# Заключение

Таким образом, систематически исследовано влияние микролегирование азотом (0,015  $\div$  0,04% и ванадием ( $\approx$  0,1) на свойства конструкционных сталей различного назначения. Установлены уникальные особенности свойств сталей при микролегировании: одновременное повышение прочностных (на 40–60%), пластических, усталостных (в 1,5  $\div$  2 раза), характеристик, сопротивления хрупким, коррозионным и задержанным разрушениям, увеличение надежности, срока службы деталей, снижение веса конструкций и машин. Повышение уровня свойств достигается созданием наноструктуры, упрочненной наноразмерной нитридной фазой.

Стали с микролегированием и деформационно-термическим упрочнением могут заменить никельсодержащие стали типа 40ХН2МА, 28ХГНЗМ и др. Свойства достигаются при контролируемой прокатке (ковке, штамповке), исключается операция закалки. Есть возможность получения сверхвысокой прочности ( $\sigma_{\rm B}$ =2300) для конструкционных экономнолегированных сталей при деформации гидропрессованием.

## Литература

1. Гольдштейн М.И., Гринь А.В., Блюм Э.Э., Панфилова Л.М. Упрочнение конструкционных сталей нитридами. М.: Металлургия, 1970. 217 с.

2. Панфилова Л.М. Конструкционные высокопрочные стали с ванадием нового поколения: Сб. тр. семинара «Использование ванадия в стали» (Москва. 28–29 сентября 2002 г.). Екатеринбург : УрО РАН, 2002. С. 89–109.

3. Langneborg R., Siweski T., Zajac S., Hutchinson B. Scand.Lenrnal of Metallurgy. «The role of vanadium in microalloyed steels», Swerea KIMAB, Sweden, 2014, p. 95.

4. Korchynsky M. Concluding remarks, Proceeding of the International Conference on processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and other Modern high Strength Low alloy Steels. Pittsburg, 1992. P. 527.

5. Корчинский М. «Передовые металлические конструкционные материалы и новая роль микролегированных сталей». Сталь, 2005 г., № 6, стр. 124-130.

6. Панфилова Л.М. и др. Новые высокопрочные среднелегированные стали с высоким сопротивлением хрупкому и водородному разрушению//Сталь, 2000, №11, стр. 87-90.

7. Панфилова Л.М. и др. Конструкционные азотсодержащие высокопрочные стали нового поколения//Сталь, 1999, №6, С. 69-72.

8. Панфилова Л.М., Смирнов Л.А. Микролегирование ванадийсодержащей стали с азотом для машиностроения. Сб. Новые технологии и материалы в металлургии, г. Екатеринбург, 2015 г., стр. 357-371.

9. Панфилова Л.М., Смирнов Л.А. «Структурные особенности конструкционных сталей, микролегированных азотом и ванадием». Металлург, 2014, №10, стр. 77-80.

### Сведения об авторах

Смирнов Леонид Андреевич – Главный научный сотрудник ИМЕТ УрО РАН, научный руководитель ОАО «Уральский институт металлов»; академик РАН, доктор технических наук, профессор; 620062, Россия, г. Екатеринбург, ул. Гагарина, 14; e-mail: uim@ural.ru; телефон +7(343) 374-03-91, факс +7(343) 374-14-33

Панфилова Людмила Михайловна – Главный научный сотрудник ОАО «Уральский институт металлов», кандидат технических наук, 620062, Россия, г. Екатеринбург, ул. Гагарина, 14; e-mail: uim@ural.ru; телефон +7(343) 374-03-91, факс +7(343) 374-14-33

УДК 661.635.41; 539.422.5 doi:10.18.101/978-5-9793-0883-8-77-82

## Влияние состава на прочность керамики на основе гидроксиапатита

В. М. Скачков, Е. А. Богданова, Н. А. Сабирзянов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт химии твердого тела УрО РАН

620990, Россия, г. Екатеринбург, Первомайская, 91, tel.: +7(343)3745314, e-mail: vms@weburg.me

Аннотация В работе проведено исследование биоактивного материала – гидроксиапатита (ГАП). Проведена оценка влияния механического допирования фторидом кальция и анионного замещения в структуре, в частности замещения гидроксильных групп ионами фтора, на механические свойства и термическую устойчивость ГАП, полученного осаждением из растворов.

Ключевые слова: гидроксиапатит, биоматериалы, фторид кальция, механические свойства, микротвердость, композит, термическая устойчивость.

# Effect of the Composition on the Strength of Ceramics Based on Hydroxyapatite

V. M. Skachkov, E. A. Bogdanova, N. A. Sabirzyanov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Federal State Budgetary Institution of Science

Institute of Solid State Chemistry, Urals Branch of RAS

620990, Russia, Ekaterinburg, Pervomayskaya Str., 91, tel: +7(343)3745314, e-mail: vms@weburg.me

**Abstract** The results of the study of bioactive material hydroxyapatite (HAP) is presented in the paper. The assessment of the impact of mechanical doping using calcium fluoride and anionic substitution in the structure, in particular, substitution of hydroxyl groups by fluorine ions, on the mechanical properties and thermal resistance of the HAP obtained by precipitation from solutions has been conducted in the research.

Keywords: hydroxyapatite, biomaterials, calcium fluoride, mechanical properties, microhardness, composite, thermal stability.

В последние годы ширится использование в медицине гидроксиапатита в виде порошков, гранул и керамических материалов. Обычно применение материалов на основе ГАП требует предварительной термообработки, в этом случае функциональные свойства конечных изделий во многом определяются структурой и свойствами исходного порошка. Термическая стабильность ГАП зависит от способа и условий синтеза: ГАП, полученный твердофазным синтезом устойчив до 1100-1200°С, а осажденный из растворов ГАП разлагается при температуре 700-800°С [1]. Кроме того на изменения структуры и свойств, происходящие в процессе нагрева и отжига, оказывает влияние ионное замещение в кристаллической решетке ГАП. Для разработки биоактивных керамических материалов на его основе устойчивых к биодеградации [2-6], обладающих улучшенной адсорбцией белка [7] и адгезией покрытия на металлический субстрат [8-10] необходимо учитывать влияния анионного замещения в структуре, в частности замещения гидроксильных групп ионами фтора, на термическую устойчивость ГАП, полученного осаждением из растворов.

Модифицирование проводилось методом химической конденсации в присутствии допирующего реагента – раствора плавиковой кислоты:

$$10Ca(OH)_{2} + 6H_{3}PO_{4} \rightarrow Ca_{10}(PO_{4})_{6}(OH)_{2} + 18H_{2}O$$
  
$$Ca_{10}(PO_{4})_{6}(OH)_{2} + xF \rightarrow Ca_{10}(PO_{4})_{6}(OH)_{2-x}F_{x} + xOH^{-}(x = 1; 1.5; 2)$$

Исследование морфологических особенностей структуры полученных осаждением образцов методом СЭМ показало, что продукты синтеза плохо закристаллизованы и состоят из субмикронных (наноразмерных) частиц, объединенных в агломераты (рис. 1).



Рис. 1. Микрофотографии фторзамещенного ГАП состава  $Ca_{10}(PO_4)_6F_2$ , увеличение: ×500 (1), ×50000 (2)

Механосинтез кристаллического ГАП с армирующей добавкой (*CaF*<sub>2</sub>) активированы механохимическим методом с использованием планетарной шаровой мельницы, вводилось 10 и 20% *CaF*<sub>2</sub>.

Проведена оценка влияния упрочняющего компонента на состав, микроструктуру и механические свойства материала в широком интервале температур 25-1000°С. Определение фазового состава синтезируемых образцов проводилось путем сопоставления результатов рентгенофазового анализа (РФА) (STADI-P STOE; Shimadzu XRD 700 Си<sub>ка</sub>-излучение, интервал углов  $10^{\circ} \le 2\Theta \le 70^{\circ}$ , шаг съемки 0,03°, время на точку 2 секунды) со значениями данных картотеки Powder Diffraction File JCPDSD-ICDD PDF2. Образцы отжигали в муфельной печи Nabertherm L9/11 с контроллером B180 при скорости нагрева  $10^{\circ}$ С/мин. Морфологические особенности полученных образцов исследованы методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе JEOL JSM 6390 LA (коэффициент увеличения от x5 до x300000, разрешающая способность 3,0 нм при 30 кВ). Соответствие состава

синтезированных образцов заданной стехиометрии было подтверждено энергодисперсионным рентгеновским анализом (ЭДРА) с использованием анализатора EX-23010BU. Термическая устойчивость исследована с использованием дифференциального термического и термовесового анализов (ДТА) на термоанализаторе TG-DTA-92 (Setaram, при скорости нагрева 10°С/мин в тонкостенных корундовых тиглях на навесках ~ 5 мг до 1300°С в воздушной среде). Удельную поверхность определяли методом Брунауэра, Эммета и Тейлера (БЭТ) низкотемпературной адсорбцией азота на приборе Gemini VII 2390 V1.03 (V1.03 t). Вычисление параметров элементарных ячеек выполняли на основе порошковых рентгенограмм с использованием программы «Celref». Для прессования использовался ручной гидравлический пресс (КФЗ, 1975г; с максимальным рабочим давлением 4т, и стальная пресс-форма. Таблетки диаметром 10 мм и массой 0.44-1.0 г прессовались без выдержки с максимальным давлением в пресс-форме 20 МПа. Измерение микротвердости композиционных материалов производилось на микротвердомере ПМТ-3М с нагрузкой 0.98 Н (100 г) и временем нагружения 10 с. Предварительно поверхность образцов была отполирована на шлифовальной машине с тарельчатым кругом TG 125/Е. Значение микротвердости по методу Виккерса (табл.1) вычисляли по формуле (в единицах твердости):

# $HV=0.189P/d^2 \cdot 10^6$ ,

где *P* – нормальная нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику, H;

*d* – среднее арифметическое значение длин обеих диагоналей отпечатка, мкм.

Из этих данных видно, что анионное замещение в структуре ГАП, способствуя термической стабилизации осажденного ГАП до температур разложения, характерных для него, полученного твердофазным синтезом [11, 12], оказывает также существенное влияние на микротвердость материала. Зависимость твердости от температуры для всех исследуемых образцов имеет минимум при 400°С.

С ростом температуры микротвердость монотонно возрастает, за счет повышения степени кристалличности и плотности материала. Зависимость имеет максимум при 800°С, затем происходит снижение значений, обусловленное ростом размера зерен. Введение фторид-ионов в структуру ГАП приводит к увеличению микротвердости материала в 3-3.5 раза.

Состав	Микротвердость, ед. тв (HV)				
	25°C	400°C	600°C	800°C	1000°C
Ca <sub>10</sub> (PO <sub>4</sub> ) <sub>6</sub> (OH) <sub>2</sub>	52.29±12.65	52.67±5.77	74.60±11.20	86.83±21.99	183.00±40.58
CaF <sub>2</sub>	111.00±21.29	93.60±14.65	124.00±16.64	129.20±12.83	179.00±27.15
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)F$	77.00±11.34	36.00±9.00	151.33±35.21	276.80±56.20	444.20±113.56
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_{0.5}F_{1.5}$	87.33±10.32	76.00±12.35	137.00±21.48	303.67±35.44	311.80±72.71
$Ca_{10}(PO_4)_6F_2$	114.67±14.09	81.00±9.66	198.80±30.43	308.67±49.63	257.40±22.33
$10\% \text{ CaF}_2 + \Gamma A \Pi$	51.60±10.56	75.60±17.17	95.80±11.63	256.75±24.97	276.80±151.55
$20\% \text{ CaF}_2 + \Gamma A \Pi$	45.40±1.88	108.40±15.07	116.84±17.08	132.40±26.44	224.20±58.67

Таблица 1. Результаты измерения микротвердости по методу Виккерса стехиометрического и фторзамещенного ГАП при различных температурах

По данным термогравиметрического анализа (рис. 2) потеря массы составила:  $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)F - 12.3 \text{ мас.}\%$ ;  $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_{0.5}F_{1.5} - 10.2 \text{ мас.}\%$ ;  $Ca_{10}(PO_4)_6F_2 - 9.7 \text{ мас.}\%$ . Чистый ГАП теряет 8 мас.%, однако, данный образец является структурно нестабильным. Фазовый состав данного образца зависит от температуры.



Рис. 2. Дериватограммы порошков:  $1-Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$  ,  $2-Ca_{10}(PO_4)_6F_2,$   $3-Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_{0.5}F_{1.5},$   $4-Ca_{10}(PO_4)_6(OH)F$ 

По данным РФА исходный порошок ГАП является однофазным, дифракционные линии значительно уширены, что характерно для нанокристаллического вещества (рис. 3). При температуре ~800°С активизируются диффузионные процессы, начинается рост частиц, происходит совершенствование кристаллов ГАП, о чем свидетельствует уменьшение ширины дифракционных линий и их лучшее разрешение. Вместе с тем при 800°С начинается частичное разложение ГАП с образованием  $\beta$  – трикальцийфосфата ( $\beta$  – ТКФ), что подтверждено данными термогравиметрического анализа – эндоэффект на кривой ДТА при T = 800°С (рис. 4). При температуре 1000°С происходит дальнейшее разложение и наряду с  $\beta$  – модификацией образуется незначительное количество фазы  $\alpha$  – ТКФ (~9 мас.%). Последующая термическая обработка образца приведет к переходу  $\beta$  – ТКФ в высокотемпературную  $\alpha$  – модификацию (при температуре выше 1120°С). Полученные данные согласуются с данными РФА (рис. 3).



Рис. 4. Результаты термического анализа чистого ГАП

Данные РФА свидетельствуют о том, что дифрактограммы полученных соединений идентичны дифрактограммам синтетического ГАП. Соответствие состава образцов заданной стехиометрии было подтверждено ЭДРА (количественная ошибка анализатора составляет 1% при напряжении на катоде 20 кВ и размере фокального пятна 60 нм). Результаты расчета параметров элементарной ячейки синтезированных образцов (табл. 2) свидетельствуют о том, что внедрение фтора в структуру ГАП сопровождается уменьшением параметров решетки, поскольку ион F имеет меньший радиус (0,129 нм), чем ион OH (0,132 нм) [13].

таблица 2. параметры решетки гипти фторзамещенного гипт					
Соединение	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>		
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$	9,418	6,884	528,80		
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)F$	9,375±0,015	6,887±0,001	524,19±0,85		
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_{0,5}F_{1,5}$	9,376±0,030	6,883±0,001	524,09±1,68		
$Ca_{10}(PO_4)_6F_2$	9,383±0,033	6,881±0,001	524,70±1,88		

Таблица 2. Параметры решетки ГАП и фторзамещенного ГАП

Результаты термогравиметрического анализа, полученные для фторзамещенных форм ГАП, указывают на то, что с увеличением степени замещения гидроксильных групп ионами фтора потеря массы снижается и возрастает термическая устойчивость (рис. 2). Наибольшей термической устойчивостью обладает фторапатит –  $Ca_{10}(PO_4)_6F_2$ , что можно объяснить различием в энергии химических связей ионов F и OH с ионами кальция в Ca-каналах (Ca-OH 326,4 кДж $\odot$ моль<sup>-1</sup>; Ca-F 953,3 кДж $\odot$ моль<sup>-1</sup>), а также структурной стабилизацией. В структурах  $Ca_{10}(PO_4)_6(F, OH)_2$  узлы F и OH располагаются на винтовых осях  $6_3$  (гексагональная ось c) [1,14]. Для фторзамещенного ГАП положения узлов F строго соответствуют зеркальным плоскостям при z = 1/4 и z = 3/4, что придает структуре наибольшую симметрию и наибольшую стабильность. Упорядочение структуры и повышение степени совершенства кристаллов при высоких температурах позволяют определить параметры решетки образцов фторзамещенного ГАП (табл. 3).

в зависимости от температуры				
Соединение	T,°C	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>
	25	9,376±0,030	6,883±0,001	524,09±1,68
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_{0,5}F_{1,5}$	800	9,389±0,012	6,855±0,002	523,48±0,67
	1000	9,378±0,009	6,853±0,001	521,93±0,50
	25	9,383±0,033	6,881±0,001	524,70±1,88
$Ca_{10}(PO_4)_6F_2$	800	9,384±0,006	6,855±0,001	522,74±0,36
	1000	9,373±0,012	6,840±0,001	520,42±0,65

Таблица 3. Изменение параметров решетки фторзамещенного ГАП в зависимости от температуры

Анализ полученных данных указывает на то, что параметры решетки фторзамещенного ГАП относительно слабо зависят от температуры, поскольку он является более стабильным соединением по сравнению стехиометрическим ГАП. Уменьшение параметров решетки указывает на уплотнение структуры, происходящее при повышении температуры спекания [1].

Исследование полученных образцов методом БЭТ показало, что при высокотемпературной обработке значение величины удельной поверхности материала существенно снижается (табл. 4).

	1	1 21		
C	Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г			
Соединение	25°C	800°C	1000°C	
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$	98,802±0,650	12,147±0,124	0,437±0,013	
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)F$	97,530±0,512	9,369±0,074	0,200±0,007	
Ca <sub>10</sub> (PO <sub>4</sub> ) <sub>6</sub> (OH) <sub>0,5</sub> F <sub>1,5</sub>	131,821±0,800	15,159±0,050	0,367±0,014	
$Ca_{10}(PO_4)_6F_2$	144,763±0,850	24,416±0,144	1,481±0,013	

Таблица 4. Изменение удельной поверхности ГАП и фторзамещенного ГАП в зависимости от температуры

Однако с ростом содержания фтора в структуре ГАП происходит увеличение удельной поверхности за счет увеличения пористости образца (табл. 5) в широком интервале температур 25-1000°С, что может положительно отразиться на сорбционных свойствах ГАП.

фторзамещенного г Анг в зависимости от температуры отжига				
Соединение	Площадь пор, м <sup>2</sup> /г			
	25°C	800°C	1000°C	
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$	10,3677	0,7829	0,3455	
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)F$	5,7738	0,6915	0,0468	
$Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_{0.5}F_{1.5}$	9,2536	-	0,2043	
$Ca_{10}(PO_4)_6F_2$	10,3005	2,54975	-	
	Объем пор, см <sup>3</sup> /г			
Ca <sub>10</sub> (PO <sub>4</sub> ) <sub>6</sub> (OH) <sub>2</sub>	0,005483	0,000474	0,000197	
Ca <sub>10</sub> (PO <sub>4</sub> ) <sub>6</sub> (OH)F	0,002746	0,000367	0,000032	
Ca <sub>10</sub> (PO <sub>4</sub> ) <sub>6</sub> (OH) <sub>0.5</sub> F <sub>1.5</sub>	0,004657	-	0,000126	
$Ca_{10}(PO_4)_6F_2$	0,005141	0,001311	_	

Таблица 5. Изменение пористости стехиометрического и фторзамещенного ГАП в зависимости от температуры отжига

Таким образом, экспериментально доказано, что анионное замещение гидроксильных групп ионами фтора (как полное, так и частичное) позволяет структурно стабилизировать ГАП, полученный осаждением из раствора, до температур разложения, характерных для ГАП, полученного твердофазным синтезом. В результате исследований было установлено, что введение фтора существенно сокращает объем элементарной ячейки, что, в свою очередь, вызывает изменение физико-химических свойств материала. Размер частиц при этом сокращается до нано- и субмикронных значений, а это представляет уже практический интерес, поскольку многочисленные применения в промышленности, медицине и биологии требуют нанопорошков. Кроме того результаты работы могут быть использованы при разработке новых керамических биоактивных материалов на основе осажденного ГАП.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержки РФФИ (проект № 15-29-04868).

#### Литература

1.Баринов С.М., Комлев В.С. Биокерамика на основе фосфатов кальция. М.: Наука, 2005. – 205с.

2. Guelcher S.A., Hollinger J.O. An introduction to biomaterials. New York: CRC Press, 2006.

3.Darimont G.L., Gilbert B., Cloots R. Non-destructive evaluation of crystallinity and chemical composition by raman spectroscopy in hydroxyapatite-coated implants // Mater Lett. - 2003. V.58. P. 71-73.

4.J.A. Dhert, C.P.A.T. Klein, J.A. Jansen, E.A. van der Velde, R.C. Vriesde, P.M. Rozing, K. de Groot // J. Biomed. Mater. Res. – 1993. V.27. (1). P. 127.

5.H. Kim, Y. Kong, C. Bae, Y. Noh, H. Kim // Biomaterials. - 2004. V.25. P. 2919.

6.K. Cheng, W. Weng, H. Qu, P. Du, G. Shen, G. Han, J. Yang, J.M.F. Ferreira // J. Biomed. Matter. Res. Part B, Appl. Biomater. - 2004. B.69. P. 33.

7.H. Zeng, K.K. Chittur, W.R. Lacefield // Biomaterials. - 1999. V.20. P. 377.

8.Zhang S., Zeng X.T., Wang Y.S., Cheng K., Weng W. Adhesion strength of sol-gel derived fluoridated hydroxyapatite coatings // Surf Coat Technol. - 2006. V.200. P. 6350-6354.

9.Zhang S., Wang Y.S., Zeng X.T., Cheng K., Qian M., Sun D.E., et al. Evaluation of interfacial strength and residual stress of sol-gel derived fluoridated hydroxyapatite coatings on Ti6Al4V substrates // Eng Fract Mech, in press.

10. Lee E.J., Lee S.H., Kim H.W., Kong Y.M., Kim H.E. Fluoridated apatite coatings on titanium obtained by electron-beam deposition // Biomaterials. – 2005. V.26. P. 3843–3851.

11. Богданова Е.А., Сабирзянов Н.А. Исследование термической устойчивости кремнийзамещенного ГАП. // Материаловедение. – 2014. – №10. – С.53-56.

12. Богданова Е.А., Сабирзянов Н.А. Исследование термической устойчивости фторзамещенного ГАП. // Материаловедение. – 2015. – №1. – С.52-56.

13. С.С. Бацанов. Структурная химия. Факты и зависимости. – М: Диалог-МГУ, 2000. – 292 с.

14. Данильченко С.Н. Структура и свойства апатитов кальция с точки зрения биоминералогии и биоматериаловедения. // Вісн, СумДУ, сер.: Фізика, математика, механіка, – 2007. – №2. – С. 33–58.

#### Сведения об авторах

Скачков Владимир Михайлович, к.х.н., научный сотрудник, ИХТТ УрО РАН, 620990, Россия, г.Екатеринбург, Первомайская, 91, +7(343)3745314, e-mail: vms@weburg.me

Богданова Екатерина Анатольевна, к.х.н., старший научный сотрудник, ИХТТ УрО РАН, 620990, Россия, г.Екатеринбург, Первомайская, 91, +7(343)3745314, e-mail: chemi4@rambler.ru

Сабирзянов Наиль Аделевич, д.т.н., заведующий лабораторией, ИХТТ УрО РАН, 620990, Россия, г.Екатеринбург, Первомайская, 91, +7(343)3745314, e-mail: sabirzyanov@ihim.uran.ru

УДК 544.032+ 666.3.017 doi:10.18.101/978-5-9793-0883-8-82-90

## Искровое плазменное спекание как инновационный подход в создании наноструктурированных керамик нового поколения

# В. А. Авраменко<sup>1</sup>, Е. К. Папынов<sup>1</sup>, О. О. Шичалин<sup>1, 2</sup>, В. Ю. Майоров<sup>1</sup>, А. С. Портнягин<sup>1, 2</sup>, Т. А. Сокольницкая<sup>1</sup>, Е. Г. Корявец<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт химии ДВО РАН, 690022, Россия, г. Владивосток, проспект 100-летия Владивостока, 159, e-mail: papynov@mail.ru

<sup>2</sup>Дальневосточный федеральный университет, 690091, Россия, г. Владивосток, ул. Суханова, 8,

e-mail: papynov@mail.ru

#### Аннотация

В настоящей работе представлены результаты по ИПС синтезу различного типа керамических материалов для широкого промышленного назначения. Высокое качество керамик достигается за счет оригинальности предлагаемого подхода, который основан на комбинировании ИПС технологии совместно с другими методами неорганического синтеза, например с золь-гель технологией. Предлагаемый подход позволяет на первоначальном этапе синтезировать наноструктурированные порошки неорганических материалов, последующее консолидирование которых методом ИПС обеспечивает формирование наноструктурированной керамики с уникальными физико-химическими характеристиками и свойствами. Согласно данному подходу синтезирована магнитная керамика на основе наноструктурированного гематита, обладающая исключительными магнитными (намагниченность насыщения до 10,2 эме/г) и прочностными (предел прочности до 249 МПа) характеристиками, которая востребована в электротехнике. На основе наноструктурированного волластонита получена высокопрочная (предел прочности ~172 Мпа) биокерамика обладающая бимодальной пористой структурой (размер пор 100-500 нм и 1-5 мкм), которая подобна текстуре костной ткани и перспективная для практикующей медицины. Показана перспективность применения ИПС технологии для создания высокоплотных керамических материалов для иммобилизации опасных радио-