ᲠᲙᲘᲜᲐ–ᲜᲘᲙᲔᲚᲘᲡ ᲨᲔᲜᲐᲦᲜᲝᲑᲘᲡ ᲓᲐᲜᲐᲛᲐᲢᲘᲡ ᲑᲐᲕᲚᲔᲜᲐ ᲙᲝᲛᲞᲝᲖᲘᲢᲣᲠᲘ ᲛᲐᲡᲐᲚᲔᲑᲘᲡ ᲛᲘᲦᲔᲑᲐᲡᲐ ᲓᲐ ᲗᲕᲘᲡᲔᲑᲔᲑᲖᲔ

ლ. რურუა

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი სტრუქტურული კვლევების რესპუბლიკური ცენტრი თბილისი, საქართველო rurua.lamara@gtu.ge

მიღებულია 2021 წლის 30 ივნისს

ანოტაცია

კვლევის მიზანია დადგინდეს რკინა-ნიკელის FeNi შენადნობის დანამატის გავლენა Ti-Al-Mg-Si-B-C სისტემის, კერძოდ, TiB₂-TiC-SiC ფუძეზე არალეგირებული და AlMgB₁₄ ნაერთით ლეგირებულ, კომპოზიტურ მასალებზე. ნიმუშები, როგორც ამ კომპოზიტებზე FeNi შენადნობის დამატებით, ისე – მის გარეშე, ნაპერწკალურ-პლაზმური სინთეზის მეთოდით მომზადდა. ერთმანეთს შეუდარდა მათი სტრუქტურა და თვისებები. FeNi შენადნობის დამატებისას კომპოზიტის შეცხობა უფრო დაბალ ტემპერატურაზეა შესაძლებელი, რაც ამცირებს ელექტროენერგიის დანახარჯებს. ამასთან ერთად მცირდება კომპოზიტის ფორიანობაც, ვინაიდან FeNi-ის მარცვლები კომპოზიტურა და ასე ავსებს არსებულ ფორებს.

TiB₂–TiC–SiC ტიპის კერამიკული კომპოზიტებისადმი ყურადღება გამოწვეულია იმით, რომ ისინი ხასიათდება ლღობის მაღალი ტემპერატურით, მაღალი სისალით და კოროზიისადმი მაღალი მედეგობით. სიმკვრივისა და სიმტკიცის გაზრდის მიზნით იყენებენ განსხვავებული ნედლეულის სისტემების და, აგრეთვე, ისეთი ლითონების დანამატებს, როგორიცაა Al, Mg, Zr, Fe, Ni და სხვა.

წინამდებარე გამოკვლევის ამოცანას წარმოადგენს Ti–Al–Mg–Si–B–C სისტემის კარბიდული და ბორიდული კომპოზიტური მასალების თვისებებისა და მათზე რკინა– ნიკელის შენადნობის დანამატის გავლენის შესწავლა.

ნაპერწკალურ-პლაზმური სინთეზის (ნპს) მეთოდით მომზადდა TiB₂-TiC-SiC ფუძეზე არალეგირებული და AlMgB₁₄ ნაერთით ლეგირებული კომპოზიტური მასალების ნიმუშები უშუალოდ შემადგენელ ქიმიურ ელემენტებსა და მათ ნაერთებს შორის მიმდინარე ქიმიური რეაქციებით: $Ti + Si + B_4C \rightarrow TiB_2 + TiC + SiC$,

 $TiB_2 + TiC + SiC + Al + Mg + B \rightarrow TiB_2 + TiC + SiC + AlMgB_{14}$

და

 $\mathrm{Ti} + \mathrm{B_4C} + \mathrm{Si} + \mathrm{C} + \mathrm{Al} + \mathrm{Mg} + \mathrm{B} \ \rightarrow \ \mathrm{Ti}\mathrm{B_2} + \mathrm{Ti}\mathrm{C} + \mathrm{Si}\mathrm{C} + \mathrm{Al}\mathrm{Mg}\mathrm{B_{14}}.$

შედარებისათვის მსგავსად მომზადდა ნიმუშები Fe და Ni ელემენტების დამატებით, რათა დადგენილი ყოფილიყო რკინა–ნიკელის შენადნობის გავლენა კომპოზიტების მიღების პროცესზე და მათ თვისებებზე.

კომპოზიტის სიმკვრივე ρ განისაზღვრა ჰიდროსტატიკური მეთოდით, ხოლო ფორიანობა η დადგინდა მიღებული ნიმუშის სიმკვრივის შედარებით მასალის თეორიულ სიმკვრივესთან ρ_0 . მიკროსისალე HV კი ვიკერსის მეთოდით არის გამოკვლეული. მიღების თავისებურებები, სინთეზის / შეცხობის პროცესების პარამეტრები (ნიმუშის მასა m და დიამეტრი d, შეცხობის დრო t, მოდებული ძაბვა V, გამავალი დენის ძალა I, გამოყენებული სიმძლავრე W, ტემპერატურა T და წნევა p) და მიღებული ნიმუშების თვისებები მოცემულია **ცხრილებში 1, 2** და **3**.

#	ნპს #	კომპოზიტი	მიღების რეაქცია
1	782	TiB2–TiC–SiC	Ti+2B+Si+2C→TiB₂−TiC−SiC
2	780	TiB2–TiC–SiC–FeNi	TiB₂+TiC+SiC+Fe+Ni→TiB₂−TiC−SiC−FeNi
3	822	TiB2–TiC–SiC–FeNi	Ti+B₄C+Si+C+Fe+Ni→TiB₂−TiC−SiC−FeNi
4	733	TiB2–TiC–SiC–AlMgB14	TiB₂+TiC+SiC+Al+Mg+B→TiB₂−TiC−SiC−AlMgB14
5	802	TiB2–TiC–SiC–AlMgB14	Ti+B₄C+Si+C+Al+Mg+B→TiB₂−TiC−SiC−AlMgB14
6	797	TiB2–TiC–AlMgB14–FeNi	Ti+B₄C+Si+C+Al+Mg+B+Fe+Ni→TiB₂+TiC+SiC+AlMgB1₄+FeNi

	ცხრილი 1	. კომპოზიტ	ეური მასად	ღეზის მი	ღების თავ	ისებურებები.
--	----------	------------	------------	----------	-----------	--------------

ცხრილიდან 2 ჩანს, რომ კომპოზიტის შემადგენლობაში რკინა–ნიკელის შენადნობის შეყვანის შემთხვევაში კომპოზიტის შეცხობა შედარებით დაბალ ტემპერატურაზეა შესაძლებელი. ამ დანამატის გარეშე,ფუძის მისაღებად საჭირო შეცხობის ტემპერატურა იყო 1750°C (ნპს-782). რკინა–ნიკელის შენადნობის შეყვანის შემდეგ კი 1200°C (ნპს-822) აღმოჩნდა საკმარისი.

რაც შეეხება $TiB_2-TiC-SiC-AlMgB_{14}$ კომპოზიტს, მისი შეცხობისათვის საჭირო ტემპერატურამ, 1760°C (ნპს-802), რკინა–ნიკელის შენადნობის შეყვანის შემდეგ 1400°C-მდე (ნპს-797) დაიწია.

#	ნპს #	კომპოზიტი	m, გ	d, ƏƏ	t, წთ	V, 3	Ι, ა	W, კვტ	т, ℃	p, მეგაპა
1	782	TiB2–TiC–SiC	2	12	8	11	1305	11	1750	83
2	780	TiB2–TiC–SiC–FeNi	2	12	8	8	1060	9	1450	89
3	822	TiB2–TiC–SiC–FeNi	2	12	12	8.5	1462	12	1200	91
4	733	TiB2–TiC–SiC–AlMgB14	2	12	15	8.5	1471	12.5	1600	82
5	802	TiB2–TiC–SiC–AlMgB14	2	12	14	12	1555	12	1760	91
6	797	TiB2–TiC–AlMgB14–FeNi	2	12	12.5	8	1186	8	1400	90

ცხრილი 2. სინთეზის / შეცხობის პროცესების პარამეტრები.

კომპოზიტში რკინა–ნიკელის შენადნობის შეყვანამ მიუხედავად იმისა, რომ მისი რაოდენობა 10%-ს არ აღემატებოდა, მისი სიმკვრივის ზრდა გამოიწვია. კერმოდ, ფუმის, ე.ი. რკინა–ნიკელის შენადნობის გარეშე მასალის, სიმკვრივე იყო 4.10 გ/სმ³ (ნპს-782), ამ დანამატით კი მან 4.14 გ/სმ³ შეადგინა.

და პირიქით, სიმკვრივის შემცირება შესაძლებელი გახდა FeNi შენადნობის დანამტის შემცირებით და, აგრეთვე, TiB₂, TiC და SiC ნაერთების გამოყენებით.

ეს ნაერთები შედარებით მსხვილმარცვლოვანი იყო და ამიტომაც არ წარიმართა სასურველი ქიმიური რეაქციები. შეცხობისას მხოლოდ დიფუზიური პროცესი განვითარდა, რომელმაც უმნიშვნელო რაოდენობის მინარევების შემცველი ტიტანის, ბორის კარბიდისა და სილიციუმის გამოყენებისას შესამლებელი გახდა

 $\mathrm{Ti} + \mathrm{B_4C} + \mathrm{Si} + \mathrm{C} + \mathrm{Fe} + \mathrm{Ni} \rightarrow \mathrm{TiB_2}\text{-}\mathrm{TiC}\text{-}\mathrm{SiC}\text{-}\mathrm{Fe}\mathrm{Ni}$

რეაქციის წარმართვა. მინარევებმა ვერ მოახდინეს გავლენა კომპოზიტის სიმკვრივეზე. ასე მიღებული ნიმუშის (ნპს -822) სიმკვრივე 3.81 გ/სმ³-მდე შემცირდა.

#	ნპს #	კომპოზიტი	ρ, გ∕სმ³	იი, გ∕სმ³ (%)	η, %	HV, გიგაპა
1	782	TiB2–TiC–SiC	4.10	4.35 (94.33)	5.67	57.54
2	780	TiB2–TiC–SiC–FeNi	4.14	4.30 (96.17)	3.83	23.32
3	822	TiB2–TiC–SiC–FeNi	3.81	4.30 (88.57)	11.43	22.96
4	733	TiB2–TiC–SiC–AlMgB14	3.48	3.91 (88.97)	11.03	21.12
5	802	TiB2–TiC–SiC–AlMgB14	4.06	4.37 (93.00)	7.00	56.50
6	797	TiB2–TiC–AlMgB14–FeNi	4.13	4.30 (96.00)	4.00	30.09

ცხრილი 3. მიღებული ნიმუშების თვისებები.

 TiB_2 -TiC-SiC-AlMgB₁₄ კომპოზიტის შემადგენლობაში რკინა-ნიკელის შენადნობის შეყვანამ მისი სიმკვრივე 4.06 გ/სმ³-დან (ნპს-802) 4.13გ/სმ³-მდე გაზარდა (ნპს-797).

კომპოზიტის მიკროსისალის მაჩვენებელი რკინა–ნიკელის შენადნობის შეყვანამდე ანუ ფუმის შემთხვევაში (ნპს-782) იყო 57.54 გიგაპა. TiB_2 –TiC–SiC– $AlMgB_{14}$ კომპოზიტის (ნპს-802) მიკროსისალე კი 56.50 გიგაპა-ს შეადგენდა. რკინა–ნიკელის შენადნობის შეყვანის შემდეგ ფუმის ნიმუშების მიკროსისალეები გახდა 23.32 (ნპს-780) და 22.96 გიგაპა (ნპს-822). TiB_2 –TiC–SiC– $AlMgB_{14}$ კომპოზიტის (ნპს-797) მიკროსისალე კი 30.09 გიგაპა-მდე შემცირდა.

ელექტრონული მიკროსკოპიის მეთოდით გამოკვლეულ იქნა მიღებული ნიმუშების სტრუქტურა და ელემენტური შემადგენლობა. რენტგენოგრაფიული მეთოდით ჩატარდა მათი ფაზური ანალიზი. შედეგები მოცემულია ელექტრონული მიკროფოტოსურათების, ენერგიის მიხედვით დისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრისა და, აგრეთვე, რენტგენოდიფრაქტოგრამების სახით – იხილეთ **სურათები 1, 2, 3, 4, 5** და **6**.



სურათი 1. TiB₂–TiC–SiC კომპოზიტის (ნპს-782) **(ა)** ელექტრონული მიკროფოტოსურათი, **(ბ)** ენერგიის მიხედვით დისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი და **(გ)** რენტგენოდიფრაქტოგრამა.



სურათი 2. TiB₂–TiC–SiC–FeNi კომპოზიტის (ნპს-780) **(ა)** ელექტრონული მიკროფოტოსურათი, **(ბ)** ენერგიის მიხედვით დისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი და **(გ)** რენტგენოდიფრაქტოგრამა.



სურათი 3. TiB₂–TiC–FeNi კომპოზიტის (ნპს-822) ელექტრონული მიკროფოტოსურათები **(ა)** ×370 და **(ბ)** ×5500 გადიდებით და **(გ)** რენტგენოდიფრაქტოგრამა.



სურათი 4. TiB₂–TiC–SiC–AlMgB₁₄ კომპოზიტის (ნპს-733) **(ა)** ელექტრონული მიკროფოტოსურათი, **(ბ)** ენერგიის მიხედვით დისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი და **(გ)** რენტგენოდიფრაქტოგრამა.



სურათი 5. TiB₂–TiC–AlMgB₁₄ კომპოზიტის (ნპს-802) (ა) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი, (ბ) ენერგიის მიხედვით დისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი და (გ) რენტგენოდიფრაქტოგრამა.



სურათი 6. TiB₂–TiC–AlMgB₁₄–FeNi კომპოზიტის (ნპს-797) (ა) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი, (ბ) ენერგიის მიხედვით დისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი და (გ) რენტგენოდიფრაქტოგრამა.

შესაბამის რენტგენოდიფრაქტოგრამებზე არ ჩანს თავად რკინა–ნიკელის შენადნობის პიკები, რადგანაც ეს შენადნობი მცირე რაოდენობითაა შეყვანილი კომპოზიის ფუძეში. მის არსებობას კომპოზიტში ადასტურებს ენერგიის მიხედვით დისპერსიულ მიკრორენტგენულ სპექტრებზე ამ შენადნობის კომპონენტების – რკინისა და ნიკელის – პიკების გამოჩენა.

ზემოთ მოყვანილი ელექტრონული მიკროფოტოსურათები კი აჩვენებენ, რომ რკინა–ნიკელის შენადნობის შეყვანის შემდეგ ნიმუშების ფორიანობა მცირდება.

როგორც ვხედავთ, რკინა-ნიკელის შენადნობის დამატებით კომპოზიტების შეცხობა უფრო დაბალ ტემპერატურაზეა შესაძლებელი, რაც ამცირებს ელექტროენერგიის დანახარჯებს. ამასთან მცირდება კომპოზიტის ფორიანობაც, რადგანაც FeNi-ის მარცვლები თავსდება ფუმე-კომპოზიტის მარცვლებს შორის და ავსებს ამ მარცვალთა შორის არსებულ სიცარიელეებს.

უნდა აღინიშნოს, რომ რკინა–ნიკელის შენადნობის დიდი რაოდენობით დამატება არ არის სასურველი, ვინაიდან ამ დროს იზრდება კომპოზიტის სიმკვრივე და მცირდება მიკროსისალე.

კვლევა განხორციელდა შოთა რუსთაველის საქართველოს ეროვნული სამეცნიერო ფონდის მხარდაჭერით (საგრანტო პროექტი # PHDF-19-972).