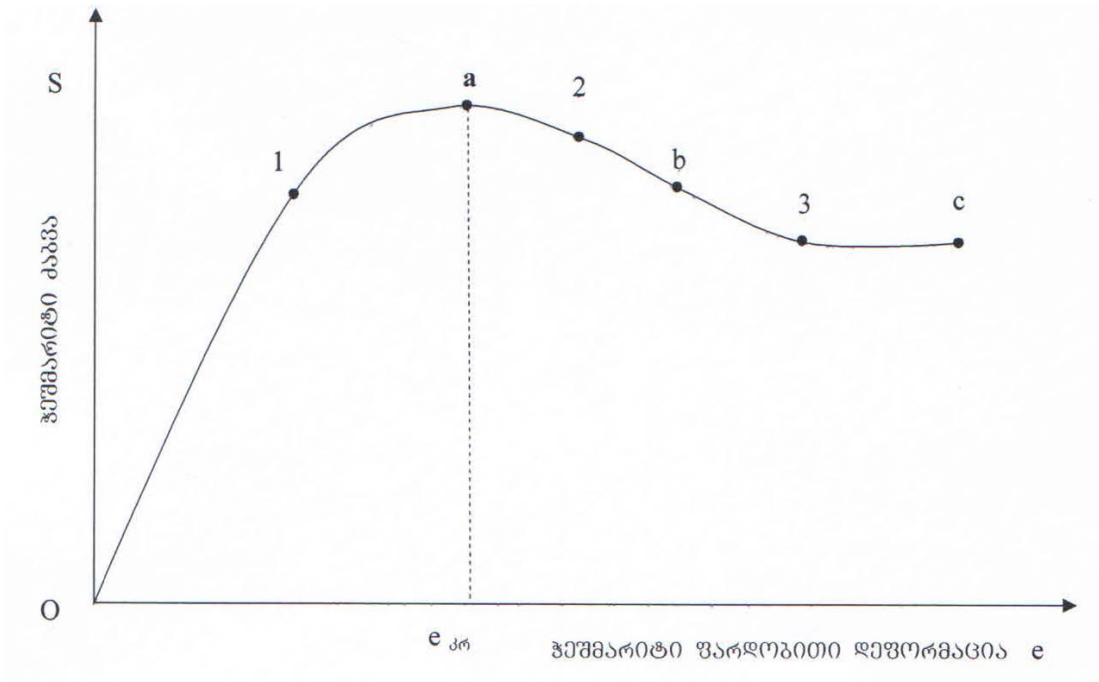
ცხელი პლასტიკური დეფორმაცია (კონტროლირებული გლინვა სწრაფი გაცივებით) დავუდევით საფუძვლად ჩვენ მიერ ჩატარებულ სამუშაოს სორტულ საამქროში. დღეს შპს „რუსთავის ფოლადის“ სორტსაგლინავ საამქროს ასეთი სახე აქვს: ნამზადის ( $100 \times 100$  მმ) განყოფილება თანამედროვე მეთოდური ღუმელით, 16 გალიანი მართვადი უწყვეტად გლინვის დგანი, რომელსაც გააჩნია ხელით მართვადი

გამაცივებელი სისტემა (მთმდ-ის ჩასატარებლად), ორი მფრინავი მაკრატელი, პირველი VI უჯრის შემდეგ, დაზიანებული თავების მოსაჭრელად, ხოლო მეორე გამაცივებელი დანადგარის შემდეგ, მზა პროდუქციის ნაკადში დასაჭრელად. სათანადო ზომებად დაჭრილი მზა პროდუქცია მიეწოდება თანამედროვე დონის მქონე მაცივარს, რომლის შემდეგ ცივად ჭრის მაკრატელზე წარმოების სათანადო სიგრძისა და წონის პაკეტების დამზადება, რის შემდეგ მზა პროდუქცია ეგზავნება მომხმარებელს [29].

გლინვის პროცესი პროფილებისთვის №№32, 28, 25 მმ მთავრდება X-ე გალზე, №№22, 20, 18 მმ – XII გალზე, №16 მმ – XIV გალზე, №№14, 12 მმ – XVI გალზე, ე.ი. მხოლოდ №№14 და 12 მმ გლინვისას მონაწილეობს უწყვეტი გლინვის მთლიანი სისტემა. სხვა შემთხვევაში გაცივების დაწყებამდე ფიქსირდება პაუზები (ყველაზე მცირე №16 მმ-ის დროს) – 3-4 წამი, რომელიც საკმარისია მეტადინამიკური რეკრისტალიზაციის განხორციელებისთვის (შევნიშნავთ, რომ ამ პროცესს არ სჭირდება ინკუბაციის პერიოდი) [29].

XX საუკუნის 70-იან წლებიდან ტექნიკურ ლიტერატურაში გამოჩნდა პუბლიკაციები, რომლებმაც ძირეულად შეცვალა არსებული წარმოდგენები ცივ და ცხელ პლასტიკურ დეფორმაციებზე. დიდხანს ასე განმარტავდნენ: თუ დეფორმაცია სრულდება ამ ლითონის (შენადნობის) რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე დაბლა მაშინ საქმე გვაქვს ცივ პლასტიკურ დეფორმაციასთან, ხოლო რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე მაღლა განხორციელებული დეფორმაცია იყო ცხელი პლასტიკური დეფორმაცია. აღმოჩნდა, რომ შესაძლებელია დეფორმაცია სრულდებოდეს სოლიდუსთან ახლოს, მაგრამ დეფორმაციის გარკვეულ ზღვრამდე პლასტიკური დეფორმაცია ხორციელდება (სრულდება) განმტკიცებით. აღებულ სისტემას არ შეუძლია უწყვეტად შთანთქას ან გამოასხივოს ენერჯია [29].

ჭეშმარიტ კოორდინატებში „S-e“ („ჭეშმარიტი ძაბვა-ჭეშმარიტი დეფორმაცია“) აგებულ დიაგრამას (სურ. 6) გააჩნია „კუზი“ – მაქსიმუმი, რომელიც მით უფრო მკვეთრად არის გამოხატული, რაც უფრო დაბალია დეფორმაციის ტემპერატურა და მაღალია დეფორმაციის სიჩქარე. აღებულ პირობებში თუ დეფორმაცია სრულდება  $e_{36}$ -მდე, მაშინ პლასტიკური დეფორმაცია სრულდება განმტკიცებით (დიაგრამაზე  $Oa$  მონაკვეთი) [29].



სურათი 6. ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის მრუდი კოორდინატებში „ჰემმარიტი ძაბვა – ჰემმარიტი დეფორმაცია“ – „S-e“ [29]

ჰემმარიტი ძაბვის გამოსაანგარიშებლად გამოიყენება ფორმულა (3),

$$S = \frac{P}{F} \quad (3)$$

ამ ფორმულაში S არის ჰემმარიტი ძაბვა, P – გლინებსა და ნიმუშზე მოქმედი ძალა, F – ნიმუშის განივკვეთის ფართობი, რომლის სიმაღლაც გლინებს შორის მანძილის ტოლია.

ჰემმარიტი დეფორმაციის გამოსაანგარიშებლად გაჭიმვისას გამოიყენება მე-4 ფორმულა, ხოლო კუმშვისას კი – მე-5 [30]:

$$e = \int_{l_0}^{l_K} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_K}{l_0} = \ln(1 + \delta) \quad (4)$$

ამ ფორმულაში e არის ჰემმარიტი ფარდობითი წაგრძელება, l – ნიმუშის სიგრძე,  $l_0$  – ნიმუშის საწყისი სიგრძე,  $l_K$  – ნიმუშის საბოლოო (კრიტიკული) სიგრძე.

$$e = \int_h^{h_0} \frac{dh}{h} = \ln \frac{h_0}{h} \quad (5)$$

ამ ფორმულაში  $e$  არის ჭეშმარიტი ფარდობითი შეკუმშვა,  $h$  – ნიმუშის სიმაღლე (სისქე),  $h_0$  – ნიმუშის საწყისი სიმაღლე (სისქე).

როდესაც  $e > e_{3\sigma}$  ( $ab$  მონაკვეთი დიაგრამაზე) იწყება, ე. წ. „დარბილების“ პროცესები: დინამიკური პოლიგონიზაცია და დინამიკური რეკრისტალიზაცია. დეფორმაციის გაზრდით განმტკიცებისა და „დარბილების“ პროცესებს შორის მყარდება გარკვეული წონასწორობა (დიაგრამაზე  $bc$  შტო). შევნიშნავთ, რომ ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის ნებისმიერ სტადიაზე დეფორმირებული ლითონი ხასიათდება დისლოკაციების გაზრდილი სიმკვრივით, რაც წარმოადგენს თერმოდინამიკურ სტიმულს, რომლის ხარჯზეც ვითარდება პროცესები დეფორმაციის დამთავრების შემდეგ. ეს პროცესებია: სტატიკური „გამობრუნება“, სტატიკური რეკრისტალიზაცია და მეტადინამიკური რეკრისტალიზაცია [29].

აღნიშნული გვქონდა, რომ მეტადინამიკური რეკრისტალიზაცია სრულდება მაშინვე, რადგან არ აქვს ინკუბაციის პერიოდი, რის გამოც აღნიშნული სახეებიდან ზემოთ აღნიშნულ პროცესებს შორის მას აქვს პრაქტიკისათვის დიდი მნიშვნელობა. ასევე მნიშვნელოვანია არსებული განმარტებები თერმომექანიკურ დამუშავებაზე. თერმომექანიკური დამუშავება წარმოადგენს სხვადასხვა თანმიმდევრობით ჩატარებული პროცესების – „დეფორმაციის“ „გახურებისა“ და „გაცივების“ ერთობლიობას, რაც, რა თქმა უნდა, განაპირობებს კრისტალური წყობის დეფექტების სიმკვრივის გაზრდას და, როგორც შედეგი, – მომდევნო სტრუქტურულ ცვლილებებს. ასევე, ყურადსაღებია შემდეგი განმარტება: „თერმომექანიკური დამუშავება თერმული დამუშავების სახეა, რომელიც მოიცავს პლასტიკურ დეფორმაციას, კრისტალური წყობის დეფექტების სიმკვრივის გაზრდის ერთ-ერთ ძირითად საშუალებას. ასეთ დეფორმირებულ მატრიცაში სრულდება ფაზური  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნა თერმული დამუშავებისას. მაშასადამე უფრო ეფექტურია დისლოკაციებისა და სხვა სახის კრისტალური წყობის დეფექტების სიმკვრივის გაზრდა დამუშავების არა რომელიმე ეტაპზე, არამედ მაშინ, როდესაც დეფორმირებულ მატრიცაში სწრაფი გაცივებით განხორციელდება  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნა [29-31].

ჩვენი პოზიციის საფუძველია XX საუკუნის 30-იან წლებში ევროპელების (განსაკუთრებით გერმანელების) მიერ ჩატარებული ფართომასშტაბიანი კვლევების შედეგები. აღნიშნულს, რა თქმა უნდა, უნდა დაემატოს ლაბორატორიულ პირობებში პრეციზიულად ჩატარებული კვლევების შედეგები [33].

ამ კვლევებისას სისტემატურად იყო გამოყენებული ოსცილოგრაფირების მეთოდი გლინებზე ლითონის საერთო წნევის, გლინების ბრუნთა რიცხვის (გლინვის სიჩქარის) და, საჭიროების შემთხვევაში, ლითონის ტემპერატურის ჩაწერისათვის დამუშავების მთლიან ციკლში (გახურება, დეფორმაცია, გაცივება). გახურება წარმოებდა ელექტრო-ღუმელში, რომელიც მიდგმული იყო მუშა უჯრაზე. სპეციალური გეომეტრიის მქონე ნიმუშები, რომლებსაც გავლილი ჰქონდათ წინასწარი თერმული დამუშავება (ორმაგი მოწვა ან მოწვა+გაუმჯობესება) ხურდებოდა თაროებზე. სათანადო დაყოვნების შემდეგ გასაგლინი ნიმუში იღებოდა სპეციალურ ღარში. მცირე დაყოვნების შემდეგ იღებოდა დაწყვილებული კარები და სპეციალური ბიძგარის საშუალებით გახურებული ნიმუში მიეწოდებოდა გლინებს [33].

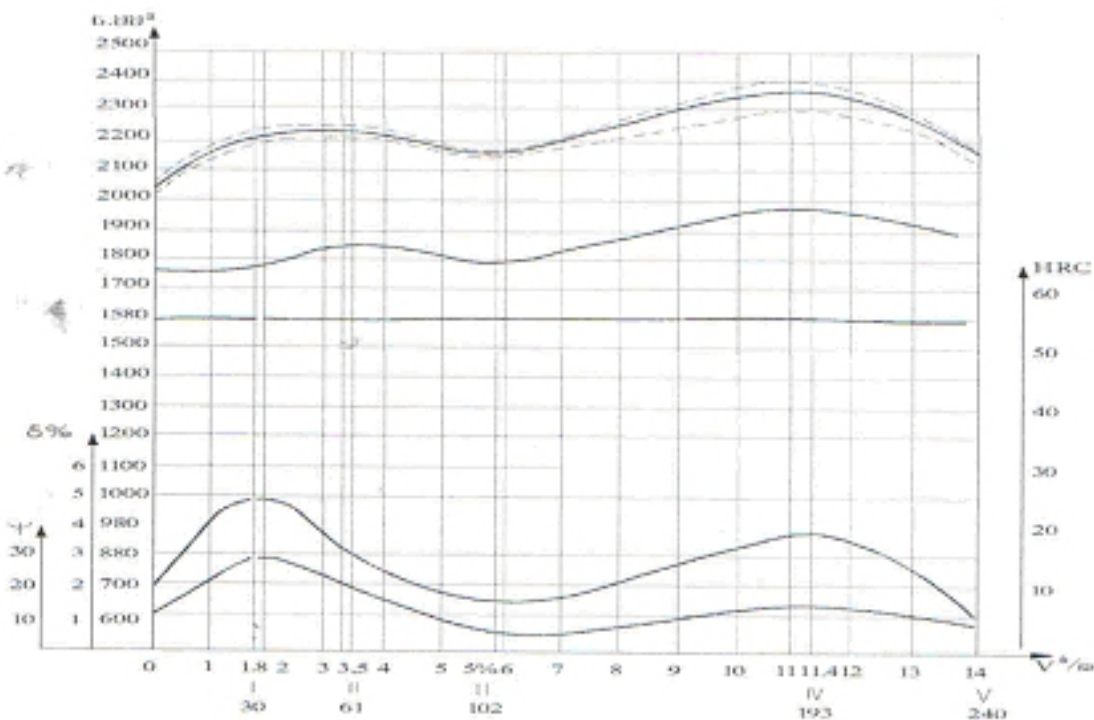
გლუვ კასრზე დეფორმირებული ლითონი (სპეციალური ექსპერიმენტების გარდა) ვარდებოდა გამდინარე წყალით სავსე ავზში. შესწავლილი იყო, ძირითადად, სხვადასხვა კლასის ფოლადები. გამოყენებული იყო აგრეთვე, როგორც სამოდელო შენადნობი, დურალუმინი. აღებულ მასალაზე (ფოლადზე) შეისწავლებოდა ფართომასშტაბიანი წინასწარი ექსპერიმენტების შემდეგ, მხოლოდ გლინვის სიჩქარის გავლენა მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების დროს (მთმდ). გაგლინულ ზოლებიდან სათანადო თერმული დამუშავების შემდეგ (აღნიშნული არ ეხება დურალუმინს, ქრომნიკელიან უჟანგავ ფოლადებს და სხვას, რომელთა სისაღე წრთობის შემდეგ უმნიშვნელოდ იცვლება). მზადდებოდა ნიმუშები მექანიკური გამოცდების ჩასატარებლად. შეისწავლებოდა სტრუქტურა, ტარდებოდა ფრაქტოგრაფიული ანალიზი და სხვა. ფრანკისა და ჰერცის ცდების მსგავსად (ე. წ. „დაქვანტვის პრინციპი“) ამ კვლევისას დიაგრამაზე „მექანიკური თვისებები – გლინვის სიჩქარე“ დაფიქსირებულია სიმტკიცის მაჩვენებლების ( $\sigma_s$ ,  $\sigma_b$ ) ორი ზრდადი მაქსიმუმი, მესამე ნავარაუდევია (სურ. 7) [29, 33].

მე-8 სურათზე წარმოდგენილია „დეფორმაციის სიჩქარის გავლენა ფოლად

50XΦA-ს დარტყმით სიბლანტეზე მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების დროს“ ნიმუშების სხვადასხვა ტემპერატურაზე (+20°C, -40°C, -120°C, -196°C) გამოცდისას [29, 33].

ამ ექსპერიმენტებში ( $t_{დფ}=800-1000^{\circ}\text{C}$ ;  $\epsilon=10-50\%$ ;  $V=1,5$  მ/წმ) ადგილი ჰქონდა საერთო წნევების მონაცემების ანალიზით „კუზის“ (მაქსიმუმის) ა წერტილის დადგენის მცდელობას, a-b უბანზე გადასვლის განსახორციელებლად გლინვის სიჩქარის გაზრდით. მიღებული შედეგები არასტაბილური იყო [29, 33].

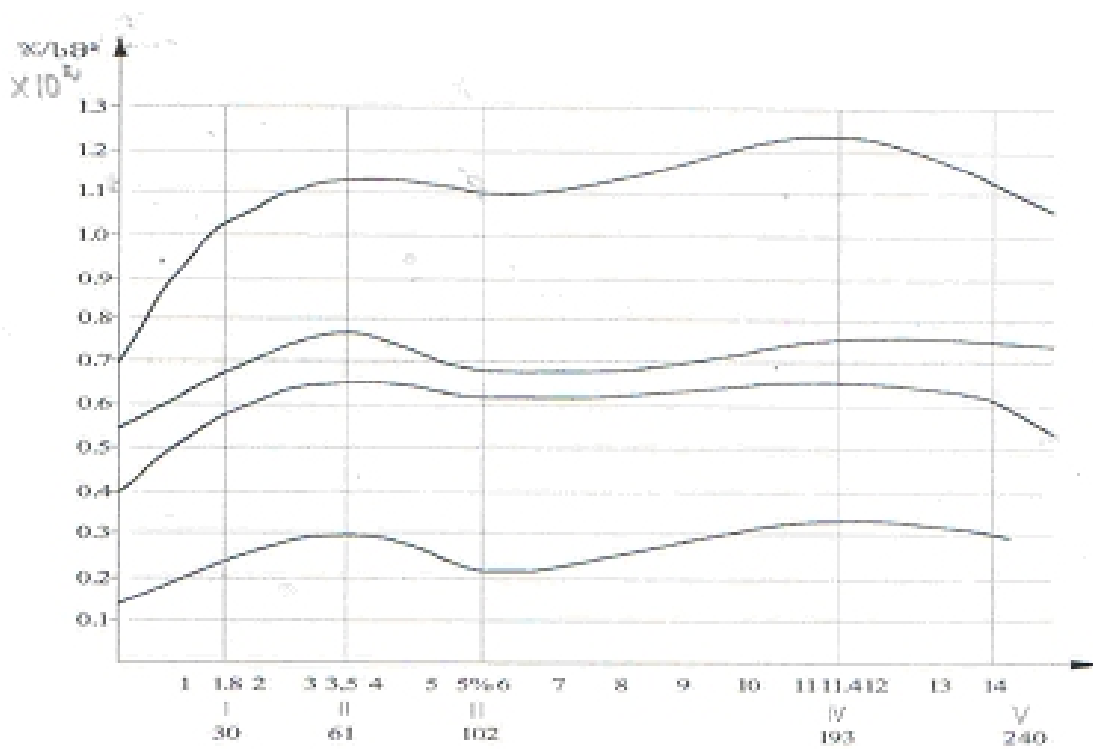
სწორედ ამ პერიოდში (1970-იანი წლები) მოსკოვის ფოლადისა და შენადნობების ინსტიტუტში (რუსული აბრევიატურით „МИСиС“) პროფესორ მ. ლ. ბერნშტეინთან ათვისებული იყო აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების გამომჟღავნების – ნიმუშების (შლიფების, ხეხების) მოწამვლის შემდეგი მეთოდი: პიკრინის მჟავის გაჯერებული წყალხსნარი, რომელსაც დამატებული ჰქონდა 0,5-4,0 % „სინთოლის“ ფხვნილი, ხურდებოდა 30-70°C-ზე. ასეთ არეში მოთავსებული შლიფების დაყოვნების ხანგრძლივობა შეადგენდა 30-120 წამს. ამის შემდეგ შლიფების გაპრიალებული ზედაპირები იწმინდებოდა მაუდის ნაჭერზე. მკვეთრი ბადის მისაღებად საჭირო იყო აღნიშნული პროცესის რამდენჯერმე გამეორება [29, 33].



სურათი 7. დეფორმაციის სიჩქარის გავლენა ფოლადი 50XΦA-ს მექანიკურ თვისებებზე მთმდ-ის დროს 40 გახურების ტემპერატურა 880 °C, მოშვების - 200 °C.



სურათზე 9 (ა, ბ, გ, დ, ე, ვ) ზემოთ აღნიშნული მეთოდის გამოყენებით მიღებული სტრუქტურები (აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების საზღვრები) ფოლად 50XΦA-ს სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას (ა – ჩვეულებრივი წრთობა, ბ – მთმდ  $V=1,8\text{მ/წმ}$ , გ – მთმდ  $V=3,5\text{მ/წმ}$ , დ – მთმდ  $V=6\text{მ/წმ}$ , ე – მთმდ  $V=11,4\text{მ/წმ}$ , ვ – მთმდ  $V=14,1\text{მ/წმ}$ ) [29, 33].



სურათი 8. დეფორმაციის სიჩქარის გავლენა ფოლად 50XΦA-ს დარტყმით სიბლანტეზე მთმდ-ს დროს ნიმუშების სხვადასხვა ტემპერატურაზე გამოცდისას

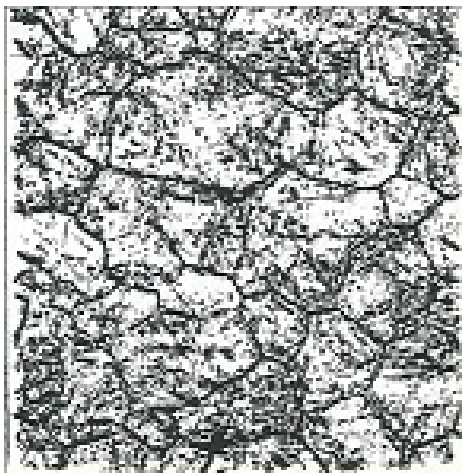
სურათზე 10 (ა, ბ) მოცემულია რაოდენობითი ანალიზის შედეგები მიღებული იმავე ფოლადზე და იგივე რეჟიმებზე. მოყვანილი ჰისტოგრამები აადვილებს ოპტიმიზაციის საკითხების გადაჭრას. ეს მაშინ, როდესაც ტემპერატურისა ( $^{\circ}\text{C}$ ) და პლასტიკური დეფორმაციის ხარისხის – მოჭიმვის ( $\epsilon$ , %) ადებულ რეჟიმებზე გვაქვს ხუთ სიჩქარეზე ჩატარებული მაღალტემპერატურული თერმულ-მექანიკური

დამუშავება. სხვანაირად,  $V=11,4$  მ/წმ დროს მიღებულია შედეგები  $\sigma_{\approx}2350-2400$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\sigma_{\approx}1980$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $a_1\approx120$  ჯ/სმ<sup>2</sup>,  $\psi\approx35\%$  და სხვა, რომელთა პრაქტიკაში რეალიზაცია თხოულობს ახალი დგანის კონსტრუირებას.

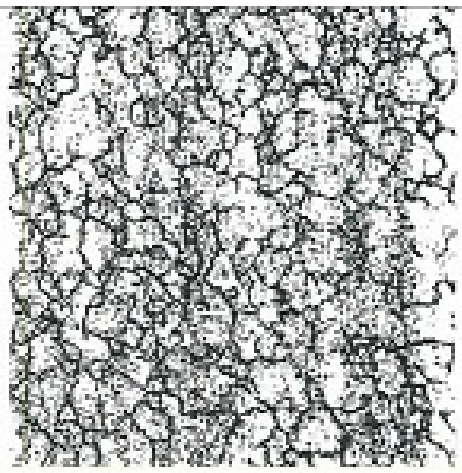
აღბათ, მოკლედ მოყვანილი ექსკურსი საკმარისია იმისათვის, რომ ჩვენ კონკრეტულად აღვნიშნოთ: უკეთეს შემთხვევაში, თუ არ არსებობს მოცემულ შენადნობზე (ფოლადზე) „S-e“ დიაგრამა, დაფიქსირდება მთმდ-ს დროს პლასტიკურობის მახასიათებლების „გადაყვანა“ სიმტკიცის მაჩვენებლებში (რა თქმა უნდა, არმატურის გამძლეობის გაუარესების ხარჯზე). ეს იქნება საშუალო დონის რეზულტატი.

„S-e“ დიაგრამის არსებობის შემთხვევაში საჭიროა მოვინახოთ სტაბილური გზები სასურველი რეჟიმების შესარჩევად. საინტერესოა განვიხილოთ თერმული დამუშავება ჭეშმარიტი ძაბვის აღმავალი შტოდან (წერტილი 1, სურ. 6), Oa შტოზე ჩატარებულ პლასტიკურ დეფორმაციას მოაქვს განმტკიცება, რომელსაც ემატება  $\gamma\rightarrow\alpha$  გარდაქმნით გამოწვეული განმტკიცება. საბოლოოდ, სიმტკიცის მაჩვენებლები იქნება მაღალი, ხოლო პლასტიკურობა – დაბალი. განვიხილოთ წრთობა მე-3 უბნიდან (დიაგრამის bc შტო, სურ. 6).

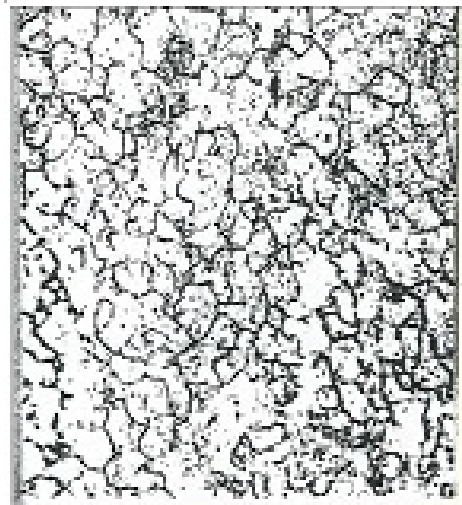
ამ უბანზე, როგორც ცნობილია, დამყარებულია განმტკიცებისა და „დარბილების“ პროცესებს შორის გარკვეული დინამიკური წონასწორობა. მარცვლები დეფორმირებულია, მაგრამ მათი ზომები თითქმის უცვლელია. შპს „ქართული ფოლადის“ სორტსაგლინავი დგანის მაგალითზე, დიამეტრები №№14, 12, 10 მმ. ამ ნომრების გლინვისას ჩართულია 16-ვე გალი, ე. ი: ღრმად დეფორმირებული მზა პროდუქცია ყოველგვარი პაუზების გარეშე ხვდება გამაცივებელ სისტემაში. ჩვენ დაწვრილებით შევისწავლეთ არმატურები №14 და №12 მმ მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების შემდეგ, მიღებული შედეგები „საშუალოა“, თუმცა დაცულია მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების რეკომენდებული ბევრი პირობა. სხვანაირად, ზემომოყვანილი მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების განმარტებები არ არის სრულყოფილი.



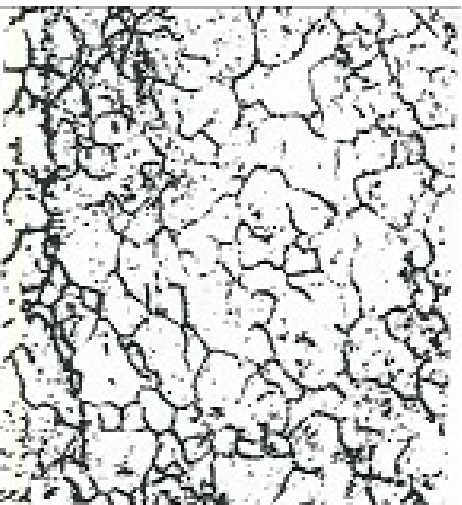
ა. ნაბეჭდობის შემდეგ



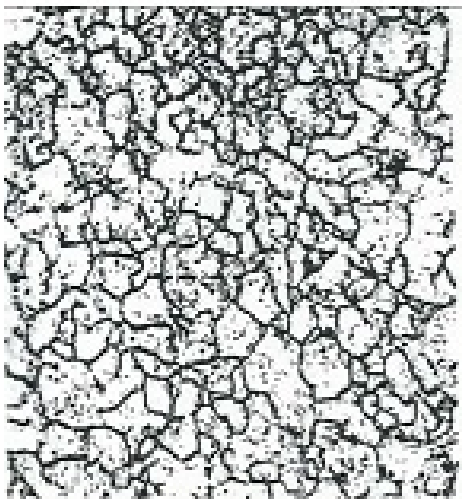
ბ. მონო I სინჯობით V=1,8 მ³/მ³



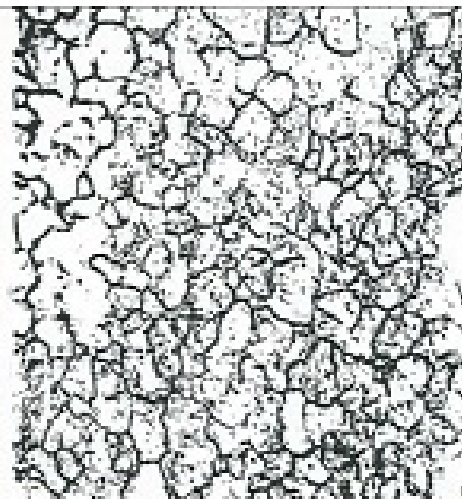
გ. მონო II სინჯობით V=3,5 მ³/მ³



დ. მონო III სინჯობით V=6 მ³/მ³



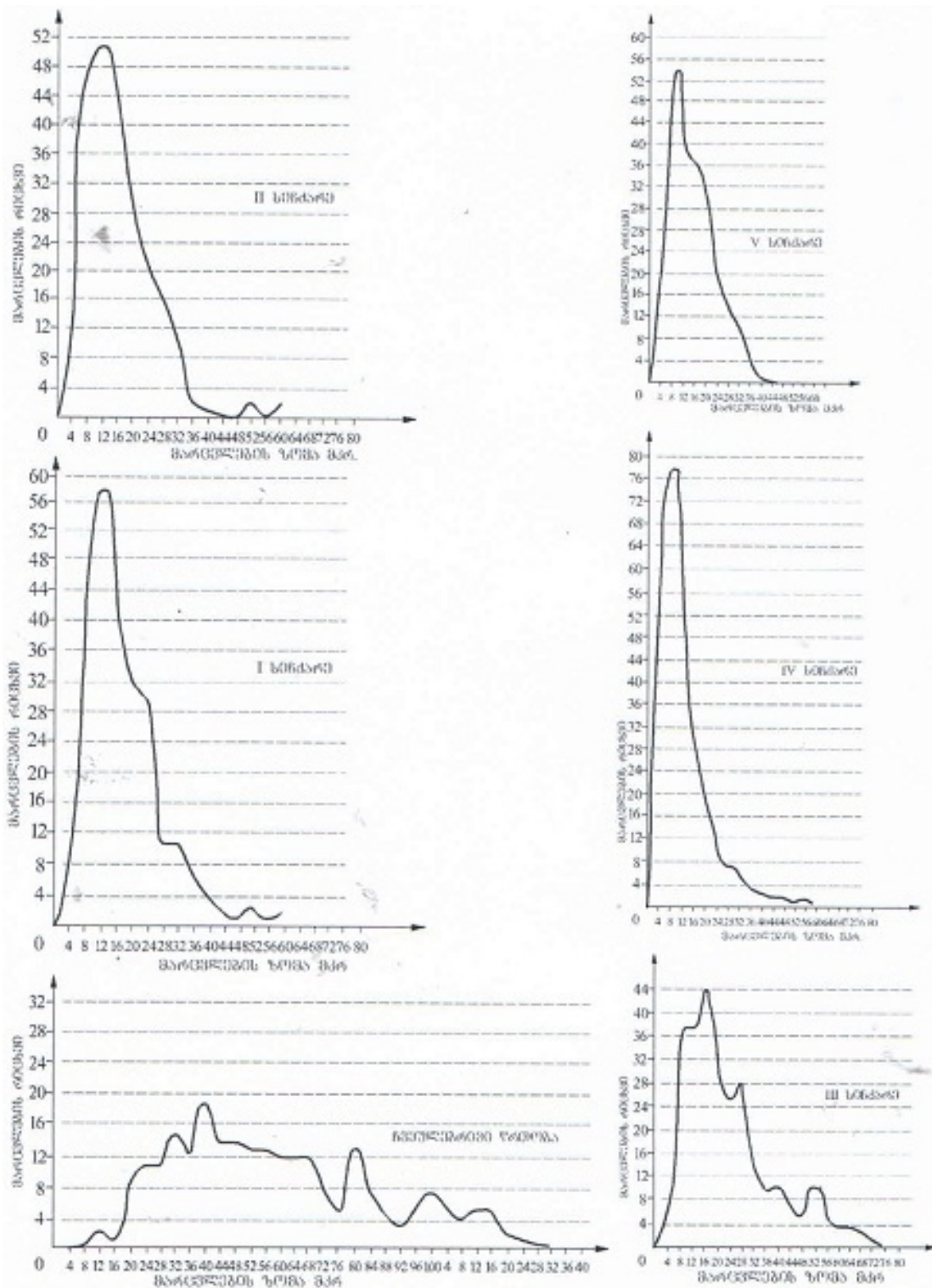
ე. მონო IV სინჯობით V=11,4 მ³/მ³



ვ. მონო V სინჯობით V=14,1 მ³/მ³

სურათი 9. ფოლად 50XΦA-ს სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას მიღებული სტრუქტურები (აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების საზღვრები)

ა – ჩვეულებრივი წრთობა, ბ – მთმდ V=1,8მ/წმ, გ – მთმდ V=3,5მ/წმ, დ – მთმდ V=6მ/წმ, ე – მთმდ V=11,4მ/წმ, ვ – მთმდ V=14,1მ/წმ.



სურათი 10. ფოლად 50XΦA-ს სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას მიღებული სტრუქტურების (აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების) რაოდენობრივი ანალიზის შედეგები

ა - ჩვეულებრივი წრთობა, მთმდ V=1,8მ/წმ, მთმდ V=3,5მ/წმ;

ბ - მთმდ V=6მ/წმ, მთმდ V=11,4მ/წმ, მთმდ V=14,1მ/წმ.

№№14,12 მმ-ის გლინვისას დეფორმაციები მაღალია ( $\mu_{N\#14}=65$ ,  $\mu_{N\#12}=89$ ) გაცივების

პროცესი იწყება პაუზების გარეშე. თუ განვიხილავთ „საშუალო“ (გასაშუალებულ) შედეგებს ისინი „კარგია“; საკმარისია ავანოთ ჰისტოგრამები მაჩვენებლებზე  $\sigma_B$ ,  $\sigma_c$ ,  $\delta_7$ ,  $E_T$  და სხვა, მაშინ ნათელი გახდება მთავარი (ამის კარგი მაგალითია ფოლად 50XΦA-ზე მიღებული მონაცემები დეფორმაციის სიჩქარის ცვლილებისას – სურათები 7, 8, 9, 10). მხოლოდ პრეციზიული ხერხებით შეიძლება მიღებულ იქნეს სტაბილური შედეგი [29, 33].

მე-2 მაგალითი – წრთობა  $ab$  უბნიდან (სურ. 6). თუ დავუშვებთ, რომ პოლიგონიზაციის პროცესები ჩატარებულია სრულად, მაშინ მთმდ-ის შემდეგ გვექნება სიმტკიცის მაჩვენებლების მნიშვნელოვანი ზრდა პლასტიკურობის მაღალი დონის შენარჩუნებით. თუ აღნიშნული პირობები იქნება სტაბილურად მართვადი, მაშინ მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების ძირითადი ამოცანა ამოხსნილი იქნება. დეფორმაციის „მდორე“ გაზრდისათვის ჩვენ გავზარდეთ გლინვის სიჩქარე, სწორედ ამ ფაქტორის ცვლილებამ მიგვიყვანა 50XΦA მარკის ფოლადზე რეკორდული სიმტკიცის  $\sigma_c=2400$  ნ/მმ<sup>2</sup> მიღებამდე და სხვა [29, 33].

ყოველივე ზემოთ აღნიშნულმა მკვლევარები გასული საუკუნის 80-იანი წლებში მიიყვანა იმ დასკვნამდე, რომ სტაბილური შედეგების მისაღებად თავი უნდა შევიკავოთ მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების გამოყენებისაგან (დასაშვებია პრეციზიული მეტალურგიის გამოყენებით, მაგალითად, ფრაგმენტირებული აუსტენიტის სწრაფი გაცივებით მიღებული შედეგები!) და უნიფიცირებული არმატურა B500W ვაწარმოოთ თერმული დამუშავების გარეშე ფოლადის კარგი შედუღებადობით ( $C \leq 0,22\%$ ,  $CE \leq 0,43\%$ ), ე. ი. აღნიშნული ამოცანა უნდა გადაიჭრეს რეგლამენტირებული ქიმიური შედგენილობის მქონე ფოლადის ცხელი პლასტიკური დეფორმაციით. აღნიშნული ავალდებულებს ტექნოლოგიური ლითონმცოდნეებს შექმნან ახალი კომპოზიციები და მათი დამუშავების ახალი მეთოდები. ამ მხრივ წარმატებებია გაზისა და ნავთობის სატრანსპორტო მილების, ფირმა SMA-Demag-ის ახალი ტექნოლოგიებში (კერძოდ, კონტროლირებული გლინვა

სწრაფი,  $V=200$  °C/წმ გაცივებით, როდესაც დეფორმაციას აუსტენიტის სტაბილურ არეში მოსდევს წრთობა ბეინიტზე)

## 7. ორფაზა არიდან ბეინიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი ფოლადი

ორფაზა არიდან ბეინიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი 40ГМФ(Ca) ფოლადის სტრუქტურა და მექანიკური თვისებები

სფერულგრაფიტიანი თუჯების თერმული დამუშავება (იზოთერმული წრთობა) დაკავშირებულია სიძნელებთან. კლასიკური ლითონმცოდნეობის წესებიდან გამომდინარე, თერმისტი, წრთობის ოპტიმალური ტემპერატურის შერჩევას, არჩევანის წინაშე დგას. თუ აღებული იქნება მაღალი ტემპერატურა შესაბამისი დაყოვნებით, მაშინ აუსტენიტი მიიღება ერთგვაროვანი, მალეგირებელი ელემენტების თანაბარი განაწილებით.

ამ თითქოსდა სასურველ შედეგს თან სდევს მარცვლის ზომის ზრდა, რომელიც დაკავშირებულია შენადნობის თვისებების გაუარესებათან (ცნობილია, რომ ახალი ფაზის კრისტალები თავსდება – იზრდება ყოფილი ფაზის მარცვლების ზომებში – საზღვრებში, ე. ი. ადგილი აქვს ე. წ. „მემკვიდრეობით გადაცემას“; გაზრდილი აუსტენიტის მარცვლები, ფაზური გადაკრისტალების შემდეგ, წარმოქმნიან მსხვილმარცვლოვან სტრუქტურას და პირიქით). აღნიშნულიდან გამომდინარე, ტექნოლოგი ირჩევს რაღაც შუალედურს.

ზემოთ აღნიშნულს თუჯებში ემატება გრაფიტის არსებობა და, ფოლადებთან შედარებით, სილიციუმის გაზრდილი რაოდენობა, რომლის გათანაბრებას სჭირდება მაღალი ტემპერატურა და ხანგრძლივი დაყოვნება, რაც ხელს უწყობს გრაფიტის გახსნას აუსტენიტში. ამით კი ძირეულად იცვლება სტრუქტურათა წარმოქმნის პროცესი. ეს ყველაფერი გვაიძულებს გახურების ტემპერატურა დაწეულ იქნეს  $A_3$ -მდე და არ გამოირიცხება, ასევე, გახურება  $A_1$ - $A_3$  ტემპერატურებს შორის.

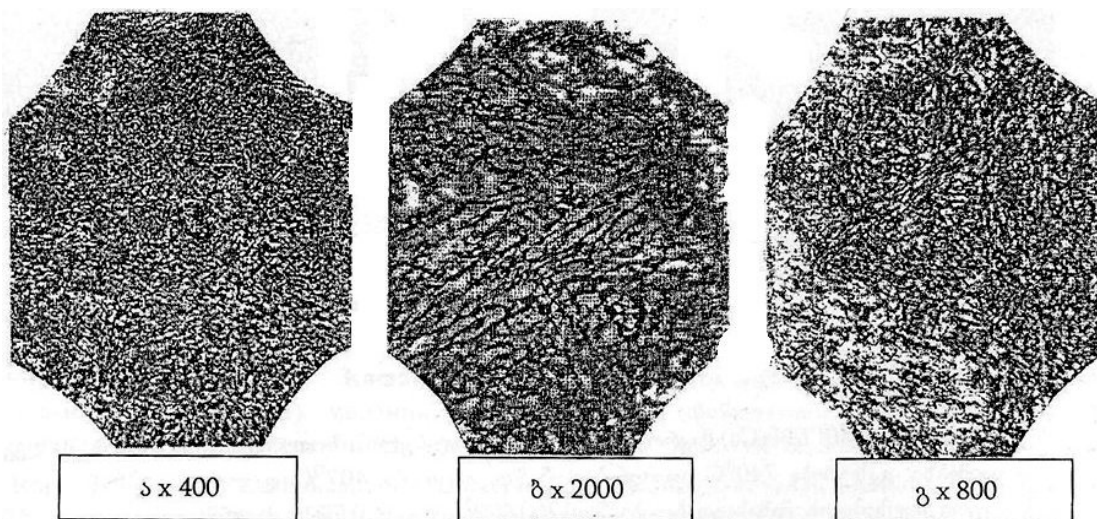
ამოცანის გარკვეული გამარტივების მიზნით, ამ საკითხის შესწავლა დავიწყეთ ბეინიტური კლასის ფოლადზე 40ГМФ(Ca). საკვლევი ფოლადი (40ГМФ(Ca): C=0,40%; Si=0,37%; Mn=0,88%; Mo=0,26%; V=0,13%; Ca=0,01%; S=0,028%; P=0,023%) გამოდნობილი იყო რუსთავის მეტალურგიული ქარხნის სამსხმელო საამქროს 5-

ტონიან ელექტრორკალურ მჟავამონაგიან ლუმელში. შეისწავლებოდა სორტული ნაგლინი, რომლისგან მზადდებოდა გაჭიმვაზე გამოსაცდელი ნიმუშები და შლიფები მიკროანალიზისათვის. საკვლევ ნიმუშებს იზოთერმული წრთობა უტარდებოდათ ლუმელ-აბაზანებში, გაჭიმვაზე გამოცდები – FPZ-100 ტიპის სიმტკიცის გამომცდელ უნივერსალურ მანქანაზე (წნეხზე), ხოლო მეტალოგრაფიული კვლევები – ოპტიკურ მიკროსკოპზე Neophot 21.

ექსპერიმენტების მონაცემები იზოთერმული წრთობის სხვადასხვა რეჟიმზე მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლებით წარმოდგენილია ცხრილში 10 და მიკროსტრუქტურული ანალიზის შედეგებით – სურათებზე 19-21.

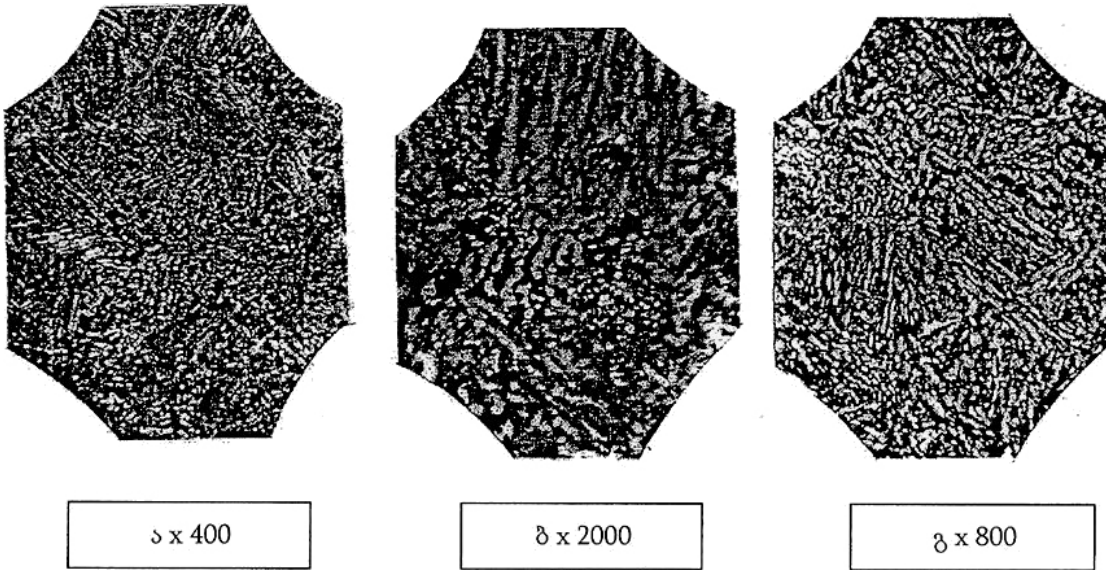
**ცხრილი 10. ბეინიტური კლასის კალციუმიანი 40ГМФ ფოლადის მექანიკური თვისებები ორფაზა არიდან იზოთერმული წრთობის შემდეგ**

ფოლადის დამუშავების რეჟიმები	მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები					
	$S_K$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{დ}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %	$\Psi$ , %	$\Delta = \sigma_B - \sigma_{\text{დ}}$
$t_{\text{გაბ}} = 740 \text{ }^\circ\text{C}$ , $\tau'_{\text{დაყ.}} = 10 \text{ წთ}$ , $t_{\text{გაც}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ , $\tau''_{\text{დაყ.}} = 50 \text{ წმ}$ .	1230	910	580	17,8	28	330
$t_{\text{გაბ}} = 740 \text{ }^\circ\text{C}$ , $\tau'_{\text{დაყ.}} = 5 \text{ წთ}$ , $t_{\text{გაც}} = 392 \text{ }^\circ\text{C}$ , $\tau''_{\text{დაყ.}} = 120 \text{ წმ}$ .	1380	870	600	14,7	45	270
$t_{\text{გაბ}} = 740 \text{ }^\circ\text{C}$ , $\tau'_{\text{დაყ.}} = 10 \text{ წთ}$ , $t_{\text{გაც}} = 407 \text{ }^\circ\text{C}$ , $\tau''_{\text{დაყ.}} = 36 \text{ წმ}$ .	1260	950	620	16,3	25	330

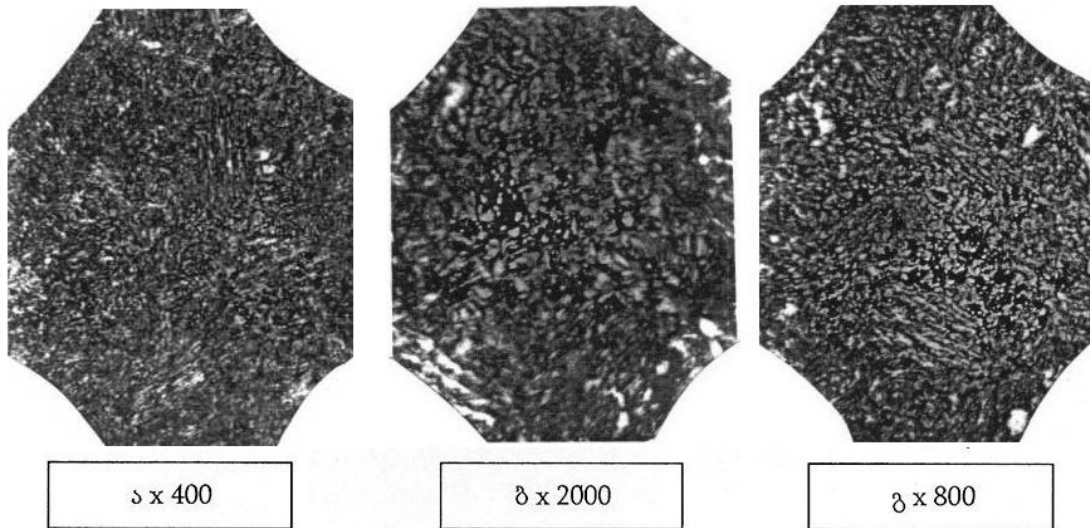


**სურათი 19. იზოთერმულად ნაწრთობი 40ГМФ(Ca) ფოლადის მიკროსტრუქტურა**  
(რეჟიმი: გახურება 740°C, დაყოვნება 10 წთ, გაცივება 350°C დაყოვნებით 50 წმ; მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები:  $S_K=1230 \text{ ნ/მმ}^2$ ,  $\sigma_B=910 \text{ ნ/მმ}^2$ ,  $\sigma_{\text{დ}}=580 \text{ ნ/მმ}^2$ ,  $\delta_5=17,8 \text{ } \%$ ,  $\Psi=28 \text{ } \%$ .)





**სურათი 20. იზოთერმულად ნაწრთობი 40ГМФ(Ca) ფოლადის მიკროსტრუქტურა**  
 (რეჟიმი: გახურება 740°C, დაყოვნება 5 წთ, გაცივება 392°C დაყოვნებით 120 წმ; მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები:  $S_k=1380$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\sigma_B=870$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\sigma_{\text{დ}}=600$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\delta_5=14,7$  %,  $\Psi=45$  %.)



**იზოთერმულად ნაწრთობი 40ГМФ(Ca) ფოლადის მიკროსტრუქტურა**  
 (რეჟიმი: გახურება 740°C, დაყოვნება 10 წთ, გაცივება 407°C დაყოვნებით 36 წმ; მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები:  $S_k=1260$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\sigma_B=950$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\sigma_{\text{დ}}=620$  ნ/მმ<sup>2</sup>,  $\delta_5=16,3$  %,  $\Psi=25$  %.)

მე-11 და მე-12 ცხრილებში წარმოდგენილია 40ГМФ და 40ГМФ ფოლადების



საწარმოო ნადნობების ქიმიური შედგენილობები და მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები 900°C ტემპერატურაზე ნორმალიზაციისა და 600°C ტემპერატურაზე მოშვების შემდეგ.

**ცხრილი 11. 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების საწარმოო ნადნობების ქიმიური შედგენილობები**

ფოლადები	ქიმიური ელემენტების შემცველობა მასურ პროცენტებში						
	C	Si	Mn	S	P	Mo	V
40ГCMΦ	0,40	0,52	0,97	0,035	0,017	0,22	0,07
40ГMΦ	0,36	0,43	0,96	0,029	0,020	0,27	0,07

**ცხრილი 12. საწარმოო პირობებში გამოდნობილი 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების მექანიკური თვისებები 900°C ტემპერატურაზე ნორმალიზაციისა და 600°C ტემპერატურაზე მოშვების შემდეგ**

ფოლადები	მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები					
	$\sigma_{\text{დ}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{Б}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %	$\Psi$ , %	$a_1 = a_{\beta} + a_{\delta}$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>	$J_{IC}$ , ნ/მმ
40ГCMΦ	750	950	23	60	230=80+150	140
40ГMΦ	730	910	23	56	150=60+90	114

მე-11 და მე-12 ცხრილების მონაცემებით, ორივე შემთხვევაში სახეზეა მაღალი საკონსტრუქციო სიმტკიცის მაჩვენებლები, მაგრამ უპირატესობა  $Si \geq 0,52\%$  ფოლადის მხარესაა. როგორც გვქონდა აღნიშნული, სილიციუმი ზღურბლის ზემოთ ( $Si \geq 0,50\%$ ) აადვილებს ნახშირბადის გადანაწილებას, ე. ი. – ბეინიტური გრდაქმნის პროცესს, რომელიც უფრო ორგანიზებულად მიმდინარეობს. საბოლოოდ, ყველა დამუშავების შემდეგ სტრუქტურა (ფართო გაგებით) უფრო ერთგვაროვანია, ვიდრე როდესაც  $Si = 0,43\%$  (ანდა როდესაც  $Si > 0,50\%$ ).

ბეინიტური კლასის ფოლადებზე ჩატარებული ანალიზის მიხედვით, ბეინიტურ თუჯებში საჭირო საკონსტრუქციო სიმტკიცის მისაღებად პრობლემური საკითხები არ უნდა არსებობდეს ან მათ პრობლემური ხასიათი არ უნდა ჰქონდეთ.

ამოცანის გამარტივების მიზნით. ჩვენ დავუშვით, რომ საქმე გვაქვს ორკომპონენტთან სისტემასთან Fe-C ( $C = 0,40\%$ ,  $A_{\text{გაბ}} = 740^{\circ}\text{C}$ ). ტრადიციული ხერხით გათვლილი ფაზათა თანაფარდობა ძალზე განსხვავებული აღმოჩნდა რეალური – მრავალკომპონენტთან სისტემისგან (სურ. 19-21): ბეინიტის ფონზე შეინიშნება დიფუზიური გარდაქმნის პროდუქტები, რომელთა რაოდენობა მცირეა. მექანიკური თვისებების მახასიათებლები მოყვანილ რეჟიმებზე იცვლება შემდეგ დიაპაზონში

$\sigma_B=870-950$  ნ/მმ<sup>2</sup>;  $\sigma_{\text{დ}}=580-620$  ნ/მმ<sup>2</sup>;  $\delta_5=14,7-17,8\%$ ;  $\psi=25-45\%$ . თუ ნახშირბადის შემცველობა თუჯის ფუძეში იქნება  $\approx 0,40\%$ , გახურების ტემპერატურა კი  $740^{\circ}\text{C}$ -ის მაშინ სფერულგრაფიტის თუჯის იგივე რეჟიმებზე იზოთერმული წრთობის შედეგები, სტრუქტურა და თვისებები უნდა შეიცვალოს ზემოთ მოყვანილი კანონზომიერებით.

წინასწარი გათვლებით გრაფიტოზატორების შემცველობას ახალ ვარიანტში აქვს შემდეგი სახე:  $\text{Si}\approx 1,0\%$ ;  $\text{Al}\approx 0,5-0,7\%$ ;  $\text{Ca}\approx 0,04\%$ . სხვანაირად, კომპოზიციის 350C110 ტიპის ფოლადზე, რაც მნიშვნელოვნად გაამარტივებს ამოცანის გადაწყვეტას წრთობის რეჟიმების დადგენისას  $A_1-A_3$  ტემპერატურულ შუალედში გახურებისას. ყველაფერი ეს ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის სტაბილური გაზრდის საშუალებას მოგვცემს.

კაცობრიობის განვითარების ისტორია მჭიდროდ არის დაკავშირებული ლითონურ მასალებთან, კერძოდ – შენადნობებთან რკინის ფუძეზე – ფოლადებსა და თუჯებთან. მათი წარმოების ტემპი მიუთითებს იმაზე, რომ რკინის შენადნობები პირველობას სტაბილურად ინარჩუნებენ.

განვითარების გზაზე მნიშვნელოვანი იყო რუხი თუჯის მიღება, ცოტა მოგვიანებით (XX საუკუნის 50-იანი წლები), რუხი თუჯის მოდიფიცირებით, მაღალი სიმტკიცის რუხი თუჯის მიღება. ჩამოსხმით მიღებული ნაკეთობების მექანიკური თვისებების მახასიათებლების გაუმჯობესება, ძირითადად განპირობებული იყო გრაფიტული ჩანართების ფორმის შეცვლით, თუ გრაფიტულ ჩანართებს ჩავთვლით სიცარიელებად (დეფექტებად), მაშინ გრაფიტის ფირფიტოვანი ფორმის შეცვლა სფეროსმაგვართ უფრო ნაკლებად აზიანებდა ნაკეთობის თვისებებს.

თუჯს გაეზარდა სიმტკიცე და გაუჩნდა გარკვეული დონის პლასტიკურობის მახასიათებლები. ამან კი არსებულთან (ცივად ჭრით დამუშავების სიადვილე, ცვეთამედეგობა, ვიბრაციების ჩახშობის კარგი უნარი და სხვ.) ერთად განაპირობა მისი (ВЧ – высокопрочный чугун, DI – Ductile Iron – პლასტიკური თუჯი) ფართომასშტაბიანი გამოყენება მანქანათმშენებლობასა და სხვა დარგებში.

XX საუკუნის მეორე ნახევარში მსოფლიო არენაზე გამოდის ე. წ. „TRIP-ფოლადები“, საიდანაც საფუძველი ეყრება ფაზური გარდაქმნებით განპირობებულ პლასტიკურობის გაზრდას. სტუ-ს „მასალათა თვისებების ლაბორატორიამ“ (ჯერ

სექტორმა) ამ მიმართულებით მუშაობა დაიწყო XX საუკუნის 70-იან წლებიდან, წარმატებით შეისწავლებოდა და ახლაც ინტენსიურად შეისწავლება TRIP-პროცესები, როგორც საშუალონახშირბადიან, ისე ბენიტური კლასის სხვა ფოლადებში.

მოვიყვანთ ასეთ მაგალითს: ორი ფოლადი (40ГCMΦ და 40ГMΦ – საავტორო მოწმობები №1208090 და №1362058 შესაბამისად) ერთმანეთისაგან განსხვავდებოდა მხოლოდ სილიციუმის შემცველობით (40ГCMΦ-ში Si=0,50-0,70%, 40ГMΦ-ში კი Si=0,25-0,40%). სილიციუმის შედარებით მაღალი დონე პირველ ფოლადში, სხვა ეფექტებთან ერთად, განაპირობებდა ნარჩენი აუსტენიტის გაზრდილ რაოდენობას, რომელიც „გაახალგაზრდავების“ შემდეგ ხელს უწყობდა მექანიკური თვისებების მახასიათებლების (განსაკუთრებით პლასტიკურობის) გაუმჯობესებას.

ნაჩვენები იყო, ასევე, რომ სილიციუმის რაოდენობის გაზრდით მატულობდა ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა. ჩვენს მიერ გამოთქმული იქნა ჰიპოთეზა იგივე ეფექტების არსებობის შესახებ რუხ თუჯებში, განსაკუთრებით „DI“-ში, რაც დადასტურდა გასული საუკუნის 80-90-იან წლებში მსოფლიო მასშტაბით ჩატარებული ექსპერიმენტებით. იზოთერმული წრთობის დროს ბენიტზე, სტრუქტურაში ბენიტთან ერთად მიიღებოდა ნარჩენი აუსტენიტის გაზრდილი რაოდენობა.

საკუთარი და არსებული ექსპერიმენტული შედეგების სისტემატურმა ანალიზმა მიგვიყვანა შემდეგ მეცნიერულ ჰიპოთეზამდე [1-6]: დასაბუთებულია, რომ რკინაში და ბენიტური კლასის Fe-Si შენადნობებში არსებობს „სილიციუმის ზღურბლი“ (Si>0,50%).

ამ ჰიპოთეზის მიხედვით, არა მარტო ახლებურად იხსნებოდა მრავალი არსებული პროცესი (გრაფიტიზაციის, შედუღება-დადუღების, ფლოკენების წარმოქმნის, ტემპერატურული გამყიფების, მაღალი სიმტკიცის მიღების და სხვ.), არამედ შეიქმნა პირობები ახალი მიმართულებების ჩამოყალიბებისათვის (მაგალითად, „წყალბადის დამაგროვებელი შენადნობები რკინის ფუძეზე“ [7]).

## 8. ბენიტური თუჯის ფუძე

ბენიტური თუჯის სტრუქტურა პირველად ინგლისში მიიღეს. ის მიეკუთვნება

ისეთ თუჯებს, რომელთა მექანიკური თვისებები განპირობებულია ლითონური მატრიცის ხასიათით.

ასეთი სტრუქტურის მიღება შეიძლება პერლიტური თუჯის თერმული დამუშავებით. მაგრამ, საერთო ჯამში, უფრო მიზანშეწონილია მალეგირებელი ელემენტების შეყვანა (პირველ რიგში მოლიბდენის, ნიკელის, სპილენძისა და სხვა).

მალეგირებელი ელემენტის შემცველობა ისე აიღება, რომ იგი ნაკლები იყოს, ვიდრე ეს აუცილებელია მარტენსიტული ან აუსტენიტური სტრუქტურის მისაღებად, მაგრამ მეტი, ვიდრე საჭიროა სიმტკიცის მახასიათებლების გასაზრდელად. მალეგირებელი ელემენტების დოზირებას ახდენენ იმგვარად, რომ მოცემული სიჩქარით გაცივების პირობებში აუსტენიტური გარდაქმნა, რომლის დროსაც წარმოიქმნება ნემსისებური სტრუქტურა, მიმდინარეობდეს  $480-260^{\circ}\text{C}$  ზღვრებში.

თხელკედლიანი სხმულის შემთხვევაში ასეთი სტრუქტურის მიღება შედარებით ადვილია, მაგრამ, სქელკედლიანის შემთხვევაში დაკავშირებულია სიმწელებთან. სხმულ მდგომარეობაში ამ ტიპის თუჯს აქვს მექანიკური თვისებების რამდენადმე უკეთესი მახასიათებლები.

ბეინიტური სტრუქტურის თუჯი ბევრად მაღალი სიბლანტით ხასიათდება, ვიდრე პერლიტური და მაღალი სისალის  $\approx 300\text{HB}$  მიუხედავად ჭრით კარგად მუშავდება. ნარჩენი აუსტენიტი უზრუნველყოფს ამაღლებული ცვეთამდეგობას. მალეგირებელი ელემენტები კომპოზიციაში შემდეგი რაოდენობით შეიძლება იქნეს შეყვანილი:

მოლიბდენი 0,7–1,0% წვრილი ფრაქციის სახით ციცხვში ლითონის ჩასხმისას;

ნიკელი: შეიძლება შეყვანილი იქნეს კაზმში ან გრანულირებული – ციცხვში;

სპილენძი: 40მმ–მდე კედლის სისქის სხმულებისათვის ნიკელი შეიძლება შეიცვალოს იგივე რაოდენობის სპილენძით, მაგრამ არა უმეტეს 1,5%. სხმულის გაზრდილი კედლის სისქის შემთხვევაში, როდესაც თუჯში საჭიროა 1,5%–ზე მეტი ნიკელი, პირველი 1,5% შეიძლება შეიცვალოს სპილენძით, დანარჩენი კი მიეცემა ნიკელის სახით. სპილენძი შეჰყავთ ციცხვში ლითონის ჩასხმისას.

ქრომი: 0,3%–ზე ნაკლები. მაგნიუმი: 0,3%–ზე ნაკლები.

განხილული ტიპის თუჯების სამსხმელო თვისებები ჩვეულებრივი თუჯების ანალოგიურია, რომლებიც იგივე რაოდენობის სილიციუმსა და ნახშირბადს შეიცავენ.

ყალიბიდან სხმულს გამობერტყავენ ცივ მდგომარეობაში. გამობერტყვის ტემპერატურა არავითარ შემთხვევაში არ უნდა აღემატებოდეს  $300^{\circ}\text{C}$ . ჩვეულებრივ მიმართავენ 5 საათიან მოწვას  $300\text{--}350^{\circ}\text{C}$ -ზე, შემდგომი ნელი გაცივებით. სხმულის კედლის სისქის 50 მმ-ის ზევით გაზრდის შემთხვევაში მოწვის ხანგრძლივობა იზრდება 1 საათით ყოველ 25 მმ-ზე. თერმული დამუშავებით უმჯობესდება დამუშავებადობა ისე, რომ თითქმის არ მცირდება სისალე და, როგორც ადრე იყო აღნიშნული, შესამჩნევად იზრდება სიმტკიცე და სიბლანტე.

ყოველ ქიმიურ შედგენილობას, განსაკუთრებით მალეგირებელი ელემენტების დამოკიდებულებით, შეესაბამება სრულიად განსაზღვრული გაცივების სიჩქარე ანუ სხმულის კედლის სისქე, რომელზეც იქმნება ნემსისებური შუალედური სტრუქტურის მიღბის ოპტიმალური პირობები.

სფერულგრაფიტის თუჯის მექანიკური თვისებების ასამაღლებლად, გარდა სხვადასხვა ელემენტებით ლეგირებისა, მიმართავენ თერმული დამუშავების სხვადასხვა რეჟიმს. მაგ., ნორმალიზაციას ( $900\text{--}950^{\circ}\text{C}$ -მდე გახურება დაყოვნება და შემდგომი ჰაერზე გაცივება), რომლის შედეგადაც სხმულის სიმტკიცე და სისალე იზრდება, მაგრამ შესამჩნევად მცირდება პლასტიკურობის მაჩვენებლები. პლასტიკურობის შემცირებას იწვევს გაცივებისას მარცვლის საზღვრებში გამოყოფილი დისპერსიული კარბიდები. აქედან გამომდინარე, ნორმალიზაციის რეჟიმის ოპტიმიზაციისათვის აუსტენიზაციას ატარებენ მაღალ ტემპერატურაზე, ლითონური ფუძის ჰომოგენიზაციის მიზნით.

აუსტენიტის პერლიტად დაშლის ზედა ტემპერატურული საზღვრის განსასაზღვრავად გამოიყენება დიაგრამები, რომლებიც აჩვენებენ, რომ პერლიტურ გარდაქმნას ყოველთვის წინ უსწრებს ევტექტოიუდური დაშლის  $A \rightarrow \Phi + \Gamma$  რეაქცია. თუ აუსტენიტის გარდაქმნის ტემპერატურა მცირდება, იზრდება ფერიტული სტრუქტურული შემადგენლობის რაოდენობა, რომლის დროსაც სიმტკიცისა და სისალის მაჩვენებლები მცირდება. მაგ:  $780\text{--}790^{\circ}\text{C}$ -ზე დაყოვნებით სიმტკიცე იმდენად მცირდება, რომ სიბლანტის გაზრდა აღარ წარმოადგენს საკმარის კომპენსაციას.

აქედან გამომდინარე, სუფთა ფერიტული ან პერლიტური სტრუქტურის მქონდე თუჯის სიმტკიცის შეცვლის შესაძლებლობები ლითონური ფუძის მარცვლების ზომის შემცირებით შეზღუდულია. სიმტკიცისა და სიბლანტის ამაღლება, როგორც ეს

ზევით იყო აღნიშნული, შესაძლებელია თუჯის ლეგირებით და ასევე, ბენიტურ სტრუქტურაზე იზოთერმული წრთობით მარილის აბაზანაში 200–600°C ტემპერატურულ ინტერვალში, 860–1050°C ტემპერატურაზე წინასწარი აუსტინიზაციის შემდეგ და საბოლოო ნორმალიზაციით.

სხმულ მდგომარეობაში ბენიტური სტრუქტურის თუჯის მისაღებად საჭიროა მისი ლეგირება საკმაოდ დიდი რაოდენობის Ni და Mo-ით კერძოდ, ნიკელის შემთხვევაში რაოდენობა 4–10% აღწევს [34]. ამასთან ასეთი სტრუქტურა მიიღება სხმულების ნელი გაცივებით ყალიბში, რომელიც ნახშირბადს საშუალებას აძლევს გამოიყოს მყარი ხსნარიდან აუსტენიტის არის გავლისას. ამ დროს ხდება სიმტკიცის და პლასტიკურობის მაღალი მაჩვენებლების შეთავსება.

ნიკელის და მოლიბდენის შემცველობის გაზრდისას პერლიტური სტრუქტურა იწყებს გადასვლას ზედა ბენიტში, შემდეგ კი, ქვედა ბენიტში და მარტენსიტში, რომლებიც აგებულებით ძალზე ახლოს არიან ერთმანეთთან და პრაქტიკულად ერთდროულად წარმოიქმნებიან შესაბამისი ტემპერატურული ინტერვალის უწყვეტი გავლით.

ასე მაგალითად, ზედა ბენიტი მიიღება 4–5%Ni შემცველობისას, ქვედა – უფრო მაღალი შემცველობისას (6–8%). სტრუქტურის ცვლილების შესაბამისად ბუნებრივად იცვლება მექანიკური თვისებები. მაგ. 3,48%C; 2,50%Si; 8,0%Ni; ≤0,3%Mn, 0,01%S; 0,05–0,07%P; 0,1%Cr შემცველობის 25მმ–იანი კედლის სისქის სხმულის მექანიკური თვისებები სხვადასხვა მატრიცის შემთხვევაში ასეთია:

პერლიტური:  $\sigma_B = 900\text{მპა}$ ;  $\sigma_B = 640\text{მპა}$ ;  $\delta = 2,5\%$ ; KC = 25 ჯ/სმ<sup>2</sup>

ზედა ბენიტი:  $\sigma_B = 1200\text{მპა}$ ;  $\sigma_B = 850\text{მპა}$ ;  $\delta = 6,3\%$ ; KC = 80 ჯ/სმ<sup>2</sup>

ქვედა ბენიტი:  $\sigma_B = 1500\text{მპა}$ ;  $\sigma_B = 1250\text{მპა}$ ;  $\delta = 2,5\%$ ; KC = 5 ჯ/სმ<sup>2</sup>

სინჯის სისქის გაზრდით სიმტკიცე იკლებს სტრუქტურის ცვლილების გამო, რომლის შენარჩუნება ხდება მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის გაზრდით. ასე, მაგალითად, 60–100 მმ სისქის სინჯებში ქვედა ბენიტის სტრუქტურა და სიმტკიცე შენარჩუნებულია 8–10% Ni-ის შეყვანით, ამასთან სილიციუმის შემცველობა თუჯში უნდა იყოს არანაკლებ 2% და არა უმეტეს 2,4%. 2%Si-ის შემთხვევაში თუჯის სტრუქტურაშია მარტენსიტი და აუსტენიტი, ხოლო, 1,8%Si-ის შემთხვევაში, ისინი ჭარბადაა წარმოდგენილი და სიმტკიცე მკვეთრად ეცემა [35].

ზედა ბენიტის სტრუქტურის მქონე სფერულგრაფიტთან თუჯში შეიმჩნეოდა საწინა-აღმდეგო სურათი სილიციუმის კონცენტრაციის შემცირებისას 1,8%-მდე.

მოლიბდენის გავლენა (0,2–დან დაწყებული) გამოიხატება სიმტკიცის ზრდაში, რომელიც მუდმივია სხმულის მთელ კვეთში ქვედა ბენიტის შემთხვევაში. იგი ზრდის ლითონური ფუძის სიმტკიცეს წვრილდისპერსული კარბიდების წარმოქმნით, რითაც ახდენს მარცვლის საზღვრების სტაბილიზაციას და დადებით გავლენას ახდენს სხვა სტრუქტურის თუჯებზეც.

მანგანუმის კონცენტრაციის ამაღლება იწვევს იზოთერმული წრთობის ტემპერატურაზე დაყოვნების ხანგრძლივობის გაზრდას, რომელიც საჭიროა ფარდობითი წაგრძელების მაქსიმალური სიდიდის მისაღწევად; ეს უკანასკნელი, როგორც ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, დამოკიდებულია ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე ბენიტური თუჯის სტრუქტურაში.

სიმტკიცის მაჩვენებლებზე ამაღლებული რაოდენობის გავლენა გამოიხატება იმაში, რომ ევტექტიკური მარცვლების საზღვრებში ლიკვაციის შედეგად თრგუნავს ბენიტურ გარდაქმნას. ამასთან, წარმოქმნის რა კარბიდებს, მკვეთრად ამცირებს თუჯის პლასტიკურობას.

ასე მაგალითად, მანგანუმის შემცველობის გაზრდა 0,3–დან 0,7%-მდე იწვევს ფარდობითი წაგრძელების 50%-ით შემცირებას, რასაც თან სდევს სტრუქტურის მნიშვნელოვანი უთანაბრობა. აღნიშნულის გამო მანგანუმის შემცველობა  $\leq 0,3\%$ .

სფერულგრაფიტთან თუჯის ლეგირება სპილენძით ზრდის სიმტკიცისა და დენადობის ზღვრებს ( $\sigma_B$ -სა და  $\sigma_{0,2}$ -ს შესაბამისად და სისალეს ბენიტური მდგენელის გაზრდასთან ერთად, რაც თუჯის ნიკელითა და მოლიბდენით ლეგირების ანალოგიურია. ამასთანავე ახდენს მოლიბდენის კარბიდწარმოქმნის უანარის ნეიტრალიზაციას.

ასე, მაგალითად, თუჯში 0,2–0,4% Mo შეყვანისას ერთდროულად უნდა მოხდეს 0,6–1,2% Cu-ის დამატება. რაც არა მარტო ხელს უწყობს შენადნობის გრაფიტიზაციას, არამედ უზრუნველყოფს სიმტკიცისა და კოროზიამდეგობის გაზრდას. მალეგირებელი ელემენტების დადებითი გავლენა განსაკუთრებით იჩენს თავს მასიური სხმულების (კედლის სისქე  $>50$ მმ) წარმოების შემთხვევაში [36].

მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობის შესამცირებლად და ერთგვაროვანი

სტრუქტურის მისაღებად, რაც უზრუნველყოფს მაღალ ფიზიკო-მექანიკურ თვისებებს, მიმართავენ თერმულ დამუშავებას, რომელიც საკაზმე მასალების ღირებულების შემცირებისა და ერთი დნობიდან სხვადასხვა ფიზიკო-მექანიკური თვისებების მქონე სხმულების მიღების საშუალებას იძლევა. იზოთერმული წრთობა მარილის აბაზანაში უზრუნველყოფს სიმტკიცის, პლასტიკურობისა და სიბლანტის უფრო მაღალ მაჩვენებლებს, ვიდრე ჩვეულებრივი წრთობა მოშვებით, რომელიც გამოიყენება როგორც არალეგირებული, ასევე ლეგირებული თუჯებისათვის.

აუსტენიზაციის პროცესში ლითონური ფუძე ჯერდება ნახშირბადით და გადადის აუსტენიტში, ე.ი. ხდება ჰომოგენიზაცია. პერლიტურ თუჯებში წარმოქმნილი აუსტენიტის გაჯერება ნახშირბადით აუცილებელ კონცენტრაციაში ხდება შედარებით ადვილად. ფერიტულ თუჯებში ეს ხდება ნახშირბადის დიფუზიით გრაფიტის ჩანართებიდან, რომლის სიჩქარე განპირობებულია ტემპერატურით.

ამიტომ, ფერიტის აუსტენიზაციისათვის აუცილებელია უფრო მაღალი ტემპერატურა ან ხანგრძლივი დაყოვნება, სხმულის კედლის სისქისაგან დამოკიდებულებით ფერიტული თუჯის აუსტენიზაციის ხანგრძლივობა შეადგენს 2–4 სთ, თუმცა აუსტენიტის ნახშირბადით გასაჯერებლად საკმარისია 1–2 სთ დაყოვნება [37].

აუსტენიტის 40–50%-მდე გაზრდით მასში ნახშირბადის საშუალო შემცველობა თავიდან მცირდება, შემდეგ რჩება მუდმივი ან ოდნავ მცირდება და შემდეგ ისევ მნიშვნელოვნად იზრდება. შედეგად აუსტენიტი ხდება არასტაბილური, რაც იწვევს ნახშირბადის სწრაფ გამოყოფას სტაბილური მდგომარეობის შესაბამის დონემდე.

შემდეგ მისი შემცველობა ისევ იზრდება იმის წყალობით, რომ ნახშირბადის დიფუზიის სიჩქარე მნიშვნელოვნად აღემატება აუსტენიტის რაოდენობის ზრდას. სრული აუსტენიზაციისას ნახშირბადის დიფუზია აუსტენიტში გრძელდება მოცემული ტემპერატურისათვის წონასწორული შემცველობის მიღწევამდე.

ლიტერატურული მონაცემებიდან ჩანს, რომ აუსტენიზაციის ოპტიმალური ტემპერატურა 30–60°C-ით აღემატება  $A_{c1}$ -ს და თუჯის ლეგირების ხარისხის მიხედვით იმყოფება 860–900°C ინტერვალში და იგი უზრუნველყოფს უპირატესად ქვედა ბეინზიტის სტრუქტურას ნარჩენი აუსტენიტის მცირე ( $\leq 15\%$ ) რაოდენობით,



რაც თუჯს ანიჭებს მაღალ სიმტკიცეს.

900°C-ზე მაღლა აუსტენიზაციის შემთხვევაში იზოთერმული წრთობისას წარმოიქმნება ზედსა ბეინიტი, დიდი რაოდენობის ნარჩენი აუსტენიტით და შესაბამისად თუჯის სიმტკიცის მკვეთრი გაუარესებით, რაც დაკავშირებულია აუსტენიტის მარცვლის ზომის გადიდებასთან როგორც მარცვლის საზღვრების გადადგილებით, ასევე ახალი მარცვლების წარმოქმნით.

დროებითი წინაღობის, დენადობის ზღვრისა და სისალის მაღალი მნიშვნელობები მიიღება ძირითადად აუსტენიზაციის დაბალ ტემპერატურაზე (900°C-მდე), რომელიც უზრუნველყოფს ქვედა ბეინიტის სტრუქტურა. ბუნებრივია, ამ შემთხვევაში, დიდი მნიშვნელობა აქვს მარილის აბაზანაში იზოთერმული წრთობის ტემპერატურას. როგორც ჩანს ეს დაკავშირებულია იმასთან, რომ  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნისას წარმოქმნილი აუსტენიტი შეიცავს მალეგირებელი ელემენტების, კერძოდ Cu, Ni, Mo და სხვათა არასაკმარის რაოდენობას. იმავდროულად არსებობს ამ ელემენტების არაერთგვაროვანი კონცენტრაცია, რომელიც ბეინიტური გარდაქმნისას სფერულგრაფიტის მატარებელი მაღალი სიმტკიცის თუჯის სტრუქტურაში იწვევს მაღალლეგირებული ნარჩენი აუსტენიტის მცირე რაოდენობის წარმოქმნას.

ბეინიტური გარდაქმნის ტემპერატურული ინტერვალი გამოკვლეულ იქნა 200-600°C-ის ზღვრებში. არალეგირებული თუჯებისათვის იგი შეადგენს 200-400°C, დაბალლეგირებულისათვის ქვედა ზღვარი რამდენადმე მაღალია. 200-270°C-ზე აუსტენიტი იშლება ქვედა ბეინიტის წარმოქმნით, რომელიც ხასიათდება საკმაოდ მაღალი სიმტკიცით, სისალით და ცვეთამედეგობით, პლასტიკურობისა და სიბლანტის საშუალო მნიშვნელობის ზღვრებში.

უფრო მაღალ ტემპერატურებზე (300-400°C) აუსტენიტი იშლება ზედა ბეინიტის წარმოქმნით, რომელიც ხასიათდება მაღალი პლასტიკურობით და სიბლანტით, მაგრამ დაბალი სიმტკიცით და ცვეთამედეგობით. როგორც პირველი, ასევე მეორე შემთხვევაში იზოთერმულ ტემპერატურაზე დაყოვნების ხანგრძლივობა, რომელიც უზრუნველყოფს აუსტენიტის დაშლას, შეადგენდა 2-3 საათს. ქვედა ბეინიტთან ერთად იზოთერმული გარდაქმნისას თუჯის სტრუქტურაში არის ნარჩენი აუსტენიტის გარკვეული რაოდენობა, ამასთან, ზედა ბეინიტში – მეტი. იზოთერმული დაყოვნების შემდეგ სხმულები ცივდებოდა ჰაერზე ან წყალში.

რამდენადაც აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნა პრაქტიკულად დასრულდა, გაცივების შემდგომი სიჩქარე თუჯის მექანიკურ თვისებებზე აღარ ახდენს გავლენას. ამავე დროს, თუჯის სტრუქტურაში ბეინიტთან ერთად არის ნარჩენი აუსტენიტი, რომლის რაოდენობა სტაბილურია ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში.

ოპტიმალური სიმტკიცის მაჩვენებლები მიიღწევა საბოლოო სტრუქტურაში 65-82% ბეინიტისა და 18-35% ნარჩენი მაღალლევირებული აუსტენიტის არსებობისას. ამ შემთვევაში ნარჩენი აუსტენიტის შემცველობა თუჯის სტრუქტურაში გავლენას ახდენს იზოთერმულად ნაწრთობი სფერულგრაფიტიანი თუჯის პლასტიკურობაზე.

იზოთერმული წრთობისას ხანგრძლივი დაყოვნება იწვევს ნარჩენი აუსტენიტის შემცველობის შემცირებას, მაგრამ მარილის აბაზანების დაბალი ტემპერატურებისათვის ნარჩენი აუსტენიტის წილის შემცირება ნელა ხდება. მაგალითად: 300°C-ზე წრთობისას ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა არ აღემატება 28%-ს.

ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა 35% დაფიქსირდა იზოთერმულად ნაწრთობი თუჯის 350°C-ზე დაყოვნებისას. დაყოვნების ხანგრძლივობის გაზრდით ამ ტემპერატურაზე მცირდება ნარჩენი აუსტენიტის შემცველობა, რაც განაპირობებს ფარდობითი წაგრძელების შემცირება. ეს შეიძლება აიხსნას აუსტენიტში ნახშირბადისა და კარბიდწარმომქნელი ელემენტების კონცენტრაციის შემცირებით, რაც იწვევს მის დაშლას.

400-600°C-ზე იზოთერმული გარდაქმნისას მკვეთრად იკლებს პლასტიკურობა. დარტყმის სიბლანტე არ უზრუნდება საწყის მნიშვნელობას აბაზანის 300-400°C ტემპერატურაზე. საჭირო მაღალი მექანიკური თვისებები მიიღება იმ შემთხვევაში, თუ თუჯის სტრუქტურაში არ არის პერლიტი.

სიმტკიცის მაჩვენებლები (სიმტკიცისა და დენადობის ზღვრები და სისალე) ამჟღავნებენ ზრდის ტენდენციას ბეინიტის წილის გაზრდისას, როგორც სილიციუმის ამაღლებული, ასევე მისი შემცირებული შემცველობისას თუჯებში, მაგრამ თუჯის დროებითი წინაღობა 100 მგპა-ით მეტია სილიციუმის მაღალი შემცველობისას. გასათვალისწინებელია ისიც, რომ უფრო მაღალ ტემპერატურაზე გახურებამ შეიძლება გამოიწვიოს სხმულების დაბრეცვა, ამიტომ სილიციუმის ოპტიმალური

რაოდენობა არ უნდა აღემატებოდეს 3%-ს [43].

ზედა ბეინიტის ფარდობითი წაგრძელება აღწევს 15%-ს, ხოლო  $\sigma_B = 900$  მგპა; სილიციუმის რაოდენობის პროცენტული ზრდა იწვევს ბეინიტური თუჯის სიმტკიცის ზრდას.

ამრიგად, თერმული დამუშავება, რომლის შედეგადაც წარმოიქმნება ორი სტრუქტურული მდგენელი (ბეინიტი და ნარჩენი აუსტენიტი), წარმოადგენს არა მარტო სიმტკიცის გაზრდის ეფექტურ საშუალებას, არამედ მნიშვნელოვნად ამალღებს თუჯის პლასტიკურობასა და სიბლანტეს.

აუსტენიტურ-ბეინიტური სტრუქტურა სხვადასხვა პროცენტული თანაფარდობით შეიძლება მიღებული იქნეს ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში (200-420°C) და დაყოვნების დროში (1-4სთ). აუსტენიტი ძირითადად წარმოიქმნება გრაფიტის ჩანართების ირგვლივ მაღალ ტემპერატურებზე და მარცვლების საზღვრებში. ამასთან დროებითი წინაღობა, დენადობის ზღვარი და სისალე იზრდება ბეინიტის მოცულობითი შემცველობის გაზრდით.

საჭირო ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მისაღებად სხმულ მდგომარეობაში თუჯი ლეგირებული უნდა იქნეს 4-8% Ni ან 0,5-1,0%Mo+1%Ni ან 0,8%Mo+1,2%Cu. მოლიბდენი ამუხრუჭებს პერლიტურ გარდაქმნას და ხელს უწყობს ბეინიტურ გარდაქმნას სხმულის გაცივებისას. ამ თუჯების იზოთერმული წრთობა მარილის აბაზანაში კიდევ უფრო ამალღებს სიმტკიცის პარამეტრებს.

დაბალლეგირებული და არალეგირებული სფერულგრაფიტისანი თუჯებისათვის ამ რეჟიმების გამოყენება ასევე იძლევა ბეინიტურ სტრუქტურას და, აქედან გამომდინარე, სიმტკიცისა და ცვეთამდეგობის ზრდას. დადგენილია, რომ 1,5% მოლიბდენით ლეგირებისას იზოთერმული წრთობა ბეინიტზე შეიძლება განხორციელდეს ჰაერით ინტენსიური გაცივებისას აუსტენიზაციის ტემპერატურიდან. ასეთი წრთობა ყველაზე ეკონომიურია ბეინიტური სფერულგრაფიტისანი თუჯებისაგან სხმულების მისაღებად.

როგორც ცვეთაზე ჩატარებულმა გამოცდებმა აჩვენა ბეინიტური სფერულგრაფიტისანი თუჯი 2-ჯერ უფრო ნაკლებად ცვდება, ვიდრე ფოლადი, რომელსაც იგივე სისალე აქვს წრთობისა და მოშვების შემდეგ [33].

## 9. მილსაგლინავი დგანის სამართულებისათვის განკუთვნილი ლეგირებული

### თუჯები

ავტომატური მილსაშლინავი დგანის მოკლე უცხვირო სამართული უმძიმეს პირობებში მუშაობს მაღალტემპერატურულ ცვეთაზე, დინამიურ დატვირთვებზე და მისთვის გამოყენებული მასალებისა და ადმუშავების არცთუ დიდი ჩამონათვალია.

ამისათვის გამოყენებული, 28-35 % ქრომით უხვადლეგირებული თბომედეგი სხმული თუჯი თვისებებს დაინარჩუნებს 600 °C ტემპერატურამდე. მაგალითად თუჯი 300X32H3ΦL, რომლისგანაც მზადდება თერმულად დაუმუშავებელი სხმული სამართულები სისალით 48...52 HRC და რომელიც შეიცავს (მასის მიხედვით %): 2,7...3,2 ნახშირბადს, 30,0...35,0 ქრომს, 1,25-მდე კაჟბადს (სილიციუმს), 0,3...0,6 მანგანუმს, 2,5...3,0 ნიკელს, 0,2...0,3 ვანადიუმს. ასევე იყენებენ 145X16HJ მარკის ფოლადს, რომელიც შეიცავს (მასის მიხედვით %): 1,2...1,7 ნახშირბადს, 14,0...17,5 ქრომს, 0,2...0,7 კაჟბადს (სილიციუმს), 0,2...0,7 მანგანუმს, 0,7...1,1 ნიკელს.

მილსაგლინავი დგანების ინსტრუმენტები (სამართულები, სახაზავები და სხვა), სორტული საამქროს არმატურა, სხვადასხვა სახის გლინები, ლილვები, კბილანები და სხვა ტიპის, რთული პირობებში მომუშავე დეტალები ბენიტური თუჯებისგან შეიძლება დამზადდეს.

შედარებითი ანალიზით ADI-სა და ბენიტური კლასის თუჯების (350C2H2DMΦT) შორის, როცა სამუშაო ტემპერატურა მეტი იქნება 400°C-ზე.

თუჯის ფუძის ყოველმხრივი მიახლოება საშუალონახშირბადიან ბენიტური კლასის ფოლადებთან, რაც საშუალებას იძლევა ბენიტური კლასის ფოლადებზე არსებული შედეგები გამოყენებული იქნეს ბენიტური თუჯების წარმოებისას.

არსებული მონაცემების ანალიზით, რომლის მიხედვით მიზანშეწონილია ზედა ბენიტზე მუშაობა, რაც თავის მხრივ არ გამორიცხავს კრიტიკულ წერტილებს შორის (A<sub>1</sub>-A<sub>3</sub>) გახურებას. ნაშრომში მოყვანილია შედეგები მიღებული ბენიტური კლასის ფოლად 40FMΦ(Ca) A<sub>1</sub>-სა და A<sub>3</sub>-ს შორის გახურებისას, რომელსაც მოსდევს იზოთერმული წრთობა 400°C-ზე (392°C, 390°C, 407°C).

4. ნაშრომი მოცემულია, აგრეთვე ერთ-ერთი პერსპექტიული მიმართულების – გლინების წარმოების ანალიზი. ნავარაუდევია ორივე სახის ბენიტური თუჯის

გამოყენება DI-ის ნაცვლად.

შედარებით რთულ პირობებში მუშაობისას გამოყენებული იქნება ბენიტური კლასის თუჯი, მაგალითად 350C2H2DMΦT ხოლო სხვა შემთხვევაში – ADI, მაგალითად 350C1H01.

## 10. რკინა-ნახშირბადის შენადნობების განმამტკიცებელი ტექნოლოგიებისა და დანამატების შერჩევის პრინციპები

მიმდინარე საუკუნეში, წინასთან შედარებით, მსოფლიოში გამოდნობილი ფოლადის წლიური რაოდენობა გაორმაგდა და 2019 წელს მიუახლოვდა 1,9 მილიარდ ტონას. წარმოებული ფოლადის რაოდენობის ნახევარზე მეტს ჩინეთი ადნობს. ამ პროდუქციის ძირითადი მომხმარებელი – მანქანათმშენებლობა დაკმაყოფილებულია მაღალი ხარისხის ლითონპროდუქციით. მისი საკონსტრუქციო სიმტკიცე გაიზარდა, რაც მიღწეული იქნა სადნობი აგრეგატიდან ციცხვ-ლუმელში გადასხმული ფოლადის ლუმელგარე დამუშავებისას განხორციელებული დახალასებით (რაფინირებით). ამან შესაძლებელი გახადა მავნე მინარევების (განსაკუთრებით, გოგირდისა და ფოსფორის) შემცველობის დაახლოებით 10-მაგი შემცირება. ეს კი მინიმუმამდე ამცირებს არალითონური ჩანართების, აირებისა და მავნე ელემენტების შემცველობას ფოლადში.

საბოლოოდ მიიღება საჭირო ერთგვაროვანი ქიმიური შედგენილობისა და ტემპერატურის თხევადი ფოლადი, რომლის უწყვეტი ჩამოსხმით აწარმოებენ მართკუთხა თუ წრიული განივიკვეთების ნამზადებს, რომელთაგანაც იგლინება მილი, სორტული ნაგლინგი (მაგალითად, სამშენებლო არმატურა), ფურცელი, ზოლი, მავთული და სხვა მზა ლითონპროდუქცია.

დღეს მომხმარებელს მიეწოდება შემოწმებული, სერტიფიცირებული

ლითონპროდუქცია. მაგალითად, უნაკერო მილების შემთხვევაში ქიმიურ შედგენილობასთან ანუ ქიმიური ელემენტების შემცველობებთან ერთად მექანიკური გამოცდებით გაჭიმვასა და დარტყმით სიბლანტეზე საზღვრავენ სიმტკიცისა და დენადობის ზღვრებს, ფარდობით წაგრძელებას, ყელის ფარდობით შევიწროებას, დარტყმით სიბლანტეს და სტანდარტებით გათვალისწინებულ სხვა მახასიათებლებს; მილებს უტარებენ გამოცდებს (შე)ტყლეჯაზე, მეტალოგრაფიულ (სტრუქტურულ) კვლევებს; რაც მთავარია, ყველა მილს ამოწმებენ არამრღვევი მეთოდებით და უტარებენ ჰიდრავლიკურ გამოცდებს წყლის წნევით.

არის თუ არა ეს მონაცემები საკმარისი იმისათვის, რომ განსაზღვრული იქნეს პროდუქციის საგარანტიო მედეგობა? ეს საკითხი პრობლემატურია და დღესაც არ არის ბოლომდე გადაწყვეტილი.

ფრენკელმა (1920 წ.) მარტივ წარმოდგენებზე დაყრდნობით და ძვრის  $G$  მოდულის გამოყენებით გამოიანგარიშა მყარი სხეულის თეორიული სიმტკიცე  $\tau_0 = \frac{G}{2\pi}$ , რომელიც რამდენიმე რიგით მეტი აღმოჩნდა რეალურ სიმტკიცეზე ( $\tau_0 \gg \tau_0$ ). აღან გრიფითმა მიღებული შეუსაბამობის ასახსნელად პირველმა ივარაუდა 1920-1921 წლებში, რომ მყარ სხეულში ბზარების სახით მრავალი დეფექტი არსებობს. ამ დროს უკვე ცნობილი იყო (გერმანელი მეცნიერი კირში), რომ ძაბვის დონე ნახვრეტთან 3-ჯერ აღემატებოდა მოდებულ ძაბვას თ. ა. გრიფითი თავის მოსაზრებას მინის ძაფებზე ჩატარებული ექსპერიმენტებით ადასტურებდა. დიამეტრის ანუ დეფექტების რაოდენობის შემცირებით მინის ძაფების სიმტკიცე თანდათან იზრდებოდა და თითქმის უახლოვდებოდა თეორიულს.

თუ დრეკადობის ფარგლებში გაჭიმვაზე იცდება თხელი ფირფიტა (სურ. 9.1),

რომლის განივ კვეთში არის 2c სიგრძის ელიფსური ბზარი, მაშინ ბზარის წვეროში წარმოიქმნება ძაბვათა კონცენტრაცია, რომელსაც ახასიათებს მაქსიმალური ძაბვა

ძაბვათა კონცენტრაციის გამო ბზარის წვეროში ადგილობრივად (ლოკალურად) მიიღწევა თეორიულს ტოლი მრღვევი  $\sigma_m$  ძაბვა იმ დროს, როდესაც ფირფიტის სხვა ადგილებში დანარჩენ მასალაზე მოქმედებს შედარებით მცირე ძაბვები. თუ მოდებული  $\sigma$  ძაბვა საკმარისად დიდი არის, მაშინ ბზარი იწყებს გავრცელებას, რითაც „ათავისუფლებს“ დრეკადი დეფორმაციის ენერგიას, რის გამოც ეს უკანასკნელი, ბზარიანი თხელი ფირფიტის შემთხვევისათვის (ბრტყელი დამაბული მდგომარეობა), უარყოფითი ანუ ნულზე ნაკლებია და თხელი ფირფიტის ერთეული სისქისათვის ასე

ანალიზის გაგრძელებისთვის გამოვიყენოთ ცნობილი მეთოდოლოგია „დაკრისტალეზა ჰომოგენურ გარემოში“.

სითხე ერთგვაროვანია და არ ეხება ზედაპირს. სისტემის ფლუქტუაციური ენერგია ტოლია (დაშვებულია, რომ ატომთა თავმოყრას – კრისტალიზაციის მომავალ ცენტრებს, სფერული ფორმა აქვს): დაკრისტალეზის დასაწყებად ანუ მზარდი ცენტრების წარმოსაქმნელად საჭიროა გვექონდეს ენერგეტიკული ბალანსი:

## 11. ახალი თაობის მოდიფიკატორები

თუჯის სტრუქტურაში გრაფიტის სფერული ფორმის მიღება ძირითადად წარმოებს შენადნობში ლითონების Mg; Ce; Ca; Ba; La-ის ან მათი კომპოზიციების ლიგატურების გამოყენებით [18, 19, 22, 62, 63]. ზემოთ აღნიშნული თუჯების მასფეროიდიზიზებული მოდიფიცირებისათვის ძირითადად გამოიყენება ფეროსილიციუმის ან ლითონების (Ni, Cu) ბაზაზე დამზადებული ლიგატურები, რომლებიც 6-15%-მდე ლითონურ Mg-ს შეიცავენ. უპირატესი პრაქტიკული გამოყენება პოვეს ე. წ. მძიმე ლიგატურებმა, რადგან ისინი უფრო მეტად ჩაიძირებიან ნადნობში, მშვიდად იხსნებიან პიროფექტისა და დიდი რაოდენობით ბოლის გამოყოფისა და ლითონური მასის ამოფრქვევის გარეშე.

დღეისთვის ცნობილია ლიგატურების დაახლოებით 200-მდე შედგენილობა.

ბოლო ხანებში გამოყენების უპირატესობით აღინიშნებიან მრავალკომპონენტური ლიგატურები, რომელთაც ახასიათებს მთელი რიგი უპირატესობანი კერძოდ: ისინი ამარტივებენ მოდიფიცირების პროცესს, მართვადს ხდიან სტრუქტურას და შესაბამისად, მიზანდასახული მექანიკური თვისებების მიღების საშუალება იძლევიან [40, 41, 63÷67],

თუ გამოყენებული იქნება დაბალი სიმკვრივის, მრავალკომპონენტური ლიგატურები, მოხდება მათი ამოტივტივება თხევადი თუჯის ზედაპირზე შემდგომი ინტენსიური დაჟანგვით, რაც გამოიწვევს მათ გადასვლას წიდაში და შესაბამისად, მათი ხარჯის ზრდას, რითაც ნამზადი კიდე უფრო ძვირდება, ამასთან ათვისების ხარისხი მცირდება 25-50%-მდე, ხოლო მძიმე ორკომპონენტური ლიგატურების (Ni-Mg; Cu-Mg)-ის გამოყენების კოეფიციენტი შეადგენს 80-90%-ს, მაგრამ ამ სახის ლიგატურებსაც გააჩნიათ უარყოფითი მხარეები, კერძოდ მათ დასამზადებლად აუცილებელია ძვირადღირებული ლითონების (Ni; Cu და სხვა) გამოყენება.

მრავალრიცხოვანი გამოკვლევებით დადგენილია, რომ თუჯის მასფეროიდიზირებელი მოდიფიცირება მხოლოდ მაშინ არის საკმარისად ეფექტური, როდესაც დასამუშავებელი თუჯი არის საკმაოდ ღრმად განგოგირდებული (გოგირდის ნარჩენი რაოდენობა არ აღემატება 0,03%-ს) ე.ი. შეიძლება დავასკვნათ, რომ მასფეროიდიზირებელ მოდიფიცირებამდე, როგორც წესი, საჭიროა თუჯის განგოგირდება მაღალი ხარისხით.

ცნობილია თუჯების განგოგირდების მრავალი მეთოდი, რომლებიც განსხვავდება ერთმანეთისაგან, შესაყვანი მოწყობილობების კონსტრუქციებით, განგოგირდების გამოსაყენებელი რეაგენტებით, ნადნობში დანამატების შეყვანის ხერხით და სხვა.

ყველაზე გავრცელებული განმაგოგირდებელი დანამატებია: ლითონური მაგნიუმი გრანულების სახით, კალციუმის კარბიდი, კირი, კალცინირებული სოდა და სხვა. ისინი ნადნობში შეჰყავთ ღუმელში ან სამსხმელო ციცხვში ლითონის ჩასხმამდე ან სამსხმელო ყალიბში ჩასხმისას [39÷48].

კალციუმის კარბიდი ყველაზე არადეფიციტური და ეკონომიურია. იგი უნივერსალურია, რადგან მისი გამოყენება შესაძლებელია განგოგირდების ყველა მეთოდის დროს. იგი ნადნობში შეჰყავთ გრანულების სახით რომლის ზომებიცაა 0,5-



5მმ. არასასურველია მისი შეყვანა მტკრისმაგვარი ფორმით, რადგან მცირდება მისი ეფექტურობა. ამასთან, ცნობილია, რომ წიდაში მისი რაოდენობის გაზრდით 9,5%-დან 34%-მდე გოგირდის შემცველობა ნაღობში მცირდება 0,012 დან 0,0035%-მდე, ხოლო გოგირდის განაწილების კოეფიციენტი იზრდება 20-დან 100%-მდე. ამასთან, თუ კალციუმის კარბიდს ყრიან უშუალოდ თუჯის ჭავლში, მაშინ მისი აქტიური გადაადგილება განმაგოგირდებელ აქტიურობას კიდევ უფრო ზრდის. აღნიშნული მეთოდი საშუალებას იძლევა 1,5-2 წთ-ის განმავლობაში 85-90%-ით შეამციროს გოგირდის საწყისი შემცველობა. კალციუმის კარბიდის რაოდენობა აიღება თუჯში გოგირდის საწყის შემცველობასთან შედარებით 10-ჯერ მეტი.

იმავე მიზნით გამოიყენება კალციუმის ციანიდი, რომელსაც სასურველია ჰქონდეს შემდეგი შედგენილობა: 55-62%  $\text{Ca}(\text{CN})_2$ ; 0,2-0,6%  $\text{CaC}_2$ ; 20-25%  $\text{CaO}$ ; 2-4%  $\text{SiO}_2$ ; 2-6%  $(\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Fe}_2\text{O}_3)$ ; 11-12% C. გამოყოფილი ნახშირბადი გამოირჩევა მაღალი ქიმიური აქტიურობით, აღმდგენი ატმოსფეროს წარმოქმნით, ხოლო სხვა შემდგენებთან ერთობლიობაში აძლიერებს დესულფურაციის პროცესს. მისი რაოდენობა განისაზღვრება გადასამუშავებელი თუჯის 0,8-1%-ით. გოგირდის შემცველობის შემცირება იწყება ნაღობში ნაერთის ჩატვირთვიდან 5 წთ-ის შემდეგ და გრძელდება 25-30 წუთს, რის შემდეგაც რეაქცია გათანაბრდება, მისი დინამიკა მოცემულია ცხრილში 3.

**ცხრილი 3. ნაღობში გოგირდის შემცველობის ცვლილების დინამიკა.**

დაყოვნება, წთ	5	10	15	20	25	30	35	40
გოგირდის შემცველობა, %	0,04	0,034	0,027	0,018	0,010	0,010	0,01	0,025

ფართო გამოყენება პოვა სოდით განგოგირდებამ. გოგირდის საწყისი შემცველობის გათვალისწინებით, სოდის ხარჯი შეადგენს ნაღობის მასის 0,25-5,0%-ს, ხოლო გამოყენების ხარისხია 30-60%, ამასთან, განგოგირდებული ლითონის ზედაპირზე ამოსული წიდა სასწრაფოდ უნდა მოიხსნას, ვინაიდან ხანგრძლივი კონტაქტისა და ტემპერატურის დაწვევის პირობებში გოგირდი უკან გადადის

ნადნობში. ამასთან, მისი ნაკლია სოდის მნიშვნელოვანი ნაწილის აორთქლება გამოყენების დაბალი ხარისხი, ღუმლის ამონაგის ინტენსიური დაზიანება, ლითონის ტემპერატურის შემცირება სანიტარული პირობების გაუარესება, იგი იწვევს საამქროში არსებული ფოლადის კონსტრუქციებისა და მოწყობილობების კოროზიას, რაც საგრძნობლად ზღუდავს სოდის ფართომასშტაბულ გამოყენებას თუჯის განმაგოგირდებელ რეაგენტად.

ნაკლები გავრცელება მოიპოვა აგრეთვე კირით თუჯის განგოგირდების მეთოდმა. მიუხედავად იმისა, რომ იგი უფრო იაფია, ვიდრე სოდა და აქვს რიგი უპირატესობანი, პირველთან შედარებით მისი ხარჯი განგოგირდებისათვის მერყეობს ნადნობის მასის 1-10%-ის ინტერვალში რა დროსაც შენადნობის ტემპერატურა ვარდება 60-100°C-ით. გოგირდის შემცველობა შეიძლება დაიყვანოს 0,01 %-მდე და უფრო ქვემოთ, მაგრამ მისი რეალიზაციისათვის სასურველია მბრუნავი ღუმელები, რომლებიც ხასიათდებიან შედარებით დაბალი მწარმოებლობით. რაც შეეხება კირის შებერვას ან ყალიბში შეყვანას, მისი საწარმოო მასშტაბით ათვისება ჯერ კიდევ საწყის ეტაპზეა [44, 48, 76].

განგოგირდების უფრო ეფექტური მეთოდია ნადნობის გაქრევა ციცხვის ფსკერიდან აზოტით ფოროვანი საცობის გამოყენებით. განმაგოგირდებელი რეაგენტი, მაგალითად კალციუმი, შეყავთ ციცხვის ფსკერზე ერთჯერადი დანამატის სახით ან სხვა მეთოდით. ეს მეთოდი დაფუძნებულია თხევადი ლითონის აქტიურ არევაზე, ამიტომ ხელს უწყობს განგოგირდების დაჩქარებას და მიიღწევა განგოგირდების ხარისხი 90%-მდე. კალციუმის კარბიდი აიღება გოგირდის საწყისი შემცველობის 5-10-ჯერ მეტი რაოდენობით.

ინჟექციური განგოგირდებისას კალციუმი აზოტის საშუალებით ინჟექტირდება გრაფიტის ქმინის გავლით ბოვის საგროველაში. განგოგირდების პროცესი ეფექტურია, თუ თხევადი თუჯის ტემპერატურაა 1490 °C, ხოლო კალციუმის კარბიდის ხარჯია ნადნობის მასის 1,2-1,5 %, აზოტის 1,0-1,1 მ<sup>3</sup>/ტ ხარჯისას. შედეგად განგოგირდების ხარისხი 80%-ს აღწევს. გოგირდის შემცველობა თუჯებში მცირდება 0,11 დან 0,02%-მდე, ამასთან, აუცილებელია ნამუშევარი მდგენელები სწრაფად მოეხსნას ნადნობს ზედაპირიდან რათა არ მოხდეს წიდიდან ნადნობში გოგირდის უკან გადასვლა, რაც შეამცირებს განგოგირდების

ეფექტიანობას. მისი უარყოფითი მხარეა დიდი შრომითი და მატერიალური დანახარჯები, დიდი რაოდენობის კვამლისა და მტვრის გამოყოფა, თუჯის ტემპერატურის შემცირება [46, 47, 77, 78].

ნიდერლანდებში თუჯის განგოგირდების მიზნით ციხვში უბერავენ კალციუმის ციანიტის მტვრისმაგვარ ნარევს, რომელიც შეიცავს 45%  $\text{Ca}(\text{CN})_2$ ;  $\text{CaCO}_3$   $\text{CaO}$   $\text{Ca}(\text{OH})_2 \approx 13,5$ კგ/ტ. გოგირდის საწყისი ოდენობის მიუხედავად, განგოგირდების ხარისხი შეადგენს 89-95%-ს. განგოგირდების მეთოდის საწარმოო გამოცდილებამ აჩვენა, პროცესის ზოგიერთი ნაკლოვანებანი: კერძოდ განგოგირდების აგენტის მნიშვნელოვანი ხარჯი; თუჯის ნაღობის ტემპერატურის მნიშვნელოვანი დაცემა; ნაღობის მასის მნიშვნელოვანი კარგვები, რიგ შემთხვევაში – 40%-მდე; განგოგირდებისათვის აუცილებელი გადიდებული დრო; განგოგირდების მაღალი ხარისხის სტაბილური მიღება; გარემოს მნიშვნელოვანი დაბინძურება; წარმოების ათვისების სირთულეები; დიდი ეკონომიური დანახარჯები და სხვა.

დესულფურაციის პროცესის მრავალწლიანმა მეცნიერულმა კვლევებმა აჩვენა [79÷82], რომ მაგნიუმის ფხვნილში ( $\text{CaO}$  და  $\text{CaC}_2$ )-ის დანამატები დესულფურაციის პროცესში პრაქტიკულად არ მონაწილეობენ ან მონაწილეობენ უმნიშვნელოდ. ისინი მხოლოდ პასიურს ხდიან მაგნიუმისა და მისი შებერვის ეფექტს და უზრუნველყოფენ მაგნიუმის ინტენსიურ (მდგრად) გამოდინებას საქმენის არხებიდან თუჯის ნაღობში შემდგომი შერევით, სადაც იგი არარაციონალურად იხარჯება, რადგან რეაქციაში შედის კარბიდებთან, ტენტან და კირის ჰიდრატებთან, რითაც საგრძნობლად იზრდება მისი ხარჯი, რის შედეგადაც პროცესი არაეფექტურად მიმდინარეობს გამომდინარე შედეგებით, რაც იქცა ახალი ტექნოლოგიის შექმნის ძირითად მიზეზად, რომელსაც საფუძველად უდევს ყველაზე მარტივი – ინჟექტირების ტექნოლოგია. მან მართალია მოითხოვა მრავალი ტექნოლოგიური და ტექნიკური საკითხის გადაწყვეტა, რომლებიც პრინციპულად განსხვავდება აქამდე არსებული ანალოგებისაგან. მისი არსი მდგომარეობს იმაში, რომ დაბერვის პროცესში გამოყენებულია მხოლოდ მარცვლოვანი ან გრანულირებული მაგნიუმი და აირი (აზოტი ან არგონი) ყოველგვარი დამატებების ( $\text{CaO}$ ,  $\text{CaC}_2$ )-ის და სხვათა გარეშე.

ამ მეთოდის გამოყენებით მაგნიუმის კუთრი ხარჯისას 0,33-0,63-კგ/ტ გოგირდის საწყისი შემცველობა 0,027-0,040 % შეიძლება შემცირდეს 0,002-

-0,008 %-მდე, წიდის რაოდენობა კი თუჯის საწყის მასასთან შედარებით არის 1,0-5,0 %, ხოლო განგოგირდების ხარისხი – 76-93 %. ამასთან, მისი, გამოყენება შეიძლება 120 ტონიანი ციხვებისთვისაც, ხოლო თუ საჭიროა უფრო ღრმა განგოგირდება, მაშინ მაგნიუმის შეყვანის ინტენსიურობა უნდა გაიზარდოს 6-10კგ/წთ-მდე, რითაც გოგირდის შემცველობა დაიყვანება 0,001-0,0025 %-მდე, მაშინ როდესაც მთელი პროცესის განმავლობაში ტემპერატურა კლებულობს მხოლოდ 4-5°C-ით, ხოლო მაგნიუმის ჯამური გამოყენების კოეფიციენტი 87%, რაც მეტად მაღალი მაჩვენებელია.

მაგნიუმით დესულფურაციის განხილული ახალი ტექნოლოგია უზრუნველყოფს მოდიფიკატორის ათვისების მაღალ კოეფიციენტს და შესაბამისად – მის მცირე ხარჯს, ყველაზე მცირე რაოდენობის წიდის წარმოქმნას, ე.ი. – შესაბამისად, ნადნობის მცირე ტემპერატურულ კარგვებს, ექსპლოატაციის სტაბილურობას და თითქმის 2-ჯერ აუმჯობესებს საიმედოობას, რაც შებერვის პროცესს ამცირებს 3-5 წთ-მდე ე.ი. 2-3-ჯერ ამცირებს ტექნოლოგიურ დროს. ასე მაგალითად, 300-350 ტონიანი კონვენტერისათვის თუჯში გოგირდის შესამცირებლად 0,002 %-მდე საჭიროა მაგნიუმის შეფრქვევა 22-24 კგ/წთ სიჩქარით 3-5 წთ-ის განმავლობაში. ამასთან, ამ მეთოდით შებერვა მიმდინარეობს უფრო მშვიდად და სტაბილურად. ამგვარად, მიღებულია თუჯის ღუმელგარე დესულფურაციის ყველაზე სრულყოფილი და რაციონალური ხერხი, რომელიც იძლევა პროცესის ვარირების საშუალებას დიდ დიაპაზონში განგოგირდების 0,001-0,002%-მდე ხარისხით, შებერვის ინტენსიურობით 10-26 კგ/წთ და 3-6 წთ რაფინირების ხანგრძლივობით. იგი ყველაზე რაციონალურია თანამედროვე ეპოქაში სავარაუდო ხანგრძლივი პერსპექტივით.

## 12. დისპერსიული მოდიფიკატორებისა და მარაფინირებელი სისტემების

### გამოყენება შენადნობების დამუშავებისათვის

საერთოდ, სამსხმელო წარმოებასა და, განსაკუთრებით, თუჯების მაგნიუმით მოდიფიცირების ლიგატურების წარმოებაში ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი ადგილი უჭირავს მაგნიუმის ორთქლის გადასვლას ნადნობში, მისი მოცულობისა და სიჩქარის

რეგულირებასა და მართვას ისე რომ უზრუნველყოფილი იქნას მოდიფიკატორის ათვისების კოეფიციენტის მაქსიმალური სიდიდე, არასასურველი აირების გამოყოფის გარეშე.

სფერულგრაფიტის თუჯის Mg-ით მოდიფიცირება მოიცავს ორ ძირითად ეტაპს: მასფეროდიზებელ დამუშავებას – ე.ი. Mg-ის შეყვანას თხევად ლითონში და მაგრაფიტისებელ დამუშავებას ე.ი. – შესაბამისი მოდიფიკატორებით დამუშავებას [32, 33, 74, 75, 78], ხოლო ორივე ამ პროცესის გაერთიანება იძლევა მასფეროდიზებელი დამუშავების პროცესის გამარტივებისა და მისი ეფექტურობის გაზრდას.

ამასთან, სასურველია გამოყენებული იქნეს ისეთი ლიგატურა, რომლის დნობის ტემპერატურაც აღემატება Mg-ის აორთქლების ტემპერატურას. მაგალითად, სილიციუმის რომელიმე ლიგატურა, ვთქვათ სილიკოკალციუმი, რომლის დნობის ტემპერატურაცაა 1200-1250°C [36]. ამ ტიპის ლიგატურების გამოყენება საშუალებას იძლევა ჯერ მოხდეს ლითონური Mg-ის აორთქლება, ხოლო შემდეგ კი სილიკოკალციუმის გადნობა, რითაც უზრუნველყოფილი იქნება პირველ რიგში თუჯების სფეროდიზება, ხოლო შემდეგ კი – გრაფიტიზაცია.

ლიტერატურული წყაროებისა და საკუთარი ექსპერიმენტების ანალიზის შედეგად მივედით დასკვნამდე, რომ საჭიროა შეიქმნას კომპლექსური ლიგატურა, რომელიც შეიძლება გამოყენებულ იქნეს შენადნობის მექანიკური ნარევების ან ბრიკეტების სახით როგორც მრავალწლიანი გამოცდილება ადასტურებს, გრაფიტის სფერული ფორმის მიღება ბრიკეტების გამოყენებით საკმაოდ მარტივი და საიმედო პროცესია. იგი გამოიყენება იმ შემთხვევაშიც, როდესაც საწყისი თუჯი შეიცავს გოგირდს 0,1-0,6%-ის ფარგლებში. მაგრამ ამის მიუხედავად, საკმაოდ მაღალია სხმულის ხარისხი და სტაბილურობა.

თანამედროვე პერიოდში კომპლექსური მოდიფიკატორები შეიცავენ კალციუმს, მაგნიუმს, იშვიათ მიწათა ლითონებს, ბარიუმს, სტრონციუმს, ცერიუმს, სილიციუმს და რკინას, მაგრამ პიროფექტი და ბოლის გამოყოფა ძირითადად განისაზღვრება Mg-ის პროცენტული შემცველობით მოდიფიკატორში.

ბოლის და პიროფექტის შემცირების მიზნით რეკომენდებულია კომპლექსური მოდიფიკატორი შეიცავდეს 3-5% Mg-ს, 8-15% Ca-ს, 6-9% იშვიათ მიწათა ლითონებს,

დანარჩენი კი უნდა იყოს Si და Fe. ამასთან, ამ მოდიფიკატორების ხარჯი ძირითადად განისაზღვრება გადასამუშავებელ თუჯში გოგირდის შემცველობით. მაგალითად, 0,1% გოგირდის შემცველობისას თუჯს საჭიროა დაემატოს 2%-მდე მოდიფიკატორი იმ შემთხვევაში, თუ არ იქნება გათვალისწინებული მისი ხარჯები აორთქლება-ამოწვის, დეგაზაციისა და დესულფურაციისათვის, რისი გათვალისწინებითაც საჭიროა კომპლექსური მოდიფიკატორის დამატებითი ულუფა 3%-მდე ოდენობით.

კომპლექსურ მოდიფიკატორში ი.მ.ლ.-ის (იშვიათ მიწათა ლითონების) დამატება ამარტივებს მთელ ტექნოლოგიურ პროცესს, ამცირებს მათ ხარჯს და კომპლექსური მოდიფიკატორის რაოდენობას, ხოლო მასში Si-ის რაოდენობის გაზრდა იწვევს კალციუმის, იშვიათ მიწათა ლითონებისა და სხვა კომპონენტების აღდგენას მათივე ჟანგეულებიდან, კარბიდებიდან, ფტორიდებიდან და სხვა ნაერთებიდან.

ამასთან, იმისათვის რომ განისაზღვროს კომპლექსურ მოდიფიკატორებში შემავალი მალეგირებელი ელემენტების მოქმედების ეფექტურობა თუჯის სტრუქტურის ჩამოყალიბებაში, რომელიც მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული არა მარტო თვითოეული შემადგენელი მალეგირებელი ელემენტის რაოდენობებსა (ცალ-ცალკე) და მათ თანაფარდობაზე, არამედ იმაზეც, თუ როგორ არიან გადანაწილებულნი ისინი თვითოეულ ლოკალურ მიკროუბანში, შემადგენელი კომპონენტების მარცვლოვანებაზე, პროცესის სიჩქარეზე დამუშავებისას ნადნობის ტემპერატურაზე და, რაც ერთ ერთი უმნიშვნელოვანესია, მოდიფიცირებული თუჯის დაყოვნების ხანგრძლივობაზე.

ამიტომ, უკანასკნელ ხანს მიმდინარეობს დაბალი სიმკვრივის მქონე ლიგატურების შემცირების ტენდენცია, რომელთა გამოყენებისას ხდება ნადნობის ზედაპირზე მათი ამოტივტივება შემდგომი ინტენსიური დაჟანგვით წვითა და აორთქლებით, რაც იწვევს მათი აორთქლების ინტენსიურობის ზრდას აქედან გამომდინარე შედეგებით. ამიტომ, აუცილებელი შეიქმნა: 1. შემუშავებულიყო ლიგატურის სასურველი ქიმიური შედგენილობა და ნადნობში მისი შეყვანის შესაბამისი ტექნოლოგია; 2. ციხვების ახალი კონსტრუქციები.

### 13. მაგნიუმით თუჯის დამუშავების ახალი ტექნოლოგიები

თუჯებში გამოყენებულ ლიგატურაში Mg-ის პროცენტული შემცველობის გაზრდა უზრუნველყოფს ლიგატურის საჭირო რაოდენობის შემცირებას, მაგრამ ლიგატურის ზედმეტად გამდიდრებისას აქტიური რეაგენტით მისი აორთქლება ინტენსიური ხდება, რასაც თან ახლავს დიდი რაოდენობის თხევადი ლითონის ამოფრქვევა ბოლის გამოყოფით და „პიროფექტით“.

ამასთან, თუჯებში გამოყენებული ლიგატურების შერჩევას პირველ რიგში გათვალისწინებული იქნა თანაფარობა Mg-ისა და Si-ის შემცველობებს შორის, რაც აიხსნება იმით, რომ გრაფიტის სასურველი ფორმის მისაღებად თუჯებში შეზღუდულია Mg-ის ნარჩენი რაოდენობა. იგი ტოლია 0,04-0,06%-ისა, მეორეს მხრივ, თუჯებში შეზღუდულია Si-ის შემცველობაც. ამასთან, ცნობილია [32, 69, 75, 79], რომ თუჯებში მასფეროდიზებული კომპონენტების გამოყენებისას Si-ის და Mg-ის რაოდენობათა თანაფარობა უნდა შეადგენდეს  $Si/Mg=2,6-1,5$ -ს.

გასათვალისწინებელია აგრეთვე ის ფაქტიც, რომ ლიგატურის შერჩევას ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი პარამეტრია მისი სიმკვრივე. მისი განსაზღვრისათვის აუცილებელია წინასწარ დადგინდეს ლიგატურაში შემავალი ელემენტების საჭირო რაოდენობები და ამის შემდეგ, მისი სავარაუდო სიმკვრივე. ასე მაგალითად ჩვენს შემთხვევაში გვჭირდება ორკომპონენტიანი ლიგატურა რომლის ფუძეც იქნება სპილენძი და საჭიროა შეირჩეს Mg-ის შემცველობა ისე, რომ მიღებული ლიგატურის სიმკვრივე აღემატებოდეს თხევადი თუჯისას.

დაუშვათ Mg-ის შემცველობა ლიგატურაში იყოს 12%-ი, მაშინ დანარჩენი 88% იქნება Cu გამოსადნობი ლიგატურის სავარაუდო სიმკვრივე იანგარიშება შემდეგნაირად:  $\gamma_{Cu+Mg}=f_{Cu}\times\gamma_{Cu}+f_{Mg}\times\gamma_{Mg}=0,88\times8,9+0,12\times1,74=8,036$  გრ/სმ<sup>3</sup>, სადაც  $f_{Cu}$  და  $f_{Mg}$  შესაბამისად არის სპილენძისა და მაგნიუმის პროცენტული შემცველობები, ხოლო  $\gamma_{Cu}$  და  $\gamma_{Mg}$  – მათი სიმკვრივე. ე.ი. ჩვენს მიერ შედგენილი ლიგატურის სიმკვრივეა 8 გ/სმ<sup>3</sup>, რაც (1,4-0,6) გ/სმ<sup>3</sup>-ით მეტია თხევადი თუჯის სიმკვრივეზე (6,8-7,5 გ/სმ<sup>3</sup>). ამის გამო ეს ლიგატურა არ ამოტივტივდება გამდნარი თუჯის ზედაპირზე და მოხდება მისი სრული გახსნა ნადნობში შეყვანისას.

ჩვენს მიერ ასევე იქნა შემუშავებული და გამოდნობილი კომპლექსური ლიგატურა, რომელიც დამატებით გამოიყენება, აგრეთვე, წინასწარი გან-

გოგირდებისათვის. რომლის შედგენილობაა: 65% Cu, 12% Mg, 5% Al, 6,5% Ca, 6,5% Si, 5% Ni. ასეთი შედგენილობის ლიგატურის სიმკვრივე სავარაუდოდ იქნება  $\gamma_{Cu+Mg+Al+Ca+Si+Ni}=0,65 \times 8,93 + 0,12 \times 1,74 + 0,05 \times 2,7 + 0,65 \times 1,53 + 0,065 \times 2,33 + 0,05 \times 8,91 = 5,80 + 0,209 + 0,135 + 0,995 + 0,151 + 0,446 = 7,836$  გ/სმ<sup>3</sup>, რაც, როგორც მინიმუმ, 0,336 გ/სმ<sup>3</sup>-ით მეტია გამოსადნობი თუჯის სიმკვრივეზე.

ამიტომ, ჩვენი ვარაუდით, იგი ყოველვის ჩაიძირება გამდნარი თუჯის მოცულობაში, ყოველ შემთხვევაში, არასოდეს არ ამოტივტივდება და არ შეუერთდება წიდას. სხვადასხვა ქვეყნებში წარმოებული და ჩვენს მიერ შემუშავებული მასფეროდიზებელი ლიგატურების ქიმიური შედგენილობები წარმოდგენილია ცხრილში 9.

საკვლევი ლიგატურები გამოდნობილი იქნა 400კგ ტევადობის მჟავე ამონაგიან ინდუქციურ ლუმელში, რომელშიც პირველ რიგში მოთავსებული იქნა სპილენძის ჯართი და მასთან ერთად Ni.

**ცხრილი 9. სხვადასხვა ქვეყანაში და ჩვენს მიერ წარმოებული ლიგატურების ქიმიური შედგენილობები მასურ %-ში.**

ქვეყანა	Mg	ი.მ.ლ.	Si	Ca	Ce	Al	Ni	ფუძე
ა.შ.შ.	2,4-8,5	0,6-3,5	41-45	–	0,25-0,35	–	–	Fe
იაპონია	2-31	1-8	40-60	1,5-7	–	–	–	–
ინგლისი	3-10	0,5-1,3	–	0,2-4,0	0,25-1,05	–	–	–
გერმანია	8-32	0,8-5,5	45-55	1-4,5	–	–	–	–
უკრაინა	6,6-7,54	–	51,1-52,6	2,4-3,8	–	1,8-5,4	–	–
საქართველო	4,5	5-17		4-18	–	–	–	–
ჩვენი	12	–	–	–	–	–		Cu
	12	–	6,5	6,5	–	5	5	Cu

ლუმლის ჩართვასა და კაზმის გადნობასთან ერთად მას თანდათან დაემატა 0-25 მმ ფრაქციამდე დაფქული SiCa, შემდეგ დაემატა Mg შოთების სახით და ბოლოს, დნობის დაჩქარებისა და ძვირადღირებული მალეგირებელი ელემენტების ამოწვის შემცირების მიზნით, კაზმს დაემატა ალუმინის ბურბუშელა, მცირე რაოდენობის გრანულირებულ ალუმინთან ერთად დნობის პროცესის ბოლოს, როდესაც წარმოიქმნება თხევადი მოძრავი წიდა, რომელიც, როგორც ცნობილია, დამატებითი



ნიშანია ლიგატურაში შემავალი ელემენტების საკმაოდ დრმა ადდგენისა. ნადნობი ჩამოსხა წინასწარ გამზადებულ ბოყვში, რომლის სრული გაცივების შემდეგ მოხდა სხმულის გამოგდება და წიდის მექანიკური მოცილება.

ხარისხიანი ლიგატურის მიღების მიზნით მალეგირებელი ელემენტების შეყვანამდე მოხდა მისი ქიმიური შედგენილობის კორექტირება. ამასთან, გახურების ტემპერატურა იყო 1340-1380°C. ლიგატურა გამოყენებამდე დამტვრეული იქნა 0-10მმ. ფრაქციამდე ისე რომ მთელი მასის 40%-მდე იყო 1მმ-ზე ნაკლები ზომების.

სასურველია მიღებული ლიგატურა გამოყენებული იქნეს თუჯში გოგირდის საწყისი რაოდენობის გათვალისწინებით, შემდეგი შეფარდებით:

S-თუჯში- 0,04% ლიგატურის ხარჯი-2,0%;

S-თუჯში- 0,04-0,06 ----- 2,3%;

S-თუჯში- 0,06-0,08-----2,6%.

ლიგატურის ნადნობში შესაყვანად სასურველია გამოყენებული იქნეს ჩვენს მიერ შემუშავებული ჩამოსასხმელი ციცხვი, რისთვისაც მისი გახურების შემდეგ ლიგატურის მიმღებში წინასწარ უნდა ჩაიყაროს ჩვენს მიერ შემუშავებული მაგნიუმის შემცველი ლიგატურა. ამასთან ლიგატურის გამოყენების კოეფიციენტის გაზრდის მიზნით აუცილებელია ციცხვი გაივსოს ბოლომდე, რის შემდეგაც მოხდეს დაყოვნება 4-12 წთ დუდილის შეწყვეტამდე, ე.ი. ლიგატურის თუჯში სრულ გახსნამდე. თუჯისაგან შესრულებული შემომგლინავი დგანის სამართულების საბოლოო ჩამოსხმის ტემპერატურა უნდა იმყოფებოდეს 1260-1320°C-ის ზღვრებში.

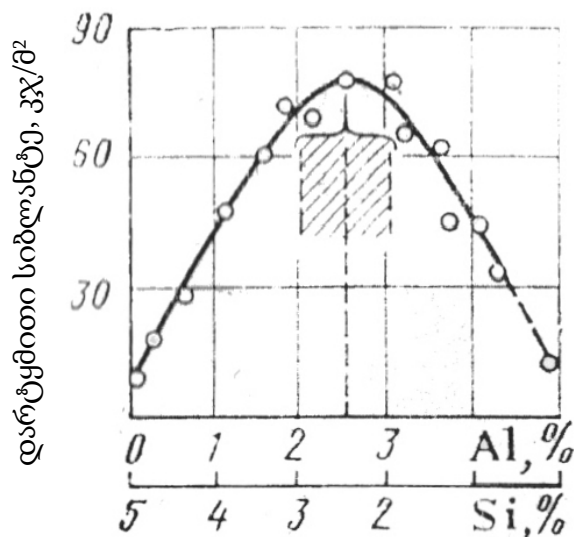
უკანასკნელ წლებში სულ უფრო დიდი ყურადღება ექცევა თუჯების შემადგენლობაში სილიციუმის თანდათანობით შემცირებას, რათა თუჯებში მიღწეულ იქნას ფიზიკო-მექანიკური და სპეციალური თვისებების პარამეტრების საუკეთესო შეხამება, რაც უზრუნველყოფილია იმით რომ თუჯების შედგენილობაში სილიციუმის ნაცვლად შეჰყავთ Al, რაც იწვევს ევტექტოიდური მარცვლის დისპერსიულობის ზრდას, Si-ით ფერიტის გამდიდრების ხარისხის შემცირებას, ლითონური კავშირების გაძლიერებას კოვალენტურობის ხარჯზე, რის შედეგადაც იზრდება როგორც სიმტკიცის და პლასტიკურობის მაჩვენებლები, ისე ხენჯმედეგობა, დაღლილობისადმი მედეგობა, თერმული გამძლეობა და სხვა [4, 5, 35, 108].

თუჯის შემადგენლობაში Si-ის Al-ით ნაწილობრივი შეცვლით შენადნობებში

Fe-Si-ის ატომთშორისი კავშირების ნაცვლად წარმოიქმნება Fe-Al-ის კავშირები, რომლებიც იწვევენ ლითონური კავშირების გაზრდას კოვალენტური კავშირების შემცირების ხარჯზე, რომლებიც განპირობებულია შენადნობში Si-ის პროცენტული შემცველობის შემცირებით. ზუსტად ამ ფაქტთან არის დაკავშირებული ფერიტული და პერლიტური ალუმინიანი თუჯების უპირატესობა სილიციუმთან შედარებით.

მე-12 სურათზე [60] წარმოდგენილია Si-ის და Al-ის შემცველობის გავლენა ფერიტულფუძიანი სფერულგრაფიტიანი თუჯების დარტყმით სიბლანტეზე. ამ სურათიდან ჩანს, რომ ზემოხსენებული სხმული თუჯების დარტყმითი სიბლანტე მაქსიმუმს აღწევს როდესაც ეს შენადნობი შეიცავს 2,5% Si-ს და 2,5% Al-ს. ასეთი თუჯების სუბკრიტიკულ ტემპერატურამდე გახურებითა და შემდგომი სწრაფი გაცივებით მიიღება დარტყმითი სიბლანტის უფრო მაღალი მნიშვნელობები.

ამიტომ, უკანასკნელ წლებში შეიმჩნევა თუჯის ქიმიურ შედგენილობაში სილიციუმის თანდათანობითი შემცირების ტენდენცია, რის საკომპენსაციოდაც თუჯის შემადგენლობაში დამატებით შეჰყავთ Al, რაც იწვევს ევტექტიდური მარცვლის დისპერსიულობის ზრდას, ფერიტის Si-ით გამდიდრების ხარისხის შემცირებას, ლითონური კავშირების გაძლიერებას კოვალენტურების შემცირების ხარჯზე, რის შედეგადაც იზრდება როგორც სიმტკიცე, ასევე პლასტიკური თვისებები, ხენჯმედეგობა, დადლილობისადმი მედეგობა, თერმული გამძლეობა და სხვა ფიზიკო-მექანიკური და სპეციალური თვისებების ოპტიმალური შეხამება.



სურ. 12. მაღალმტკიცე ფერიტული თუჯების დარტყმითი სიბლანტის დამოკიდებულება Si-სა და Al-ის კონცენტრაციაზე.

ზუსტად ასეთი კავშირებით ფაქტიურად შეიძლება აიხსნას ალუმინის შემცველი ფერიტული და პერლიტური თუჯების უპირატესობა იგივე ტიპის სილიციუმთან თუჯებთან შედარებით, მხოლოდ Si-ის არარსებობით. ამ კლასის თუჯები გამოირჩევიან წვრილმარცვლოვნებით, რაც, თავის მხრივ, განაპირობებს ბზარმდეგობის ზრდას.

ალუმინიანი თუჯების სტრუქტურისა და თვისებების ფორმირებას ხელს უწყობს სტრუქტურულად თავისუფალი ცემენტიტის მოცილება, P-ის და Si-ის უფრო თანაბარი განაწილება, რითაც დამატებით იზრდება დარტყმითი სიბლანტე და სიმტკიცე. რეკომენდებულია Si-ის შემცველობა შეადგენდეს 1,0-1,5%. ამასთან, როგორც ადრეც იყო აღნიშნული, საუკეთესო თვისებები მიიღება მაშინ, როდესაც Al-ისა და Si-ის კონცენტრაციების ფარდობა უახლოვდება ერთს (1:1) [69, 73, 74, 77, 110, 111]. თუ  $Al > 1\%$ -ზე, ისინი აუმჯობესებენ მექანიკური თვისებების მახასიათებლებს.

თუ თუჯი შეიცავს 2,5-2,8% Al-სა და 0,8-1,0% Si-ს, მაშინ იგი მყიდება. ამ დროს მიკროსტრუქტურა შეიძლება იყოს ფერიტული, ფერიტ-პერლიტური ან პერლიტური, ხოლო მათი ლეგირებისას სტრუქტურაში ჩნდება განმამტკიცებელი სტრუქტურული მდგენელები  $Fe_3AlC_x$ , იგი შენადნობებში ჩნდება როდესაც  $Al > 1\%$ , ზრდის სიმტკიცის მაჩვენებლებს (კერძოდ, სიმტკიცის ზღვარი  $\approx 500$  მგპა) და ამცირებს პლასტიკურობას ( $\psi = 3\%$ ) [4, 69, 73, 74, 77].

Al-ით ლეგირება ამცირებს თუჯების მიდრეკილებას გათეთრებისადმი, მაგრამ ზრდის ჟანგბადისაკენ სწრაფვას, რის შედეგადაც თხევადი ლითონის ზედაპირზე წარმოიქმნება ალუმინის ჟანგეულების აფსკი, რომელიც ჩამოსხმის მომენტში შეიძლება მოხვდეს ყალიბში, რაც იწვევს სხმულის მთლიანობის დარღვევას. ამის აღმოსაფხვრელად აუცილებელია დნობის ისეთი პირობების შერჩევა რომელიც ეწინააღმდეგება აღნიშნული მოვლენების განვითარებას, რითაც გამოირიცხება მისი ყალიბში მოხვედრა. საბოლოოდ შეიძლება ითქვას, რომ ჯერ კიდევ არ არის ამ ტიპის თუჯების ტექნოლოგიური შესაძლებლობები ბოლომდე შესწავლილი და ამიტომ ეს საკითხი მოითხოვს შემდგომ კვლევას [16, 69, 75, 110, 111].

#### 14. მოდიფიკატორების ეფექტურობის შემამცირებელი ფაქტორები.

შენადნობების მოდიფიცირება მოდიფიცირება ეწოდება შენადნობის კრისტალიზაციაზე და სტრუქტურაზე სპეციალური დანამატებით– მოდიფიკატორებით, ზემოქმედების პროცესს. უმეტეს შემთხვევაში, მოდიფიცირების მიზანია წვრილმარცვლოვანი, დისპერსული ან გამოყოფილი ფაზების (ინტერმეტალიდების, კაიბიდების, გრაფიტის და ა.შ.) კოაგულირებული სტრუქტურის წარმოქმნა. ის დანამატები ან მინარევები, რომლებიც ბ ელს უშლიან მოდიფიცირების ეფექტს, დ ე მ ო დ ი ფ ი კ ა ტ ო რ ე ბ ა დ იწოდებიან. | მოდიფიკატორების კლასიფიკაცია პირველად შესრულებულია პ.ა. ებინდების მიერ. კრისტალური ჩანასახების წარმოქმნის პროცესზე მოდიფიკატორების მოქმედების ფიზიკურ-ქიმიური ბუნების მიხედვით მან მოდიფიკატორები დაჰყო ოი გვარად. 1 გვარის მოდიფიკატორებს მიეკუთვნებიან ის ნივთიერებები, რომლებიც ნადნობში წარმოქმნიან მაღალკისპერსიულ მყარ ნაწილაკებს, რომლებზეც ფორმირდება კრისტალიზაციის ცენტრები, ხოლო 11 გვარის მოტიფიკატორები ხსნადი ნივთიერებებია, კრისტალების ჩანასახის საზღვრებზე შერჩევით ასოცირებული, იწვევენ ფაზათა გამყოფი ზედაპირულ დაჭიმულობის ცვლას და თუ მეტენ კრისტალის ზრდის ხასიათზე. პირველად 11 გვარის 3 ხილი - , ჩება ითვლებოდნენ მხოლოდ ზედაპირულ-აქტიური ელემენტები. ამჟამად, ამ მოდიფიკატორების წრე საკმაოდ გაიზარდა და მას მიეკუთვნება ის ნი კთი)ერებები, რომლებიც იწვევენ სტრუქტურული შემდგენების ბომების, ფორმის და განლაგების ცვლას.

[ გვარის მოდიფიკატორები, სამრეწველო შენაენობები შეი საკუნ დიდი რაოდენობით უხსნად მყარ ნაწილაკებს; აჩბა ამისა, თხევადი - თონის დინება, ყალიბის შევსების დროს, ასაკი კვს პაიკლავი დენდრიტების ტოტებს, ნამსხვრევეები განიბნევა ბმულის მთელ მოცულ :ბა , და ბოლოს, შენადნობი შეეხება ყალიბის კედლებს. ყველა აქ 9 \* } კვამი, თხევად ნაცნობს კონტაქტი აქვს მყარ ფაზასთან და ჩა ა. ჩა; კრისტალიზაცია მიმდინარეობს მყარ ფაზაზე. ამით მკვეთრად 3 \* - 4. ნაცნობის მეტასტაბილობის ინტერვალი და ჩქარდება კრისტალიტა 5 / 0 პროცესი, ამის შედეგია, რომ ტექნიკურად სუფთა ლითონებს მილ..., არ აქვთ გადაცივებისადმი.

| კრისტალიზაციის პროცესზე მყარი ნაწილაკების აქტიურობა,) } . კიდებულია შენადნობის აგებულებაზე, ფიზიკურ-ქიმიურ თვისებებზე ; ; ამ ნაწილაკების მიერ ფაზათა შორის ზედაპირულ დაჭიმულობის ცვლის ხარისხზე. განვიხილოთ მყარი ნაწილაკების და მასზე წარმოქნილი კრისტალიზაციის ჩანასახების აგებულების სრული იგივობის შემთხვევა. ეს შეიმჩნევა შენადნობის პირველადი კრისტალების ნატეხებზე მინინარე კრისტალიზაციის ცნოს. ლაპლასის ფორმულის მიხედვით, თუ 6,0 და 6.3 . მაშინ / 2 0 0 , მაგრამ თუ 2, მაშინ \*\*მარჯო (ან. 1.2, ა), ე.ი. ნებისმიერ მცირე ჩანასახს უნარი აქვს მდგრადი ზლისადმი. მ.შ. კრისტალიზაციის პროცესზე მყარი ნაწილაკების აქტიური ზემოქმედებისათვის, აუცილებელია, რომ მყარ ნაწილაკებსა და მასზე გაზრდილ კრისტალებს ერთნაირი ტიპის კრისტალური აგებულება და უმნიშვნელოდ განსხვავებული კრისტალური გისოსის პარამეტრები ჰქონდეთ. სწორედ ასეთ შემთხვევაში, შენადნობის მყარ ნაწილაკებზე აწყობილ კრისტალებს შეესაბამება მინიმალური ზედაპირული ენერგია. ზემოთ ჩამოყალიბებული დებულება საფუძვლად უდევს ! გვარის აქტიური მოდიფიკატორების პრაქტიკულ შერჩევას, რომელიც ჩამოყალიბებული იქნა ს.ტ. კონობევსკისა და პ.მ. დანკოვის მიერ.

— გ.გ. გულიაევის, მ.ვ. მალცევის,გ.ს. ერშოვის და სხვათა შტომებში მოცემულია მოდიფიცირების აქტიური უნარის მქონე დანამატების შერჩევის მთელი რიგი პირობები: 1) აუცილებელია, გამოყენებულ იქნას ძნელდნობადი უხსნადი ნივთიერებები, რომლებიც ნადნობში წარმოქმნიან დამოუკიდებელ ფაზებს. (რაც მეტია ცისპერსული ნაწილაკების ცნობის ტემპერატურა, მით ენერგეტიკულად მომგებიანია, მათ ფუძეზე პოლიკლასტეტების წარმოქმნა); 2) მყარი ფაზის ნაწილაკები, აუცილებლად უნდა ემორჩილებოდნენ სტრუქტურისა და ზომების შესაბამისობის პრინციპს; 3) უფო ეფექტურია, ფაზების გამყოფი დიდი ზედაპირის მქონე, დისპერსული მყარი ნაწილაკები; 4) სასურველია, რომ ნაწილაკები ხასიათდებოდნენ ლითონური თვისებებით (ქიმიური კავშირის ტიპით); 5) უფრო ეფექტურია, ენდოგენური წარმოშობის მდგრადი ქიმიური ნაერთების მყარი ნაწილაკები; 6) უმეტეს შემთხვევაში, ეფექტური დანამატები შენადნობის ფუძესთან წარმოქმნიან ინტ. მეტალიბებს და ევტექტიკას ევტექტიკის წერტილით, რომელიც ძლიერი გადაადგილებულია ბალური კომპონენტისაკენ. ზევენექტიკურ არეში ლიკვიდუსი მკვეთრად არის ზევით ინტერნეტლილების დისოციაციის წერტილთან; ამ დროს, დანამატების გახსნის უნაკი მყარ მდგომარეობაში, ძალიან მცირეა, | მამოლიფიცირებელი დანამატები ლიგატურის სახით შეჰყავთ კაზმში ან უშუალოდ ნაცნობში. მყარი ფაზების დისპერსული ნაწილაკები ნადნობში ქიმიურად ურთიერთმოქმედებენ შენადნობის კომპონენტებთან ან გარემომცველ ატმოსფეროსთან. ამის ტიპური მაგალითია, ალუმინის შენადნობის ტიტანიტ და ვანადიუმით მოდიფიცირება (0, 15%-მდე), ამ დროს ადგილი აქვს ძნელინალი ინტერმეტალიბების T., ლა V<sub>xx</sub> -ის წარმოქმნას, ან ფოლადის მოდიფიცირება ალუმინით და ტიტანიტ, როცა წარმოიქმნება მე და 7: მნელმდნარი ნაერთები.

დაკვირვებებმა უჩვენეს, რომ ძალიან ბევრ დისპერსულ ნაწილაკებს გააჩნიათ გარკვეული მამოლიფიცირებელი ეფექტი, მაგრამ აი ემორჩილებიან სტრუქტურა-ზომის ფარდობათა პრინციპს. თუ აღნიშნულ ნივთიერებებს შევიყვანთ ნადნობში ფხვნილის სახით, საწყისში ეფექტი არ შეინიშნება, მხოლოდ ხელმეორედ გადადნობის შემთხვევაში ნაწილაკები გააქტიურდებიან და იწყებენ მამოლიფიცირებელი უნარის გამოვლენას. მინარეების ასეთი აქტიურობის მიზეზი ჯერ-ჯერობით აუხსნელია. ფიქრობენ, რომ ნაწილაკების ზედაპირზე თანდათანობით წარმოიქმნება განსაკუთრებული მონოატომური ფენა, რომელიც აიოლებს კრისტალების ფუძეზე "შეზრდას"; შეიძლება ეს დაკავშირებული იყოს პოლიკლატე - ბის წარმოქმნასთან. | შენადნობში აქტიური ნაწილაკების არსებობასთან არის დაკავშირებული მემკვიდრეოვ ათი მოვლენა: გავადნობის შემთხვევანი (კიე გადახურებით) ზოგჯე შენარჩუნებულია შენადნობის 7 კილი ბარ კლების ზომა და განაწილება, ლითონის მნიშვნელ "კანი გადახურების დროს ჩება უკუპროცესი - მინარეების დეაქტივიზაცია : ისინი კა\*გავენ კრისტალიზაციის ცენტრების წარმოქმნის უნარს, ჩანან, როგორც ჩანს მათ ზედა ფენაში მიმდინარეობს ცვლილებები. გარდა ამისა, ხანგრძლივი გადახურებით შესაძლებელი ხდება ნაწილაკების კი ეგულაციის პროცესი, მათი გაერთიანება მცირე აკვიური ზედაპირის მქონე უფრო დიდ კონგლომერატებად. მ.შ. შენადნობის გადახურება იწვევს უფრო მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურის წარმოქმნას, | 11 გვარის მოდიფიკატორები. თხევად ფაზაში განუსაზღვრელაბ ხსნარი და მყარში მცირე ხსნარი მინარეები (0, 4-0,12) კრისჭა- ლიზაციის დროს, უმეტეს შემთხვევაში

ეკვრიან მზარდი კრისტალების ზედაპირს.თუ მინარეგები ან დანამატები არ ცვლიან კრისტალიზებული ფაზების ზედაპირის თვისებებს,მაშინ კრისტალიზაციაზე გეპოქმექი, პროცესი "ძირითადად ემთხვევა მყარი ფაზების ფილის "ექანიკო" დამუხრუჭებას. თუ დანამატები შედარებით უფრო ელაპა“ - ქინი არიან,ვიდრე მზარდი ფაფები ,მაშინ ისან: კრისტალების ზრდის გრ ?.

მათ წახნაგებზე (დენდრიტების ღერძებზე) შერჩევი კონცენტრირდები! “ და რომელიღაც მომენტში შექმნიან ადსორბირებულ ფენას. კრისტალების

## 15. რკინა-ნახშირბადის არსებული და ინოვაციური შენადნობების სტრუქტურების

### ფორმირების პროცესების მართვა

სხმულ მდგომარეობაში შენადნობის თვისებები არა მარტო მაკროაგებულებაზეა დამოკიდებული, არამედ არა ნაკლები მნიშვნელობა აქვს მის მიკრო- და სუბმიკროსტრუქტურას. ბევრ შემთხვევაში,მიკროსტრუქტურა განსაზღვრავს სამსხმელო შენადნობის მექანიკურ თვისებათა კომპლექსს,შენადნობის მიკროსტრუქტურის შესწავლის დროს გამოიყენება უფრო დიდი გადიდება ( 0, ZUV),ვიდრე მაკრო-აგებულების დათვალეიერებისას. ბევრი საყიეწკელო შენადნობების სტრუქტურის ძირითადი მაგენელი მყარი ხსნარის მიკრო-მარცვალია,ბრტყელ მიკროხეტე,ისინი წარმოადგენენ კერძმ) კაკვეთილ ლენინიტებს (ნახ.1.0,3), ამიტომ მათ ყ ე ნ ტ ი ი ს უ ლ უ ჯ ი ე ბ ე გ ს უწოდებენ.მიკრომარცვლებს (დენდრიტულ უჯრედებს) სხვადასხვა ფორმა,ზომა და კრისტალოგრაფიული ორიენტირი აქვთ.

ლენდრიტები კისკალიზაციის პირველად გამონაყოფებს წარმოადგენენ.ისინი ხშირად გარემოცულნი არიან ევტექტიკით სტრუქტურის ამ ორი მიჩითადი მდგენელების რაოდენობათა ფაჩლობა დამოკიდებულია მგომარეობის დიაგრამაზე ევტექტიკის წერტილის მიმართ,ფიგურატურული წერტილების მდებარეობაზე."4,+ ევტექტიკის" ტიპის სტრუქტურებში (ნახ.I.6 ვ) დენდრიტის ღერძების კვეთა მეტად შესამჩნევია.ზოგიერთი მცირე ლენდრიტი ICO-200 ჯერ გაცივებისას შეიძლება მთლიანად მოთავსეს. მხედველობის არეში.გაცილებით ძნელია მყარი ხსნარის სტრუქტურაში ლენინიტების შემჩნევა,სული ფაზური გადაკრისტალების შემთხვევაში დენდრიტული აგებულება სრულიად იკარგება,მაგალითად, ნახშირბადიან | სამსხმელო ფოლაბებში პირველადი აუსტენიტის მენიჩიტების 5აგეიერ, | შეინიშნება ფენიტო-პერლიტური სტრუქტურა,ხოლო პირველადი სტრუქტურის გამოვლენისათვის აუცილებელია მოწამვლის სპეციალური მეთოდების გამოყენება.

დენდრიტი-ტიპიური,მაგრან არა მარტო ერთადერსი ფორმაა პირველადი გამონაყოფის;ასევე ეინიშნება წახნაგოვანი კრისტალები.ესენი უმეტეს შემთხვევაში, სხვადასხვა ქიმიური ნაერთებია.მაგალითად, ზეევტექტიკურ ილუმინებში გამოყოფილი პირველადი სილიციუმის კრისტალები წარმოადგენენ ექვსწახნაგოვან პრიზმებს,მიკრობებზე შეიძლება სჩანდეს,როგორც სწორკუთხა ან სამკუთხა წარმონაქმნები.

| ეტექტიკა სამსხმელო შენადნობებში წარმოადგენს ნაცნობით ან

ერთდროულად დაკრისტალებულ ორი ან მეტი ფაზების კონგლომერატს,ფაზე. ბის კანონზომიერი განლაგება საშუალებას იძლევა,როგორც წესი,გამო.

ყოფილი იქნას ე ვ ტ ე ქ ტ ი კ უ ნ ი კ ო ლ ო ნ ე გ ი ა, მ ა ი. | ც ვ ლ ე ბ ი.ყოველ მარცვალში ფაზებს გარკვეული მიმართულების გან

ლაგება (ორიენტირი) აქვთ,შიგა ნაწილში ის უფრო სრულყოფილია,მაია | ცვლის პერიფერიულ ნაწილთან შედარებით. (ნახ.I, II, 5).

ევტექნიკური კოლონების მიკროფაგებლების სქემა. ა ევექსიკური მაჩვვალი; ბ,ვფირფიტოვხნი და მატრიცული ტიპის ევტექტიური კოლონები

ცნობილია,ეტექტიკის სტრუქტურული მრავალსახეობა,მათი კლასიფიკაცია მიღებული არ არის.ჩვეულებრივად ანსხვავებენ :ორიენტირებული ფირფიტოვანი, ლეჩოსებური, გლობულიარული, ნემსისებური და არაორიენტიჩებული ფირფიტოვანი.

ევტექტიკის სტრუქტურული მრავალსახეობა: ა-ორიენტირებული ფირფიტოვანი; ბეჩოსებური;

ვ-გლობულიარული; გააჩოჩიენტირებული ფირფიტოვანი | მიკროხეხის სიბრტყეზე გამოსახული სტრუქტურა,არ იძლევა სწორ წარმოდგენას მის რეალურ აგებულებაზე.ასე მაგალითად, ღეროსმაგვარ ევტექტიკაში კოლონების სხვადასხვა ნიმართულებით კვეთით „სტრუქტურა შეიძლება მომრგვალებული ან პარალელური გამონაყოფის სახით გამოჩნდეს (ნახ.I,12,ბ).ევტექტიკის კოლონების ფორმირების კინეტიკის და ფაზების ურთიერთგანლაგების მიხედვით,ყველა ევტექტიკა შეიძლება. გაერთიანებული იყოს სამ ჯგუფში.შჩეულ-ფირფიტოვანი,მატრიცული და კარკასულ-მატრიცული. | ევტექტიკის ფორმირებაზე და აგებულებაზე თანამედროვე წარმოდგენას საფუძვლად დაედო 30-იან წლებში არა, ბოჩვარის კლასიკური ნაშრომები,ორგანულ სითხეში ევტექტიკის კრისტალიზაციაზე დაკვირვება აჩვენა,რომ ნდგენელი ფაზების კრისტალიზაცია შეიძლება ცალ-ცალკე მოხდეს.უფრო დამახასიათებელია შემთხვევები, როცა კრისტალიტის წამყვანი ფაზა ჩაისახება პირველ რიგში,ხოლო შემდეგ თხევადი ხსნარი ამცირებს მას სხვადასხვა კომპონენტებით.ერთად და ერთდროული კრისტალების შემდგომი 80ა უზრუნველყოფილია,შენადნობების კომპონენტების 2)ფუზური გადანაწილებით,შესაბამისად ფაზების ქიმიური შედგენილობისა,ამიტონ არის რომ ევტექტიკის კრისტალიზაცია უფრო სწრაფად მიმდინარეობს,ვიდრე ცალკეული პირველადი ფაზების კრისტალიზაცია. ფაზების ჩასახვის და ზრდის ურთიერთმონაცვლეობა იწვევს შეჩეულ-ფირფიტოვანი სტრუქტურის წარმოქმნას (ნახ.I. 1,5).

რა “სტუ

ვ.ტილლეჩის, ი.ვ.გჩეჩნოს და ი.ნ. ტაჩანის გამოკვლევებმა დაადგინეს,რომ ლითონურ შენადნობებში ევტექტიკა უმეტესად მატრიცულ სტრუქტურას წარმოადგენს,მათი ფორმირება ხდება წამყვანი ფაზის (ბატუჩი) კრისტალიქის ჩასახვით „კრისტალიზაციის შემდგომ ეტაპზე ახალი ბაზური კრისტალიტი არ წარმოიშობა,არამედ მიმდინარეობს მასზე მონაცვლებით მეორე ფაზის კრისტალიტების წაშლა (ნაწ.I.Ii ვ),ამის შედეგად,ბალური ფაზა წარმოქმნის ევტექნიკური კოლონიის მონოკრისტალურ მატრიცას,ხოლო მთლიანი კოლონა (მარცვალი) კრისტალიზაციის ერთი ცენტრიდან არის წამოზრდილი,სამსხმელო შენადნობებში გაზუჩი (მატრიცული) ფაზა შეიძლება იყოს,როგორც ინტერმეტალიზების ტიპის რთული ქიმიური ნაერთები და კარბიდები,ასევე მყარი

ხსნარები. ევტექტიკის ფორმა, დისპერსულობა, ფაზათა თანაფარდობა და ფირფიტებს შორის მანძილი ბევრ ფაქტორზეა დამოკიდებული, რომელიც დაკავშირებულია ნაცნობის შედეგნი

ლობასა და კრისტალიზაციის პირობებზე. | კარკასუმატრიცუ ევტექტიკაში მეორე ფაზა წარმოქმნის უწყვეტ

კარკასს. ინ.ტახანის დაკვირვებით, ევტექტიკის კოლონის ზრდა მიმდინარეობს ორი განტოტილი კრისტალიტების ურთიერთშეზრდის პროცესში. მიკროხეხზე ასეთი ევტექტიკა გათხაპნილი წარმონაქმნის შთაბეჭდილებას ტოვებს, სინამდვილეში ის განტოტილი კარკასული კრისტალიტის კვეთს წარმოადგენს, რომელიც წამოზრდილია, როგორც მატრიცული კრისტალიტიდან, ასევე კრისტალიზაციის ერთ-ერთი ცენტრიდან. ასეთი ევტექტიკის ტიპური მაგალითია ფერიტულ-გრაფიტული ევტექტიკა - ჩუნ თუქში ან ++ Sc ევტექტიკა - სილუმინებში, | ევტექტიკაში ფაზათა ფაჩლობა დამოკიდებულია ევტექტიკის წერ

ტილში, კოპონენტთა კონცენტრაციაზე და ხსნარის გაჯერების ხარისხზე. | წერტილის შესამჩნევი გადაადგილებით რომელიმე კომპონენტისაკენ წარმოიქმნება ამ კომპონენტის საფუძველზე მატრიცა, ასე მაგალითად, ht -s: შენადნობები : 33,3% ევტექტიკა წარმოადგენს ალუმინის მყაჩი ხსნარის მატრიცაში სილიციუმის კრისტალიტების ნარევეს. წსგავსი ევტექტიკური წარმონაქმნები შეცდომით შეიძლება პირველად სჭიუქუჩად იქნეს მიჩნეული. | ევტექტიკის თვისება, ძირითადად მატრიცის თვისებით განისაზღვრე

გა. ამის დამახასიათებელი მაგალითია ჩუბი და თეთრი თუჯების ევტექტი - კა. პირველ შემთხვევაში აღინიშნება დაბალი სისაძე. პლასტიკურობა (ფენიქული მატრიცა), ხ. ილო მეორე შემთხვევაში მაღალი #2საღე და | სიმყიფე (ცემენქიტური მატრიცა).

მრავალკომპონენტიან შენადნობებში ევტექსიკა შეიძლება შედგებობეს სამი და მეტი ფაზისაგან. თანაც მისი ფორმირება თანმიმდევრობით | ხდება; დასაწყისში კრისტალდება ორმაგი ევტექსიკა, შემდეგ სამმაგი

და ა.შ. ორმაგი და მრავალფაზიან ევტექტიკებს შორის პრინციპიალური განსხვავება არ არის.

სასულ მდგომარეობაში შენადნობების აგებულების რაოდენობრივი მახასიათებელი - ეს მარცვლის (A) და ბებიკული უჯრების (ed) | ზომაა, ყოველი მოცულობითი მდგენელის სტრუქტურული წილი 9, ჭარბი ჩანართების საშუალო ზომა - და მათი ხვედრითი ზედაპირული ფართი 5 ევტექტიკაში (ან ევტექტიკაში) იზომება ევტექტიკური კოლონის მარცვლის სიდიდე და დისპერსულობის ხარისხი ე.ი. ფაზის ფირფიტებს შორის მანძილი ან ფაზის ფირფიტის სისქე. ძირითად მახასიათებლად მი - ზანშეწონილია გამოყენებულ იქნას დენდრიტული უჯრედის ზომა, რომელთა

ნაც დაკავშირებულია ჭარბი ფაზების ჩანართების ზედაპირის და სისქის | ხაზობრივი დამოკიდებულება. (მაგალითად, ალუმინის შენადნობისათვის | 7 : 23+ 05d) ფაზათა მოცულობის წილი შეიძლება გაანგარიშებულ იქნას ტოლობით 4: Sm/kg (ყველა ნაჩვენები მახასიათებლები განისაზღვრება მიკროხეხზე კვეთის მეფობით ან სხვა ხერხით. ქარხნის ლაბორატორიის პირობებში მიკროსტრუქტურის სწრაფი ვიზუალური შემოწმებისათვის გამოიყენება ეტალონური სტრუქტურის ნაკრები, რომელთაც მინიშნებული აქვთ პირობითი ნომერი ან ბალი. ეტალონური მიკროსტრუქტურების ბათ ლებში შეფასების სისტემა დამუშავებულია



თუჯებისათვის (foc7 4343-77).ფერადი ლითონებისათვის გამოიყენება ეტალონური მიკროსტრუქტურები (Furn 2173-75). ქვემოთ ნაჩვენებია სტრუქტურული მდგენელების ზომების და განლაგების ხასიათის გავლენა სამსხმელო შენადნობე| ბის თვისებებზე.

| სხმულ მდგომარეობაში შენადნობების სუბსტრუქტურა (მაღალლისპესული ფაზების ზომები ,განაწილება, სიმკვრივე,ბლოკების ზომა,ყის ლოკაციების ხასიათი) გარკვეულ გავლენას ახდენს თვისებათა კომპლექსე,ბ.მ. ლიაპკინისა და არა. შავულსკის მონაცემებით, მხურვალმტკი| ცე ნიკელიან სხმულ შენადნობში (განმამტკიცებელი ფაზების სუბ

მიკროსკოპული გამონაყოფების მოწესრიგებული განლაგება 15-20%-ით ზრდის მხურვალმტკიცების თვისებას (მოუწესრიგებელთან შედარებით), თანაც მარცვლის და დენდრიტული უჯრედის ზომა = შენარჩუნებულია უცვლელად.

სტრუქტურის შენადნობის მართვა - ეს პრობლემა ყოველთვის იქცევა ჩამომსხმელების ყურადღებას.როგორც გ.ბალანინი აღნიშნავს,

ამჟამად ამოცანა იმაში მდგომარეობს,რომ მიღებულ იქნას მოცემული ფორმის და ზომის მაკომარცვლისა და გარკვეული მიკროსტრუქტურის მქონე სხმულები.

ფოლადებში მიკრომარცვლის ზომის (!), ბენიტების ღერძთაშორის მანძილის (2) ეკტექტიკის ფირფიტებს შორის მანძილის დამოკიდებულება შენადნობის გამყარე

გის სიჩქარესთან 0 01 10 10

(ბ,ბ.გულიაევისა და "გამყ.სვ/წეთ

სლევინგსტონის

მიხედვით) ერთ–ერთი უმნიშვნელოვანესი ფაქტორი,რომლის დახმარებით შეიძლება შენადნობის მაჩ კვლის ზომის რეგულირება,ანის გაციების

სიჩქარე.სხეულის გაციების სიჩქარის გაცილებით იზრდება შენადნობის გამყარების სიჩქარე (1924) და ცალკეული სტრუქტურული მდგენელების კრისტალიზაციის

სიჩქარე;პირველადი დენდრიტები მოკლდება და ნაკლებალ განტოტებული ხდება,ასევე ღერძები უფრო წვრილმებიან,ნამცეცდება ევგეტიკა და სხვა

სტრუქტურული მდგენელები.მ.შ. გაციების სიჩქარის გადიდება იწვევს მიკრო – და მაკრომიცვლის &ომების შემცინებას.ბევრ შენადნობებში,რომელთაც გამყარების

ფართო დიაპაზონი აქვთ ,შეინიშნება მარტივი დამოკიდებულება  $d = 8$  , სადაც 8 კოეფიციენტი,ანადნობში კომპონენტთა დიფუზიური მოძრაობასთან

დამოკიდებული (ნახ.1,15).უმეტეს შემთხ კევაში 14 და ა,შონის გამოკვეთილი

ლამოკიდებულება არ არსებობს, ალგან მაკრო–მარცვლის ზომაზე გავლენას ახდენს ჩასხმი'ს წინ შენადნობის გახარების ტემპერატურაც. | ევგექსიკური მარცვლის ზრდის

შეზღუდვა,სა,გადიდების დროს, შეიძლება დაკავშირებულ იყოს წარმოქმნილი ფაზების თბო-ფიზიკურ თვისებათა სხვაობასთან.მაგალითად, He - შენადნობის

მკვექსიკაში, რომელიც შედგება ct -S2 (მატრიცის ალუმინის მყარი ხსნარი და სილისიუმის კრისტალების მიკრო-მექანიკური ნარევი) ალუმინის თბოგა<sup>2</sup> სრუბა (385 ვტ /მრ) ბევ(ან უფრო დიდია, ვიდრე სილიციუმის თბოგამტა

რობა (45 ვტ / x). ამ დროს კრისტალიზაციის სითბო (46,2 კჯ/მოლ) უფრო ლიდია,ვიდრე ალუმინის კრისტალიზაციის სითბო (10,8 კჯ/მოლ). თვისებათა ასეთი

შერწყმა ალუმინის კრისტალების ზრდისათვის უფრო ხელსაყრელია,ამით ისინი ამუხრუჭებენ სილიციუმის კრისტალების ზრდას, რის შედეგად მიმდინარეობს

ევტექტიკის დანამ კეცება. ანალოგიური სიტუაცია შეიმჩნევა რუხი თეჯების

აუსტენიტიში ევტექტიკური გრაფიტის კრისტალიზაციის დროს, ან ფოლაბებში და ფერად ლითონებში გამოყოფილი არალითონური ჩანართებისა და მეტალიების კრისტალიზაციისას. | ამგვარად, ყველა სტრუქტურული მდგენელისათვის ამალღებული სიჩქარით გამყარების პირობებში, დამახასიათებელია დანამცეცება. | განსხვავებული გაციების სიჩქარეები და შესაბამისად, გამყარების სიჩქარეები შეინიშნება დიდი გაბარიტების მქონე მსხვილკედლიან სხმულებში. ამით აიხსნება სხმულების გარე და შიგა ნაწილში შენადნო - ბის სხვადასხვა თვისებები. გაციების სიჩქარის დადაბლება იწვევს: მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურის წარმოქმნას, ჭარბი ფაზების გამოყოფას, ფორიანობასა და ლიკვაციურ არაერთგვაროვნებას (მსხვილკედლიან სხეულებში), რითაც შესამჩნევად მცირდება მექანიკური თვისებათა კომპლექსი და განსაკუთრებით, პლასტიკურობა, სხეულის მთელ კვეთში თვისებების გათანაბრებისათვის კრისტალიზაციის პროცესზე მოქმედებენ მოდიფიკატორების დახმარებით და ფაზ 8 გააკრისტალებას ახდენენ თერმიული დამუშავებით. - ამჟამად დიდი ყურადღება ექცევა ჩამოსხმის მეთოდების შემუშავებას და მათ გამოყენებას მრეწველობაში. ამ მეთოდებმა უნდა უზრუნველყოს სიმულის მიმართული გამყარება და კრისტალიზაცია, მიმართული კრისტალი? აციის პროცესში, ოპტიმალურ ვარიანტს წარმოადგენს მ ო - რ ო კ ი ს გ ა ლ უ რ ი მდგომარეობის მიღება, როცა სხმულის მთელი სკრუპტურა ერთ მარცვალს წარმოადგენს. ბევრი შენაძნობებისათვის უორო სწორი იქნებოდა თუ ამ მდგომარეობას ვუწოდებდით "მონოლენდრიგულს", - ადგან მთელი სხმულის სტრუქტურა ჩაიჩო-უჯრებიანი ლენტიგისა. გან აბგება. დიდ ინტერესს წარმოადგენს აგრეთვე, ევტექტიკური პენალრობების მიმართული გამყარება, როცა ევტ აქტიკური პაკეტი იზრდება, უარს იტების წაგრძელების ხარჯზე, მხოლოდ გრძივი მიმართულებით, ამის 3 დეგად წარმოიქმნება ბოჭკოვანი სტრუქტურა - თავისებური სხმული კომპოზიციური მასალა, ინგეიმეგალითური ფაზის "ბოჭკო" ამირებას უკეთებს ყაი ხსნარს და ამით უზრუნველყოფს შენ აცნობის მაღალი & 1ჩკალმაკიცე თვისებებს.

არალითონური ჩანართები სამსხმელო შენადნობში არალითონური ჩანართები წარმოადგენენ, შენადნობის მოცულობაში განლაგებული, სხვადასხვა ფორმისა და ზომის ნაწილაკებს. უმეტეს შემთხვევაში ისინი აუარესებენ მექანიკურ და ტექნოლოგიურ თვისებებს, ამიტომ ითვლებიან არასასურველ სტრუქტურულ მდგენელს. მათი ზღვრული შემცველობა ტექნიკური პირობებით ცალკეული შენადნობებისათვის რეგლამენტირებულია, აუცილებელია აღინიშნოს, რომ შენადნობების მგრძნობიარობა არალითონური ჩანართებისადმი განსხვავებულია; მაგალითად, მაღალხარისხოვანი ფოლადის მიღების ერთ-ერთი ძირითადი პირობაა შავნე მინარევებისაგან გასუფთავება, ხოლო თუკები თავისებური სტრუქტურის გამო, ნაკლებად მგრძნობიარენი არიან არალითონური ჩანართებისადმი. | წარმოქმნის ხასიათის მიხედვით არალითონური ჩანართები იყოფიან ორ ჯგუფად: 1) ე ნ დ ო გ ე ნ უ რ ი ჩ ა ნ ა გ თ ე გ ი წარმოქმნილნი შენადნობში შემავალი კომპონენტების მინარევებთან, სადნობი აგრეგატის ამონაგთან და ატმოსფეროსთან, ქიმიური ურთიერთმოქმედების შედეგად. 2) ე გ 8 ი გ ე ნ უ ი ა ნ ა გ თ ე გ ი, რომლებიც წარმოადგენენ ლითონის მიერ მექანიკურად წატაცებულ "უცხო" ნაწილაკებს, ღუმელების ამონაგის, ჩამოსხმის დროს ლითონის მიერ გარეცხილი ყალიბების მასალის და წილის ნაწილაკებს და სხვა. | პირველ ჯგუფში ძირითადად შედიან ჟანგეულები, სულფიდები და

ნიტრიტები. ისინი შეადგენენ შენადნობში არსებული ჩანართების 90%. მეორე

ჯგუფში გაერთიანებულნი არიან ლითონებისა და არალითონების რთული ჟანგეულები, სილიციდები და სხვა ნაერთები. ზოგ შემთხვევაში ეგზოგენური ჩანარები თხევად ლითონთან შეხებისას რეაგირებენ მასთან და სრულად ან ნაწილობრივ გარდაიქმნებიან ენდოგენურ ჩანარებად. ამიტომ ფორმისა და ჩანარების ხასიათის მიხედვით ჩანარების პირველად წარმოქმნაზე შეუძლებელია მსჯელობა, ასეთი მოვლენები, უფრო ხშირად, შეიმჩნევა ცნობის მაღალი ტემპერატურის მქონე შენადნობებში (ფოლადები, ნიკელის შენადნობები) და ამალღებულ ქიმიური აქტივობის შენადნობებში (ტიტანის შენადნობები). დანარჩენ შემთხვევაში ეგზოგენური ჩანარები შეიძლება განსხვავებულ იქნას მათი არასწორი, სწორკუთხოვანი ფორმით, დიდი ზომითა და რთული სტრუქტურით. | გარე ფორმით, ანსხვავებენ გლობულინი (სეული), კრისტალური (წახნაგებიანი), დენდრიტული, აფსკერი და უფორმო ჩანარებს. ჩანარები მჟღავნდება მიკროხეხზე მოუწამვლელ მდგომარეობაში, ან სპეცი- ალური მოწამვლის ხერხით. ჩანარების რაოდენობა და ფორმა განისაზღ

ვრება მიკროსკოპის ქვეშ, სტერეომეტრული მეკალოგრაფიის ან ეტალონური სტრუქტურებთან შედარების მეთოდით (ბალებში). | დნობის ტემპერატურის მიხედვით იყოფიან: ძნელდნობადი ჩანარები (უხსნადი) და ადვილად მინახი არალითონური ჩანარები (ხსნადი) ძნელდნობადი ენდოგენური ჩანარები წარმოიქმნიან დნობის პროცესში ამიტომ მათ პ ი რ ვ ე ლ ა დ ს უწოდებენ. ისინი პრაქტიკულად უცვლელნი არიან გამყარებისას. მათი ფორმა, დისპერსულობა და განლაგების ხა-3 სიათი, უმნიშვნელოდ არის დამოკიდებული სხეულის გაციების პირობებზე. ერთი კი არის, ნაცნობის დიდი ხნით დაყოვნების ან მსხვილკედლიანი | სხმულების ნელი გაციების შემთხვევაში, მიმდინარეობს ჩანარების კოაგულაცია და ვლბულობით უფრო დიდი ზომის ჩანარებს. ძნელინებაში (პირველადი) ჩანარები ხასიათდებიან გლობულიარული ან კრისტალური ფორმით და შედარებით თანაბრად ნაწილდებიან შენადნობის სტრუქტურაში.

ადვილდნობადი (მეორადი) ჩანარები თხევად ლითონში იხსნებიან. მათი ფორმირება ხდება ნაცნობის გაციების პროცესში, ხსნალობის | ცვლის შედეგად და ასევე, შენადნობის კრისტალიზაციის შემთხვევაში,

ენდოგენური ჩანარები სხმულების მასშტაბებისადმი ძლიერ მგრძობიარენი არიან: სხმულის კვეთის სისქის გაზრდასთან ერთად მათი ზომები ლინდებიან. ფორმის მიხედვით, მათი ჩანარები სხვადასხვაგვარია და ხშირად კრისტალებიან შენადნობის ეტექტიკურ შემადგენელთან ერთად, ან წარმოქმნიან შენადნობის კომპონენტებთან დამოუკიდებელ ევტექტიკას. ისინი ნაწილდებიან უჯრედების საზღვრებზე (მაგალითად, ფოლადებში რკინის სულფიდები ან სპილენძის შენადნობებში სპილენძის ჟანგეულები) | არალითონური ჩანარების ასეთი განაწილება, განსაკუთრებით საშიშია,

რადგან დაბალ ცა მაღალ ტემპერატურებზე შენადნობის პლასტიკური თვი| სებები მკვეთრად მცირდება.

თუჯის იზოთერმული განმტკიცების ტექნოლოგია (იზოთერმული წრთობა ბეინიტზე), რომელიც „აუსტემპერინგის“ სახელწოდებით არის ცნობილი, ფართოდ გამოიყენება იაპონიაში, აშშ-ში, ევროპასა და ჩინეთში გასული საუკუნის 70-იანი წლებიდან .

მიუხედავად იმისა, რომ თერმული დამუშავებით მაღალმტკიცე (მაღალი სიმტკიცის) თუჯის წარმოების თეორიის ნაწილში საბჭოთა მეცნიერთა ნამუშევრები საკმაოდ დიდი ხნის წინ (ჯერ კიდევ მე-20 საუკუნის 50-იან წლებიდან) არის ცნობილი, ვერც სსრკ-ში და შემდგომ, ვერც დსთ-ში „აუსტემპერინგი“ ფართოდ ვერ დაინერგა შესაბამისი ტექნოლოგიური მოწყობილობის სირთულის გამო .

იზოთერმული წრთობისათვის აუცილებელია დეტალის გახურება 800-930 °C ტემპერატურამდე და შემდგომი წრთობა მარილაბაზანაში (გამდნარი მარილის აბაზანაში), რისთვისაც საჭიროა ღუმლისა და მარილის ტემპერატურის ძალიან მკაცრი დაცვა .

თანამედროვე მოწყობილობის გამოყენებით იზოთერმული წრთობა გამდნარი მარილის ტემპერატურის 160-350 °C-ის ფარგლებში შენარჩუნებით შეიძლება ჩაუტარდეს 850×850×1100 მმ ზომების დეტალებს საერთო მასით 1500 კგ .

იზოთერმული განმტკიცების შედეგად მნიშვნელოვნად უმჯობესდება მასალის მექანიკური მახასიათებლები. იზოთერმული პროცესის პარამეტრებისაგან დამოკიდებულებით მიიღება „ზედა“ ან „ქვედა“ ბეინიტის სტრუქტურები და მექანიკურ თვისებათა შემდეგი მაჩვენებლები: სიმტკიცის ზღვარი გაჭიმვაზე (გაგლეჯაზე)  $\sigma_B$  ანუ  $\sigma_B=900\div 1500$  მეგაპასკალი (მგპა) ანუ ნიუტონი კვადრატულ მილიმეტრზე (ნმმ<sup>2</sup>), დენადობის პირობითი ზღვარი  $\sigma_{0,2}=600\div 1100$  მგპა, ფარდობითი წაგრძელება  $\delta=2\div 18\%$ , სისალე (ბრინელის ერთეულებში) HB=300...500 .

„აუსტემპერინგი“ ფართოდ გამოიყენება მაღალმტკიცე (მაღალი სიმტკიცის) სფერულგრაფიტის თუჯის ისეთი ნაკეთობების დასამზადებლად, რომლებიც მუშაობენ დიდი დატვირთვებისა და ცვეთის პირობებში, კერძოდ, კბილანების, მუხლა ლილვების, ვარსკვლავების, ფრეზბურღების, მიწის სათხრელი მანქანების კბილებისათვის და სხვა .

იზოთერმულად ნაწრთობი თუჯისა და მაღალი სისალის (400 HB და მეტი) ლეგირებული ფოლადებისაგან დამზადებულ მოხახუნე წყვილებში გამოყენებული ფრიქციული ნაკეთობების ცვეთამედეგობა დაახლოებით 5-ჯერ აღემატება „ფოლადი – ფოლადზე“ მოხახუნე წყვილის ცვეთამედეგობას .

გამდნარ მარილში წრთობის გამოყენება შეიძლება იარაღების (ინსტრუმენტებისა) და შტამპების წარმოებისას. საიარაღო ფოლადების იზოთერმული

წრთობისას ღებულობენ სისალით მარტენსიტთან მიახლოებულ, მაგრამ უფრო დიდი დარტყმითი სიბლანტისა და სიმტკიცის ნემსისებური ტროსტიტის სტრუქტურას, რომლისათვის მოშვების ჩატარება აღარ არის საჭირო, რადგან დეტალები შინაგანი მახვებისაგან თავისუფალია და არ გააჩნიათ ბზარები .

### ინფორმაციის წყაროები

- კოპალეიშვილი ვ., ბარათაშვილი მ., ქაშაკაშვილი ი., ბარბაქაძე ო., ლოლაძე თ., ბაქრაძე რ., ფარჩუკაშვილი ზ. ბეინიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შენადნობის ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავებისა და გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების სრულყოფით. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები. 2016. №1(499). გვ. 68-78.  
<http://publishhouse.gtu.ge/storage/archit/31/pdf-1489580389-zdxokDFZNahngZCIgGx87eG2IrQa3OPP.pdf>
1. ბარბაქაძე ო. შემომგლინავი დგანების სამართულების წარმოება 350C2H2DMΦT ტიპის ბეინიტური თუჯისაგან. სადოქტორო დისერტაცია. სტუ. თბილისი, 2013. 160 გვ. 669.16.001/14.
  2. ბარათაშვილი მ. სფერულგრაფიტისანი თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების რეჟიმების სრულყოფით. სადოქტორო დისერტაცია. სტუ. თბილისი, 2018. 107 გვ.
  3. კოპალეიშვილი დ., ქაშაკაშვილი ი., კერესელიძე ლ., ხიდაშელი ნ., ბარბაქაძე ო., ბარათაშვილი მ., სფერულგრაფიტისანი თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების სრულყოფით. ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა. თბილისი. №2(21). 2011. გვ. 28-53.  
[http://gtu.ge/Stmm/Pdf/2\\_21\\_%202011.pdf](http://gtu.ge/Stmm/Pdf/2_21_%202011.pdf)
  4. ბარბაქაძე ო., კოპალეიშვილი ვ., ბარათაშვილი მ., ლომიძე რ., ბაქრაძე რ., ფუტკარაძე გ. თუჯების სფეროიდიზაციის ხერხები და მოწყობილობები. საქართველოს ნავთობი და გაზი. თბილისი. 2012. №27. გვ. 95-104.  
<http://gtu.ge/Library/Pdf/27.pdf>
  5. კოპალეიშვილი ვ., ბარათაშვილი მ., ქაშაკაშვილი ი., ბარბაქაძე ო., ლოლაძე თ., ბაქრაძე რ., ფარჩუკაშვილი ზ. ბეინიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შენადნობის ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავებისა და გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების სრულყოფით. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები. 2016. №1(499). გვ. 68-78.  
<http://publishhouse.gtu.ge/storage/archit/31/pdf-1489580389-zdxokDFZNahngZCIgGx87eG2IrQa3OPP.pdf>
  6. კოპალეიშვილი ვ., ბარათაშვილი მ., ქაშაკაშვილი ი., ბარბაქაძე ო., ლოლაძე თ., ბაქრაძე რ., ფარჩუკაშვილი ზ. ბეინიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შენადნობის ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავებისა და

გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების სრულყოფით. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები. 2016. №1(499). გვ. 68-78.

7. Ермолаев Н. Ф. Трубопрокатное производство. Москва: Металлургиздат. 1953, 451 с.
8. Данилов Ф.А., Глейберг А.З., Балкин В.Г. Горячая прокатка и прессование труб. – Москва: Металлургия. 1972, 576 с..
9. Головкин Р.В. Производство горячекатаных труб. Москва: Металлургия. 1984. 262 с.
10. Технология процессов обработки металлов давлением / Под. ред. академика АН Каз. ССР П. И. Полухина. Москва: Металлургия. 1988, 407 с.
11. Шевакин Ю.Ф., Шаикевич В.С. Обработка металлов давлением. Москва: Металлургия. 1972, 246 с.
12. Данченко В.А., Чус А.В. Продольная прокатка труб. Москва: Металлургия. 1984, 137 с.
13. Смирнов В.С. Теория прокатки. Москва: Металлургия. 1967, 459 с..
14. Диомидов Б.Б., Литовченко Н.В. Технология прокатного производства. Учебное пособие для вузов. Москва: Металлургия. 1979, 488с.
15. Полухин П.И., Федосов Н.М., Королев А.А., Матвеев Ю.М. Прокатное производство. Учебник для вузов. 3-е изд. переработанное и дополненное. Москва: Металлургия. 1982, 696 с.
16. დ. კოპალეიშვილი. განმარტებელი დგანების სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი ფოლად 10XНЗМФТ-ს კვლევა. წარდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი. თბილისი, 2008. 108 გვ.
17. Жамиерашвили Г. В. Исследование условий работы оправок первой прошивки и изыскание путей повышения их стойкости. Диссертационная работа на соискание ученой степени кандидата технических наук. г. Тбилиси. 1976, с.128.
18. Чучвага А.П., Фискин Б.М., Фролочкин В. В., Баландина Л. А., ОАО ПО „Волжский трубный завод“ Повышение стойкости оправок стана пресс-валковой прошивки на ТПА 159-426. Сталь, 2000, 2, С. 51 – 52.
19. Копыский Б.Д., Кандыба Л.Ф., Иванов Н.П., Бродский В.А., Всесоюзный заочный машиностроительный институт и Днепропетровский трубопрокатный завод им. Ленина. Эффективная технология изготовления водоохлаждаемых оправок прошивного стана. Сталь. Москва: Металлургия. 4 апреля 1986 г., С. 63 – 64.
20. ვ. კოპალეიშვილი, მ. თაბაგარი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე. გამჭოლი დგანების მაღალმედეგი სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი დაბალნახშირბადიანი ბენიტური კლასის 08XН4СДМФТ ტიპის ფოლადის ყოველმხრივი შესწავლა მისი გამოყენების სფეროს გაზრდის მიზნით. მეცნიერება და ტექნოლოგიები. თბილისი: საგამომცემლო სახლი „ტექნიკური უნივერსიტეტი“. 2016. №3(723). გვ. 80-90.
21. ვ. კოპალეიშვილი, ნ. მუმლაძე, ზ. ტაბატაძე, მ. თაბაგარი, ო. ბარბაქაძე. „ახალი ფენომენის“ გამოყენება B500W ტიპის არმატურის საწარმოებლად. გამომცემლობა „ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა“, „ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა“ 2013 წ. №3(28) გვ. 14-38.
22. Колмогоров А. Н. К статистической теории кристаллизации металлов. Изв. АН

- СССР. Сер. матем., 1937, том 1, выпуск 3. С. 355-359.
23. Discussion of A Commentary on Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth  
\_M. HILLERT. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A. VOLUME  
42A, NOVEMBER 2011–3241. <https://link.springer.com/content/pdf/10.1007%2Fs11661-011-0780-2.pdf> <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-011-0780-2>
24. Задиранов А. Н., Кац А. М. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов: Учебное пособие.–М.: МГИУ, 2008. С. 103-105.–194 с.  
<https://books.google.ge/books?id=ANfrdb0a8-UC&pg=PA104&lpg=PA104&dq=%D0%BA%D0%BE%D0%BB%D0%BC%D0%BE%D0%B3%D0%BE%D1%80%D0%BE%D0%B2+%D0%BC%D0%B8%D1%80%D0%BA%D0%B8%D0%BD&source=bl&ots=UI9I2-rbp3&sig=jH2RUjKAIYPhqucXqVHq5WJpww&hl=ru&sa=X&ved=0ahUKEwjDkejz4MjbAhXIF5oKHXM-DvcQ6AEIVzAF#v=onepage&q=%D0%BA%D0%BE%D0%BB%D0%BC%D0%BE%D0%B3%D0%BE%D1%80%D0%BE%D0%B2%20%D0%BC%D0%B8%D1%80%D0%BA%D0%B8%D0%BD&f=false>
25. Гуляев А.П. Металловедение. Москва: Металлургия, 1977. 646 с.
26. Физическое металловедение. Под. ред. Р. Кана. пер. с Англ. М.: Мир, 1968. 490 с.
27. Babu, S.S., David S. A., Vitek J, M., Mundza, K, Devroy, T. Materials Science and Technology 11 (2000) 1986-199.
28. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б. Закономерность между пороговым значением кремния и синергетическими процессами в Fe–C сплавах бейнитного класса // Проблемы металлургии, материаловедения и сварки: сб. тр. VII науч.-техн. конф. 8–11 октября 2002, Тб., 2002.–С. 16-33.
29. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б., Иоселиани О. Г. Кремниевый порог в железе и Fe–C сплавах бейнитного класса и его значимость для материаловедения // Труды Груз. технич. ун-та. 2006, №1(459), С. 109-114.
30. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г. Синергетические (самоорганизующиеся) явления в Fe–C сплавах бейнитного класса // Научные труды Груз. техн. ун-та.–Тбилиси: Технический университет.–2001.–№5(438).–С. 27-32.
31. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л.Б. Синергетические (самоорганизующиеся) явления в Fe–C сплавах бейнитного класса и пути их практического применения // Труды Груз. технич. ун-та. 2003, №2(449), с. 136-140.
32. Kopaleishvili V.P., Kashakashvili I.G., Kereselidze L.B., Kipiani G.O., Ioseliani O.G. Scientific hypothesis for explain new bifurcations in bainitic iron alloys and its meaning for material science (Georgian Technical University, Tbilisi, Georgia). Abstract and Manuscript No 3166. "Abstract book" together with "CD of Proceedings" of "Tehran International Congress on Manufacturing Engineering (TICME2005)". December 12-15, 2005, Tehran, Iran. Organizers: Society of Manufacturing Engineering of Iran (SMEIR), Tarbiat Modarres University (TMU), Industrial Developments and Renovation Organization (IDRO) of Iran; Editors: M.H. Sadeghi, J. Akbari, A. H. Behravesht.

December, 2005, Tehran, Iran . ISBN: 964-8983-02-X.

33. V. P. Kopaleishvili, I. G. Kashakashvili, L. B. Kereselidze, O. G. Ioseliani. Self-organizing phenomena in bainite steels // Metallurgist. Volume 52. Numbers 5-6 May, 2008. p. 314-318. (Translated from Metallurg, №5, May, 2008. p. 58-60.).
34. V. Kopaleishvili, N. Mumladze, Z. Tabatadze, M. Tabagari, I. Kashakashvili, O. Barbakadze, R. Baqradze. Production of hot rolled weldable of unified rebar B500W without heat treatment. International Conference "Innovative Technologies in Metallurgy and Materials Science" ITMMS-2015. July 16-18, 2015, Tbilisi, Georgia.
35. ვ. კოპალეიშვილი, ნ. მუმლაძე, ზ. ტაბატაძე, მ. თაბაგარი, ი. კაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე, რ. ბაქრაძე. არმატურის გლინვა ახალი სქემების გამოყენებით XIII-XIV გალებიდან, მისი ხარისხის გაუმჯობესების მიზნით შ.პ.ს. „რუსთავის ფოლადის“ პირობებში. ტარნსპორტი და მანქანათმშენებლობა. 2015 წ. №2 (33) გვ. 23-49.
36. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. Учебник для ВУЗов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия. 1983. –С. 11.–352 с.: ил.
37. Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали. 1983. 480 с.
38. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Учебник. 4-е изд., испр. и доп. М.: Металлургия, 1986 г., 480 с.: ил.
39. Копалейшвили В. П. Управление процессами структурообразования при производстве горячекатаных бесшовных труб с целью повышения их качества. Диссертация на соискание учёной степени доктора технических наук. Тбилиси, 1989. Т. 1 350 с, Т. 2 (графическая часть) 189 с.
40. ვ. კოპალეიშვილი, ნ. მუმლაძე, ზ. ტაბატაძე, მ. თაბაგარი, ი. კაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე, რ. ბაქრაძე. უალუმინოდ, მხოლოდ <Si+Mn>-ით არასრულად განჟანგული, სელექტირებული ფოლადი 3 მმ-ის სრულად განჟანგვის ხერხი, განკუთვნილი □100 მმ-ის ჩამოსასხმელად უ.ჩ.დ.-ზე. საქართველოს ნავთობი და გაზი, 2015 წ. №31, გვ. 160-169.
41. ბარათაშვილი ი., გაბისიანი ა., ლომთათიძე გ., მირიანაშვილი ბ., ქაშაკაშვილი გ., ქაშაკაშვილი ი. ფოლადის მეტალურგია. თბილისი: მეცნიერება, 2002. 792 გვ.
42. ვ. კოპალეიშვილი, ნ. მუმლაძე, ზ. ტაბატაძე, მ. თაბაგარი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე, რ. ბაქრაძე. შესადულებელი ( $C \leq 0,22\%$ ;  $CE \leq 0,433\%$ ), უნიფიცირებული არმატურის B500W-ს წარმოება დენადობის ზღვრით  $\sigma \geq 500$  ნ/მმ<sup>2</sup> ცხლადგლინულ მდგომარეობაში, თერმული დამუშავების გარეშე. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები. თბილისი: საგამომცემლო სახლი „ტექნიკური უნივერსიტეტი“. 2016. №1(499). გვ. 159-173.
43. ვ. კოპალეიშვილი, ლ. კოტიაშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, დ. კოპალეიშვილი, თ. მახარაძე, გ. ჭავჭავანიძე. მცირედლევირებული ფოლადების საკონსტრუქციო სიმტკიცის შეფასება ბზარმედევობის გათვალისწინებით (შეტყობინება მეორე) // ტარნსპორტი და მანქანათმშენებლობა. №1(9), 2008, გვ. 45-55.
44. კოპალეიშვილი ვ., კოტიაშვილი ლ., ქაშაკაშვილი ი., ლოლაძე თ., ჭავჭავანიძე გ.



გრიფიტის მყიფე რღვევის ენერგეტიკული კრიტერიუმის კავშირი მასალის (ნაკეთობის) ხანგამძლეობასთან (შეტყობინება პირველი) ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა, 2008, №3 (გვ. 86-94)

45. Металловедение и термическая обработка стали: справочник / Под. ред. М. Л. Бернштейна и А. Г. Рахштадта. Том I. Методы испытаний и исследования. Москва: Металлургия, 1983. 352 с.
46. Коваленко В. С. Металлографические реактивы. Москва: Металлургия, 1973. С. 110
47. Шапошников Н. А. Механические испытания металлов. Москва-Ленинград: Машгиз. 1954, 436 с. ил.
48. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение (с Изменениями N 1, 2, 3). М.: Стандартинформ, 2008. <http://docs.cntd.ru/document/gost-1497-84>
49. ГОСТ 10006-80. Трубы металлические. Метод испытания на растяжение. <http://stroysvoimirukami.ru/gost-10006-80/>
50. ГОСТ 9454-78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах (с Изменениями N 1, 2). <http://docs.cntd.ru/document/1200005045>
51. Влияние величины зерна аустенита на механические свойства хромоникелевых конструкционных сталей / Е.Д.Штинов, Р. И. Энтин, Я. Б. Гуревич и др. Физика и химия обработки материалов, 1976, № 6, с. 99-103.
52. Копалеишвили В.П, Кашакашвили И.Г, Тхелидзе Р.А, Кашакашвили Г.В, Гриви В.Д, Котиашвили Л.Т. Производство периодических профилей класса А – III из стали типа 30ГСТЮ. научные труды ГТУ, 1991, №2 (375) с. 59-60.
53. Копалеишвили В.П, Квирикадзе Ю.Л, Копалеишвили З.В, Котиашвили Л.Т. Модифицированные и микролегированные титаном стали (40 ГТ, 45Т, 30ГСТЮ, 38Г1Т, 20Т) для производства бесшовных труб и сортового проката из катаной заготовки и перспективы их использования при непрерывно литом металле в условиях Р.М.К. Научные труды ГТУ. Тбилиси, 2005, №3 (457) с. 24-28.
54. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. В 2-х частях. Москва: Машиностроение. 1974, часть I, с. 472.
55. Авдеев Б.А. Техника определения механических свойств материалов. Москва: Машиностроение. 1965, с. 488.
56. Дончук И.Г. Механические испытания металлов. справочник. Киев: Издательство АН УССР. 1962, с. 227.
57. Испытания металлов. Сборник статей. под. ред. К. Нитцше, Пер. снем. Е.В. Лойнер и др. Москва: Металлургия. 1967, с. 452.
58. Ударные испытания металлов (Сборник статей). Пер. с англ. В.В. Маркочева. Под. ред. Б. А. Дроздовского и Е. М. Морозова. Москва: Мир. 1973, с. 317.
59. Тавадзе Ф.Н. Копалеишвили В.П., Гоголадзе Г.И. и др. Измерение ударной вязкости стали осцилографированием. Тез. докл. XVIII научно-технической конференции ГПИ им. В.И. Ленина. 1974, с. 58-59.
60. Дрозд М.С. Определение Механических свойств металла без разрушения. Москва:

- Металлургия. 1965, с. 171.
61. Металлография железа. Т.1. Основы металлографии. Перевод с англ. канд. тех. наук З.Ш. Херодинашвили. Под. ред. акад. АН Груз. ССР Ф.Н. Тавадзе. Москва: Metallurgia. 1972, с. 246.
  62. Лившиц Б.Г. Металлография. Москва: Metallurgia. 1971, с.505.
  63. Черепин В.Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. Киев: Техника. 1968, с. 279.
  64. Фрактография и атлас фрактограмм. Справочник. Пер.с англ. Е.А. Шура. Под. ред. М.Л. Бернштейна. Москва: Metallurgia. 1982, с. 488.
  65. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.Н. Изломы конструкционных сталей. Справочник. Москва: Metallurgia. 1987, с. 271.
  66. Атомный механизм разрушения. Под ред. М.А. Штремеля. Пер. с англ. Москва: Metallurgizdat. 1963, с. 660.
  67. Приборы и методы физического металловедения. Под. ред. Ф. Веинберга. Пер. с англ. Москва: Мир, 1974, Т. 2, с. 363.
  68. Явойский В.Н., Явойский А.В. Научные основы современных процессов производства стали. Москва: Metallurgia. 1987, с. 184.
  69. Бигеев А.М. Metallurgia стали. Москва: Metallurgia. 1988, с. 480.
  70. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. Москва: Metallurgia. 1976, с. 551.
  71. Кудрин В.А. Metallurgia стали. Москва: Metallurgia. 1989, с.559.
  72. Манохин А.И. Получение однородной стали (Теория и технология). Москва: Metallurgia. 1978, с. 223.
  73. Блантер М.Е. Металловедение и термическая обработка. Москва: Машгиз. 1963, 416 с.
  74. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.Н. Превращения в железе и стали. Москва: Наука. 1977, 238 с.
  75. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. Москва: Metallurgizdat. 1963, 311 с.
  76. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. Москва: Metallurgia. 1969, 263 с.
  77. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник термиста. Москва: Metallurgia. 1965, 495 с.
  78. SAARSTAHL GMBH, 6620 VöLKINGEN–Saaz. Baustähle. Einsatzstähle, s. 128-120. Vergütungsstähle, s. 194-195.
  79. Романов П.В., Радченко Р.П. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении. Атлас термокинетических диаграмм. Новосибирск: Сиб. отд. АН СССР. 1960, с. 51.
  80. Гудремон Э. Специальные стали. Том первый. Перевод с немецкого под. ред. чл корр. АН СССР А.С. Займовского, д.т.н., проф. М.Л. Бернштейна, д.т.н., проф. В.С. Меськина. Москва: Metallurgia. 1966, с. 508-511.