



ЭЛЕКТРОННАЯ ТЕХНИКА

СЕРИЯ 1



СВЧ - ТЕХНИКА

ВЫПУСК 3 (559)

2023

ЭЛЕКТРОННАЯ ТЕХНИКА

СЕРИЯ 1

СВЧ-ТЕХНИКА

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ СБОРНИК

Выпуск 3(559)

2023

Издается с 1950 г.

Главный редактор

д.т.н. А.А. Борисов

Редакционная коллегия:

к.т.н. **С.В. Щербаков** (*зам. главного редактора*);
к.т.н. **С.А. Зайцев** (*зам. главного редактора*);
к.ф.-м.н. **А.В. Галдецкий**; д.т.н. **В.М. Исаев**;
д.т.н. **П.В. Куприянов**; д.т.н. **Н.А. Лябин**;
д.ф.-м.н. **С.П. Морев**; д.ф.-м.н. **А.И. Панас**;
д.ф.-м.н. **А.Б. Пашковский**; д.т.н. **К.Г. Симонов**;
В.П. Стебунов (*ответственный секретарь*);
к.т.н. **С.Б. Александров**, АО «ГЗ «Пульсар», г. Москва;
д.т.н. **Л.И. Бабак**, ТУСУР, г. Томск;
д.т.н. **А.В. Баранов**, АО «НПП «Салют», г. Нижний Новгород;
д.ф.-м.н. **К.С. Журавлев**, ИФП СО РАН, г. Новосибирск;
к.т.н. **П.П. Куцько**, АО «НИИЭТ», г. Воронеж;
д.т.н. **И.Е. Лысенко**, ИНЭП ИТА ЮФУ, г. Таганрог;
д.т.н. **П.П. Мальцев**, ИСВЧ ПЭ РАН, г. Москва;
д.ф.-м.н. **А.В. Медведь**, ФИРЭ РАН, г. Фрязино;
к.т.н. **В.М. Миннебаев**, АО «Микроволновые системы», г. Москва;
к.ф.-м.н. **В.И. Роговин**, АО «НПП «Алмаз», г. Саратов;
д.э.н. **М.В. Чекаданова**, ОЭЗ ТВТ «Исток», г. Фрязино;
к.т.н. **А.Ю. Ющенко**, АО «НИИПП», г. Томск

Журнал зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (регистрационный номер ПИ № ФС 77-73640 от 7 сентября 2018 г.).

Решением Президиума Высшей аттестационной комиссии Министерства образования и науки Российской Федерации журнал «Электронная техника», серия 1 «СВЧ-техника», издаваемый АО «НПП «Исток» им. Шокина» с 1950 года, включен в «Перечень рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней кандидата и доктора наук».

© АО «НПП «Исток» им. Шокина», 2023 г.

ELEKTRONNAYA TEKHNIKA

(Electronic Engineering)

SERIES 1

SVCH-TEKHNIKA

(Microwave Engineering)

COLLECTION OF RESEARCH & TECHNICAL ARTICLES

Issue 3(559)

2023

Founded in 1950

Editor-in-chief

D.T.Sc. **A.A. Borisov**

Editorial staff:

C.T.Sc. **S.V. Scherbakov** (deputy editor-in-chief);
C.T.Sc. **S.A. Zaitsev** (deputy editor-in-chief);
C.Ph.M.Sc. **A.V. Galdetsky**; D.T.Sc. **V.M. Isaev**;
D.T.Sc. **P.V. Kupriyanov**, D.T.Sc. **N.A. Lyabin**;
D.Ph.M.Sc. **S.P. Morev**, D.Ph.M.Sc. **A.I. Panas**;
D.Ph.M.Sc. **A.B. Pashkovsky**; D.T.Sc. **K.G. Simonov**;
V.P. Stebunov (executive secretary);
C.T.Sc. **S.B. Alexandrov**, JSC «SP «Pulsar», Moscow;
D.T.Sc. **L.I. Babak**, TUSUR, Tomsk;
D.T.Sc. **A.V. Baranov**, JSC «SPE «Salut», Nizhny Novgorod;
D.Ph.M.Sc. **K.S. Zhuravlev**, IPh SB RAS, Novosibirsk;
C.T.Sc. **P.P. Kutsko**, JSC «NIIET», Voronezh;
D.T.Sc. **I.E. Lysenko**, INEP ITA SFU, Taganrog;
D.T.Sc. **P.P. Maltsev**, IMWF SE RAS, Moscow;
D.Ph.M.Sc. **A.V. Medved'**, IRE RAS, Fryazino;
C.T.Sc. **V.M. Minnebaev**, JSC «Microwave systems», Moscow;
C.Ph.M.Sc. **V.I. Rogovin**, JSC «RPC Almaz», Saratov;
D.E.Sc. **M.V. Chekadanova**, SEZ TIT «Istok», Fryazino;
C.T.Sc. **A.Yu. Yuschenko**, JSC «NIIPP», Tomsk

The journal is registered by the Federal Service for supervision in the field of communications, information technologies and mass media (certificate ПИ № ФС 77-73640 dated September 7, 2018).

By the Resolution of the Presidium of the Higher Attestation Commission of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation the journal «Elektronnaya Tekhnika», series 1 «SVCH-tekhnika» being published in JSC «RPC «Istok» named after Shokin» since 1950, has been included into the «List of reviewed scientific publications in which the principal scientific results nominated for candidate's thesis and doctoral thesis must be published».

© Joint Stock Company «Research and Production Corporation «Istok» named after A.I. Shokin», 2023

СОДЕРЖАНИЕ

*Материалы юбилейной научно-технической конференции
АО «НПП «Исток» им. Шокина» «СВЧ-электроника – 2023»
(25–26 мая 2023 года, г. Фрязино)*

Технология и материаловедение

<i>Жуков А.С.</i> – Изготовление изделий из ферромагнитных материалов на основе сплавов систем Fe–Cr–Ni (–Co) с помощью аддитивных технологий.....	6
<i>Дерябкин А.В., Дубкова А.С., Куликов Е.Н., Фёдоров Ю.Ю., Гордеев С.К., Корчагина С.Б.</i> – Двухстадийная планаризация поверхности поликристаллических алмазных подложек и композиционных материалов на основе алмаза.....	17
<i>Чернышев Б.Д., Щетинин И.В.</i> – Исследование возможности получения постоянных магнитов на основе систем Fe–Cr–Co и Fe–Sr–O методами аддитивных технологий.....	24
<i>Соколов Д.А., Коломин В.М., Карасев Н.С., Юрасов А.Н., Тарасовский В.П., Соколов А.Д.</i> – Анализ технологических приемов получения станната кальция методом твердофазового синтеза.....	34
<i>Уржумцев А.Н., Мальцева В.Е., Волегов А.С.</i> – Магнитометрический подход к установлению механизмов перемангничивания в постоянных магнитах типа Nd–Fe–B.....	43

Радиоэлектронные устройства

<i>Батаев В.Я., Гринев А.Ю., Багно Д.В., Бронников Д.В., Демшиевский В.В., Зайкин А.Е., Ильин Е.В.</i> – Двухдиапазонные совмещённые антенные системы на основе метаструктур со свойствами частично отражающей поверхности.....	51
---	----

Электровакuumные приборы

<i>Галина Н.М., Зубилов Р.М., Поливникова О.В., Симонов К.Г., Перминов И.Г., Ключников Н.А., Романов В.А.</i> – Катод для сверхмощного клистрона.....	67
<i>Симонов К.Г., Юнаков А.Н., Евсин Д.В., Ключников Н.А., Лагутин Н.В., Перминов И.Г., Романов В.А., Степанов А.В., Поливникова О.В., Галина Н.М., Зубилов Р.М., Галдецкий А.В., Голованов Н.А., Савин А.Н., Гришин С.И., Неретина Т.А.</i> – Сверхмощный 20-МВт клистрон S-диапазона частот.....	76

Твердотельная электроника

<i>Кищинский А.А., Чернов В.Г., Кондратенко А.В., Шишкин Д.А., Сорвачев П.С., Редька Ал.В., Бутерин А.В., Щербаков А.С., Миннебаев В.М., Миннебаев С.В.</i> – Особенности проектирования АФАР радиолокационных комплексов с применением СВЧ интегральных схем собственной разработки.....	82
<i>Клюев С.Б., Демшиевский В.В.</i> – Электродинамическое моделирование многослойного перехода для интегральных схем СВЧ.....	96

CONTENTS

*Materials of the anniversary scientific and technical conference
of JSC «RPC «Istok» named after Shokin» «Microwave electronics – 2023»
(May 25–26, 2023, Fryazino)*

Technology and material science

- Zhukov A.S.* – Manufacturing products from ferromagnetic materials based on alloys of systems Fe–Cr–Ni (–Co) using additive technologies..... 6
- Deryabkin A.V., Dubkova A.S., Kulikov E.N., Fedorov Yu.Yu., Gordeev S.K., Korchagina S.B.* – Two-stage planarization of the surface of polycrystalline diamond substrates and diamond-based composite materials..... 17
- Chernyshev B.D., Shchetinin I.V.* – Studying the possibility of obtaining permanent magnets based on Fe–Cr–Co and Fe–Sr–O systems by additive technologies methods..... 24
- Sokolov D.A., Kolomin V.M., Karasev N.S., Yurasov A.N., Tarasovsky V.P., Sokolov A.D.* – Analysis of technological methods for obtaining calcium stannate by solid-phase synthesis..... 34
- Urzhumtsev A.N., Maltseva V.E., Volegov A.S.* – Magnetometric approach to establishing the mechanisms of magnetization reversal in permanent magnets of Nd–Fe–B type..... 43

Radioelectronic devices

- Batayev V.Ya., Grinev A.Yu., Bagno D.V., Bronnikov D.V., Demshevsky V.V., Zaikin A.E., Iliin E.V.* – Dual-band combined antenna systems based on metastructures with partially reflective surface properties..... 51

Electrovacuum devices

- Galina N.M., Zubilov R.M., Polivnikova O.V., Simonov K.G., Perminov I.G., Klyuchnikov N.A., Romanov V.A.* – Cathode for super-high power klystron..... 67
- Simonov K.G., Yunakov A.N., Yevsin D.V., Klyuchnikov N.A., Lagutin N.V., Perminov I.G., Romanov V.A., Stepanov A.V., Polivnikova O.V., Galina N.M., Zubilov R.M., Galdetskiy A.V., Golovanov N.A., Savin A.N., Grishin S.I., Neretina T.A.* – S-band super-high power 20 MW klystron..... 76

Solid-state electronics

- Kishchinskiy A.A., Chernov V.G., Kondratenko A.V., Shishkin D.A., Sorvachev P.S., Red'ka A.V., Buterin A.V., Shcherbakov A.S., Minnebaev V.M., Minnebaev S.V.* – Design features of AESA radar complexes using microwave integrated circuits of in-house design..... 82
- Klyuev S.B., Demshevsky V.V.* – Electrodynamics modeling of a multilayer transition for microwave integrated circuits..... 96

ТЕХНОЛОГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК 621.762.222, 621.762.55, 621.318.12

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СИСТЕМ Fe–Cr–Ni (–Co) С ПОМОЩЬЮ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

А. С. Жуков

НИИ «Курчатовский институт» – «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург

Представлены результаты экспериментальных исследований для апробации селективного лазерного сплавления на прецизионных сплавах 25X15K и 80HXC. Распылением расплава и струйным измельчением с выбором оптимальных режимов были получены порошки прецизионных сплавов, удовлетворяющие требованиям установок сплавления и обеспечивающие максимальный выход годных. Подобраны значения мощности лазерного излучения и скорости сканирования поверхности, позволившие из данных порошков изготовить опытные аддитивные образцы, чьи магнитные характеристики не уступают характеристикам литых образцов. Остаточная индукция для аддитивного образца из сплава 25X15K составила 1,24 Тл, коэрцитивная сила – 45,7 кА/м, максимальное энергетическое произведение – 32,2 кДж/м³. Для сплава 80HXC после термообработки максимальная магнитная проницаемость составила 33201 Гс/Э, индукция – 0,63 Тл, коэрцитивная сила – 2,5 А/м. Структурные исследования показали как полное отсутствие внутренних дефектов (раковин, засоров, трещин), так и существенные отличия от литых структур, что, однако, не повлияло на уровень магнитных свойств.

КС: селективное лазерное плавление, металлические порошки, структура, магнитные свойства, прецизионные сплавы

MANUFACTURING PRODUCTS FROM FERROMAGNETIC MATERIALS BASED ON ALLOYS OF SYSTEMS Fe–Cr–Ni (–Co) USING ADDITIVE TECHNOLOGIES

A. S. Zhukov

NITs «Kurchatovskii institute – TsNII KM «Prometei», Saint-Petersburg

The results of experimental studies for approbation of selective laser melting on precision alloys 25X15K and 80HXC are presented. By spraying the melt and jet grinding with the choice of optimal modes, powders of precision alloys were obtained that meet the requirements of fusion plants and ensure the maximum yield. The values of the laser radiation power and the surface scanning speed were selected, which made it possible to manufacture experimental additive samples from these powders, the magnetic characteristics of which are not inferior to those of cast samples. The residual induction for the additive sample made of 25X15K alloy was 1.24 T, the coercive force was 45.7 kA/m, and the maximum energy product was 32.2 kJ/m³. For the 80HXC alloy after heat treatment the maximum magnetic permeability was 33201 Gs/Oe, the induction was 0.63 T, the coercive force was 2.5 A/m. The structural studies showed both the complete absence of internal defects (holes, blockages, cracks) and significant differences from cast structures, which however did not affect the level of magnetic properties.

Keywords: selective laser melting, metal powders, structure, magnetic properties, precision alloys

1. ВВЕДЕНИЕ

Узкоспециализированная проблема изготовления бездефектных изделий из магнитотвердых и магнитомягких сплавов весьма актуальна для нужд современного приборостроения [1]. До сих пор в системах наведения наибольшее применение находят роторные вибрационные трехстепенные гироскопы с внутренним упругим вращающимся кардановым подвесом – динамически настраиваемые гироскопы (ДНГ). Маховик является главным элементом ДНГ. Он закреплен на валу через внутренний подвес, который выполнен из магнитотвердого сплава. Корпус гироскопа состоит из нескольких частей, выполненных из магнитомягкого материала, что обеспечивает защиту прибора от внешнего магнитного поля. Части корпуса соединяются лазерной сваркой. Таким образом, в одном устройстве используются и выполняют важную роль два класса прецизионных сплавов. В настоящее время постоянные магниты для систем наведения в основном изготавливаются литьем, что сопровождается большим процентом брака (пористость и дефекты поверхности существенно снижают как механические, так и магнитные свойства). Кроме того, магниты в составе изделия подвергаются высоким циклическим нагрузкам [2, 3].

С развитием аддитивных технологий, в частности селективного лазерного сплавления (СЛС) порошков металлов и сплавов, появилась возможность применить новые технологические подходы к изготовлению изделий из прецизионных сплавов, улучшить некоторые механические свойства при сохранении магнитных характеристик, повысить коэффициент использования материала, снизить уровень брака [4–9].

Целью представленной работы является разработка технологии селективного лазерного сплавления металлических порошков прецизионных магнитотвердых и магнитомягких сплавов с оптимальными магнитными и механическими свойствами для создания изделий навигационной техники.

2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Порошки магнитомягкого сплава 80НХС и магнитотвердого сплава 25Х15К отсутствуют в свободной продаже, поэтому они были изготовлены методом атомизации расплава и струйного измельчения силами НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» с помощью установок HERMIGA 75/3VI с индукционным нагревом тигля (рис. 1, а) и струйной мельницы (рис. 1, б) соответственно. Все процессы проводились в защитной газовой среде азота. Исходные слитки для изготовления порошков были предоставлены: сплав 80НХС – АО «Концерн «ЦНИИ «Электроприбор» (г. Санкт-Петербург), сплав 25Х15К – АО «НПП «Исток» им. Шокина» (г. Фрязино).

Гранулометрический состав получаемого порошка проверялся методом лазерной дифракции с использованием приближения Фраунгофера на установке Malvern Mastersizer 2000. Распределение частиц порошка представлено на рис. 2. Можно ска-



а)

Рис. 1. Атомайзер HERMIGA 75/3VI (а) и установка струйного измельчения (б) (см. также с. 8)



б)

Рис. 1. Атомайзер HERMIGA 75/3VI (а) и установка струйного измельчения (б)

зять, что подобранные режимы изготовления позволили получить максимальный выход годного порошка 96 % в соответствии с требованиями установки СЛС к порошку – фракция порошка должна составлять не более 80 мкм. Текучесть навески 50 г порошка 80НХС составляет 18 с, порошка 25Х15К – 26,5 с, что также удовлетворяет требованиям к материалам для СЛС. Анализ химического состава порошка проводился методом «мокрая химия». Химический состав полученных порошков указан в табл. 1 и полностью соответствует ГОСТ 24897– 81 и ГОСТ 10160– 75.

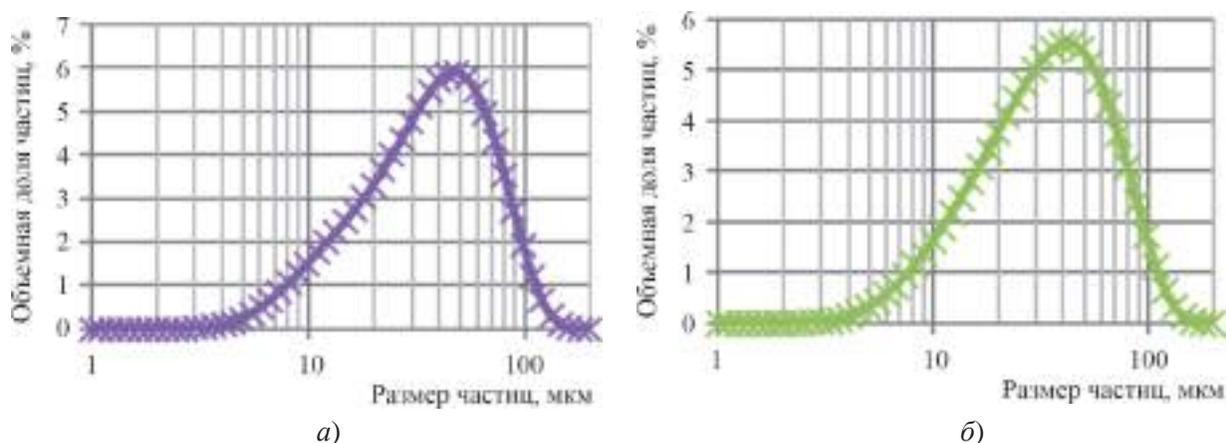


Рис. 2. Гранулометрический состав порошков 80НХС (а) и 25Х15К (б)

Таблица 1

Химический состав использованного порошка

Материал	Основные легирующие элементы, % (вес.)									
	Fe	Cr	Co	Ni	Ti	Cu	Al	Mn	Nb	V
80НХС	15,0	3,0	–	80,1	0,2	0,2	0,2	0,9	–	–
25Х15К	57,1	24,4	15,3	–	–	–	0,8	–	1,2	1,2

СЛС порошков проводилось в наноцентре НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» с помощью установки RussianSLM FACTORY с твердотельным лазером. Схема процесса СЛС и внешний вид установки представлены на рис. 3. Для подбора наилучшего режима сплавления мощность и скорость сканирования лазера менялись в диапазонах 150...195 Вт и 800...1000 мм/с так, чтобы в лазерном пятне энерговыделение (отношение мощности лазера к скорости сканирования) поддерживалось на уровне от 0,2 до 0,3 Вт/мм.

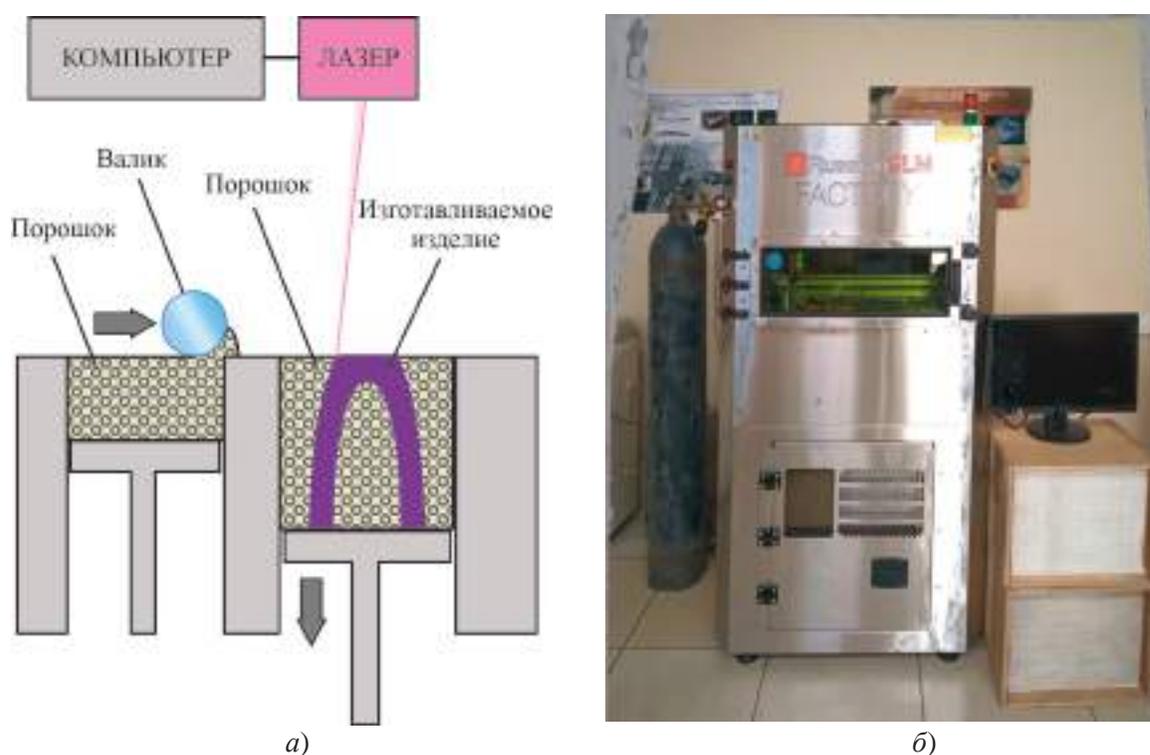


Рис. 3. Схема процесса СЛС (а) и установка RussianSLM FACTORY (б)

Структурные исследования образцов выполняли стандартными методами металлографии с использованием светового (AxioObserver A1m) и сканирующего электронного (TescanVega 3) микроскопов. Для выявления структуры проводили травление шлифов.

Механические свойства определялись при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 и копке Metrocom-300. С этой целью изготавливались образцы для проведения испытаний динамическим изгибом и одноосным растяжением по ГОСТ 9454-78 и ГОСТ 1497-84.

Магнитные свойства с определением остаточной индукции B_r , коэрцитивной силы по намагниченности H_{cm} , коэрцитивной силы по индукции H_{cb} , рабочей точки по индукции B_d , напряженности в рабочей точке H_d , максимального энергетического произведения $(BH)_{max}$ в системах СИ и СГС получены на гистерезисграфе ЭМ8-6 и миллитесламетре РШ1-10 в измерительном приспособлении ЕеИ.659.00-43.

3. ПОЛУЧЕННЫЕ ДАННЫЕ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Оценку режимов сплавления проводили по результатам измерения плотности гидростатическим взвешиванием на кубических образцах со стороной 1 см. Результаты представлены на рис. 4.

В результате подбора режимов сплавления удалось достичь минимальной пористости менее 1 %. Установлен оптимальный режим сплавления – 0,3 Вт·с/мм. Как видно из графиков изменения плотности, при меньших энергозатратах порошки прецизионных сплавов бездефектно не сплавляются (т. к. низкие значения плотности относительно ГОСТ 24897–81 и ГОСТ 10160–75 косвенно свидетельствуют о высокой пористости).

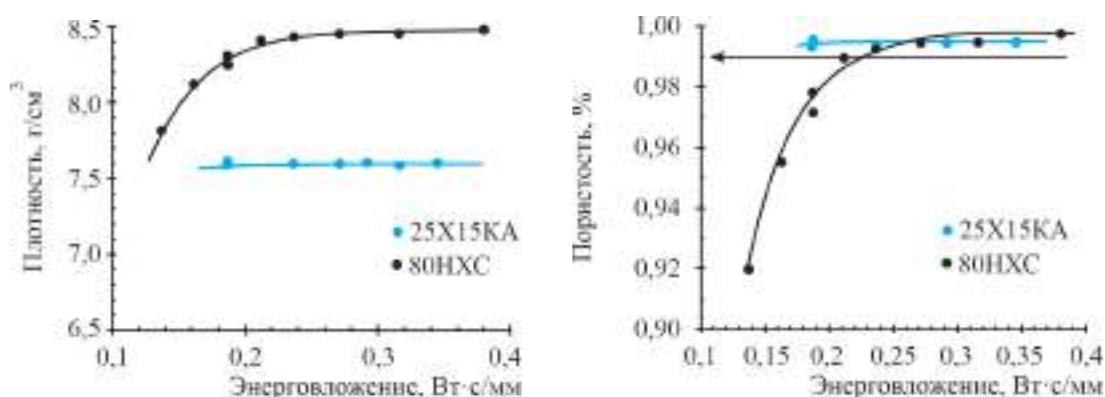


Рис. 4. Плотность и пористость образцов прецизионных сплавов в зависимости от энерговложения

Результаты измерений механических свойств аддитивных образцов из сплава 25X15K представлены в табл. 2. Исследования механических свойств образцов из сплава 80НХС не проводились. Данные о замерах твердости образцов не противоречат результатам опытов с СЛС порошков легированных сталей. Полученные значения твердости превосходят значения твердости материала, указанной в ГОСТ 24897–81. Предел прочности аддитивных образцов составлял около 212 МПа, что также превосходит значения для образцов, полученных традиционными металлургическими методами. Полученные результаты свидетельствуют о том, что для аддитивных материалов существует механизм упрочнения, который обусловлен не системой легирования, как предполагалось в некоторых ранних работах, а другим фактором, определяющим сопротивление деформации.

Таблица 2

Механические свойства сплава 25X15K

Вид образца	Параметр			
	Ударная вязкость, Дж/см²	НВ, МПа	σ_b , МПа	δ , %
ГОСТ	7,85	354	196	1,0
СЛС	65,0	482	212	1,2

Травление шлифов аддитивных образцов выявило неоднородное строение в зонах сплошного расплавления и кристаллизации порошка, а также в отдельных частицах правильной геометрической формы. Зафиксированная разноразмерность в аддитивных образцах сплава 25X15K со следами остановок фронтов кристаллизации свидетельствует о быстром чередовании нагрева, сплавления и охлаждения слоев порошка, подверженных воздействию лазера, что не противоречит предыдущим опытам по сплавлению нержавеющей стали и железа [10–12]. Также в структурах были обнаружены мелкие частицы размером до 0,15 мкм (рис. 5, а). Правильная шарообразная форма данных частиц дает основание предположить, что их кристаллизация происходит из расплавленного металла, вылетающего в виде брызг (рис. 5, б) из зоны расплавления. Можно предположить, что из свободно конденсированных капель и кристаллизовавшихся в частицы те, которые попадают на участки, еще не обработанные лазером, могут расплавиться и слиться с расплавом. Мелкие частицы (<0,1 мкм), осевшие на участки в пределах

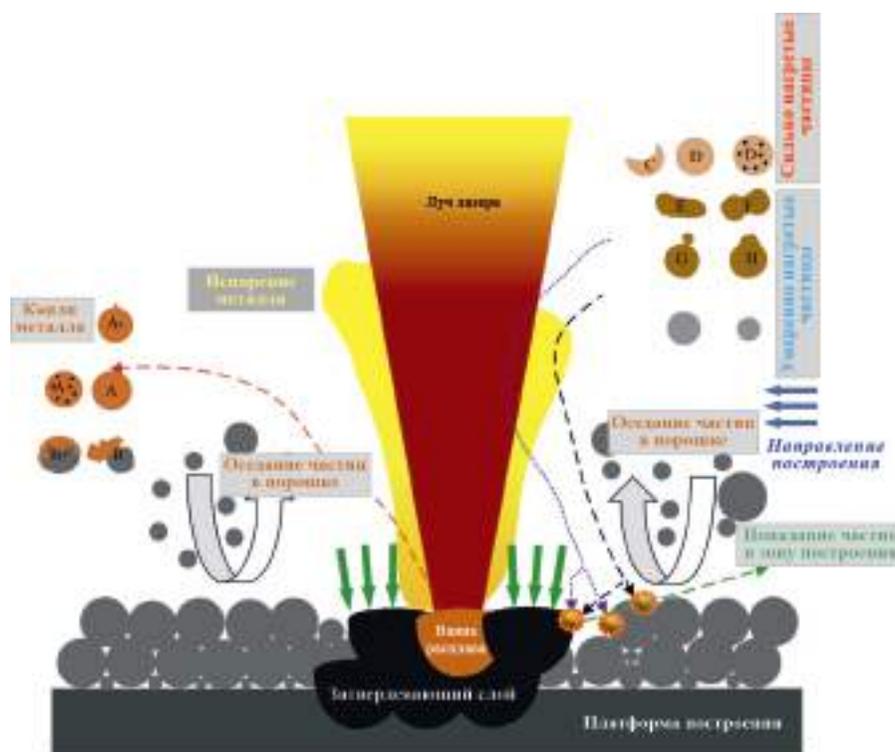
градиентных тепловых потоков после прохождения лазера, встраиваются в зерна и субзерна, согласно кристаллографической ориентации, и могут являться фактором упрочнения аддитивных образцов. Таким образом, имеет место конденсация паров металла и переход жидкого состояния в твердое по механизму десублимации, схема которого представлена на рис. 5, в [11, 13].



а)



б)



в)

Рис. 5. Обнаруженные шаровидные частицы в субзеренном строении аддитивного образца 25X15K (а), разлет металлических брызг в камере установки RussianSLM FACTORY (б) и схема процесса десублимации (в)

Микроструктура аддитивных образцов сплава 80НХС (рис. 6, *a, в, д*) также отличается от структуры образцов, выточенных из прутка (рис. 6, *б, з, е*), причем с увеличением температуры термообработки (которая обязательна для получения магнитных свойств) эта разница становится все более заметной [14]. Микроструктура образцов без термообработки представляет собой вытянутые зерна со средним размером около 200 мкм. В выточенных образцах после отжига длительностью 9 ч при разных температурах зерно увеличивается до 1200 мкм. При рекомендованной ГОСТ 10160–75 температуре отжига 1125 °С зерна аустенита равноосные и образуют на стыке ровные границы 120°, что говорит о завершенной первичной и начале вторичной рекристаллизации. В СЛС-образцах после термообработки при температуре 1125 °С формируется разнoзернистая структура: часть зерен размером 200 мкм имеют вытянутую вдоль направления построения образца форму (доля таких зерен составляет около 20 %), часть рекристаллизованных зерен имеют размер 80 мкм (40 %) и 20 мкм (40 %), границы зерен извилистые. Повышение температуры до 1250 °С не приводит к снижению разнoзернистости, двойники отжига также отсутствуют. Дальнейшее повышение температуры до 1300 °С приводит к выравниванию разнoзернистости аустенита, средний размер зерен составляет 300 мкм. Однако даже при температуре 1300 °С сохраняется извилистость границ зерен. Таким образом, можно говорить о том, что аддитивные образцы требуют подбора особых режимов термообработки, отличных от ГОСТ, что связано со скоротечностью процесса СЛС (так называемый «быстрый» отжиг в процессе построения) и нахождением материала в неравновесных термодинамических условиях.

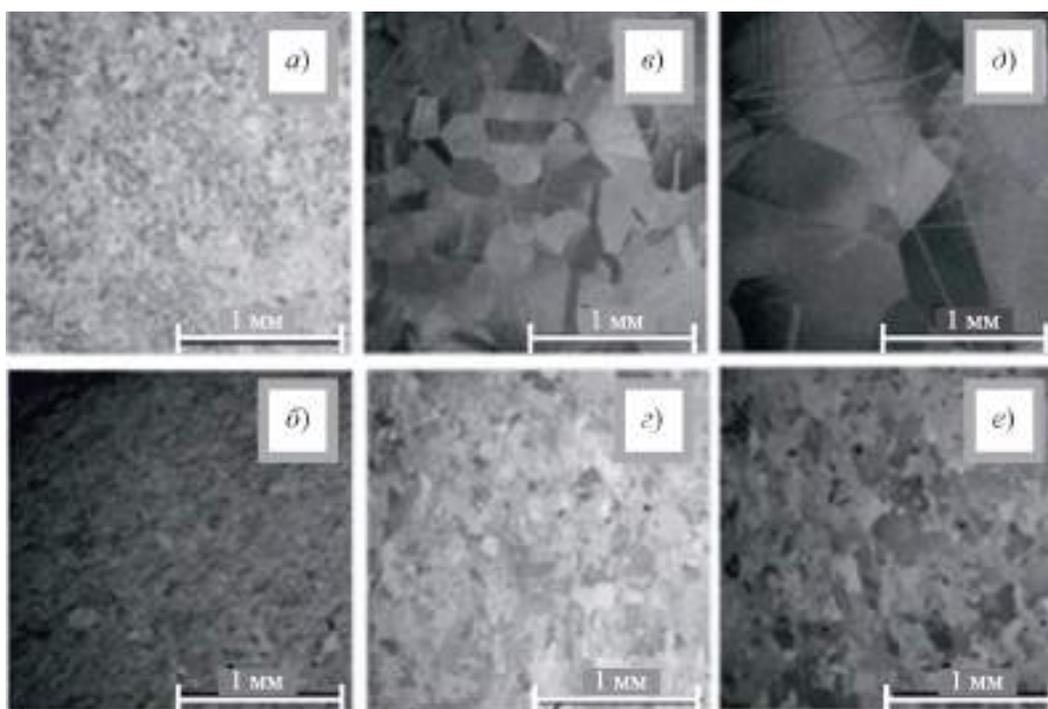


Рис. 6. Микроструктура образцов из сплава 80НХС, выточенных из прутка (*a, в, д*) и полученных СЛС (*б, з, е*), в исходном состоянии (*a, б*), после термообработки при 1125 °С в течение 9 ч (*в, з*) и 1300 °С в течение 9 ч (*д, е*)

Результаты измерения магнитных свойств сплава 80НХС (аддитивного образца и образца, выточенного из прутка) представлены на рис. 7.

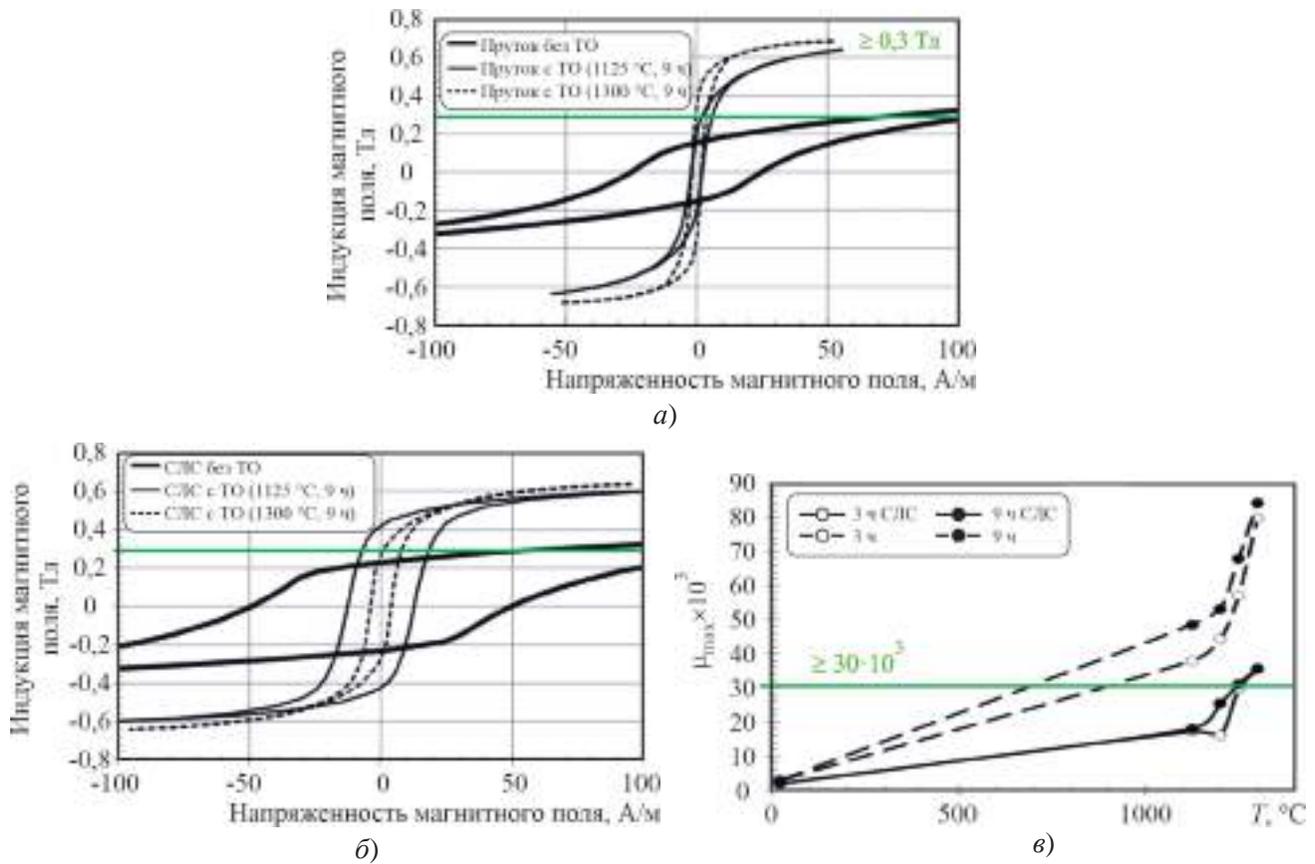
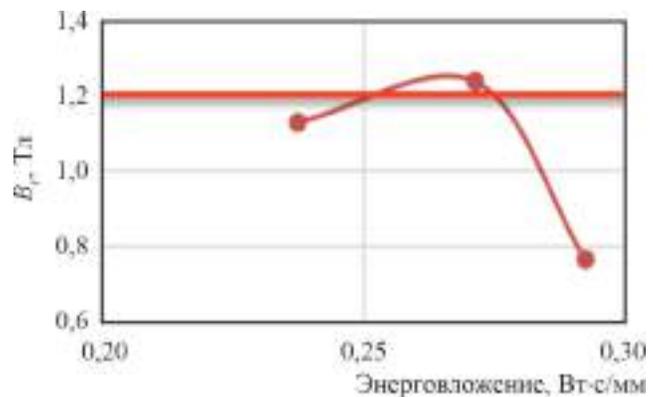


Рис. 7. Магнитные свойства и петли гистерезиса образцов из сплава 80НХС. Пунктирная линия – образцы изготовлены из прутка; сплошная линия – образцы изготовлены методом СЛС. Открытые символы – термообработка (ТО) 3 ч, закрашенные – дополнительная термообработка 9 ч. Установленные требования указаны зеленой линией с указанием численных значений

Выявленные особенности изменения магнитных свойств СЛС-образцов из сплава 80НХС и их сравнение с выточенными из прутка образцами из того же сплава свидетельствуют о том, что в СЛС-образцах из-за особенностей микроструктуры магнитные характеристики несколько ниже, но все равно удовлетворяют требованиям.

Результаты измерения магнитных свойств аддитивных образцов из сплава 25Х15К представлены на рис. 8.

Рис. 8. Магнитные свойства аддитивного сплава 25Х15К в зависимости от энергозложения. Требуемый уровень свойств указан линией (см. также с. 14)



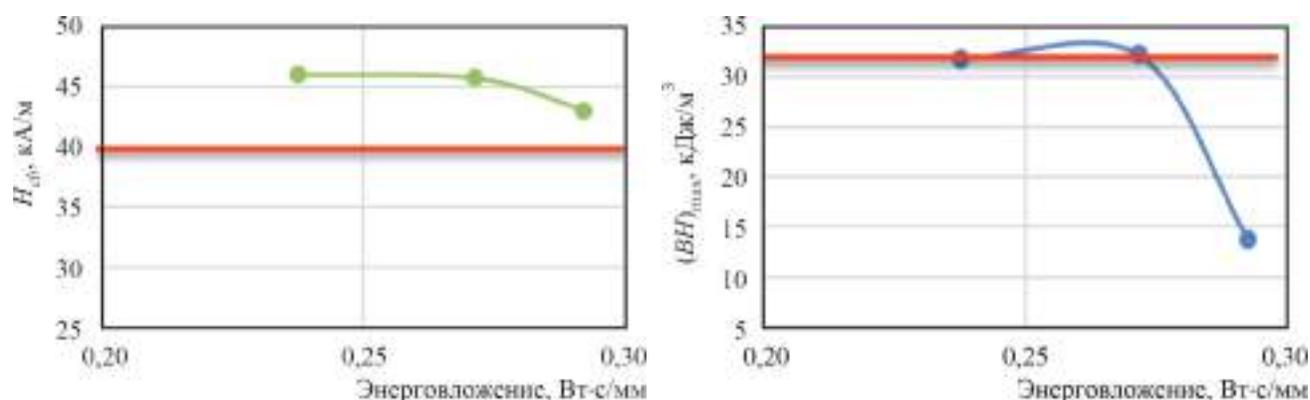


Рис. 8. Магнитные свойства аддитивного сплава 25X15K в зависимости от энерговложения. Требуемый уровень свойств указан линией

Увеличение энерговложения до 0,27 способствует росту магнитных свойств. Причина роста обусловлена наиболее эффективным переплавлением порошинок, как результат – достижение более высоких значений плотности материала в единице объема, снижение количества структурных дефектов, негативно влияющих на магнитные свойства. Энерговложение более 0,27 Вт·с/мм становится причиной локального пережога расплава, в результате которого нарушается номинальный химический состав, возникают дефекты в структуре, снижаются свойства.

В рамках исследования подобраны режимы получения порошков сплавов 80НХС и 25X15K, их дальнейшего сплавления на установке RussianSLM FACTORY и термообработки аддитивных образцов, которые позволили достичь требуемых ГОСТ магнитных свойств. При экспериментально подобранных режимах сплавления были изготовлены аддитивные детали гироскопов из прецизионных сплавов, которые прошли успешные испытания. Для аддитивного сплава 80НХС максимальная магнитная проницаемость μ_{max} составила 33201 Гс/Э, индукция B_r – 0,63 Тл, коэрцитивная сила H_{cb} – 2,5 А/м. Для аддитивного сплава 25X15K остаточная индукция B_r составила 1,24 Тл, коэрцитивная сила H_{cb} – 45,7 кА/м, максимальное энергетическое произведение $(BH)_{max}$ – 32,2 кДж/м³. Поскольку для кольцевых магнитов сплава 25X15K важна однородность, были записаны гармоники аддитивного магнита с измерением индукции на полюсах и произведено сравнение с литым магнитом из того же сплава. Гармоники представлены на рис. 9. Для литого магнита индукция $B_{полюс}$ составила 24,9 мТл, для аддитивного – 27,7 мТл.

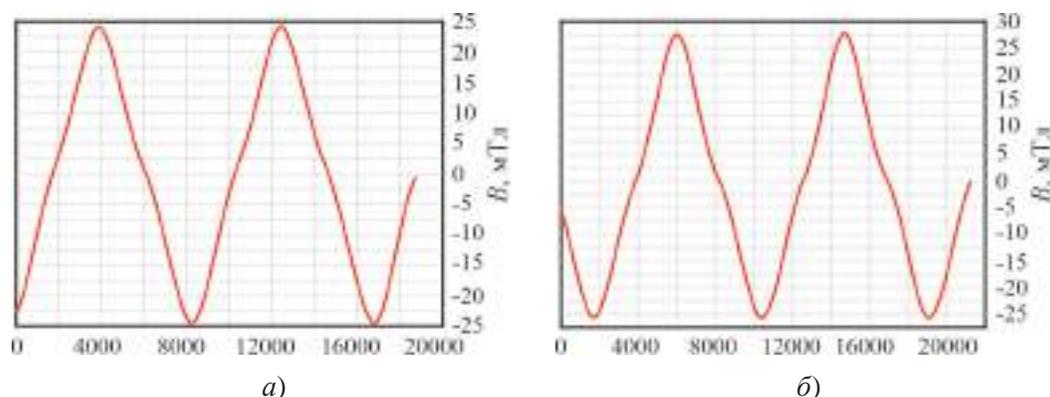


Рис. 9. Результаты записи гармоник магнита, полученного литьем (а), и аддитивного кольцевого магнита из сплава 25X15K (б)

Изготовленные аддитивные детали гироскопов представлены на рис. 10.



Рис. 10. Аддитивные имитаторы корпуса гироскопа из сплава 80НХС (а) и аддитивные кольцевые магниты из сплава 25Х15К (б)

Таким образом, результаты исследования показали реальную возможность изготовления деталей гироскопов из магнитомягкого сплава 80НХС и магнитотвердого сплава 25Х15К методом селективного лазерного сплавления.

4. ВЫВОДЫ

1. Установлен механизм упрочнения при производстве изделий методом СЛС: частицы, попадающие в расплав по механизму десублимации, что позволяет формировать изделия с механическими свойствами, сопоставимыми со свойствами изделий, изготовленных традиционными металлургическими методами, а иногда и превышающими их.
2. Обозначены некоторые структурные особенности аддитивных прецизионных сплавов.
3. Для прецизионных сплавов установлены зависимости механических и магнитных свойств от технологических параметров сплавления.
4. Разработан новый технологический процесс изготовления магнитных экранов гироскопов из магнитомягкого сплава 80НХС и магнитов кольцевой формы из магнитотвердого сплава 25Х15К.

Работа выполнена при поддержке научно-образовательного центра мирового уровня «Российская Арктика: новые материалы, технологии и методы исследования». Аддитивный метод изготовления образцов разработан при поддержке Российского научного фонда по направлению «Проведение исследований научными лабораториями мирового уровня» (проект № 21-73-30019, <https://rscf.ru/project/21-73-30019/>). Экспериментальные исследования проводились на оборудо-

вании Центра коллективного пользования (ЦКП) уникальным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке государства в лице Министерства образования и науки Российской Федерации в соответствии с соглашением № 13.СКР.21.0014. Уникальный идентификатор: RF----2296.61321X0014.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Российская Федерация. Правительство.** Государственная программа Российской Федерации «Развитие оборонно-промышленного комплекса»: Постановление Правительства от 16.05.2016 № 425-8. – М., 2016.
2. **Пельпор, Д. С.** Динамически настраиваемые гироскопы: теория и конструкция / Д. С. Пельпор, В. А. Матвеев, В. Д. Арсеньев. – М.: Машиностроение, 1988. – 263 с.
3. **Новиков, Л. З.** Механика динамически настраиваемых гироскопов / Л. З. Новиков, М. Ю. Шаталов. – М.: Наука, 1985. – 246 с.
4. **Попович, А. А.** Аддитивные технологии как новый способ создания перспективных функциональных материалов / А. А. Попович // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2020. – № 1 (775). – С. 19 – 25.
5. Study of materials produced by powder metallurgy using classical and modern additive laser technology / J. Sedlak, D. Rican, M. Piska, L. Rozkosny // *Procedia Engineering.* – 2015. – Vol. 100. – P. 1232 – 1241.
6. **Щедрин, Е. Ю.** Перспективы применения технологии прямого лазерного выращивания деталей / Е. Ю. Щедрин, А. С. Попов, Н. В. Овчинников // *Электромеханик.* – 2016. – № 9. – С. 16 – 20.
7. **Herderick, E. D.** Additive manufacturing in the minerals, metals, and materials community: past, present, and exciting future / E. D. Herderick // *JOM.* – 2016. – Vol. 68. – P. 721 – 723.
8. **Шишковский, И. В.** Основы аддитивных технологий высокого разрешения / И. В. Шишковский. – СПб.: Питер, 2015. – 348 с.
9. **Каблов, Е. Н.** Настоящее и будущее аддитивных технологий / Е. Н. Каблов // *Металлы Евразии.* – 2017. – № 1. – С. 2 – 6.
10. **Zhukov, A.** Effect of alloying on the 316L and 321 steels samples obtained by selective laser melting / A. Zhukov, A. Deev, P. Kuznetsov // *Physics Procedia.* – 2017. – Vol. 89. – P. 172 – 178.
11. **Жуков, А. С.** Десублимация как причина упрочнения материала в процессе селективного лазерного сплавления / А. С. Жуков, Б. К. Барахтин, П. А. Кузнецов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* – 2018. – Т. 15, № 2. – С. 169 – 175.
12. Оптимизация технологических параметров и определение режимов селективного лазерного сплавления порошка на основе стали 316L / Б. К. Барахтин, В. В. Бобырь, А. В. Вознюк [и др.] // *Вопросы материаловедения.* – 2017. – Т. 2, № 90. – С. 146 – 152.
13. A comprehensive characterization of virgin and recycled 316L powders during laser powder bed fusion / C. Lu, R. Zhang, M. Xiao [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology.* – 2022. – Vol. 18. – P. 2292 – 2309.
14. Исследование структуры и магнитных свойств аддитивного магнитомягкого сплава 80НХС / А. С. Жуков, С. А. Маннинен, С. А. Тит [и др.] // *Физика металлов и материаловедение.* – 2023. – Т. 124, № 4. – С. 353 – 359.

Статья поступила 8 июня 2023 г.

УДК 546.26-162

ДВУХСТАДИЙНАЯ ПЛАНАРИЗАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛМАЗНЫХ ПОДЛОЖЕК И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛМАЗА

А. В. Дерябкин¹, А. С. Дубкова¹, Е. Н. Куликов¹,
Ю. Ю. Фёдоров¹, С. К. Гордеев², С. Б. Корчагина²

¹АО «НПП «Исток» им. Шокина», г. Фрязино

²АО «ЦНИИМ», г. Санкт-Петербург

Разработаны двухстадийные процессы термохимической шлифовки и планаризации поверхности пластин поликристаллического алмаза и алмаз-карбидкремниевый композита «Скелетон», основанные на явлении взаимодействия и интенсивного растворения углерода из алмаза при высоких температурах.

КС: шероховатость, поверхность, композиционный материал, шлифовка, сталь, алмаз, кремний, карбид кремния

TWO-STAGE PLANARIZATION OF THE SURFACE OF POLYCRYSTALLINE DIAMOND SUBSTRATES AND DIAMOND-BASED COMPOSITE MATERIALS

A. V. Deryabkin¹, A. S. Dubkova¹, E. N. Kulikov¹,
Yu. Yu. Fedorov¹, S. K. Gordeev², S. B. Korchagina²

¹JSC «RPC «Istok» named after Shokin», Fryazino

²JSC «Central Research and Development Institute Materials», St.Petersburg

Two-stage processes of thermochemical grinding and planarization of the plates surfaces of polycrystalline diamond and diamond-silicon-carbide composite «Skeleton», based on the phenomenon of interaction and intensive dissolution of carbon from diamond at high temperatures, have been developed.

Keywords: roughness, surface, composite material, grinding, steel, diamond, silicon, silicon carbide

1. ВВЕДЕНИЕ

При увеличении мощности изделий СВЧ-электроники необходимо уделять особое внимание отводу тепла. Основную роль в процессе отвода тепла играет теплопроводность материалов теплоотводящих элементов. Один из путей эффективного отвода тепла в изделиях мощной СВЧ-электроники – применение теплоотводов из материалов с высокой теплопроводностью. Часто применяемые теплоотводы из меди или алюминия в несколько раз превосходят по размерам охлаждаемый элемент. С учетом резкого роста мощности современных полупроводниковых устройств, вышеперечисленные материалы, используемые в качестве теплоотводов, не всегда удовлетворяют потребностям отвода тепла от активной области прибора. Алмаз, как и композитные материалы на его основе, благодаря своей высокой теплопроводности, является перспективным материалом для создания высокоэффективных теплоотводов. Однако вертикально ориен-

тированная природа роста поликристаллического алмаза обуславливает развитую шероховатую поверхность [1], при этом размер кристаллитов и величина шероховатости резко увеличиваются с увеличением толщины пленок (рис. 1).



Рис. 1. Торец пластины поликристаллического алмаза после процесса роста

Типичная величина шероховатости поверхности Rz поликристаллического алмаза толщиной 200...400 мкм после роста составляет 15...30 мкм. Такая поверхность не позволяет обеспечить достаточный тепловой контакт для передачи тепла от полупроводникового кристалла к теплоотводящей подложке (рис. 2).

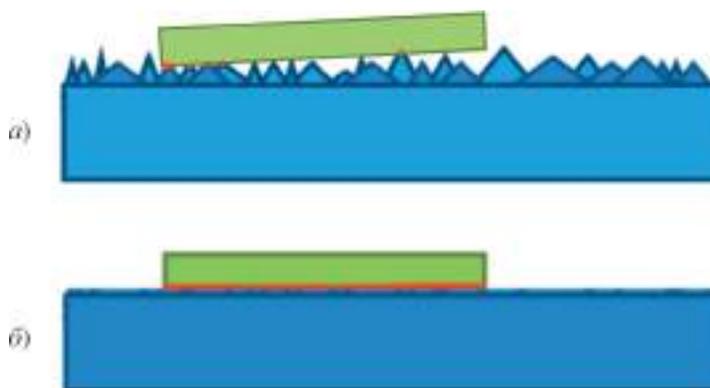


Рис. 2. Схематичное изображение теплового контакта (красный цвет) на границе раздела полупроводниковый кристалл (зелёный цвет) – теплоотвод из поликристаллического алмаза (синий цвет):

a – до обработки поверхности теплоотвода из поликристаллического алмаза;

б – после обработки поверхности теплоотвода из поликристаллического алмаза

Таким образом, шероховатость ростовой стороны поликристаллического алмаза, поверхности алмазных композитов, неплоскостность поверхностей после процесса роста или формирования композитов требуют шлифования, полирования, планаризации.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Как показано в [2], для приборов с геометрическими размерами поверхности кристаллов 3...5 мм шероховатость теплоотвода Ra не должна превышать 1 мкм.

Для получения требуемых значений шероховатости был разработан двухстадийный процесс планаризации поверхности пластины поликристаллического алмаза методом диффузионной термохимической обработки. Метод основан на явлении взаимодействия и интенсивного растворения углерода из алмаза при температурах в диапазоне (для железа) 900...1180 °С в местах соприкосновения с металлом [3]. Алмаз является нестабильной аллотропической формой углерода и при повышенных температурах переходит в графит, который в дальнейшем диффундирует в железо в местах контакта.

Термохимическая обработка поликристаллического алмаза проводилась в водородной печи САМСо В16 в атмосфере водорода. На рис. 3 приведена диаграмма состояний железо – углерод [4].

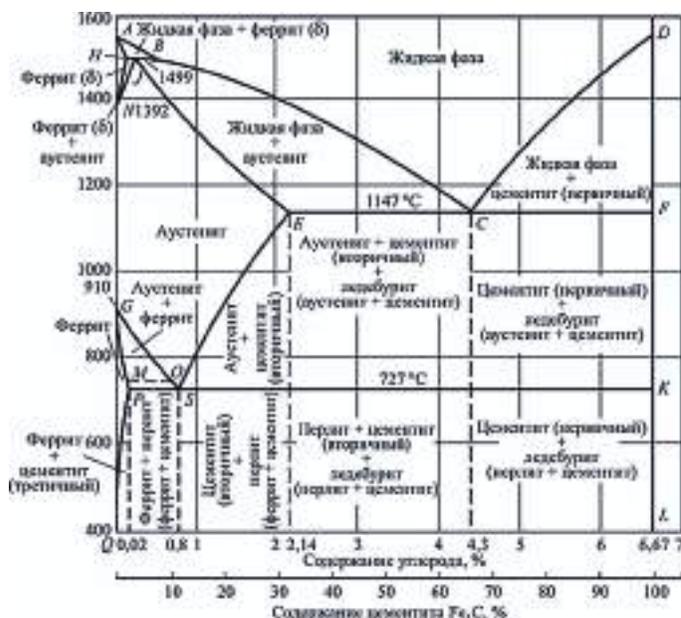


Рис. 3. Диаграмма состояний железо – углерод

На первой стадии для предварительной шлифовки поверхности использовалась термохимическая обработка выше точки эвтектики, равной 1147 °С. Величина шероховатости R_z поверхности поликристаллического алмаза при обработке в данном температурном диапазоне достигает 4,0...5,0 мкм, скорость процесса составляет 700...1500 мкм/ч, что в сотни раз выше, чем традиционные способы механической обработки. Метод позволяет шлифовать алмазные пластины больших площадей: диаметром 50 мм и более – до толщин 70...200 мкм, что невозможно сделать иными способами. При этом не требуется прилагать большое давление к поверхности алмаза, процесс происходит под собственным весом алмаза или при минимальном прижиме. Следует отметить, что большая интенсивность удаления алмаза не подразумевает обработку хорошего качества.

На второй стадии используется термохимическая обработка ниже точки эвтектики, в диапазоне температур 900...1130 °С. Скорость обработки уменьшается и составляет от 30 до 50 мкм/ч, но шероховатость R_z поверхности поликристаллического алмаза при этом достигает величины 1...2 мкм. Следует отметить, что скорость травления алмаза зависит от исходной шероховатости алмазной пластины и температуры процесса второй стадии. Минимальная достижимая величина шероховатости при применении двухстадийной термошлифовки определяется тем, что железо при температуре 917 °С из α-Fe с объемно центрированной кубической решеткой переходит в γ-Fe

с гранцентрированной кубической решеткой. При нагреве полированной пластины железа с классом чистоты обработки 13 ($Rz = 160$ нм) выше температуры 917 °С класс её обработки снижается до 9 ($Rz = 1,2$ мкм) и хуже. Для ответственных применений травление целесообразно проводить на никеле [5], так как, в отличие от железа, никель во всем диапазоне температур, от комнатной до точки плавления, имеет одинаковую кристаллическую решетку (гранцентрированную кубическую). Точка эвтектики никеля с углеродом значительно выше, чем точка эвтектики железа с углеродом (1319 и 1147 °С соответственно), процесс травления на никеле в диффузионном режиме можно вести при более высокой температуре, что обеспечит более интенсивный переход алмаза в графит и более быстрый процесс диффузии углерода в никель.

Оценку шероховатости поверхности проводили с помощью атомно-силового микроскопа SolverP47 Pro и профилометра АБРИС-ПМ7. На сканах видно, что двухстадийная диффузионная термохимическая обработка приводит к общему сглаживанию поверхности алмаза (рис. 4).

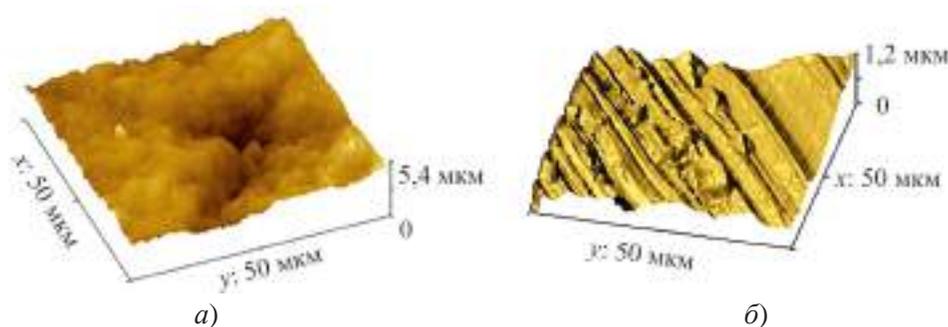


Рис. 4. Трехмерный скан поверхности пластины поликристаллического алмаза после первой (а) и второй (б) стадии термохимической обработки

Анализ на вторично-ионном масс-спектрометре показал отсутствие металла в приповерхностной области поликристаллического алмаза, т. е. при таких температурах и временах диффузия посторонних атомов в алмаз не идет даже по границам зерен.

В качестве высокоэффективного теплоотвода перспективным материалом представляется также алмаз-карбидокремниевый композит (АКК) «Скелетон» [6], структура которого включает алмазные частицы, связанные в единый композит карбидокремниевой матрицей.

В АКК «Скелетон» реализуется фонон-фононный механизм теплопроводности, который характеризуется частотой колебаний элементов кристаллической решетки, составляющих его структуру. Этот механизм обеспечивает довольно высокую величину (до 600 Вт/(м·К)) теплопроводности композитного материала в целом, при согласовании кристаллических решеток компонентов.

Очень высокая твердость подобных композитов сильно затрудняет последующую обработку изготовленных из них деталей традиционными методами, поэтому весьма актуальным является поиск и применение новых методов обработки.

В работе исследовалась возможность применения двухстадийной термохимической обработки для АКК «Скелетон». Были подготовлены образцы композиционного материала с составом: алмаз – 59 % (об.), карбид кремния – 34 % (об.), кремний – 7 % (об.), размерами 10×10 мм, толщиной 3 мм и пластины из железа (нелегированной стали) размерами $20 \times 20 \times 3$ мм, отшлифованные до 13 класса чистоты. Термохимическая обработка композита проводилась в водородной печи САМСо В16, в атмосфере водорода. Температура обработки изменялась в диапазоне $900 \dots 1320$ °С.

Исследованные выше режимы термохимической обработки поверхности алмаза при темпе-

ратурах 900...1180 °С не применимы для АКК «Скелетон», т. к. в его структуру входит не только алмаз, но также кремний и карбид кремния. Причем для всех этих материалов существуют свои оптимальные режимы термообработки.

На диаграмме состояний железо – кремний [4] имеются две области зарождения жидкой фазы (рис. 5).

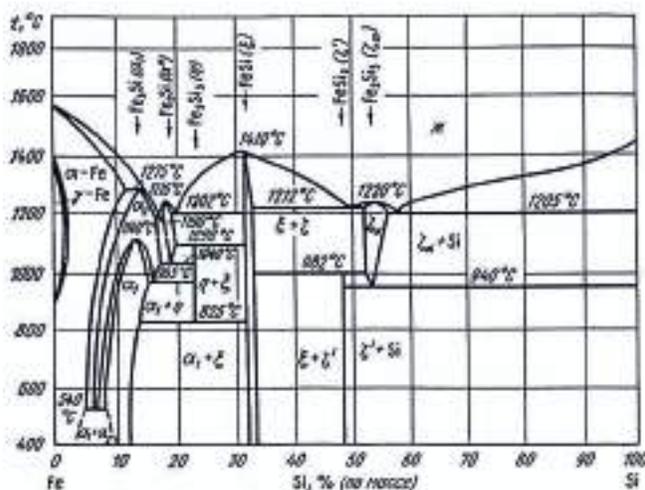


Рис. 5. Диаграмма состояний железо – кремний

В температурном интервале 1203...1410 °С скорость травления во многом будет определяться взаимной диффузией железа и кремния в твердой фазе, а после 1410 °С – диффузией кремния и железа в жидкой фазе.

В ходе выполненных экспериментов было установлено, что при термообработке АКК «Скелетон», находящегося в контакте с железом при температуре выше 1110 °С, происходит уменьшение толщины и шероховатости поверхности композита за счет растворения поверхностного слоя в железе. Однако в этих условиях травление алмазных зерен происходит более интенсивно, чем карбидокремниевой матрицы композита. Процесс травления матрицы активизируется при температурах выше 1210 °С. При этом происходит активное растворение в железе не только алмазных зерен, но и карбидокремниевой матрицы. Причем скорость её травления превышает скорость травления алмазных зерен.

Было установлено, что скорость термодиффузионного растворения компонентов композита в железе значительно снижается во времени: наиболее интенсивно процесс протекает в течение первых 1-2 мин, за которые происходит удаление 30...100 мкм материала. Поэтому для более глубокой обработки композита стадию термодиффузионной обработки повторяют несколько раз, используя в каждом случае новые пластины железа.

Поверхность композита после первой стадии обработки имеет относительно высокую шероховатость, сформированную выступающими алмазными зёрнами (рис. 6). Это связано с тем, что происходит активное растворение в железе карбидокремниевой матрицы, тем самым происходит вскрытие алмазных зерен.

Для уменьшения шероховатости необходимо провести вторую стадию термообработки при температуре 1110...1130 °С. В результате активное растворение алмазных зерен в железе при этих условиях приводит к выравниванию поверхности: отсутствуют выступы алмаза над карбидокремниевой матрицей на поверхности композита и уменьшается ее шероховатость (рис. 7).

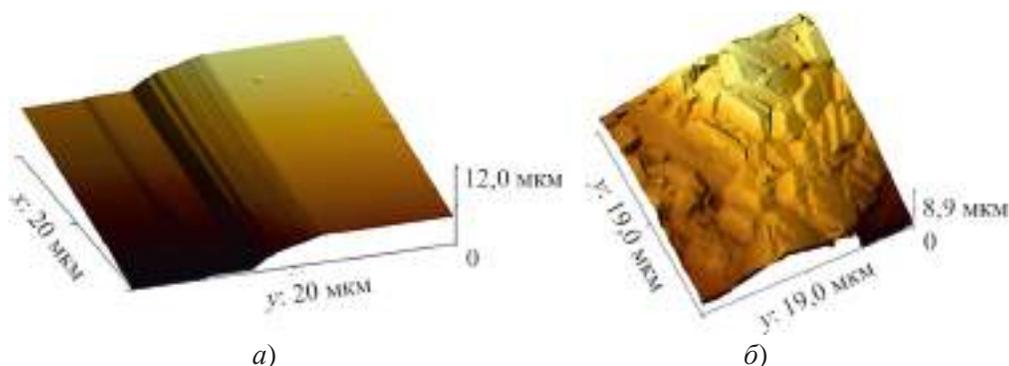


Рис. 6. Трехмерный скан поверхности образца АКК «Скелетон» до (а) и после (б) первой термохимической обработки

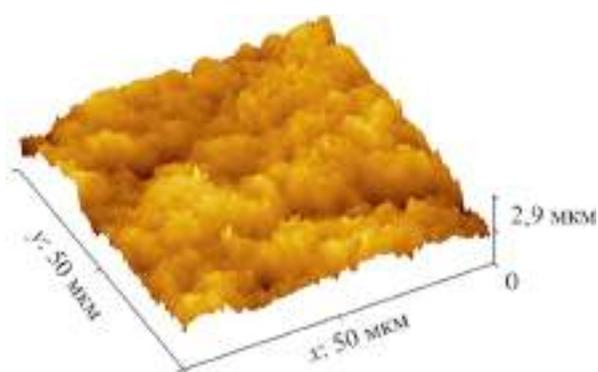


Рис. 7. Поверхность АКК «Скелетон» после второй стадии термохимической обработки при температуре 1110...1130 °С

За счет проведения двух термохимических обработок пластина из композиционного материала была утонена до требуемой величины 2,0 мм, а шероховатость R_z поверхности составила около 2 мкм.

3. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработанная двухстадийной термохимической обработки поверхности алмаза обеспечивает режим, оптимальный по времени обработки и качеству получаемой поверхности. Показано, что уменьшается вероятность растрывания поверхности алмаза, что особенно важно при создании заданного локального рельефа поверхности. Технология применима для обработки поверхности алмазных пластин большого диаметра при подготовке к формированию полупроводниковых структур. Двухстадийная термообработка позволяет также обрабатывать композиты алмаз – карбид кремния («Скелетон») с высокой производительностью, обеспечивая при этом высокую скорость обработки и достаточную величину шероховатости поверхности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Tang, C. J. Influence of nucleation density on film quality, growth rate and morphology of thick CVD diamond films / C. J. Tang, A. J. Neves and A. J. S. Fernandes // *Diamond and Related Materials*. – 2003. – Vol. 12. – P. 1488 – 1494.

2. **Obeloer, Th.** CVD diamond manages device heat effectively / Th. Obeloer, D. Twitchen // *Microwaves & RF*. – 2017. – No 4.
3. Термическая обработка поликристаллического CVD-алмаза с целью формирования гладкой поверхности / М. П. Духновский, А. К. Рагникова, Ю. Ю. Федоров [и др.] // *Электронная техника. Сер.1. СВЧ-техника*. – 2008. – Вып. 2 (495) . – С. 41 – 46.
4. **Лякишев, Н. П.** Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в трех томах: Т.1 / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996.
5. **Дерябкин, А. В.** Диффузионная термохимическая обработка поверхности алмаза // *Электроника и электрооборудование транспорта* / А. В. Дерябкин. – 2018. – № 4 . – С. 35 – 37.
6. Особенности получения композиционных материалов на основе алмаза, карбида кремния и кремния при низких давлениях / С. К. Гордеев, С. Г. Жуков, Л. В. Данчукова, Т. С. Экстрем // *Неорганические материалы*. – 2001. – Т. 37, № 6. – С. 691 – 696.

Статья поступила 6 июля 2023 г.

=== НОВЫЕ КНИГИ ===

ОВЧИННИКОВ В. В. Сварочное производство: современные процессы сварки : учебник / В. В. Овчинников, М. А. Гуреева. – Москва; Вологда : Инфра-Инженерия, 2023. – 496 с.

Рассмотрены вопросы физических основ, классификации процессов сварки, свариваемости и структуры сварных соединений. Показаны технологические особенности сварки различных конструкционных материалов, а также их наплавки и резки. Большое внимание уделено описанию современных сварочных материалов.

Для учащихся средних профессиональных учебных заведений. Может быть полезно специалистам в области сварочного производства.

ОВЧИННИКОВ В. В. Сварочное производство. Сварочные материалы. Свойства сварных соединений. Дефекты сварных соединений : учебник / В. В. Овчинников, М. А. Гуреева. – Москва; Вологда : Инфра-Инженерия, 2023. – 508 с.

Рассматриваются сведения по различным сварочным материалам, рекомендации по их выбору для выполнения сварных конструкций из конкретных сталей, титановых и алюминиевых сплавов. Представлены методики расчета необходимого количества электродов, присадочного металла и защитных газов для выполнения сварных соединений. Большое внимание уделено классификации дефектов сварных соединений, причинам их образования, методам выявления и способам устранения.

Для учащихся средних профессиональных учебных заведений. Может быть полезно специалистам в области сварочного производства.

УДК 621.318.12

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Fe–Cr–Co И Fe–Sr–O МЕТОДАМИ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Б. Д. Чернышев^{1,2}, И. В. Щетинин²

¹АО «ВНИИХТ», г. Москва

²ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва

Методом газовой атомизации и механоактивации были получены порошки на основе систем Fe–Cr–Co и Sr–Fe–O соответственно, использующиеся для создания гранулятов (полимеров, высоконаполненных металлическим или керамическим порошком) для метода PIM (*powder injection molding*). Грануляты применяли для создания первой промежуточной детали – «зеленой» заготовки, из которой в процессе этапа удаления связующего вещества, называемого «дебайдинг», была получена «коричневая» деталь, повторяющая конфигурацию «зеленой» детали, но характеризующаяся наличием структуры открытых пор. «Коричневые» детали были подвергнуты спеканию для увеличения плотности и прочности магнитов. После спекания образцы магнитов системы Fe–Cr–Co подвергли термомагнитной обработке для формирования оптимальной микроструктуры в виде вытянутых наноразмерных ферромагнитных включений α_1 -фазы в парамагнитной матрице на основе α_2 -фазы. Магнитные свойства образцов магнитов марки 25X15KA превысили значения, устанавливаемые требованиями ГОСТ 24897–81 для данного материала. Уровень магнитных параметров образцов на основе гексаферрита стронция составил 60 % от значений, характерных для изотропных магнитов марки 6БИ240 в соответствии с ГОСТ 24063–80, что обусловлено неравномерным распределением порошка в исходном сырье.

КС: постоянные магниты, сплавы системы Fe–Cr–Co, гексаферрит стронция, MIM-технология, PIM-технология, гранулят, микроструктура, магнитные свойства

STUDYING THE POSSIBILITY OF OBTAINING PERMANENT MAGNETS BASED ON Fe–Cr–Co AND Fe–Sr–O SYSTEMS BY ADDITIVE TECHNOLOGIES METHODS

B. D. Chernyshev^{1,2}, I. V. Shchetinin²

¹JSC «Leading Research Institute of Chemical Technology» («VNIИHT»), Moscow

²FSAEI HE «National University of Science and Technology «MISIS», Moscow

Fe–Cr–Co and Sr–Fe–O powders were obtained by method of gas atomization and mechanical activation respectively. The powders were used to create granulates (polymers highly filled with metal or ceramic powder) for the PIM-technology (powder injection molding). The granulates were used to obtain the first intermediate piece – a «green body» from which a «brown body» was obtained during the debinding process. Brown bodies retain the geometry of green bodies and are characterized by the presence of an open pores structure. The brown bodies were sintered to increase the density and strength of the magnets. After sintering the Fe–Cr–Co magnets were subjected to thermomagnetic treatment (TMT) to form an optimal microstructure in the form of elongated nanosized ferromagnetic inclusions of α_1 -phase in a paramagnetic matrix based on α_2 -phase. The magnetic properties of 25X15KA grade magnet samples exceeded the values established by the requirements of GOST 24897–81 for this material. The level of magnetic parameters of the strontium hexaferrite samples was 60 % of the values typical for isotropic magnets of 6БИ240 grade in accordance with GOST 24063–80, which is due to uneven distribution of the powder in the feedstock.

Keywords: permanent magnets, Fe–Cr–Co system alloys, strontium hexaferrite, MIM-technology, PIM-technology, granulate, microstructure, magnetic properties

1. ВВЕДЕНИЕ

Постоянные магниты (ПМ) используются в электрооборудовании уже более 100 лет. Благодаря значительному росту гистерезисных свойств и развитию технологий их получения, потребность в ПМ для применения в электромеханических и электронных устройствах быстро растет. Спектр использования ПМ необычайно широк, что позволяет применять данные изделия при производстве устройств и изделий не только специального, но и гражданского назначения: механические и технические приспособления, бытовые приборы, электрические системы производятся с применением ПМ.

Наибольшую известность получили ПМ на основе сплава системы Nd–Fe–B, которые демонстрируют максимальные магнитные свойства. Однако 75 % мирового рынка ПМ (по объемам производства) до сих пор занимают изделия на основе гексаферритов бария и стронция (SFO), которые обладают по сравнению с системой Nd–Fe–B относительно низким значением магнитной энергии, но отличаются повышенной коррозионной и химической стойкостью, что в комбинации с низкой себестоимостью изготовления делает данные материалы наиболее широко используемыми для применения в гражданском секторе [1].

Существенным недостатком ПМ на основе редкоземельных металлов, таких, как неодим и самарий, является низкое значение механических характеристик. В ряде случаев данный критерий является более важным, чем уровень магнитных свойств. В связи с этим в последнее время наблюдается рост в потреблении ПМ на основе сплавов системы Fe–Cr–Co (ХК), механические характеристики которых превосходят свойства неодимовых и самарий-кобальтовых магнитов более чем в 10 раз.

Для получения ПМ в настоящее время применяются различные технологические подходы, производители наиболее часто используют керамический метод [2], технологию литья [3] и методы порошковой металлургии [4, 5].

Данные подходы обеспечивают экономическую выгоду при производстве изделий простой формы (цилиндр, призма). Однако миниатюризация и модернизация существующих приборов и магнитных систем неизбежно ведут к необходимости производства изделий ПМ сложной формы [6]. Усложнение конфигурации изделий при использовании традиционных технологий невозможно обеспечить без применения метода механической обработки. Его использование ведет к существенному снижению коэффициента использования материала (КИМ), до 40...50 %. Кроме того, классический метод литья не позволяет обеспечить высокое качество получаемых отливок из-за наличия литейных дефектов (усадочные раковины, шлаковые включения), ввиду чего возникают дополнительные концентраторы напряжений, ведущие к появлению трещин и полному разрушению деталей на этапах механической и термомагнитной (ТМО) обработки, а также быстрому износу изделий.

Для увеличения КИМ посредством снижения необходимости применения механической обработки внедряются и широко применяются технологии инжекционного формования порошковых композиций (РІМ). Метод РІМ основан на прессовании изделий из гранулята, состоящего из органического связующего, высоконаполненного металлическим или керамическим порошком. Далее спрессованные промежуточные детали проходят этапы удаления связки («дебайдинга») и спекания [7]. При использовании данного подхода обеспечивается производство изделий сложной конфигурации массой до 500 г «сразу в размер», что позволяет повысить КИМ до величин порядка 97...99 % [8]. В связи с этим целесообразно производить ПМ на основе сплавов системы Fe–Cr–Co и Sr–Fe–O с использованием перспективного метода РІМ-технологии.

Цель данной работы – исследование возможности получения постоянных магнитов из сплавов на основе материалов систем Fe–Cr–Co и Sr–Fe–O методом PIM-технологии.

2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Порошки на основе магнитотвердого материала марки 25X15KA были получены методом газового распыления на установке HERMIGA. Порошок гексаферрита стронция был изготовлен методом механоактивации в планетарной шаровой мельнице «Активатор 2S» (Новосибирск) с последующим отжигом при 1200 °С в течение 5 ч. Контроль среднего размера порошковых композиций был проведен с использованием лазерного анализатора частиц «ЛАСКА-ТД».

Полученные порошковые композиции перерабатывали в гранулят, для чего в них добавляли связку на основе органического связующего: материал системы Fe–Cr–Co смешивали с полиоксиметиленом и полиэтиленом высокого давления (ПВД), гексаферрит стронция – с парафином и полиамидом. Изготовление гранулята на основе материала 25X15KA было проведено с использованием гранулятора Coregion. Связку в порошковую композицию на основе гексаферрита стронция вводили вручную.

Компактирование гранулятов осуществляли на термопласт-автомате MicroPower фирмы «Wittmann Battenfeld» при температуре размягчения связующего вещества. Томографию «зеленых» деталей проводили на томографе фирмы «General Electronic».

Связку на основе полиоксиметилена из первых промежуточных «зеленых» заготовок на основе материала 25X15KA удаляли методом термически-каталитического «дебайдинга», для этого «зеленые» заготовки выдерживали в парах азотной кислоты при 110 °С. Связку на основе парафина из промежуточных деталей на основе материала системы Sr–Fe–O удаляли методом растворного «дебайдинга» в среде ацетона.

Спекание вторых промежуточных деталей, которые носят название «коричневых» заготовок, на основе сплава системы Fe–Cr–Co проводили в вакуумной печи СНВЭ1.3.1/16 при температуре 1385 °С в течение 1 ч. «Коричневые» детали на основе гексаферрита стронция спекали в окислительной среде в печи Linn HT-1800G при температуре 1200 °С в течение 1 ч. После удаления связки и спекания заготовки имели форму параллелепипеда с размерами 10×10×5 мм.

Образцы на основе системы Fe–Cr–Co, прошедшие этапы спекания, подвергли ТМО для формирования оптимальной микроструктуры, которая обеспечивает достижение высоких магнитных свойств. Режим ТМО состоял из закалки от 1200 °С в воде, многоступенчатого отжига в магнитном поле и многоступенчатого отпуска.

Металлографические исследования были выполнены на световом микроскопе IM7400L «Meiji». Картирование элементного состава было проведено с использованием сканирующих электронных микроскопов (СЭМ) JSM-IT500 фирмы «JEOL» и TM-3000 фирмы «Hitachi». Исследования микроструктуры в высококоэрцитивном состоянии проведены методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-1400 фирмы «JEOL». Фазовый анализ выполнен с использованием рентгеновского дифрактометра «ДРОН-4». Измерения петель магнитного гистерезиса были проведены на гистерезисграфе МН-50. Химический анализ образцов выполнен с использованием атомно-эмиссионного спектрометра с индуктивно связанной плазмой iCAP 6300 фирмы «Thermo Fisher Scientific». Анализатор углерода и серы SC844 фирмы «LECO» применялся для исследования загрязнения постоянных магнитов органическим связующим.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

С использованием лазерного анализатора частиц установлено, что средний размер частиц порошковой композиции на основе материала марки 25X15КА составлял 4,2 мкм. Форма частиц порошка преимущественно является сферической. Однако наблюдаются дефекты в виде сателлитов, образование которых было вызвано нарушением условий получения частиц в процессе газового распыления.

Форма порошков на основе гексаферрита стронция осколочная, что является следствием механоактивации, необходимой для формирования магнитотвердой фазы $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$. Также встречаются частицы в форме шестиугольников, что обусловлено гексагональной сингонией, характерной для фазы $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$. При этом размеры частиц находятся в диапазоне от 100 нм до 20 мкм, который является оптимальным для формирования гранулятов с заданными параметрами текучести [9].

На рис. 1 показаны СЭМ-изображения гранулятов Fe–Cr–Co и Sr–Fe–O в режиме отраженных электронов (ОЭ). На рис. 1, а видно равномерное распределение частиц порошка наполнителя Fe–Cr–Co в полимерной матрице. Контраст светлых металлических частиц на темном фоне связующего вещества показывает сильное различие в атомных номерах химических элементов веществ. Эта же особенность характерна для микроструктуры гранулята на основе гексаферрита стронция, представленного на рис. 1, б. Данный гранулят отличается менее равномерным распределением порошковой композиции в связующем веществе, что было вызвано в результате ручного смешивания компонентов.

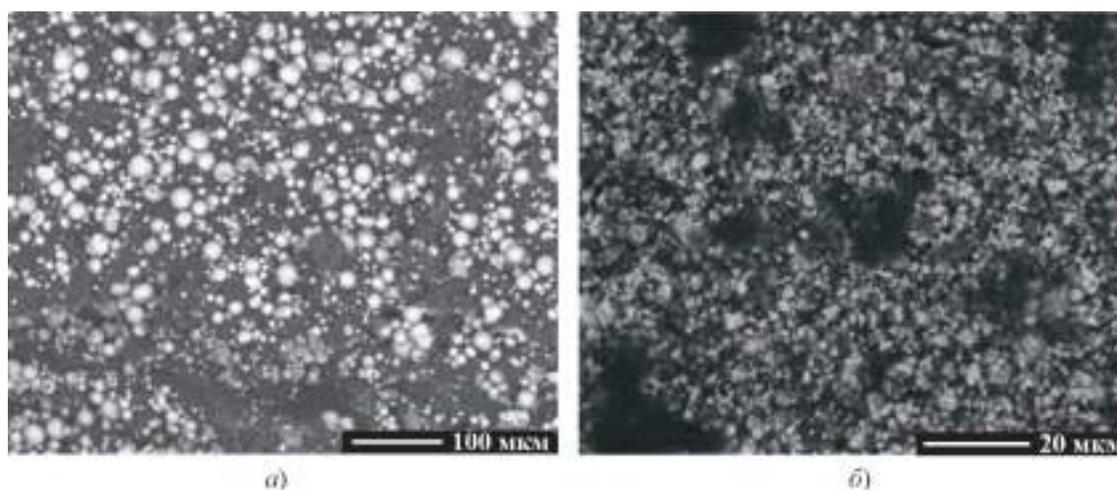


Рис. 1. Снимки СЭМ в режиме ОЭ гранулятов на основе материалов системы Fe–Cr–Co (а) и Sr–Fe–O (б)

Результаты томографии «зеленых» заготовок, полученных на основе материалов систем Fe–Cr–Co и Sr–Fe–B, представленные на рис. 2, демонстрируют, что для первых промежуточных деталей характерны такие дефекты, как усадочные раковины, высокая пористость и неслитины, что отрицательно влияет на уровень магнитных и механических свойств конечного изделия. В результате оптимизации процесса прессования гранулятов в термопласт-автомате подобраны режимы, ведущие к устранению данных дефектов. Это позволило получить «зеленые» детали, изображенные на рис. 2, в, е, с низкой пористостью и использовать их для проведения «дебайдинга» и последующего спекания.

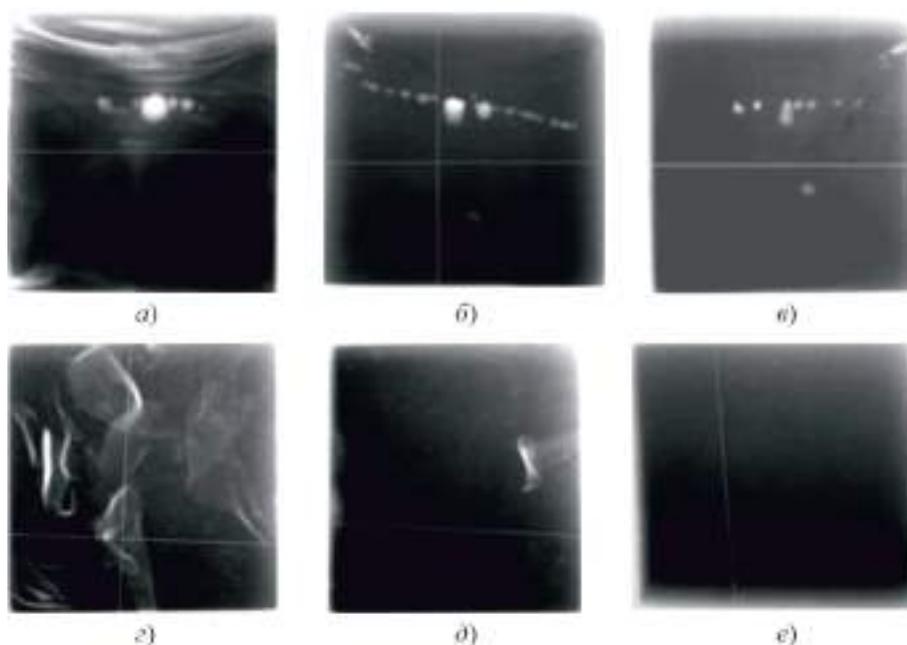


Рис. 2. Результаты томографии «зеленых» заготовок образцов ПМ на основе сплава системы Fe–Cr–Co с усадочной раковиной (а), с повышенной пористостью (б), без дефектов (в) и материала системы Sr–Fe–O с неслитинами (г, д), без дефектов (е)

СЭМ-изображения «зеленых» деталей, которые были классифицированы по результатам томографии как не имеющие внутренних дефектов, демонстрируют различие микроструктуры в зависимости от типа используемого гранулята. На рис. 3, а, в видно, что частицы порошка сплава системы Fe–Cr–Co равномерно распределены в органическом связующем и связка образует оболочку на частицах порошка, а также связывает их друг с другом. Это необходимый фактор, который нужно обеспечить, чтобы на этапе «дебайдинга» удалить полиоксиметилен, образовав структуру открытых пор для равномерной усадки детали. На рис. 3, б видно, что в теле «зеленой» детали образца магнита SFO присутствуют участки, где сосредоточено органическое связующее с не вошедшими в него частицами порошка гексаферрита стронция. Кроме того, размер некоторых участков превышает размеры частиц порошка, что отражено на рис. 3, г: средний диаметр области органического связующего примерно равен 30...45 мкм.

Качество микроструктуры промежуточных и спеченных деталей напрямую зависит от качества исходного сырья – гранулята. Часть связки, которая не связывает частицы порошка между собой в грануляте, сохранится в «зеленой» детали и потом будет удалена на последующих переделах. Это приведет к образованию пор, размеры которых много больше размеров частиц порошка, что может спровоцировать коробление и образование трещин на этапе спекания.

Снимки «коричневых» заготовок, полученные методом СЭМ в режиме отраженных электронов (рис. 4), показывают, что следующие промежуточные детали также состоят из порошка металла и керамики в оболочке из органического связующего. В отличие от структуры гранулятов, «коричневые» детали на основе порошков материалов ХК и SFO содержат меньшее количество полиоксиметилена и парафина соответственно, которые были удалены на этапах термически-каталитического и растворного «дебайдинга». Данные образцы характеризуются наличием связанных между собой пор, что позволяет обеспечить равномерность усадки при спекании.

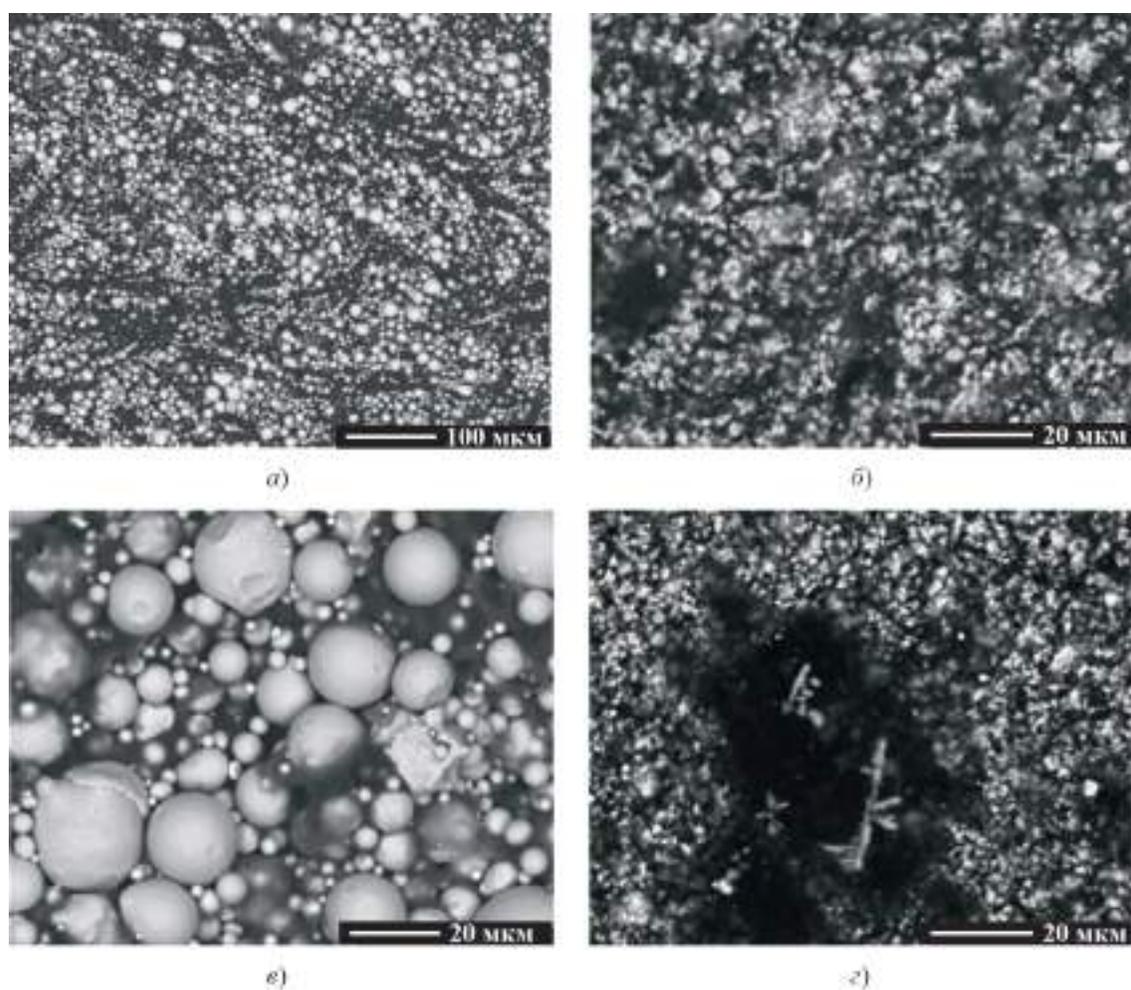


Рис. 3. СЭМ-изображения микроструктуры «зеленых» заготовок образцов ПМ на основе материалов системы Fe–Cr–Co (а, в) и Sr–Fe–B (б, г) в режиме ОЭ

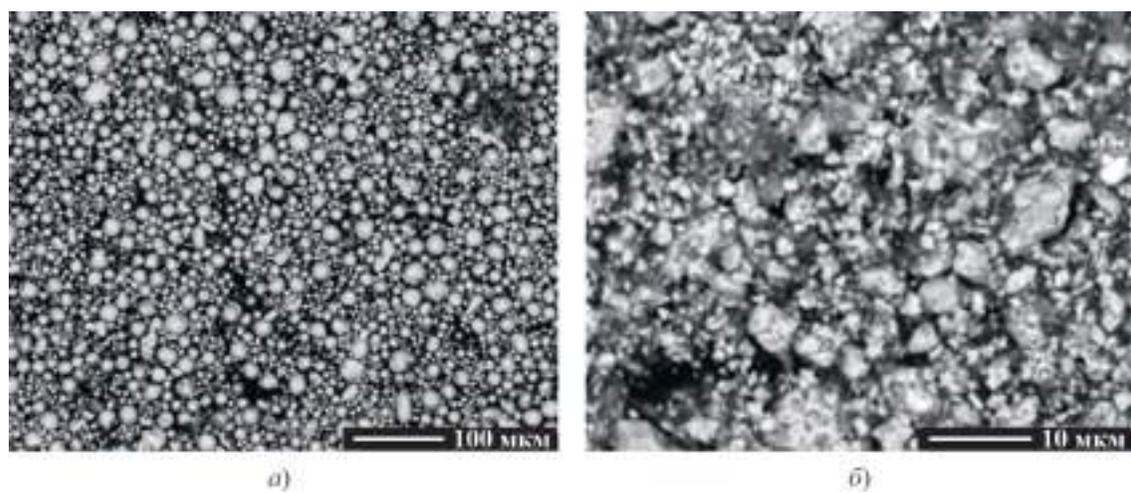


Рис. 4. Изображения «коричневых» заготовок образцов ПМ на основе материалов системы Fe–Cr–Co (а) и Sr–Fe–B (б) в режиме ОЭ

Спекание образцов ПМ типа ХК в водородной среде позволило уменьшить загрязнение изделия углеродом из связки и обеспечить содержание данного элемента на уровне 0,03 % (масс.), что находится в пределах требований, устанавливаемых ГОСТ. Так как превышение данного значения на сотые доли процента ведет к резкому снижению магнитных свойств ввиду образования слабомагнитных γ - и σ -фаз [10], параметры спекания «коричневых» деталей были подобраны верно.

По сравнению с магнитами на основе системы Fe–Co–Cr, спечённые «коричневые» детали на основе гексаферрита стронция были в два раза меньше загрязнены углеродом: его процентное содержание составило 0,015 % (масс.). Это свидетельствует о том, что связующее на основе парафина позволяет обеспечить повышенную чистоту материалов, получаемых с применением технологии PIM.

Плотность магнитов 25X15KA, полученных методом PIM, после этапов спекания и ТМО равна $(7,64 \pm 0,01)$ г/см³. Данное значение входит в диапазон 7,6...7,7 г/см³, устанавливаемый требованиями ГОСТ 24897–81 [11]. Плотность магнитов на основе гексаферрита стронция после спекания равна $(3,11 \pm 0,01)$ г/см³, что составило 61 % от теоретического значения [12]. Низкое значение плотности обусловлено повышенной пористостью «зеленых» деталей, что на этапе спекания привело к неравномерному схлопыванию пор и появлению трещин по границам магнита, которые в данном случае выступили концентраторами напряжений.

Металлография магнитов системы Fe–Cr–Co, полученных методом PIM-технологии, после ТМО приведена на рис. 5, а. Для сравнения на рис. 5, б представлено изображение сплава 25X15KA, полученного литьем по выплавляемым моделям, после ТМО.

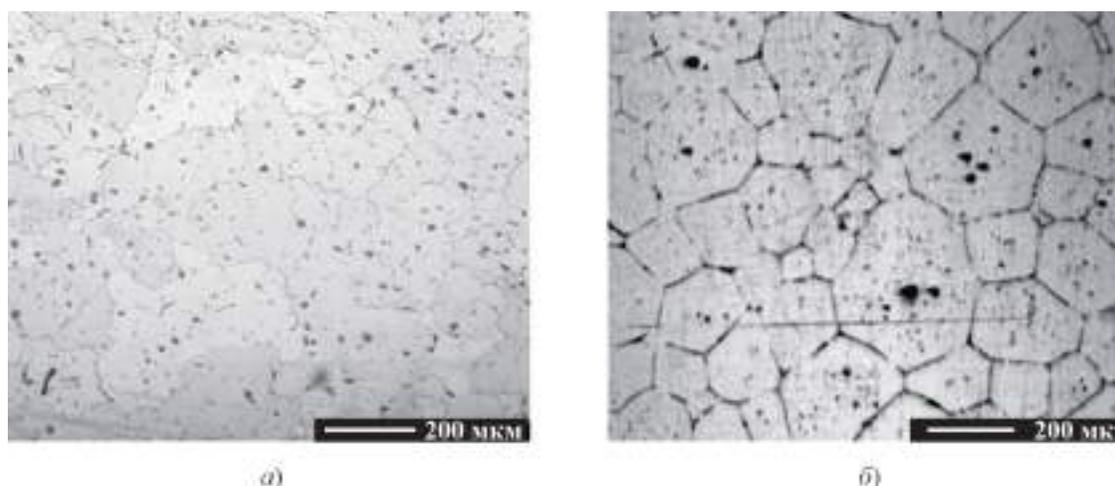


Рис. 5. Микроструктура сплавов на основе системы Fe–Cr–Co после травления ($\times 100$):
 а – сплав 25X15KA, полученный литьем по выплавляемым моделям; б – сплав, полученный методом PIM-технологии

Металлографические исследования демонстрируют, что в образце, полученном методом PIM-технологии, после спекания и ТМО содержание нежелательных примесей и дефектов (шлаковые включения, окислы) гораздо меньше, чем в материале, полученном с использованием традиционной технологии литья по выплавляемым моделям.

Образцы сплавов на основе системы Fe–Cr–Co, полученные с использованием различных методов, характеризуются разным размером зерна. В образцах, полученных методом PIM-тех-

нологии, средний размер зерна составляет 250 мкм, что на 100 мкм больше среднего размера зерен в материале, полученном методом литья [13].

В ходе исследования фазового состава (рис. 6), проведенного методом рентгеноструктурного анализа, было установлено, что образец ПМ марки 25X15КА преимущественно состоит из фазы на основе α -твердого раствора.

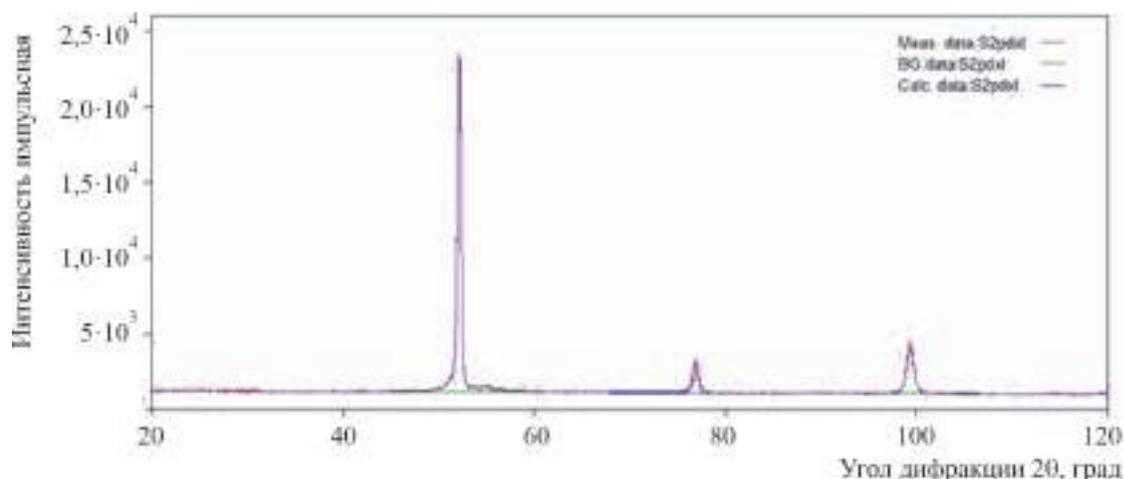


Рис. 6. Рентгенограмма образца постоянных магнитов на основе системы Fe–Cr–Co, полученного методом PIM-технологии

Несмотря на то, что исследуемые образцы прошли этап ТМО, две изоморфные когерентно-сопряженные фазы, образованные в ходе спинодального распада, не были обнаружены с использованием метода рентгеновской дифракции. Это связано с малым различием (тысячные доли нанометра) периодов решеток ферромагнитной α_1 - и парамагнитной α_2 -фаз, которое не может быть установлено ввиду недостаточного разрешения используемого метода фазового анализа.

С целью зафиксировать данные фазы был использован метод ПЭМ. В результате данного анализа установлено, что постоянные магниты системы Fe–Cr–Co находятся в высококоэрцитивном состоянии, что характеризуется наблюдаемой микроструктурой, сформированной в ходе спинодального распада α -твердого раствора (рис. 7). Сильномагнитная α_1 -фаза, обогащенная железом и кобальтом, представлена в виде светлых частиц, а слабомагнитная α_2 -фаза, обогащенная хромом, является темной матрицей [10].

Магнитные свойства для сплава, полученного методом PIM-технологии, составили: $B_r = 1,29$ Тл, $(BH)_{\max} = 39,3$ кДж/м³, $H_{CB} = 41,9$ кА/м. Анализируя полученные значения, можно сделать вывод о том, что метод PIM-технологии позволяет получать магниты на основе сплава марки 25X15КА с уровнем магнитных свойств, который превышает требования ГОСТ.

Микроструктура магнитов типа SFO, исследованная методом СЭМ, представлена на рис. 8. Она демон-

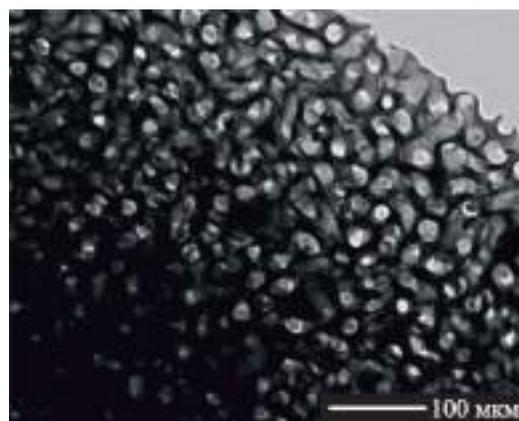


Рис. 7. Микроструктура сплава на основе системы Fe–Cr–Co в высококоэрцитивном состоянии, наблюдаемая с использованием метода ПЭМ

стрирует, что на этапе спекания не удалось залечить более крупные поры, причиной возникновения которых является неравномерность распределения порошка в исходном сырье.

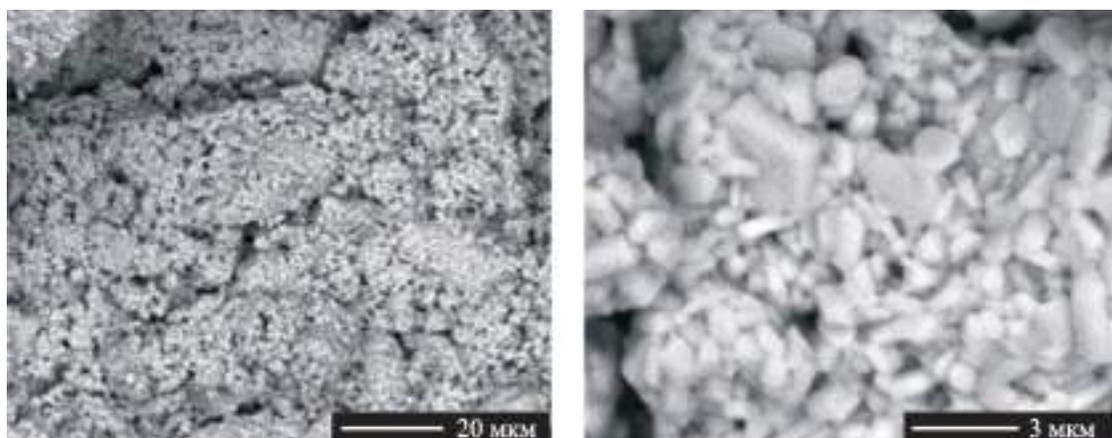


Рис. 8. Микроструктура спекённого ПМ на основе материала системы Sr–Fe–O

Высокая пористость оказала негативное влияние не только на показатели плотности, но и на магнитные характеристики образцов ПМ: $B_r = 0,11$ Тл, $H_{CB} = 75,3$ кА/м, $H_{CM} = 284,6$ кА/м. Величина коэрцитивной силы по намагниченности оказалась на 44,6 кА/м выше значения, устанавливаемого требованиями ГОСТ 24063–80 на данную величину для бариевых изотропных ПМ марки ББИ240. Но уровень параметров остаточной индукции и коэрцитивной силы по индукции составил только 60 % от значений, указанных в нормативно-технической литературе.

Дополнительный фактор снижения магнитных свойств был установлен в ходе проведения фазового анализа. На рентгеновском спектре образца гексаферрита стронция, представленном на рис. 9, присутствуют дополнительные линии гематита Fe_2O_3 , содержание которого в образце равнялось 4,7 % (масс.). Количество основной ферромагнитной фазы $SrFe_{12}O_{19}$ составило 95,3 % (масс.).

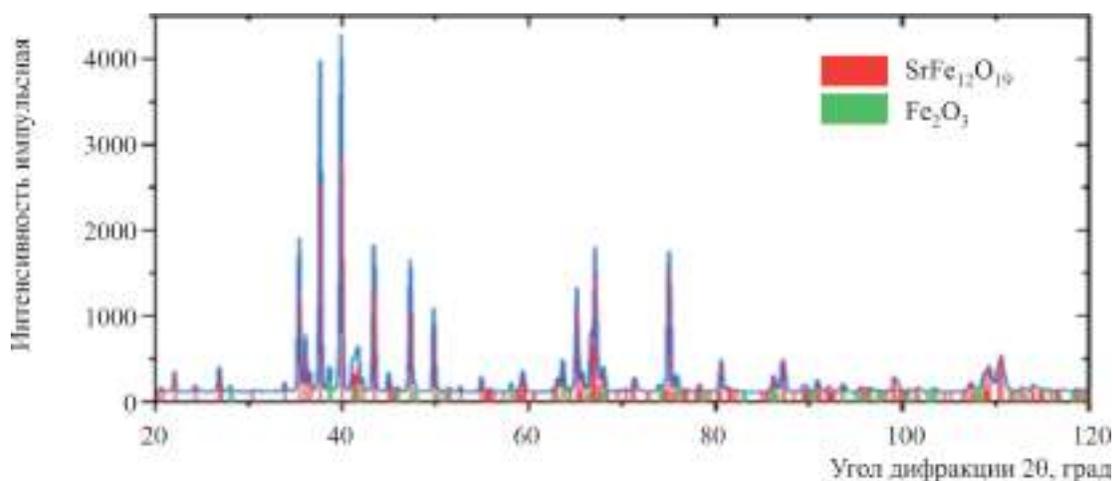


Рис. 9. Рентгенограмма образца ПМ на основе системы Sr–Fe–O, полученного методом РИМ-технологии

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате анализа структуры и магнитных характеристик исследованных образцов ПМ типа ХК установлено, что метод РИМ позволяет получать высококачественные ПМ на основе сплавов системы Fe–Cr–Co, по уровню гистерезисных свойств соответствующие ГОСТ 24897–81.

Гистерезисные характеристики гексаферритов, полученных методом РИМ, такие, как остаточная индукция и коэрцитивная сила по индукции, составили только 60 % от значений, указанных в нормативно-технической литературе, что связано с высокой пористостью.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 23-73-00114.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Chi-Kwong Luk, P.** Low-cost high-performance ferrite permanent magnet machines in EV applications: A comprehensive review / P. Chi-Kwong Luk, H. A. Abdulrahem, B. Xia // *eTransportation*. – 2020. – Vol. 6. – P. 100080.
2. Исследование влияния длительности измельчения порошков гексаферрита стронция на микроструктуру и свойства магнитов на их основе / В. Г. Костишин, В. Г. Андреев, Д. Н. Читанов [и др.] // *Журнал технической физики*. – 2015. – № 8. – С. 91 – 93.
3. **Kaneko, H.** New ductile permanent magnet of Fe–Cr–Co system / H. Kaneko, M. Homma, K. Nakamura // *AIP Conference Proceedings*. – 1972. – Vol. 1, No 5. – P. 1088 – 1092.
4. **Green, M. L.** Powder metallurgy processing of Cr–Co–Fe permanent magnet alloys containing 5–25 wt. % Co / M. L. Green, R. C. Sherwood, C. C. Wong // *J. Appl. Phys.* – 1982. – Vol. 3, No 53. – P. 2398 – 2400.
5. **Shatsov, A. A.** Powder materials of the Fe–Cr–Co system / A. A. Shatsov // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2004. – Vol. 3-4, No 46. – P. 152 – 155.
6. Additive manufacturing of heavy rare earth free high-coercivity permanent magnets / A. S. Volegov, S. V. Andreev, N. V. Selezneva [et al.] // *Acta Materialia Inc.* – 2020. – Iss. 188. – P. 733 – 739.
7. **Пархоменко, А. В.** Научноёмкая технология инжекционного порошкового формования металлических изделий (МИМ-технология) / А. В. Пархоменко, А. П. Амосов, А. Р. Самборук // *Научноёмкие технологии в машиностроении*. – 2012. – № 12. – С. 8 – 13.
8. Проблемы развития МИМ-технологии в России в области производства постоянных магнитов / С. Ю. Байдаров, А. В. Камынин, В. С. Крапошин [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2019. – № 9. – С. 34 – 37.
9. Влияние способа получения металлических порошков на микроструктуру и текучесть гранулята магнитотвердого сплава / Д. В. Костин, А. П. Амосов, А. Р. Самборук [и др.] // *Научноёмкие технологии в машиностроении*. – 2021. – № 9. – С. 3 – 7.
10. **Altafia, M.** The effect of various heat treatments on the magnetic behavior of the Fe–Cr–Co magnetically hard alloy / M. Altafia, E. M. Sharifia, A. Ghasemi // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – 2020. – No 507. – P. 166837 – 166847.
11. **ГОСТ 24897–81.** Материалы магнитотвердые деформируемые. – М.: Издательство стандартов, 1981.
12. Dense strontium hexaferrite-based permanent magnet composites assisted by cold sintering process / E. García-Martín, C. Granados-Miralles, S. Ruiz-Gómez [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 917. – P. 165531.
13. **Chernyshov, B. D.** A study of the microstructure and magnetic properties of Fe–Cr–Co alloys with reduced content of Co obtained by the MIM technology / B. D. Chernyshov, A. V. Kamynin, E. S. Khotulev // *Metal science and heat treatment*. – 2020. – No 11-12. – P. 704 – 708.

Статья поступила 30 июня 2023 г.

УДК 669.891:666.3

АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРИЕМОВ ПОЛУЧЕНИЯ СТАННАТА КАЛЬЦИЯ МЕТОДОМ ТВЕРДОФАЗОВОГО СИНТЕЗА

Д. А. Соколов^{1,2}, В. М. Коломин^{1,2}, Н. С. Карасев^{1,2},
А. Н. Юрасов², В. П. Тарасовский², А. Д. Соколов^{1,2}

¹АО «НПП «Исток» им. Шокина», г. Фрязино

²РТУ МИРЭА, г. Москва

В статье представлены результаты анализа научно-технической и патентной литературы по процессу твердофазового синтеза станната кальция CaSnO_3 . Станнат кальция используется при производстве конденсаторной керамики, которая применяется в электронных устройствах СВЧ-диапазона. Для развития отечественной элементной компонентной базы производство станната кальция представляется актуальной задачей. Составлена последовательность основных стадий твердофазового синтеза. Для выявления корреляции между ключевыми параметрами синтеза, микроструктурой и электрическими свойствами CaSnO_3 необходимо проводить дополнительные экспериментальные исследования.

КС: станнат кальция, твердофазовый синтез, конденсаторная керамика, легирующие добавки, диэлектрическая проницаемость, емкость

ANALYSIS OF TECHNOLOGICAL METHODS FOR OBTAINING CALCIUM STANNATE BY SOLID-PHASE SYNTHESIS

D. A. Sokolov^{1,2}, V. M. Kolomin^{1,2}, N. S. Karasev^{1,2},
A. N. Yurasov², V. P. Tarasovsky², A. D. Sokolov^{1,2}

¹JSC «RPC «Istok» named after Shokin», Fryazino

²MIREA – Russian Technological University, Moscow

The article presents the results of the analysis of scientific, technical and patent literature on the process of solid-phase synthesis of calcium stannate (CaSnO_3). Calcium stannate is used in the production of capacitor ceramics, which is used in microwave electronic devices. For the development of the domestic elemental component base, the production of calcium stannate is an urgent task. A sequence of the main stages of solid-phase synthesis has been compiled. In order to identify the correlation between the key synthesis parameters, the microstructure and the electrical properties of CaSnO_3 , additional experimental studies should be carried out.

Keywords: calcium stannate, solid-phase synthesis, capacitor ceramics, alloying additives, permittivity, capacitance

1. ВВЕДЕНИЕ

Создание приборов, работающих в СВЧ-диапазоне, и, как следствие, растущие требования к этим приборам вызвали необходимость разработки новых керамических материалов, в том числе и конденсаторных.

Перед авторами данной публикации поставлена задача по разработке конденсаторной керамики

для создания изделий с высокой емкостью (более 6000 пФ), применяемых при производстве помехоподавляющих фильтров нижних частот для электронных устройств СВЧ-диапазона [1]. Искажения и потери при передаче сигналов недопустимы для военных и медицинских систем, контрольно-измерительной аппаратуры и т. д., поэтому необходимы помехоподавляющие устройства, позволяющие производить эффективную фильтрацию электромагнитных помех, которые присутствуют практически в каждом современном электронном устройстве.

Для изготовления конденсаторов, используемых в конструкциях помехоподавляющих фильтров, наиболее интересны керамические материалы (сегнетоэлектрики) со спонтанной поляризацией. Особенность такой поляризации состоит в нелинейной зависимости диэлектрической проницаемости от величины напряженности электрического поля и в наличии максимума при некоторой температуре (точки Кюри). CaSnO_3 в этом плане интересен, в первую очередь, как добавка-депрессор и одновременно добавка-шифтер, которая выравнивает зависимость диэлектрической проницаемости от температуры и напряженности электрического поля и перемещает точку Кюри в область комнатной температуры у сегнетоэлектриков [2, 3], а во-вторых, в качестве материала для термически стабильных конденсаторов для электронной промышленности.

Так как на сегодняшний день в РФ отсутствует производство CaSnO_3 , авторами ведутся работы по его синтезу, который может быть использован для производства конденсаторной керамики. Известно, область применения материала определяется его свойствами и характеристиками, которые тесно связаны со способом его получения. Поэтому необходимо выбрать способ и параметры синтеза для получения CaSnO_3 с желаемыми свойствами и характеристиками.

На сегодняшний день известны такие методы получения CaSnO_3 , как твердофазовый синтез [4–12], гидротермальный синтез [13], золь-гель метод [14] и метод соосаждения [15].

2. ЭТАПЫ ТВЕРДОФАЗОВОГО СИНТЕЗА

Твердофазовый синтез является наиболее распространенным при получении неорганических материалов для различных отраслей науки и промышленности, в том числе для радиоэлектроники, сегнето- и пьезоэлектриков и т. д. Этот метод позволяет получать порошки с широким распределением размеров частиц на уровне десятков нанометров. При этом, как правило, порошок состоит из частиц неправильной (изометричной) формы. Для реализации этого метода не используются дорогие и неэкологичные реагенты, обычно применяемые в других методах (например, для золь-гель метода и метода соосаждения).

В основе твердофазового синтеза лежат твердофазные реакции, в которых хотя бы один из реагентов находится в виде твердого вещества [16]. Для протекания твердофазной реакции необходима взаимная диффузия атомов, контактирующих между собой; при этом время завершения твердофазового синтеза зависит от скорости диффузионных процессов [17].

В общем виде последовательность технологических операций твердофазового синтеза можно представить следующим образом (таблица).

Последовательность основных стадий твердофазового синтеза

№ п/п	Этап	Выполняемые задачи
1	Подготовка исходных компонентов	Обеспечение для каждого компонента необходимого химико-минералогического состава, степени чистоты, физического состояния, влажности

Окончание таблицы

№ п/п	Этап	Выполняемые задачи
2	Измельчение	Получение требуемых размеров зерен
3	Дозирование	Получение требуемого соотношения компонентов
4	Смешивание и измельчение	Получение однородной массы, определенного химического и зернового состава
5	Подготовка формовочной массы (введение временного технологического связующего, ВТС)	Придание плотности, вязкости и пластичности, необходимых для формования
6	Формование	Брикетирование образцов (прессование формовочной массы при удельном давлении 30 – 50 МПа)
7	Обжиг	Синтез материала
8	Измельчение	Измельчение синтезированного материала
Методы анализа		
9	РФА	Проверка на образование предполагаемого соединения
10	СЭМ	Анализ морфологии
11	Гранулометрический анализ	Определение размера и распределения частиц по размерам

3. АНАЛИЗ ЭТАПОВ ТВЕРДОФАЗОВОГО СИНТЕЗА

При анализе научно-технической и патентной литературы было выяснено, что теме получения CaSnO_3 методом твердофазового синтеза посвящено довольно малое число публикаций [4–12], а патенты отсутствуют.

1-й и 2-й этапы обычно выполняются, когда исходные компоненты имеют невысокое, но приемлемое для применения в производстве качество. Во всех анализируемых работах этапы 1 и 2 не производились, так как в них описан процесс получения CaSnO_3 в лабораторных, а не в промышленных условиях. Исходные компоненты: CaCO_3 [7, 9, 11] (99,5 % [4], 99,99 % [10] чистоты), $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ (98 % чистоты) [5, 6], $\text{Ca}_3(\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ (99 % чистоты [8]) и SnO_2 [7, 9, 11] (99,99 % [4, 10, 12], 99,995 % [5, 6] чистоты), SnC_2O_4 (98 % чистоты [8]) – используют в том виде, в котором они были приобретены, и точно взвешивают на 3-м этапе строго в стехиометрическом соотношении (1:1).

На 3-м этапе также к основным компонентам добавляют соответствующее количество исходного компонента легирующей добавки: Eu_2O_3 (99,99 % чистоты [10]) в пересчете на Eu^{3+} (0,1; 0,3; 1; 2; 5; 10 и 20 %, в молях) [9], Tb_4O_7 (99,99 % чистоты [10]), Dy_2O_3 (99,99 % чистоты [10]), Lu_2O_3 [11] (в пересчете на $\text{Ca}_{1-x}\text{SnO}_3$, где $x = 0 \dots 5$ % Lu), Pr_6O_{11} (99,9 % [12]), Bi_2O_3 (99,99 % [12]), а в качестве флюса добавляют H_3BO_3 около 5 % [9].

На 4-м этапе исходные компоненты смешивают между собой [5, 6, 10, 12] в течение примерно 30...60 мин в агатовой ступке с использованием ацетона [4] или с добавкой этанола. В ряде случаев проводят совместный помол порошков в шаровой мельнице в течение 4...8 ч в среде изопропилового спирта в воздухонепроницаемых полистироловых бутылках с использованием

шаров из диоксида циркония в качестве помольных тел [5, 6] или в сосудах из диоксида циркония (12,5 мл) на планетарной мельнице с 4-мя циркониевыми шариками (диаметр – 12 мм; массовое соотношение мелющих шаров/порошка образца равно 7:1) со скоростью вращения 100...500 об/мин в течение 1...12 ч [8]. Увеличением времени и скорости вращения активируют смесь исходных компонентов. Для удаления изопропилового спирта используют сушку при комнатной температуре в вентилируемом вытяжном шкафу с УФ-лампой [5, 6].

После этого полученный материал (порошок) отправляют на обжиг (этап 7) или на этапе 5 и 6 прессуют в таблетки диаметром 6,12 мм [5, 6] или 20 мм [11] и толщиной 2...4 мм [5, 6, 11] (масса ~3 г) при давлении 100 МПа [5, 6] для достижения большей степени полноты синтеза.

Далее, на 7 этапе, проводят обжиг порошка или таблеток в платиновом [4] тигле или в чашках из оксида алюминия [8] или глинозема [10] при 700, 750, 800, 850 и 900 °С с выдержкой в течение 3 ч [8], 800 °С в течение 4 ч [5, 6], 900 °С в течение 3 ч [10], 1200 °С в течение 2 [10] или 4 ч [4, 11], 1300 °С в течение 3 ч [9], 1400 °С в течение 3 ч [12], измельчают, гранулируют и снова обжигают при 1000 °С в течение 24 ч [5, 6], 1350 °С в течение 12 ч [4], 1450 °С в течение 14 ч [7] на воздухе (поток воздуха – 100 мл/мин [8]) или в среде 5 % H₂ + 95 % N₂ [10] с подъемом температуры 10 °С/мин [8].

Затем порошок или таблетки измельчают до мелкодисперсного однородного порошка (8 этап), который подвергается фазовому анализу методом порошковой рентгенографии для подтверждения образования CaSnO₃ как отдельной фазы (9 этап), анализу микроструктуры на сканирующем электронном микроскопе (10 этап) и гранулометрическому анализу (11 этап).

4. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ТВЕРДОФАЗОВОГО СИНТЕЗА

Необходимо отметить, что для твердофазового синтеза CaSnO₃ используют различные исходные материалы с различной чистотой. Кроме того, при использовании Ca(NO₃)₂ вместо CaCO₃ температура образования соединения (станната кальция) снижается на 200 °С [5, 6]. Это связано с особенностями разложения нитратов металлов по сравнению с карбонатами.

Смешивание и измельчение проводят с использованием оборудования и материалов, исключаящих намол в исходные компоненты посторонних примесей, но не уделяют внимание параметрам этого этапа, кроме работы [8], где установлено, что измельчение на планетарной мельнице со скоростью > 500 об/мин не оказывает никакого дополнительного влияния на параметры дальнейшего синтеза. Сам синтез CaSnO₃ обычно проводят при высоких температурах в широком диапазоне (800...1600 °С), а иногда многократно повторяют этапы 7 и 4 (повторное измельчение, гранулирование и обжиг), что часто приводит к чрезмерному росту зерен и отсутствию однородности как в отношении размера и формы частиц, так и в отношении их состава (рис. 1).

Анализ микроструктуры порошка (рис. 1, а) материала, полученного синтезом при 1000 °С в течение 24 ч, показывает, что порошок очень однородный и тонкодисперсный [5, 6]. Порошок (рис. 1, б) материала, полученного синтезом при 1450 °С в течение 14 ч, состоит из частиц как полиэдрической, так и сферической формы. Средний размер частиц порошка, по оценкам, полученным на основе анализа СЭМ-изображений порошка, лежит в интервале между 3 и 14 мкм [7].

Анализ порошка, приведенного на рис. 1, в, позволяет сделать вывод о том, что распределение количества элементов почти однородное, за исключением размеров кристаллов, которые практически независимы от их состава [10].

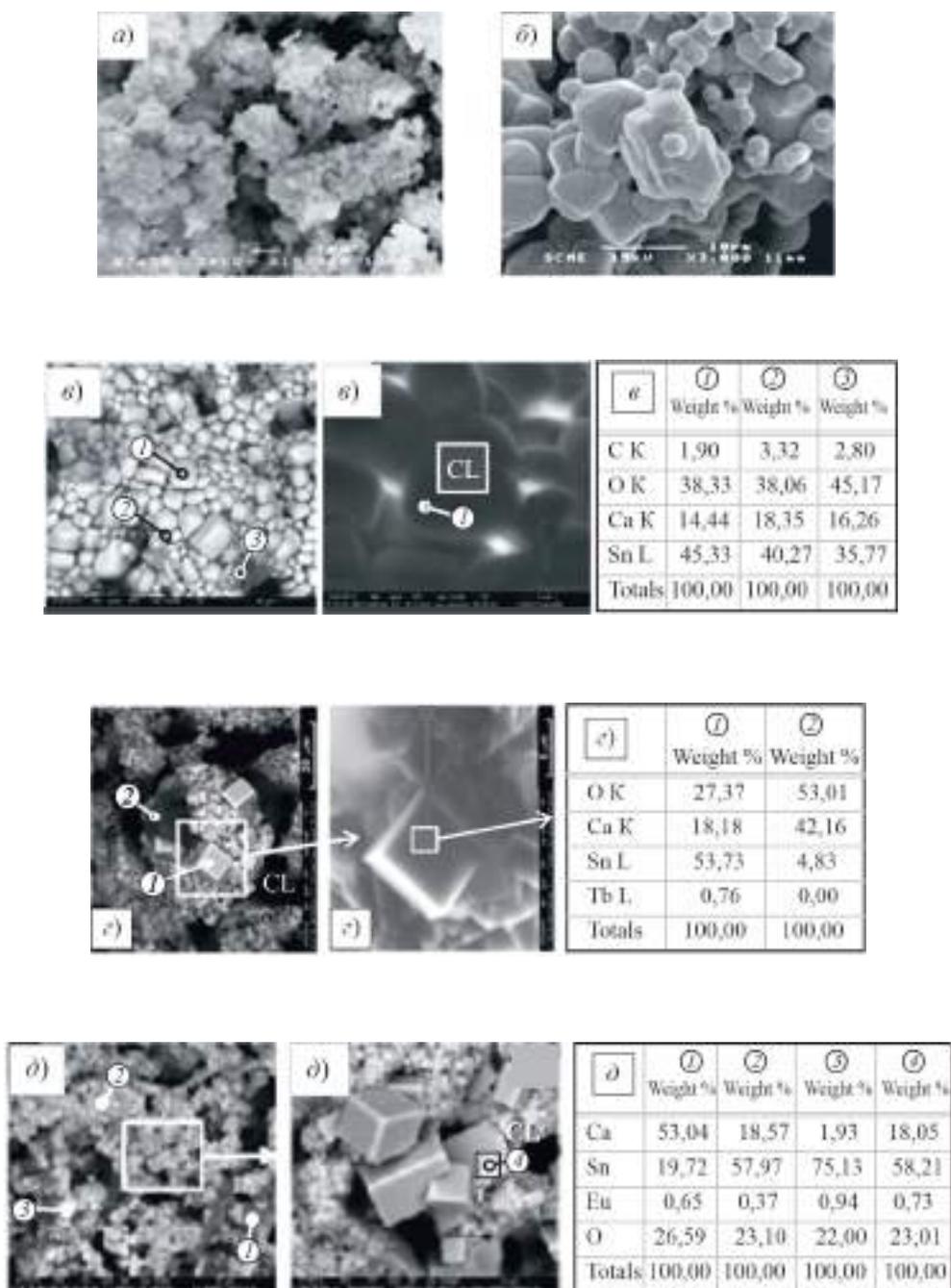


Рис. 1. Микроструктура порошка CaSnO_3 и химический анализ в областях, выбранных для анализа с помощью EDS-ESEM (см. также с. 39):

а – порошок после синтеза при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 24 ч [5, 6]; б – порошок после синтеза при $1450\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 14 ч [7]; в – порошок после синтеза при $1200\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч в среде $5\% \text{H}_2 + 95\% \text{N}_2$ [10]; г – порошок после синтеза при $1200\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч в среде $5\% \text{H}_2 + 95\% \text{N}_2$, легированный Tb^{3+} [10]; д – порошок после синтеза при $1200\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч в среде $5\% \text{H}_2 + 95\% \text{N}_2$, легированный Eu^{3+} [10]

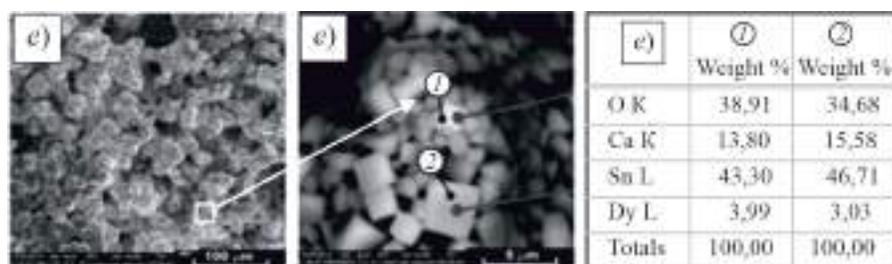


Рис. 1. Микроструктура порошка CaSnO_3 и химический анализ в областях, выбранных для анализа с помощью EDS-ESEM:

e – порошок после синтеза при 1200°C в течение 2 ч в среде 5 % H_2 + 95 % N_2 , легированный Dy^{3+} [10]

На рис. 1, e хорошо видны неправильные (изометричные) зерна, имеющие размеры частиц ~ 5 мкм. Неправильная и агрегированная морфология указывает на неотъемлемые свойства твердофазового метода. Случайно ориентированные частицы обусловлены анизотропной скоростью роста вдоль разных осей кристалла. Химический анализ показывает содержание O, Ca Sn и Tb в материале. Однако 2-я точка не содержит никакого количества Tb, в то время как 1-я точка включает 0,75 % (моль). Это связано с тем, что в этой области реакция не завершилась. Это один из очень распространенных недостатков метода твердофазового синтеза [10].

Вместе с тем необходимо отметить практически равномерное распределение легирующих добавок по объему полученного порошка (рис. 1, d, e).

При всем многообразии параметров технологических операций твердофазового синтеза и способов их осуществления во всех рассмотренных работах рентгенограммы полученных образцов соответствуют стандартным картам JCPDS, что указывает на образование предполагаемого соединения, а именно CaSnO_3 . Отсутствие дифракционных пиков, обусловленных как исходными веществами, так и вторичными фазами в системе Ca–Sn–O, свидетельствует о высоком качестве полученного порошка. В работе [8] рентгенофазовый анализ подтверждает полное образование целевого соединения только для образцов, предварительно активированных высокоэнергетическим измельчением и обожженных при 850°C в течение 3 ч, про остальные образцы умалчивается.

В работе [9] на основе анализа результатов РФА (рис. 2, a) сделан вывод о том, что легирование 2 % (моль) Eu^{3+} не оказывает значительных воздействий на кристаллическую структуру перовскита, образуя твердый раствор, в котором Eu^{3+} в CaSnO_3 может занимать участки Ca^{2+} из-за аналогичного ионного радиуса, компенсируя заряд как $3\text{Ca}^{2+} = 2\text{Eu}^{3+} +$ промежуточные вакансии. При более высоких концентрациях легирования Eu^{3+} (5; 10 и 20 %, в молях), продукты имеют тенденцию разделяться в виде кристаллической фазы CaSnO_3 и $\text{Eu}_2\text{Sn}_2\text{O}_7$. Другими словами, образцы представляют собой смесь CaSnO_3 и $\text{Eu}_2\text{Sn}_2\text{O}_7$, а не однофазные сложные оксиды. Рентгенограмма $\text{Eu}_2\text{Sn}_2\text{O}_7$ (см. рис. 2, a, маркировка звездочками) хорошо согласуется с картой JCPDS № 70-1698. В работах [10–12] введение небольшого количества (данные не приводятся) Eu, Tb, Dy, Lu, Pr, Bi и Pr совместно с Bi также не привело к изменениям в кристаллической структуре CaSnO_3 . В результате анализа рентгенограмм (рис. 2, b – e) сделан вывод о том, что продукты имеют орторомбическую кристаллографическую структуру, пространственная группа которой $Pbnm$. Положение всех дифракционных пиков хорошо совпадает со стандартными данными CaSnO_3 .

Необходимо отметить, что во всех рассмотренных публикациях не приводятся зависимости диэлектрической проницаемости или диэлектрических потерь от частоты и температуры, кроме

работы [4], в которой эти диэлектрические данные сообщались только на трех «точечных» частотах (1, 10 и 100 кГц) для образцов, которые были довольно пористыми. Этот аспект важен, поскольку для изготовления компонента конденсатора требуется, чтобы материал был, по существу, «свободным от пор», так как поры действуют как поглотители для носителей электрического заряда и ухудшают связи между зернами. Наличие пор также делает эти материалы восприимчивыми к взаимодействию с влажностью окружающей среды, после которого ухудшаются диэлектрические свойства. В работе [5] показана возможность использования CaSnO_3 (чистого) в качестве материала для конденсаторов, обладающих сверхмалым температурным коэффициентом емкости, из-за его инвариантности в частотной области, также подчеркивается, что уплотнение играет ключевую роль в постоянной емкости и сверхнизком температурном коэффициенте емкости этого материала.

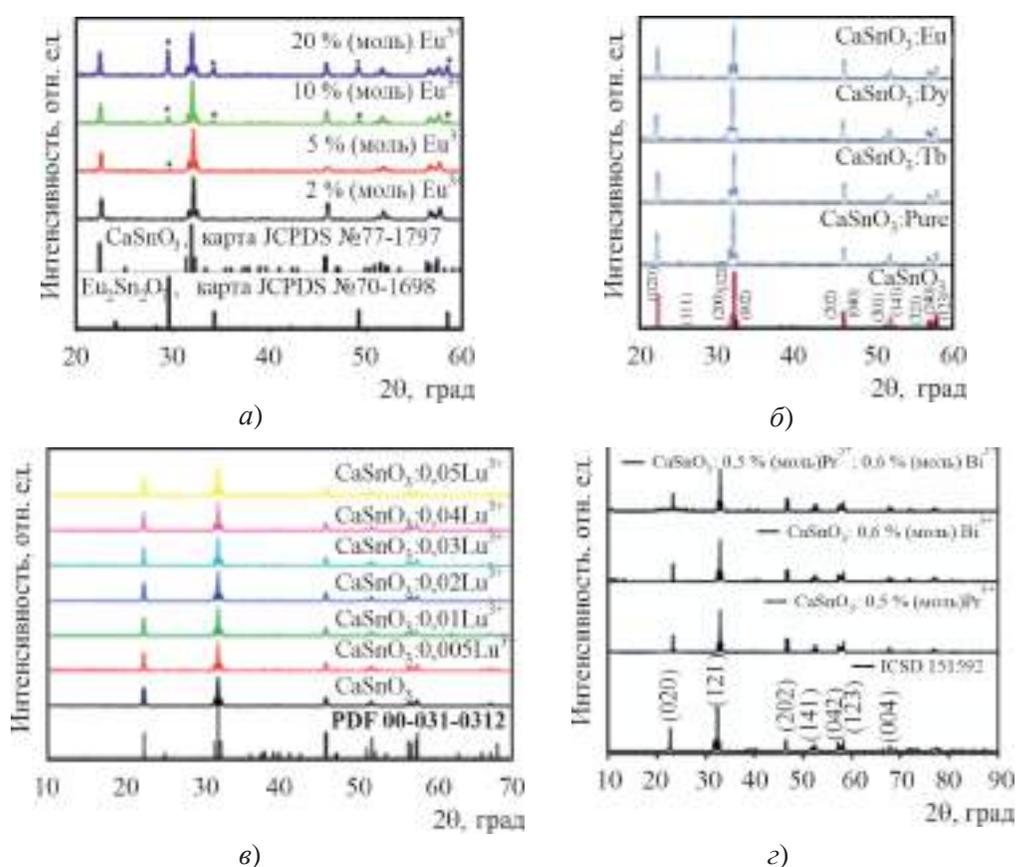


Рис. 2. Результаты РФА порошков CaSnO_3 , легированного различными добавками после синтеза:

а – легированный различными концентрациями Eu^{3+} и стандартные карточки JCPDS №77-1797 и 70-1698 [9]; б – чистый и легированный: Eu^{3+} , Dy^{3+} , Tb^{3+} [10]; в – образцов $\text{Ca}_{1-x}\text{SnO}_3$: $x\% \text{Lu}$ ($x = 0 \dots 5$) [11]; г – чистый из базы данных ICSD и легированный: Pr, Bi, Pr и Bi [12]

В публикациях, посвященных легированию CaSnO_3 [11,12], рассмотрено влияние легирующих добавок на люминесцентные свойства, а влияние на диэлектрические свойства оставлено без внимания.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате анализа научно-технической и патентной литературы предполагалось найти наиболее эффективную методику синтеза CaSnO_3 с точки зрения фазовой чистоты и доброкачественной микроструктуры материала с желаемыми электрическими характеристиками, наиболее подходящими для предполагаемого применения при производстве компонентов радиоэлектронной аппаратуры СВЧ-диапазона. Твердофазовый синтез является наиболее оптимальным способом получения станната кальция для реализации в производственных условиях, но корреляции между ключевыми параметрами твердофазового синтеза, микроструктурой и электрическими свойствами CaSnO_3 установить не удалось, в силу малого количества публикаций и многообразия параметров технологических переделов, представленных в них.

Авторами данной работы выбран твердофазовый синтез станната кальция для изучения взаимосвязи между параметрами синтеза, микроструктурой и электрическими свойствами CaSnO_3 и для создания на его основе технологии изготовления компонентов радиоэлектронной аппаратуры СВЧ-диапазона.

Статья написана в рамках выполнения индикаторов по проектам, финансируемым из госбюджета или других внешних источников: Национальный проект «Наука и университеты» для достижения результата «Создание новых лабораторий, в том числе под руководством молодых перспективных исследователей (нарастающий итог)». FSFZ-2022-0003.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Джуринский, К. Б.** Основы современной технологии производства электронных средств / Под ред. К. Б. Джуринского. – М.: ВАШ ФОРМАТ, 2021. – 416 с.
2. **Толкачева, А. С.** Технология керамики для материалов электронной промышленности: учеб. пособие. В 2 ч. Ч. 1 / А. С. Толкачева, И. А. Павлова. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2019. – 124 с.
3. **Балкевич, В. Л.** Техническая керамика. – М.: Издательство литературы по строительству, 1968. – 200 с.
4. **Mandal, K. D.** Preparation and characterization of calcium stannate / K. D. Mandal, M. S. Sastry, O. Parkash // Journal of materials science. – 1995. – No 14. – P. 1412 – 1413.
5. **Azad, A. M.** The AC electrical characterization of the solid-state reaction derived CaSnO_3 / A. M. Azad, L. L. W. Shyan, M. A. Alim // Journal of Materials Science. – 1999. – Vol. 34, No 14. – P. 3375 – 3396.
6. **Azad, A. M.** Synthesis, processing and microstructural characterization of CaSnO_3 and SrSnO_3 ceramics / A. M. Azad, L. L. W. Shyan, P. T. Yen // Journal of Alloys and Compounds. – 1999. – No 282. – C. 109 – 124.
7. Original electrochemical mechanisms of CaSnO_3 and CaSnSiO_5 as anode materials for Li-ion batteries / M. Womes, J. C. Jumas, J. Olivier-Fourcade, P. E. Lippens // Journal of Solid State Chemistry. – 2011. – No 184. – C. 2877 – 2886.
8. Synthesis of calcium metastannate (CaSnO_3) by solid state reactions in mechanically activated mixtures calcium citrate tetra hydrate [$\text{Ca}_3(\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$] – tin(II) oxalate (SnC_2O_4) / C. Milanese, G. Bruni, A. Girella, A. Marini // Thermochemica Acta. – 2015. – No 608. – C. 59 – 64.
9. Optical transition and thermal quenching mechanism in $\text{CaSnO}_3:\text{Eu}^{3+}$ phosphors / J. Zhang, B. Chen, Z. Liang [et al.]. – 2014. – DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.05.188>
10. Catholuminescence properties of rare earth doped CaSnO_3 phosphor / J. Garcia-Guinea, Y. Karabulut, M. Ayvacikli [et al.] // Applied Radiation and Isotopes. – 2015. – No 99. – C. 138 – 145.
11. **Zheng, C. R.** Luminescent properties of a new cyan long afterglow phosphor $\text{CaSnO}_3:\text{Lu}^{3+}$ / C. R. Zheng, Q. S. Liu // RSC Advances. – 2019. – Vol. 9, No 58. – P. 33596 – 33601.

12. **Liu, M.** Luminescence characteristics and energy transfer of CaSnO_3 : Pr^{3+} , Bi^{3+} phosphors / M. Liu, L. Tian // *Optik*. – 2021. – Vol. 242. – P. 166866.
13. **Zhao, S.** Electrochemical performance of flowerlike CaSnO_3 as high capacity anode material for lithiumion batteries / S. Zhao, Y. Bai, W. Zhang // *Electrochimica Acta*. – 2010. – No 55. – С. 3891 – 3896.
14. **Sharma, N.** Sol-gel derived nano-crystalline CaSnO_3 as high capacity anode material for Li-ion batteries / K. M. Shaju, G. V. Subba Rao, B. V. R. Chowdari // *Electrochemistry Communications*. – 2002. – No 4. – С. 947 – 952.
15. Shape-controlled synthesis of CaSnO_3 micro crystals via a precursor route / C. Fan, X. Song, H. Yu [et al.] // *Materials Letters*. – 2007. – No 61. – С. 1588 – 1591.
16. **Денисова, Э. И.** Твердофазный синтез металлооксидных порошков: учебно-методическое пособие / Э. И. Денисова, В. В. Карташов, В. Н. Рычков. – М: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2008. – 31 с.
17. Диэлектрические резонаторы для изделий электронной техники СВЧ-диапазона: учебное пособие / В. М. Коломин, В. Н. Рыбкин, В. А. Иовдальский, И. А. Соколов; под ред. С. В. Щербакова. – М.: КУРС, 2021. – 150 с.

Статья поступила 16 июня 2023 г.

НОВЫЕ КНИГИ

ШАШКОВ А. А., КУРДЮМОВ О. А., САГАЧ В. Е. **Антенны эллиптической поляризации в спутниковой навигации и телеметрии.** Монография. Изд. 2-е. – М.: Радиотехника, 2023. – 176 с.

Разработан метод определения координат фазового центра и на его основе уточнены некоторые характеристики ряда антенн. Проанализированы адаптивные фазированные антенные решетки, применяемые для борьбы с преднамеренными помехами, и предложено их новое решение. Описана борьба за безэховость безэховой камеры. Дополнительно представлены результаты по исследованию и созданию новых образцов антенн эллиптической поляризации.

Книга представит интерес для широкого круга инженеров, научных работников, студентов, специализирующихся в области антенн, космонавтики, радиолокации, радионавигации и радиоуправления.

УДК 537.624.8

МАГНИТОМЕТРИЧЕСКИЙ ПОДХОД К УСТАНОВЛЕНИЮ МЕХАНИЗМОВ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ В ПОСТОЯННЫХ МАГНИТАХ ТИПА Nd–Fe–B

А. Н. Уржумцев^{1,2}, В. Е. Мальцева¹, А. С. Волегов¹

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

²ООО «ПОЗ-Прогресс», г. Верхняя Пышма

Представлены результаты исследований механизма высококоэрцитивного состояния в спеченных постоянных магнитах типа Nd–Fe–B. Проведен анализ кривых намагничивания $\sigma(H)$ и $\sigma_r(H)$ из терморазмагниченного состояния, зависимостей обратимой магнитной восприимчивости $\chi(H)$, обратимого вклада в намагниченность $|\sigma(H) - \sigma_r(H)|$ от максимального намагничивающего поля H . Получены и детально исследованы зависимости магнитных гистерезисных свойств от магнитной предыстории. Показано, что механизмы перемагничивания являются суперпозицией механизмов зародышеобразования и задержки смещения доменных границ. В магнитах марки N35 и N48 преобладает механизм задержки смещения доменных границ, а в N48SH – механизм задержки возникновения зародыша перемагничивания.

КС: постоянный магнит, Nd–Fe–B, процессы перемагничивания, коэрцитивная сила, гистерезисные свойства, магнитная восприимчивость, задержка смещения доменных границ, задержка возникновения зародыша перемагничивания, вращение векторов намагниченности

MAGNETOMETRIC APPROACH TO ESTABLISHING THE MECHANISMS OF MAGNETIZATION REVERSAL IN PERMANENT MAGNETS OF Nd–Fe–B TYPE

A. N. Urzhumtsev^{1,2}, V. E. Maltseva¹, A. S. Volegov¹

¹Ural Federal University named after the first President of Russia
B. N. Yeltsin, Yekaterinburg

²LLC «POZ-Progress», Verkhnyaya Pyshma

The results of studying the mechanisms of the highly coercive state in sintered permanent magnets of Nd–Fe–B type are presented. The analysis of magnetization curves $\sigma(H)$ and $\sigma_r(H)$ from the thermo-demagnetized state, the dependences of the reversible magnetic susceptibility $\chi(H)$, the reversible contribution to magnetization $|\sigma(H) - \sigma_r(H)|$ from the maximum magnetizing field H is carried out. The dependencies of magnetic hysteresis properties on magnetic prehistory are obtained and studied in detail. It is shown that the magnetization reversal mechanisms are a superposition of nucleation mechanisms and delay of displacement of domain boundaries. In magnets of N35 and N48 marks the mechanism of delaying the displacement of domain boundaries prevails, and in N48SH the mechanism of delaying the occurrence of magnetization reversal nucleus prevails.

Keywords: permanent magnet, Nd–Fe–B, magnetization reversal processes, coercive force, hysteresis properties, magnetic susceptibility, delay of domain boundaries displacement, delay of magnetization reversal nucleus occurrence, rotation of magnetization vectors

1. ВВЕДЕНИЕ

Редкоземельные постоянные магниты (ПМ) на основе сплавов типа Nd–Fe–B и Sm–Co–Fe–Zr–Cu на сегодняшний день обширно применяются в энергетической отрасли, сфере электротранспорта и «зеленых» технологий. Постоянные магниты являются также важным элементом современной радиоэлектронной аппаратуры. Для устройств СВЧ-электроники, как правило, к магнитам предъявляются особые требования с точки зрения их температурной стабильности и магнитных гистерезисных свойств. Подобные требования накладываются и на магниты при проектировании магнитных систем, например магнитных систем для эталона единицы массы [1].

Для обеспечения всего комплекса необходимых магнитных характеристик требуется детальное понимание механизма перемагничивания каждой марки применяемых магнитов и возможность управления им. Препятствием к этому является то, что ПМ является весьма сложным объектом как с точки зрения его производства, так и с точки зрения исследования процессов его перемагничивания и формирования высоких магнитных гистерезисных свойств. Понимание механизмов перемагничивания позволит более эффективно контролировать процесс производства высокоэнергетических ПМ в соответствии со строгими требованиями заказчиков и проводить переработку уже не востребованных магнитов, что обеспечит оптимизацию потребления дефицитных редкоземельных металлов [2].

Для определения основного механизма, ответственного за высококоэрцитивное состояние ПМ, необходимо использование взаимодополняющих методов анализа, включающих методы исследования структуры, магнитных свойств и микромагнитное моделирование. С точки зрения полноты получаемой информации об объекте исследования рентгеноструктурный анализ и магнитооптические методы дают представление лишь о незначительной области исследуемого образца ПМ, при этом объект исследования подвергается серьезным изменениям из-за подготовки поверхности, что приводит к увеличению роли поверхностных эффектов. Моделирование на сегодняшний день ограничено вычислительной мощностью расчетных кластеров. Магнитометрический подход позволяет получить информацию от всего объема образца. Совокупность всех методов позволяет получать наиболее общие и объективные представления об исследуемых объектах.

Один из первых магнитных методов определения механизма, ответственного за высококоэрцитивное состояние магнитотвердых материалов, основан на измерении кривых намагничивания из исходного состояния, при котором на материал еще не воздействовало внешнее магнитное поле, за исключением поля Земли. Такое состояние достигается при термическом размагничивании объектов исследования. При этом подходе считается, что намагничивание текстурованных магнитотвердых материалов вдоль оси текстуры в относительно малых полях, меньших коэрцитивной силы, обеспечивается механизмом задержки формирования зародыша перемагничивания. В случае, когда для намагничивания требуется поле, превышающее коэрцитивную силу, преобладающим механизмом высококоэрцитивного состояния, как правило, является задержка смещения доменных границ.

Расширить представления о магнитной структуре позволяет метод, основанный на измерении и анализе обратимой магнитной восприимчивости $\chi(H)$ в слабом возбуждающем переменном магнитном поле амплитудой h_0 , прикладываемом вдоль текстуры исследуемого образца [3, 4]. Эта методика позволяет в зависимости от особенностей микроструктуры устанавливать особенности межзеренного взаимодействия, наличие закрепленных или свободных доменных границ.

Помимо исследования обратимой магнитной восприимчивости $\chi(H)$ информацию об обратимых и необратимых изменениях магнитного состояния позволяет получить метод оценки обра-

тимого вклада в намагниченность. Суть данного подхода заключается в измерении разности значений намагниченности в магнитном поле и после его выключения $|\sigma(H) - \sigma_r(H)|$. Соотношение величин обратимой магнитной восприимчивости и обратимого вклада в намагниченность, а также их связь с механизмами перемагничивания исследованы в работе [5].

О механизмах перемагничивания существенную информацию также несут угловые зависимости коэрцитивной силы $H_c(\theta)$ от угла приложения размагничивающего поля к оси текстуры исследуемого магнитотвердого материала. Данный подход берет свое начало еще в первой половине прошлого века, начиная с работ Кондорского, Керстена, Стонера и Вольфарта [6–8], в которых предложены модели перемагничивания в рамках механизмов задержки смещения доменных границ, задержки формирования зародыша перемагничивания и вращения векторов намагниченности.

В работе Кондорского [6] рассматривается приближение, что в магнитотвердых материалах, где превалирует механизм задержки смещения доменных границ, на доменную стенку действует только эффективная проекция размагничивающего поля на ОЛН, при этом угловая зависимость коэрцитивной силы $H_c(\theta)$ выражается уравнением

$$H_c(\theta) \sim \frac{1}{\cos\theta}.$$

При этом в модели Кондорского не учитывается, что уже перемагниченный объем или заряженная доменная стенка создает собственное локальное магнитное поле. В работе [6] показано, что магнитные поля от перемагниченного объема материала приводят к менее выраженной зависимости коэрцитивной силы $H_c(\theta)$ от угла между размагничивающим полем и осью текстуры магнитотвердых текстурованных сплавов.

В модели задержки формирования зародыша перемагничивания возникновение зародыша рассматривается как когерентное вращение намагниченности. Данный подход описан в работах Кронмюллера [9, 10]. Поэтому в случае задержки формирования зародыша перемагничивания следует ожидать угловую зависимость, аналогичную таковой, предсказанной в рамках модели Стонера-Вольфарта [8].

В работе приведены магнитометрические методики исследования, по которым можно установить превалирующий механизм перемагничивания широкого спектра образцов магнитотвердых сплавов и изготовленных из них ПМ типа Nd-Fe-B.

2. МЕТОДИКА

Для исследования выбраны самые распространенные марки спеченных ПМ типа Nd-Fe-B на основе фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, такие, как N35, N48 и N48SH. Магнитные измерения проведены на измерительных установках MPMS XL 7 в диапазоне полей $\mu_0 H = \pm 7$ Тл и DynaCool EC T9 в диапазоне ± 9 Тл соответственно. Кривые намагничивания получены путем включения положительного поля амплитудой H , после чего измеряется точка на кривой $\sigma(H)$, затем поле отключается и измеряется величина намагниченности $\sigma_r(H)$ после действия поля H , затем аналогичные измерения выполняются при большей напряженности магнитного поля. Кривые дифференциальной магнитной восприимчивости $d\sigma(H)/dH$ получены путем расчета первой производной от удельной намагниченности σ и остаточной намагниченности σ_r по напряженности поля H . Кривые обратимой магнитной восприимчивости $\chi(H)$ получены под действием слабого возбуждающего переменного магнитного поля h_{\sim} амплитудой 3,7 Э и частотой 7 Гц на MPMS XL 7.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты исследования микроструктуры образцов приведены в работе [11]. Микроструктура всех образцов типична для спеченных сплавов Nd–Fe–B. Основные отличия заключаются в толщине межзеренных прослоек и составе тройных стыков. Магнит марки N35 содержит наибольшее количество оксидов в тройных стыках. Магниты марок N35 и N48 имеют тонкие межзеренные прослойки, практически не различимые методом СЭМ. Зернограничная фаза магнита марки N48SH отчетливо видна. Из данных EDX-анализа исследуемых образцов магнитов следует, что в образце марки N35 в составе межзеренной прослойки присутствуют фазы на основе оксидов редкоземельных металлов и небольшие области, обогащённые железом. В магнитах марок N48 и N48SH результаты элементного анализа не показали явных следов присутствия кислорода.

На рис. 1 представлены кривые намагничивания образцов ПМ N35, N48 и N48SH из терморазмагниченного состояния.

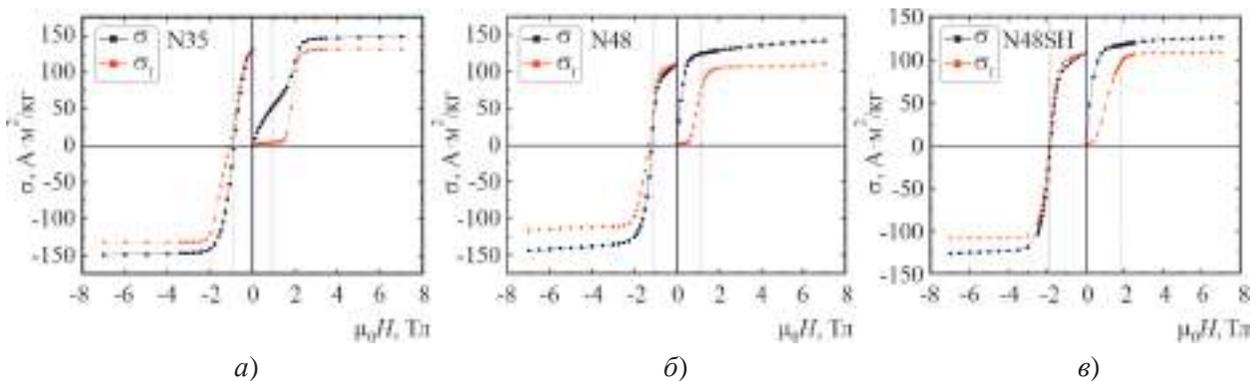


Рис. 1. Зависимости удельной намагниченности $\sigma(H)$ и остаточной удельной намагниченности $\sigma_r(H)$ из терморазмагниченного состояния для магнитов марок N35 (а), N48 (б), N48SH (в)

Из рис. 1 следует, что образцы N48 и N48SH намагничиваются относительно «легко», при этом максимальное поле для перехода к насыщению составляет примерно половину от величины коэрцитивной силы. В случае образца N35 требуется поле, двукратно превышающее величину его H_c .

Кривые дифференциальной магнитной восприимчивости на рис. 2 свидетельствуют о том, что процесс первичного намагничивания в образцах N48 и N48SH протекает однородно (кривая $d\sigma(H)/dH$ носит монотонно убывающий характер), при этом в N35 наблюдается несколько участков роста и снижения восприимчивости. Отмечено, что при этом пик необратимой восприимчивости $d\sigma_r(H)/dH$ образцов магнитов N48 и N48SH приходится на поля, меньшие коэрцитивной силы, а в N35 – двукратно превышающих поле H_c .

При размагничивании из состояния технического насыщения отмечено, что перемагничивание N35 и N48 проходит за счёт как обратимых, так и необратимых процессов, при этом N48SH – лишь необратимых.

Процессы намагничивания и размагничивания одного типа магнитов Nd–Fe–B могут протекать по-разному, и подход оценки механизма гистерезисных свойств за счет исключительно анализа кривых намагничивания не является исчерпывающим.

На рис. 3 представлены кривые обратной магнитной восприимчивости $\chi(H)$ под действием постоянного намагничивающего поля H и обратной восприимчивости $\chi_r(H)$ в состоянии оста-

точной намагниченности $\sigma_r(H)$ после предварительного приложения поля H и последующего его выключения. На зависимостях $\chi(H)$ наблюдается монотонное снижение восприимчивости, что свидетельствует о приближении магнитов к состоянию технического насыщения.

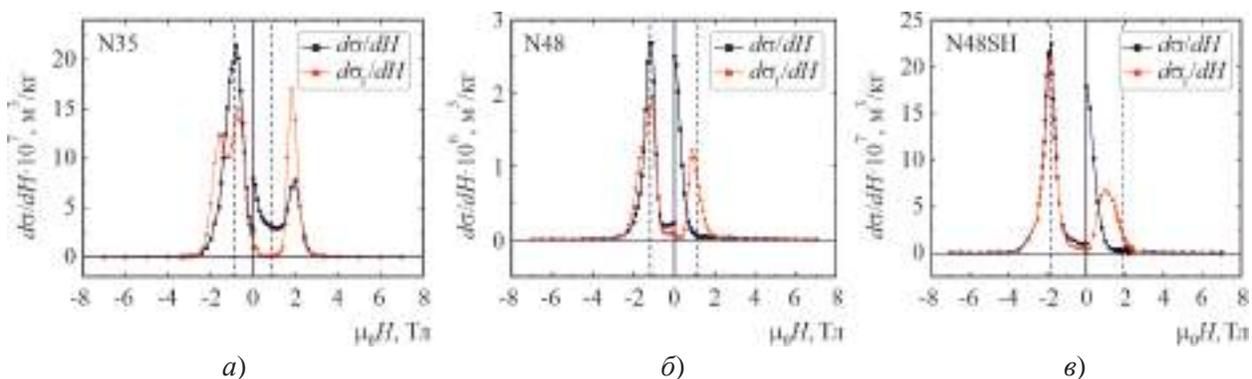


Рис. 2. Зависимости полной $d\sigma(H)/dH$ и необратимой $d\sigma_r(H)/dH$ дифференциальной магнитной восприимчивости для спеченного микрокристаллического материала марок N35 (а), N48 (б), N48SH (в)

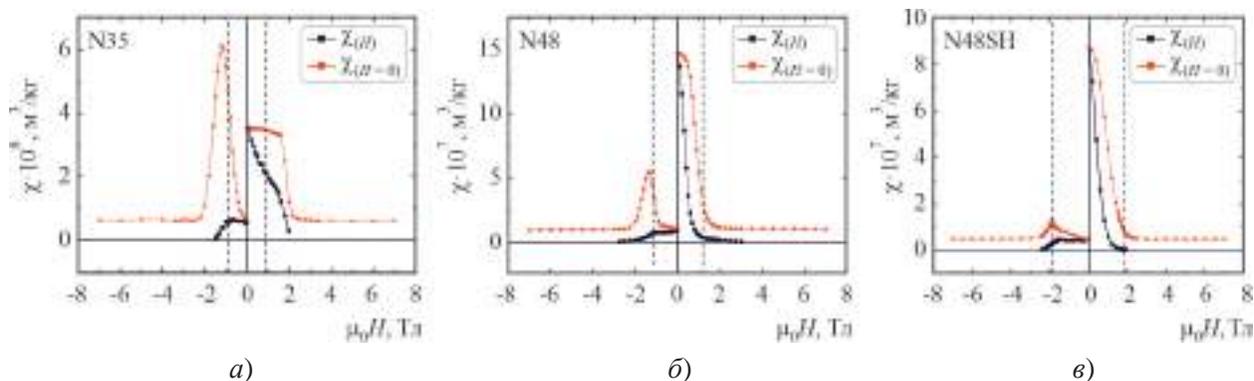


Рис. 3. Зависимости обратимой магнитной восприимчивости $\chi(H)$ и магнитной восприимчивости после выключения поля $\chi(H=0)$ спеченных ПМ марок N35 (а), N48 (б), N48SH (в)

Во всех образцах магнитов в исходном состоянии наблюдается достаточно высокий уровень обратимой восприимчивости $\chi_r(H)$, что косвенно указывает на существование незакрепленных доменных границ. Последние свободно перемещаются под действием слабого возбуждающего поля в объеме зерен. При намагничивании происходит снижение уровня $\chi_r(H)$ в результате закрепления доменных стенок в границах зерен или исчезновения. Остаточный уровень восприимчивости $\chi_r(H)$ является следствием несовершенства текстуры магнитов и вращения векторов намагниченности под действием переменного поля.

В магните марки N35 в терморазмагниченном состоянии более низкий уровень восприимчивости $\chi_r(H=0)$, чем в N48 и N48SH. По всей видимости, это обусловлено особенностями дефектов, расположенных в зерне, и прежде всего вблизи поверхностного слоя зерен. Доменные границы задерживаются вблизи этого слоя и не могут выйти из зерна, при этом задерживаясь на дефектах. Это предположение объясняет также невысокую коэрцитивную силу. Высокий уровень восприимчивости в состоянии остаточной намагниченности $\chi_r(H)$ сохраняется до значительных намагничивающих полей, т. е. доменные стенки не могут выйти из зерна или исчезнуть, в результате

чего при выключении магнитного поля возвращаются в исходное положение, в котором они имеют высокую восприимчивость.

В случае образцов N48 и N48SH наблюдается обратная ситуация, когда уровень начальной восприимчивости существенно превышает таковой при размагничивании. Это указывает на тот факт, что при перемагничивании материала магнита N48 доменная стенка после формирования зародыша перемагничивания пересекает зерно целиком и исчезает на другой его границе. Из-за сильного магнитоэластического взаимодействия между зёрнами, а также в результате формирования каналов перемагничивания [12] доменные границы в некоторых зёрнах после начала своего движения останавливаются и после выключения размагничивающего поля обеспечивают относительно высокую магнитную восприимчивость образца. Практически отсутствие изменения величины восприимчивости материала магнита N48SH указывает на то, что его перемагничивание осуществляется практически без существования свободных доменных границ, что свидетельствует о превалирующей роли задержки возникновения зародыша перемагничивания.

На рис. 4 приведены кривые обратимого вклада в удельную намагниченность $\sigma(H) - \sigma_r(H)$ под действием внешнего магнитного поля H , полученные из кривых намагничивания и размагничивания, представленных на рис. 1.

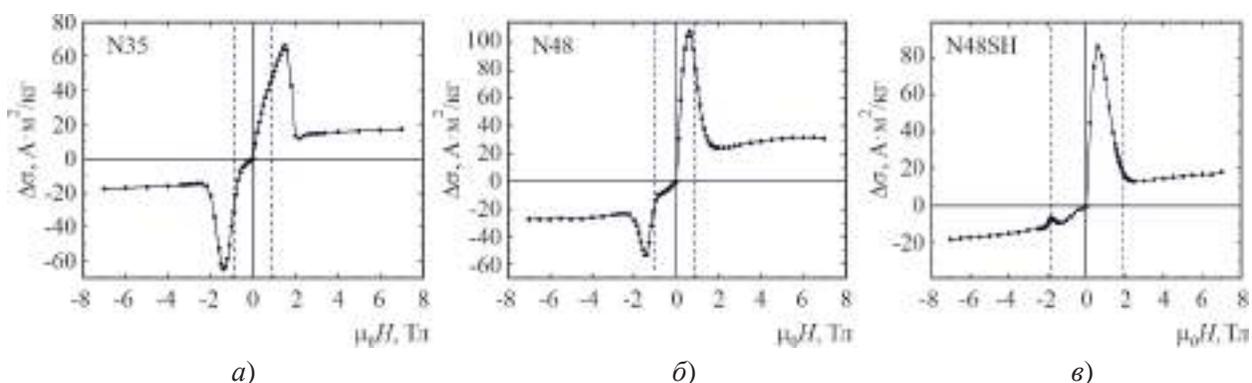


Рис. 4. Зависимости $\Delta\sigma$ образцов спеченных микрокристаллических материалов марок N35 (а), N48 (б), N48SH (в)

В случае признаков преобладания механизма задержки смещения доменных границ, как в случае магнитов марки N35, наблюдается почти одинаковое изменение величины обратимого изменения намагниченности $\Delta\sigma = |\sigma(H) - \sigma_r(H)|$ как при намагничивании, так и при размагничивании. В том случае, когда зёрна могут перемагничиваться коллективно по механизму пиннинга, при размагничивании наблюдается также увеличение обратимого вклада, но в меньшей степени, чем при намагничивании. Это наблюдается в случае магнитов марки N48. Для превалирующего механизма задержки возникновения зародышей перемагничивания, как в материале N48SH с хорошей магнитной изоляцией соседних зёрен, при размагничивании происходит снижение обратимого вклада, практически до нулевого уровня.

Существенное снижение обратимого вклада при размагничивании косвенно может указывать на хорошую магнитную изоляцию зёрен в магните, так как в таком случае перемагничивание одного зёрна практически никак не воздействует на соседние и процесс протекает как локальные акты перемагничивания отдельных зёрен. При этом можно учесть, что зёрна такого материала практически не имеют внутренних дефектов и доменные стенки не могут закрепляться внутри зёрна, соответственно если размагничивающего поля достаточно, чтобы сформировался зародыш

обратной магнитной фазы, доменная граница перемещается через все зерно и исчезает на противоположной стороне. Этому также способствует высокая коэрцитивная сила материала, поскольку перемагничивание происходит во внешних полях такой напряженности, что доменная граница не будет останавливаться вблизи границы соседних зерен.

Полученные результаты по методу оценки обратимого вклада в намагниченность $\sigma(H) - \sigma_r(H)$ хорошо согласуются с результатами метода оценки обратимой магнитной восприимчивости в состоянии остаточной намагниченности $\chi_r(H)$. При этом метод измерения обратимой магнитной восприимчивости оказывает динамическое воздействие на образец, а метод оценки обратимого вклада в намагниченность применяется при статических измерениях. Подобные изменения обратимого вклада в намагниченность наблюдаются и в магнитах Sm(Co, Fe, Zr, Cu) [13].

Из данных, представленных в статье [11], следует, что угловые зависимости коэрцитивной силы $H_c(\theta)$ реальных ПМ качественно не описываются в рамках стандартных моделей Кондорского и Стонера-Вольфарта ввиду того, что реальные магниты имеют сложную гетерогенную структуру. Введенный учет магнитостатических межзеренных взаимодействий в рамках модификации модели Кондорского позволяет качественно описать угловые зависимости $H_c(\theta)$ магнитов N35 и N48, что свидетельствует о преобладании в них механизма задержки смещения доменных границ. Данный подход не применим к N48SH ввиду того, что превалирующим механизмом высококоэрцитивного состояния является задержка зародышеобразования. Зависимость $H_c(\theta)$ магнита N48SH по форме схожа с таковой в приближении Стонера-Вольфарта, но существенно уступает по величине коэрцитивной силы, так как модель Стонера-Вольфарта не учитывает магнитостатическое взаимодействие между зёрнами, а также существование локальных дефектов и неоднородностей микроструктуры.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В рамках исследования показано, что применение магнитометрических методов позволяет получать косвенную информацию о превалирующих механизмах высококоэрцитивного состояния магнитотвердых материалов, включающих задержку зародышеобразования и задержку смещения доменных границ.

Установлено, что при комнатной температуре превалирующим механизмом высококоэрцитивного состояния ПМ марок N35 и N48 является механизм задержки смещения доменных границ, а N48SH – задержки возникновения зародыша обратной магнитной фазы. Такие различия, вероятно, обусловлены различным составом и толщиной межзеренной прослойки. Приближенная к идеальной модельной структуре с хорошей магнитной изоляцией зерен магнитотвердого материала типа Nd-Fe-B в магнитах марки N48SH обеспечивает механизм перемагничивания за счет задержки возникновения зародыша, что повышает уровень коэрцитивной силы данного магнита почти в два раза по сравнению с N35 и N48.

Наиболее перспективный подход к повышению магнитных гистерезисных свойств магнитов типа Nd-Fe-B кроется в оптимизации состава и микроструктуры межзеренной прослойки в составе спеченных магнитов и минимизации присутствия кислорода.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства высшего образования и науки Российской Федерации (Договор №. FEUZ 2023-0020).

ЛИТЕРАТУРА

1. Electromagnetic system for embodying the unit of mass / E. A. Volegova [et al.] // Measurement Techniques. – 2022. – Vol. 64 (12). – P. 1016 – 1023.
2. **Shumkin, S. S.** Production of permanent magnets for magnetically hard alloys using rare-earth metals / S. S. Shumkin, P. A. Prokof'ev, M. Yu. Semenov // Metallurgist. – 2019. – Vol. 63. – P. 462 – 468.
3. **Волегов, А. С.** Межзеренное обменное взаимодействие в наноструктурированных сплавах системы РЗМ–3d-металл–бор и его роль в формировании их фундаментальных и гистерезисных магнитных свойств: дис. канд. физ.-мат. наук: 01.04.11 / Волегов Алексей Сергеевич. – Тверь, 2012. – 161 с.
4. **Bolyachkin, A. S.** Characterisation of high-anisotropy nanocrystalline alloys based on magnetic susceptibilities in the remanent state / A. S. Bolyachkin [et al.] // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2019. – Vol. 486. – P. 165270.
5. **Уржумцев, А. Н.** Высококоэрцитивное состояние и особенности перемагничивания нано- и микрокристаллических сплавов на основе соединений типа $Nd_2Fe_{14}B$ и Sm_2Co_{17} : дис. канд. физ.-мат. наук: 1.3.12 / Уржумцев Андрей Николаевич. – Екатеринбург, 2022. – 177 с.
6. **Кондорский, Е. И.** К вопросу о природе коэрцитивной силы и необратимых изменениях при намагничивании / Е. И. Кондорский // ЖЭТФ. – 1937. – Vol. 7, No 9. – P. 1117.
7. **Kersten, M.** Zur theorie der Koerzitivkraft / M. Kersten // Z. Physik. – 1948. – Vol. 124, No 7–12. – P. 714 – 741.
8. **Stoner, E. C.** A mechanism of magnetic hysteresis in heterogeneous alloys / E. C. Stoner, E. P. Wohlfarth // Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences. – 1948. – Vol. 240, No 826. – P. 599 – 642.
9. **Kronmüller, H.** Analysis of the magnetic hardening mechanism in RE-FeB permanent magnets / H. Kronmüller, K.-D. Durst, M. Sagawa // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1988. – Vol. 74, No 3. – P. 291 – 302.
10. **Kronmüller, H.** Interactive and cooperative magnetization processes in hard magnetic materials / H. Kronmüller, T. Schrefl // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1994. – Vol. 129, No 1. – P. 66 – 78.
11. A modified Kondorsky model for describing the magnetization reversal processes in Nd–Fe–B permanent magnets / A. N. Urzhumtsev [et al.] // Physics of Metals and Metallography. – 2022. – Vol. 123 (8). – P. 740 – 745.
12. **Pastushenkov, J.** Domain observations under applied fields of sintered $Fe_{77}Nd_{15}B_8$ permanent magnets / J. Pastushenkov, K.-D. Durst, H. Kronmüller // Phys. Stat. Sol. (a). – 1987. – Vol. 104, No 1. – P. 487 – 495.
13. **Urzhumtsev, A.** Magnetization reversal processes in sintered permanent magnets $Sm(Co, Fe, Zr, Cu)Z$ / A. Urzhumtsev, V. Maltseva, A. Volegov // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2022. – Vol. 551. – P. 169143.

Статья поступила 27 июня 2023 г.

РАДИОЭЛЕКТРОННЫЕ УСТРОЙСТВА

УДК 621.396.677.31+621.3.095.222

ДВУХДИАПАЗОННЫЕ СОВМЕЩЁННЫЕ АНТЕННЫЕ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МЕТАСТРУКТУР СО СВОЙСТВАМИ ЧАСТИЧНО ОТРАЖАЮЩЕЙ ПОВЕРХНОСТИ

В. Я. Батаев¹, А. Ю. Гринев^{1,2},
Д. В. Багно^{1,2}, Д. В. Бронников², В. В. Демшевский¹, А. Е. Зайкин^{1,2}, Е. В. Ильин^{1,2}

¹АО «НПП «Исток» им. Шокина», г. Фрязино

²Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)

Представлены результаты разработки модели совмещённого (двухдиапазонного) антенного полотна фазированной антенной решетки с отношением центральных частот рабочих полос 1:1,8 (диапазоны *C* и *X*). Антенное полотно разреженное, используются две метаструктуры со свойствами частично отражающей поверхности, выполняющие роль пространственно-частотного полосно-пропускающего фильтра для одного диапазона и полосно-заграждающего – для другого. Обсуждаются результаты полноволнового электродинамического моделирования и расчета радиотехнических характеристик такой антенной системы, показавшего возможность сократить число антенных элементов и сохранить высокие значения коэффициента усиления в каждом диапазоне. Такое техническое решение упрощает компоновку распределителя и позволяет реализовать электрическое сканирование луча в ограниченном секторе с подавлением дифракционных лепестков.

КС: антенная решетка, совмещенная антенна, патч-излучатель, двухполяризационный излучатель, метаструктура, частично отражающая поверхность, пространственно-частотный фильтр, дифракционный лепесток

DUAL-BAND COMBINED ANTENNA SYSTEMS BASED ON METASTRUCTURES WITH PARTIALLY REFLECTIVE SURFACE PROPERTIES

V. Ya. Batayev¹, A. Yu. Grinev^{1,2},
D. V. Bagno^{1,2}, D. V. Bronnikov², V. V. Demshevsky¹, A. E. Zaikin^{1,2}, E. V. Ilin^{1,2}

¹JSC «RPC «Istok» named after Shokin», Fryazino

²Moscow Aviation Institute (National Research University), Moscow

The results of the development of a model of a combined (dual-band, *C* and *X* bands) antenna curtain of a phased array antenna with 1:1.8 ratio of central frequencies of the operating bands are presented. The antenna curtain is sparse, two metastructures with the properties of a partially reflecting surface are implemented, acting as a spatial-frequency bandpass filter in one band and a bandstop filter in the other. The results of a full-wave electrodynamic simulation and the obtained characteristics of such an antenna system are discussed. The simulation has shown the possibility to reduce the antenna elements amount while maintaining antenna gain in both frequency bands. This technical solution simplifies the layout of feeding network and allows electric beam scanning in a limited sector with suppression of grating lobes.

Keywords: array antenna, dual-band antenna, patch antenna, dual-polarized antenna, metastructure, partially-reflective surface, space-frequency domain filter, grating lobe

1. ВВЕДЕНИЕ

Неизменной тенденцией развития теории и техники антенных систем (АС) бортовых многофункциональных радиоэлектронных комплексов является поиск и внедрение научно обоснованных технических решений, направленных на использование единой АС в интересах нескольких радиотехнических систем, расширение рабочей полосы частот, достижение высокого коэффициента усиления антенны и сокращение габаритных размеров [1, 2]. В статье акцент сделан на совмещённые (двухдиапазонные) антенные системы. Можно выделить три подхода к совмещению АС. *Первый* подход заключается в использовании в антенном полотне широкополосных или двухдиапазонных излучающих элементов, в радиочастотном тракте которых применены частотно-разделительные фильтры (диплексеры) [3, 4]. В результате единое N -элементное антенное полотно имеет две группы по N выходов для каждого диапазона. *Второй* подход предполагает использование двух типов однодиапазонных излучающих элементов. В антенном полотне излучатели двух диапазонов чередуются и располагаются в одном слое либо разносятся в продольном направлении [5, 6]. При первом подходе возникают трудности при реализации широкополосных излучающих элементов, особенно в случае большого различия частот совмещаемых диапазонов, второй подход обладает большей гибкостью и применяется чаще.

Третий подход состоит в оснащении антенного полотна метаструктурами, обладающими различными свойствами: свойствами поверхностей с высоким импедансом (искусственный магнитный проводник), частично отражающих поверхностей (ЧОП) и др. [7–13]. В статье рассматривается двухдиапазонная совмещённая антенная система диапазонов C и X , оснащённая двумя метаструктурами со свойствами ЧОП, которые выполняют роль пространственно-частотного полосно-пропускающего фильтра для одного диапазона и полосно-заграждающего фильтра – для другого.

2. СХЕМА СОВМЕЩЁННОЙ АНТЕННОЙ СИСТЕМЫ X - И C -ДИАПАЗОНОВ

На рис. 1 представлена схема совмещённой АС с использованием ЧОП, поясняющая принцип действия в диапазонах C и X . АС включает в себя две метаструктуры, M_2 и M_1 , диапазонов C и X , расположенные над металлическим экраном на высотах h_1 и h_2 соответственно. Метаструктура диапазона X расположена под метаструктурой диапазона C . При правильном выборе параметров метаструктур и высот h_1 и h_2 внутри АС возникают две резонансные области – в диапазоне X (на центральной частоте f_x полосы частот Δf_x) и в диапазоне C (f_c , Δf_c). Каждая из метаструктур должна резонировать на частоте своего диапазона, оставаясь практически радиопрозрачной на частоте другого диапазона [9, 10].

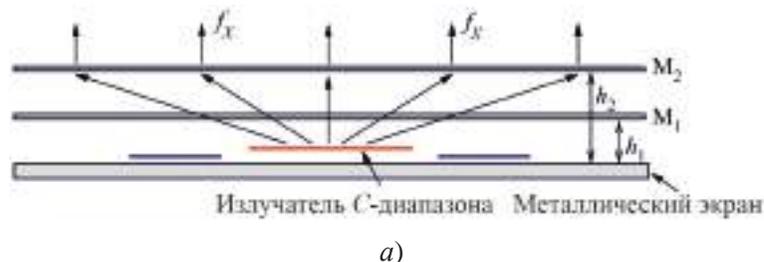


Рис. 1. Действие совмещённой АС в диапазонах C (а) и X (б) (см. также с. 53)

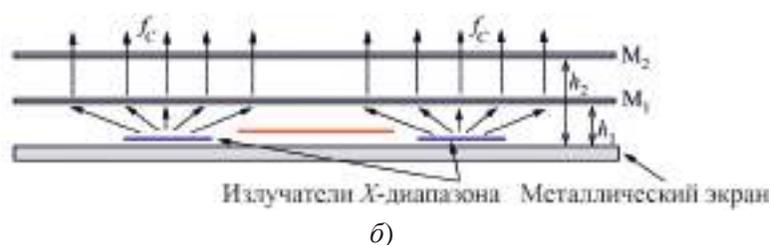


Рис. 1. Действие совмещенной АС в диапазонах С (а) и Х (б)

В диапазоне С резонансная область образуется между метаструктурой M_2 и металлическим экраном, при этом метаструктура M_1 на этой же частоте f_c радиопрозрачна (рис. 1, а). В диапазоне Х резонансная область располагается между метаструктурой M_1 и металлическим экраном, а верхняя метаструктура M_2 не должна проявлять себя. Чтобы получить высокий коэффициент усиления АС в диапазоне Х (рис. 1, б), метаструктура M_1 в этом диапазоне должна иметь высокий коэффициент отражения. Таким образом, для обеспечения заданной ширины рабочей полосы частот и высокого коэффициента усиления к параметрам метаструктур со свойствами ЧОП предъявляются требования [7–13]:

$$M_1: \begin{cases} |\Gamma_{M_1}(f)| \rightarrow 0 \text{ для } \Delta f_C, \\ |\Gamma_{M_1}(f)| \rightarrow 1 \text{ для } \Delta f_X; \end{cases} \quad M_2: \begin{cases} |\Gamma_{M_2}(f)| \rightarrow 1 \text{ для } \Delta f_C, \\ |\Gamma_{M_2}(f)| \rightarrow 0 \text{ для } \Delta f_X. \end{cases} \quad (1)$$

Наиболее естественна реализация метаструктур в виде проводящего рисунка печатной платы СВЧ. В качестве основы метаструктур M_1 и M_2 были выбраны периодически повторяющиеся ячейки, топология проводящего рисунка которых показана на рис. 2 [14, 15] (светлый цвет – диэлектрическое основание, темный цвет – проводник). Ячейка метаструктуры M_1 представляет собой щелевое кольцо с шириной щели s (рис. 2, а), ячейка метаструктуры M_2 – так называемый «иерусалимский крест» (рис. 2, б). Размеры элементов топологии ячеек определяются исходя из требований (1). Для демонстрации влияния параметров топологии ячеек на свойства ЧОП были рассчитаны семейства графиков частотной зависимости модуля коэффициента отражения плоской однородной электромагнитной волны, падающей по нормали на метаструктуру в свободном пространстве, в модели ячейки Флоке (для обеих метаструктур имитировалась плоская поверхность с бесконечным числом ячеек, с квадратной сеткой расположения и периодом $d_{PRS} = 15,4$ мм) (рис. 3, 4). В каждом семействе меняется значение только одного параметра, значения всех остальных параметров зафиксированы.

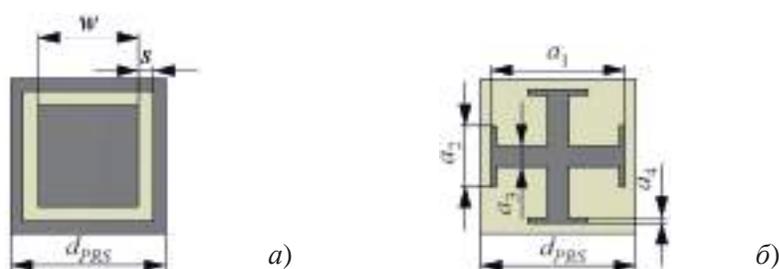


Рис. 2. Ячейки метаструктур:
а – щелевое кольцо; б – «иерусалимский крест»

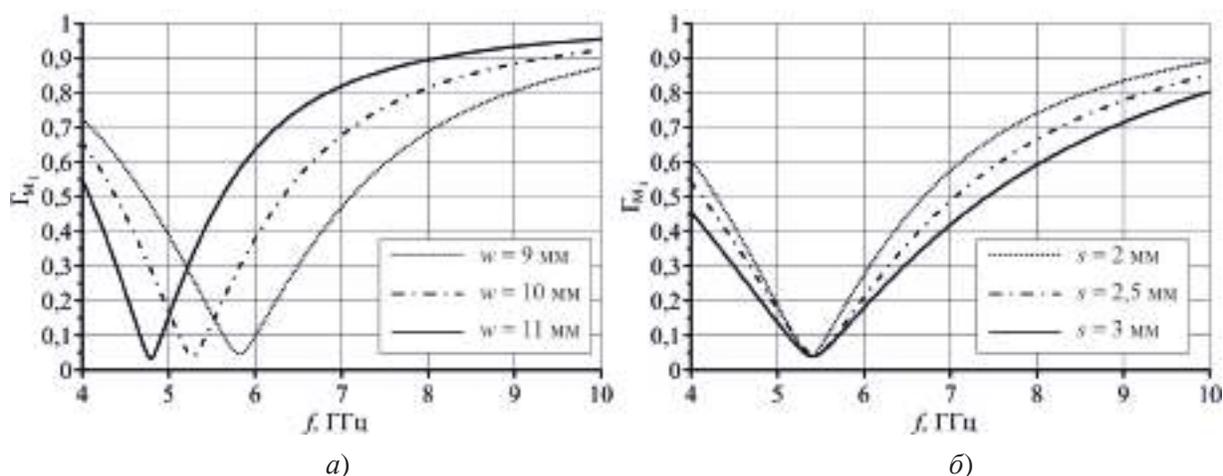


Рис. 3. Семейство графиков частотной зависимости модулей коэффициентов отражения Γ_{M_1} от метаструктуры M_1 при изменении параметра:
 а – w ($s = 1,5$ мм); б – s ($w = 10$ мм)

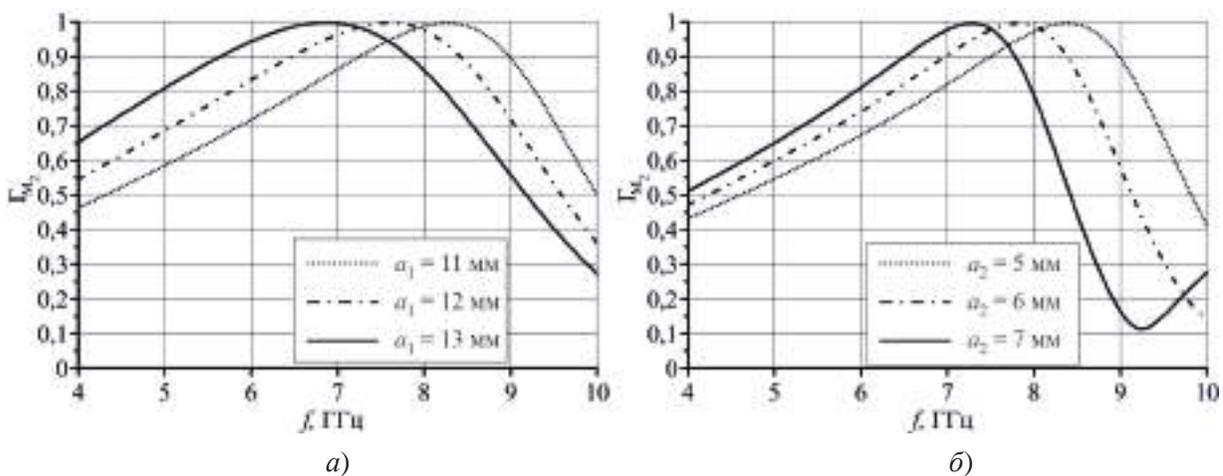


Рис. 4. Семейство графиков частотной зависимости модулей коэффициентов отражения Γ_{M_2} от метаструктуры M_2 при изменении параметра:
 а – a_1 ($a_2 = 6,03$ мм); б – a_2 ($a_1 = 13,29$ мм)

3. ОПТИМИЗАЦИЯ МЕТАСТРУКТУР С- И Х-ДИАПАЗОНОВ

Целью оптимизации было достижение характеристик, приведенных в таблице. Частоты и ширины полос частот выбраны произвольно. Модели метаструктур M_1 и M_2 были реализованы на фольгированном листовом диэлектрике с диэлектрической проницаемостью 3,55 (соответствует материалу Rogers RO4003) и толщиной 1,5 мм. Для достижения заданных характеристик была проведена оптимизация размеров элементов топологии проводящего рисунка ячеек (см. рис. 1 и 2) путем минимизации целевых функций

$$\Phi_{M_1}(d_{PRS}, w, s, h_1) = \sum_{m=1}^3 \alpha_1 \left(|\Gamma_{M_1}(f_m)| \right)^2 + \sum_{n=1}^3 \beta_1 \left(1 - |\Gamma_{M_1}(f_n)| \right)^2 + G_{M_1}, \quad (2)$$

$$\Phi_{M_2}(d_{PRS}, a_1, a_2, a_3, h_2) = \sum_{m=1}^3 \alpha_m (1 - |\Gamma_{M_2}(f_m)|)^2 + \sum_{n=1}^3 \beta_n (|\Gamma_{M_2}(f_n)|)^2 + G_{M_2}, \quad (3)$$

где $\alpha_1, \alpha_2, \beta_1, \beta_2$ – коэффициенты; $f_m (m = 1, 2, 3)$ – средняя, нижняя и верхняя граничные частоты полосы Δf_C ; $f_n (n = 1, 2, 3)$ – то же полосы Δf_X ; G_{M_1}, G_{M_2} – штрафные функции, ограничивающие размеры.

Требования к совмещенной двухдиапазонной антенной системе

Характеристика	Диапазон	
	C	X
Центральная частота, МГц	5300	9500
Ширина рабочей полосы частот:		
абсолютная, МГц	400	500
относительная, %	7,5	5,2
Развязка между излучателями двух диапазонов, дБ, не менее	25	
Сектор электрического сканирования луча, град, не менее	±15	
Поляризация	Две линейные, ортогональные	

В результате получены следующие размеры (период обеих метаструктур $d_{PRS} = 0,272\lambda_C = 0,488\lambda_X = 15,4$ мм):

для M_1 : $w = 0,317\lambda_X = 10$ мм, $s = 0,048\lambda_X = 1,5$ мм, $h_1 = 0,542\lambda_X = 17,1$ мм;

для M_2 : $a_1 = 0,235\lambda_C = 13,29$ мм, $a_2 = 0,107\lambda_C = 6,031$ мм, $a_3 = 0,037\lambda_C = 2,07$ мм,
 $a_4 = 0,0093\lambda_C = 0,532$ мм, $h_2 = 0,548\lambda_C = 31$ мм.

Соответствующие графики частотной зависимости коэффициентов отражения плоской волны показаны на рис. 5. Видно, что на центральных частотах рабочих полос свойства метаструктур близки к требуемым (1):

$$M_1 : \begin{cases} |\Gamma_{M_1}(5,3 \text{ ГГц})| = 0,05, \\ |\Gamma_{M_1}(9,5 \text{ ГГц})| = 0,90; \end{cases} \quad M_2 : \begin{cases} |\Gamma_{M_2}(5,3 \text{ ГГц})| = 0,93, \\ |\Gamma_{M_2}(9,5 \text{ ГГц})| = 0,12. \end{cases} \quad (4)$$

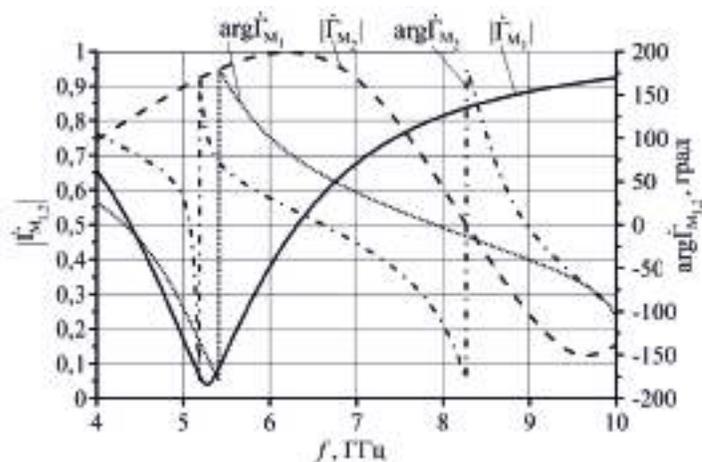


Рис. 5. Семейство графиков частотной зависимости модуля и фазы коэффициента отражения

На рис. 6 показаны цветные картины распределения амплитуды напряженности электрического поля в поперечном сечении двухслойной метаструктуры над металлическим экраном с излучателями, иллюстрирующие происходящее электромагнитное явление. Видно, что в диапазоне C (рис. 6, *а*) метаструктура M_1 является радиопрозрачной, резонирующая область располагается между метаструктурой M_2 и экраном. В диапазоне X (рис. 6, *б*) резонирующая область располагается между нижней метаструктурой M_1 и экраном, а радиопрозрачной является метаструктура M_2 .

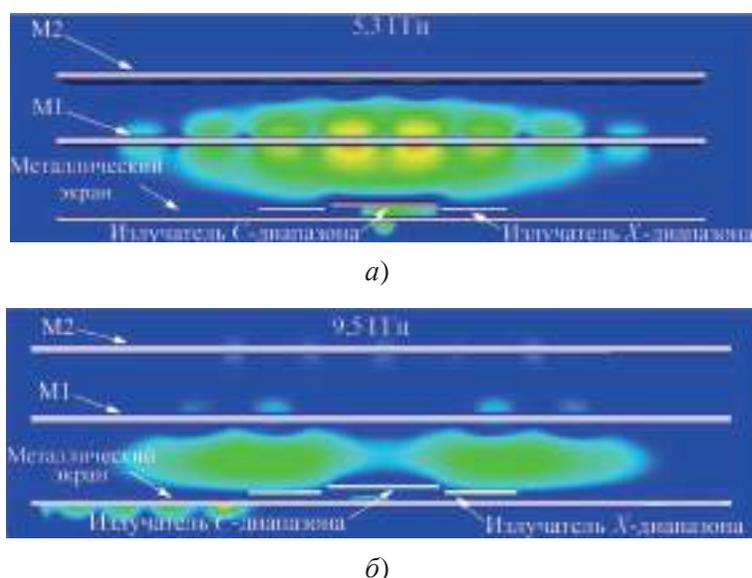


Рис. 6. Графическое представление распределения амплитуды напряженности электрического поля в поперечном сечении двухслойной метаструктуры:

а – в диапазоне C ; *б* – в диапазоне X

4. СОВМЕЩЕННАЯ ДВУХПОЛЯРИЗАЦИОННАЯ АНТЕННАЯ СИСТЕМА C - И X -ДИАПАЗОНОВ

На рис. 7 показано устройство модели фрагмента разреженной совмещенной двухполяризационной АС с применением двух метаструктур со свойством ЧОП (1, 2). В качестве излучателей 4, 5 диапазонов C и X использованы патч-излучатели, их возбуждение осуществлялось Н-образными щелями 3 в металлическом экране 6. Патчи располагались на нижней стороне диэлектрической пластины, размещенной над экраном 6. На диэлектрической пластине, расположенной под экраном 6, реализована микрополосковая схема питания 7. Возбуждение портов 1 и 2 в диапазоне X и портов 3 и 4 в диапазоне C приводит к излучению антенной электромагнитных волн с поляризацией, близкой к линейной, причем плоскости поляризации практически взаимно ортогональны. Размеры модели: $L = 4,5\lambda_X = 140$ мм (форма квадратная), $h_1 = 0,55\lambda_X = 17,1$ мм, $h_2 = 0,56\lambda_C = 31$ мм, $l_C = 0,38\lambda_C = 21$ мм, $l_X = 0,32\lambda_X = 10$ мм, $D_X = 1,3\lambda_X = 40$ мм. Полноволновое электродинамическое моделирование для контроля достоверности результатов проведено двумя методами: конечных разностей во временной области (FDTD) и конечных элементов (FEM). Модель содержит единственный патч-излучатель для диапазона C и четыре патч-излучателя для диапазона X . Электрическое сканирование луча не предусмотрено.

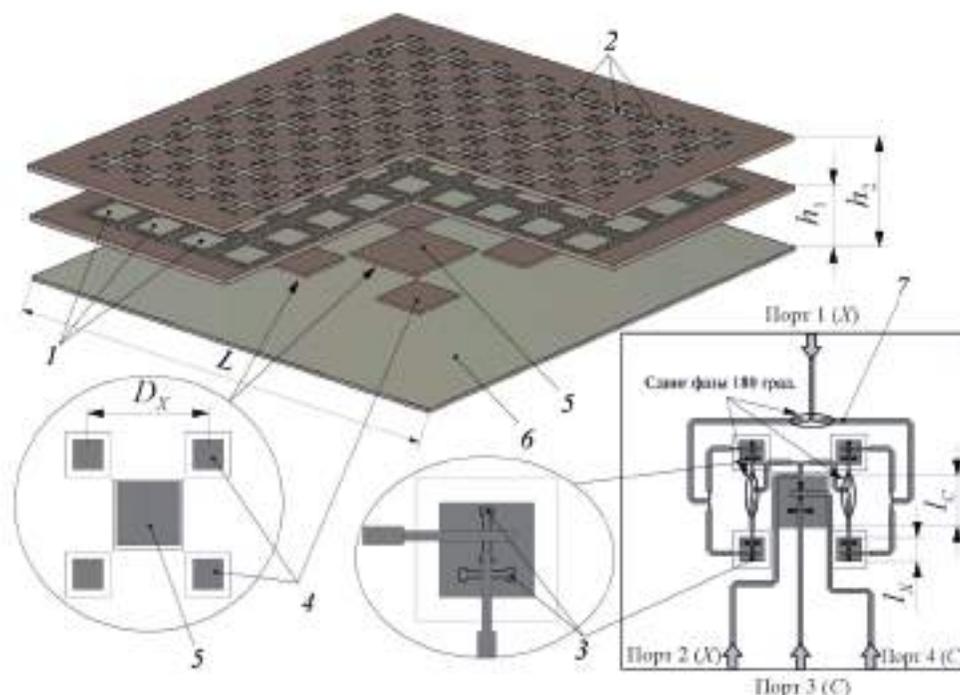


Рис. 7. Устройство фрагмента АС:

- 1 – метаструктура M_1 ; 2 – метаструктура M_2 ; 3 – H-образные щели возбуждения излучателей;
- 4 – патч-излучатели диапазона X; 5 – патч-излучатель диапазона C; 6 – металлический экран;
- 7 – микрополосковая схема питания

Излучатели диапазона X образуют разреженное антенное полотно ($D_X = 1,3\lambda_X$), поэтому при отсутствии метаструктуры неизбежно возникают дифракционные лепестки ДН, причем даже при синфазном возбуждении. На рис. 8, а дано графическое представление амплитуды напряженности электрического поля на плоскости вблизи излучателей при отсутствии метаструктуры. Метаструктура регулярная, с меньшим периодом ($d_{PRS} < 0,5\lambda_X$) и обеспечивает выполнение условия (4). На проводящих элементах метаструктуры излучатели наводят электрический ток, под влиянием поля излучения которого пространственный период распределения амплитуды напряженности поля уменьшается с D_X до d_{PRS} (рис. 8, б) и дифракционные лепестки ДН подавляются (не формируются). В такой АС с разреженным расположением излучателей возможно даже электрическое сканирование луча (хоть и в небольшом секторе; сканирование рассмотрено далее в п. 5).

Для АС диапазона C и ее рабочей полосы частот на рис. 9, а показаны частотные зависимости модуля коэффициента отражения от входов возбуждения двух поляризаций, на рис. 9, б – модуля коэффициента передачи между этими входами, а также между входами диапазонов C и X для совпадающих (S_{23} , S_{14}) и ортогональных (S_{13} , S_{24}) поляризаций. Коэффициент отражения от входов не превышает -9 дБ ($K_{СВН} < 2,1$), коэффициент передачи между входами – минус 24 дБ. Коэффициенты передачи между входами диапазонов C и X совпадающих поляризаций: $S_{14} \leq 25$ дБ и $S_{23} \leq -18$ дБ; ортогональных поляризаций: $S_{13} \leq -40$ дБ и $S_{24} \leq -25$ дБ. На рис. 10 показаны нормированные диаграммы направленности в главных плоскостях для главной и паразитной поляризации для трех частот (граничных и центральной) рабочей полосы частот. Относи-

тельный уровень излучения с паразитной поляризацией в рабочей полосе частот в направлении нормали к плоскости антенного полотна не превышает -25 дБ. На рис. 11 приведены графики частотной зависимости коэффициента усиления (КУ) G в направлении нормали, расчет выполнен методами FDTD и FEM. КУ достигает 16,7 дБ, в рабочей полосе частот $G \geq 12$ дБ. Снижение КУ на границах рабочей полосы частот связано с уменьшением амплитуды напряженности поля на периферии антенного полотна.

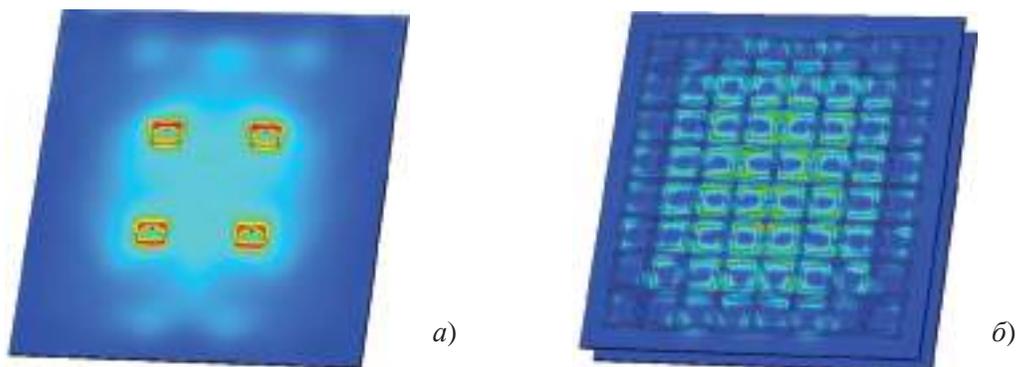
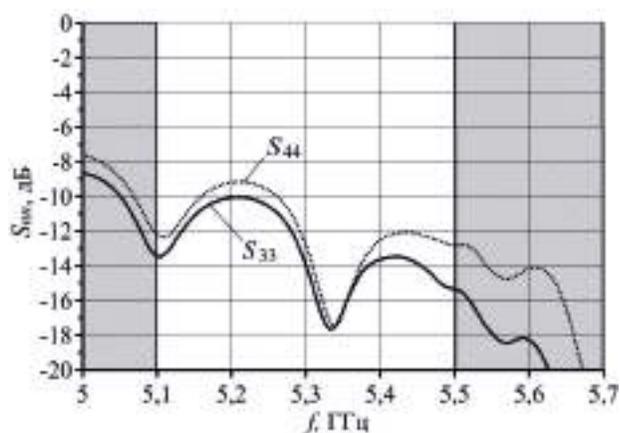
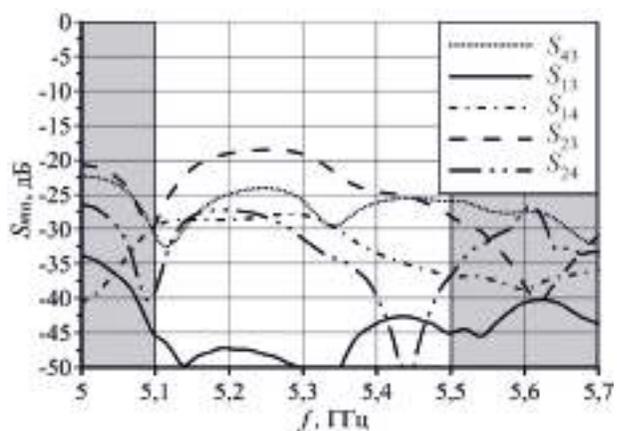


Рис. 8. Графическое представление распределения амплитуды напряженности электрического поля на плоскости вблизи антенного полотна при возбуждении входов диапазона X :

a – без метаструктуры; b – с метаструктурой



a)



b)

Рис. 9. Семейство графиков частотной зависимости S -параметров в диапазоне C :
 a – коэффициенты отражения;
 b – коэффициенты передачи

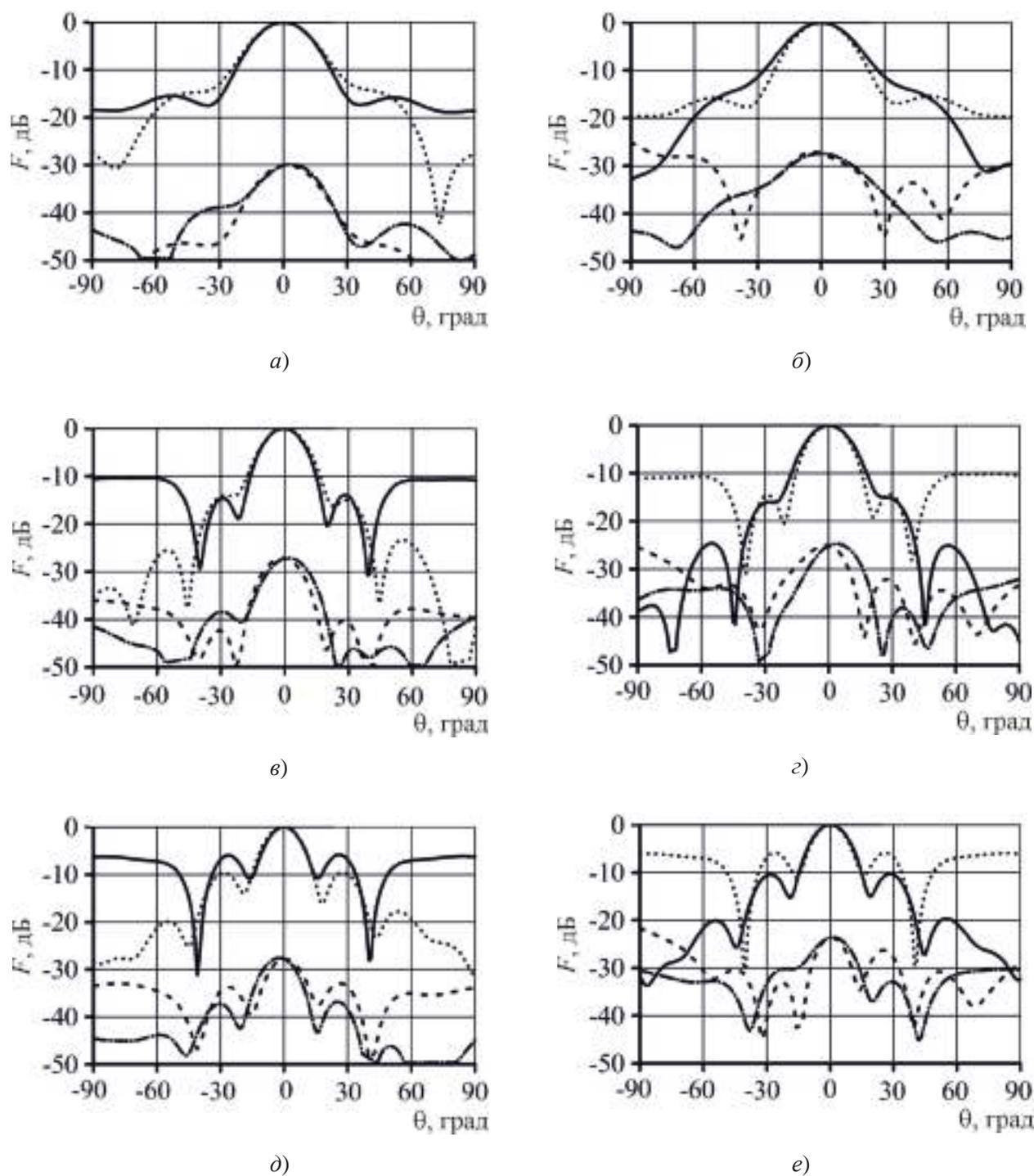


Рис. 10. Диаграммы направленности в диапазоне С для трех частот

(а, б – $f = 5,1$ ГГц; в, г – $f = 5,3$ ГГц; д, е – $f = 5,5$ ГГц),

определенные при возбуждении портов 3 (а, в, д) и 4 (б, г, е):

— E -плоскость, главная поляризация; H -плоскость, главная поляризация;
 - - - E -плоскость, паразитная поляризация; - · - · H -плоскость, паразитная поляризация

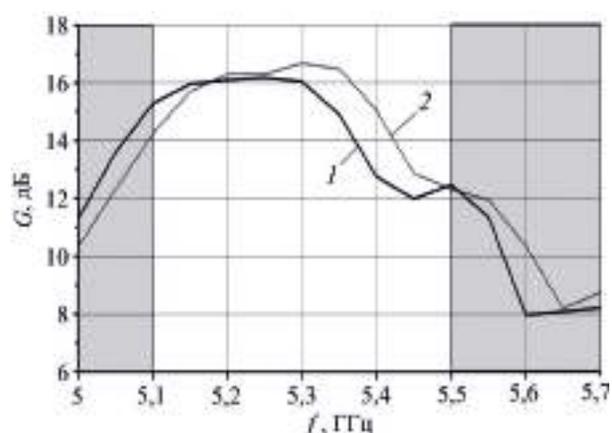


Рис. 11. Частотные зависимости коэффициента усиления G в диапазоне C для двух методов расчета:
1 – FDTD; 2 – FEM

Для АС диапазона X и ее рабочей полосы частот аналогичные графики показаны на рис. 12...14. Коэффициенты отражения S_{11} , S_{22} не превышают минус 10 дБ (КСВН – не более 2,0, рис. 12, а), коэффициент передачи S_{21} между входами диапазона X (рис. 12, б) – минус 40 дБ. Коэффициенты передачи между входами диапазонов X и C совпадающих поляризаций (рис. 12, б) $S_{41} \leq 20$ дБ и $S_{32} \leq -45$ дБ, ортогональных поляризаций $S_{31} \leq -45$ дБ, $S_{42} \leq -20$ дБ. Относительный уровень излучения с паразитной поляризацией в направлении нормали не превышает -30 дБ (рис. 13), наблюдается повышенный уровень боковых лепестков, который связан с влиянием верхней метаструктуры M_2 C -диапазона и с возникновением дополнительного резонанса между M_1 и M_2 (см. рис. 1). Коэффициент усиления G в направлении нормали находится в интервале 19...21,2 дБ (рис. 14).

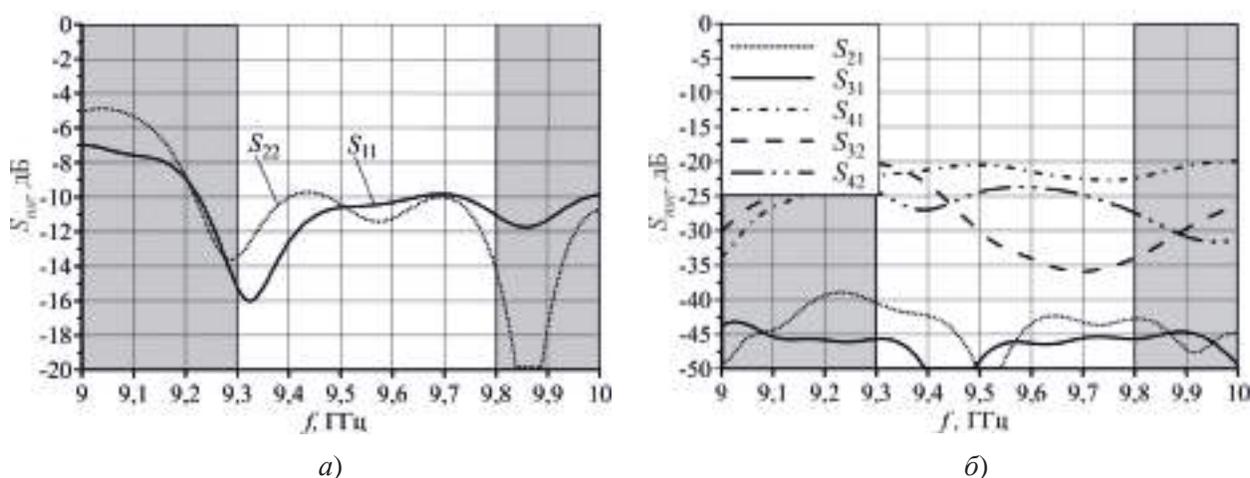


Рис. 12. Семейство графиков частотной зависимости S -параметров в диапазоне X :

а – коэффициенты отражения; б – коэффициенты передачи

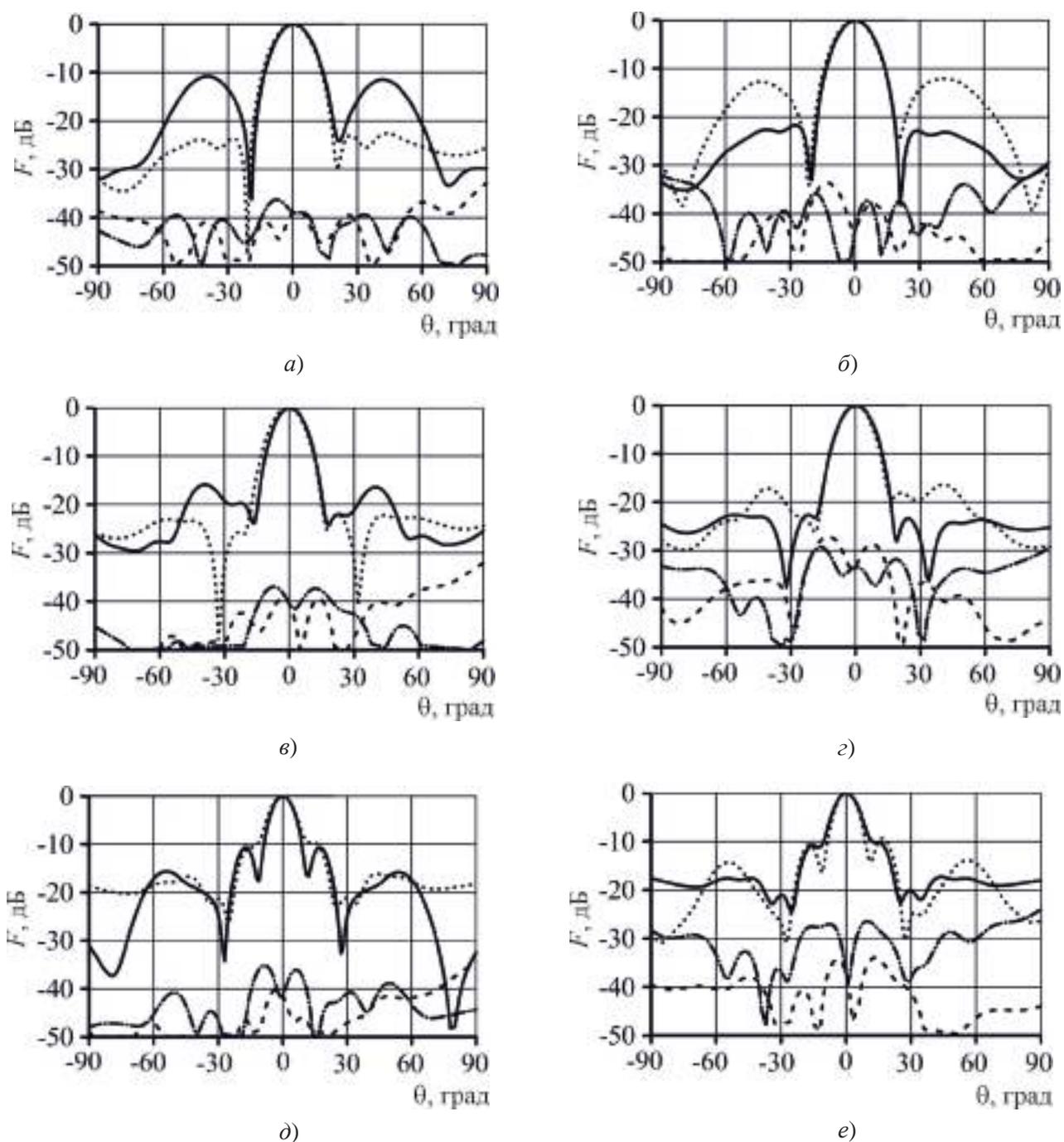


Рис. 13. Диаграммы направленности в диапазоне X для трех частот ($a, б - f = 9,3$ ГГц; $в, г - f = 9,5$ ГГц; $д, е - f = 9,8$ ГГц), определенные при возбуждении портов 1 ($a, в, д$) и 2 ($б, г, е$):
 ····· E -плоскость, главная поляризация; — H -плоскость, главная поляризация;
 -·-· E -плоскость, паразитная поляризация; - - - H -плоскость, паразитная поляризация

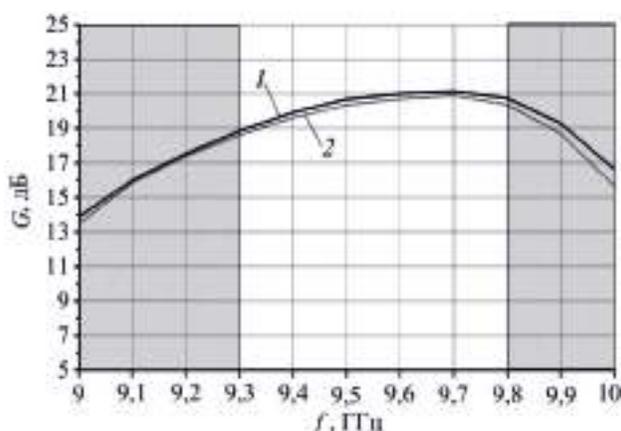


Рис. 14. Частотные зависимости коэффициента усиления G в диапазоне X для двух методов расчета:
1 – FDTD; 2 – FEM

5. СКАНИРУЮЩАЯ СОВМЕЩЕННАЯ ДВУХПОЛЯРИЗАЦИОННАЯ ЛИНЕЙНАЯ АНТЕННАЯ СИСТЕМА C - И X -ДИАПАЗОНОВ

Устройство модели показано на рис. 15. Как и ранее, модель содержит две метаструктуры со свойствами ЧОП 1, 2, а также четыре патч-излучателя 3 диапазона X и два патч-излучателя 4 диапазона C . Излучатели возбуждаются отрезками линий передачи 6 микрополоскового типа, которые располагаются на диэлектрическом основании под металлическим экраном 5. Возбуждение портов 1...4 и 5...8 в диапазоне X приводит к излучению электромагнитных волн с линейными взаимно ортогональными поляризациями, то же происходит и при возбуждении портов 9, 10 и 11, 12 в диапазоне C . Электрическое сканирование луча ДН на угол θ_0 от направления нормали к плоскости антенного полотна осуществляется созданием разности фаз возбуждения в портах. Размеры: $L = 6,1\lambda_X = 190$ мм, $W = 4,5\lambda_X = 140$ мм, $h_2 = 0,56\lambda_C = 31$ мм, $h_1 = 0,55\lambda_X = 17,1$ мм, $D_C = 1,4\lambda_C = 80$ мм, $D_X = 1,3\lambda_X = 40$ мм.

Рис. 16 иллюстрирует возможность сканирования в секторе $\pm 15^\circ$ в каждом из двух диапазонов. При сканировании возрастает УБЛ: в диапазоне C – от минус (20...23) дБ до минус 7,5 дБ, в диапазоне X – от минус (14...19) дБ до минус 10 дБ. Снижение коэффициента усиления на 1,5...3 дБ при сканировании луча (рис. 17) связано не столько с расширением луча, сколько с ростом УБЛ и потерь на отражение (рис. 18: $\Gamma < -9$ дБ, КСВН $< 2,1$).

6. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Применение метаструктуры со свойствами частично отражающей поверхности позволяет строить разреженное антенное полотно, что дает возможность сократить число излучающих элементов, снизить стоимость, высвободить место между излучателями (модулями АФАР). Совместное применение двух метаструктур позволяет реализовать совмещенное (двухдиапазонное) антенное полотно, разреженное в каждом диапазоне, что было продемонстрировано на примере совмещения диапазонов C и X (отношение частот 1:1,8): развязка между входами излучателей двух диапазонов составляет не менее 20 дБ. При этом метаструктуры выполняют роль пространственно-частотного полосно-пропускающего фильтра для одного диапазона и полосно-заграждающего для другого

диапазона. Благодаря метаструктурам с регулярным расположением ячеек и шагом около половины длины волны более высокочастотного диапазона, дифракционные лепестки диаграммы направленности разреженной антенной решетки не образуются (подавляются), хотя в ряде случаев отмечается повышенный уровень боковых лепестков.

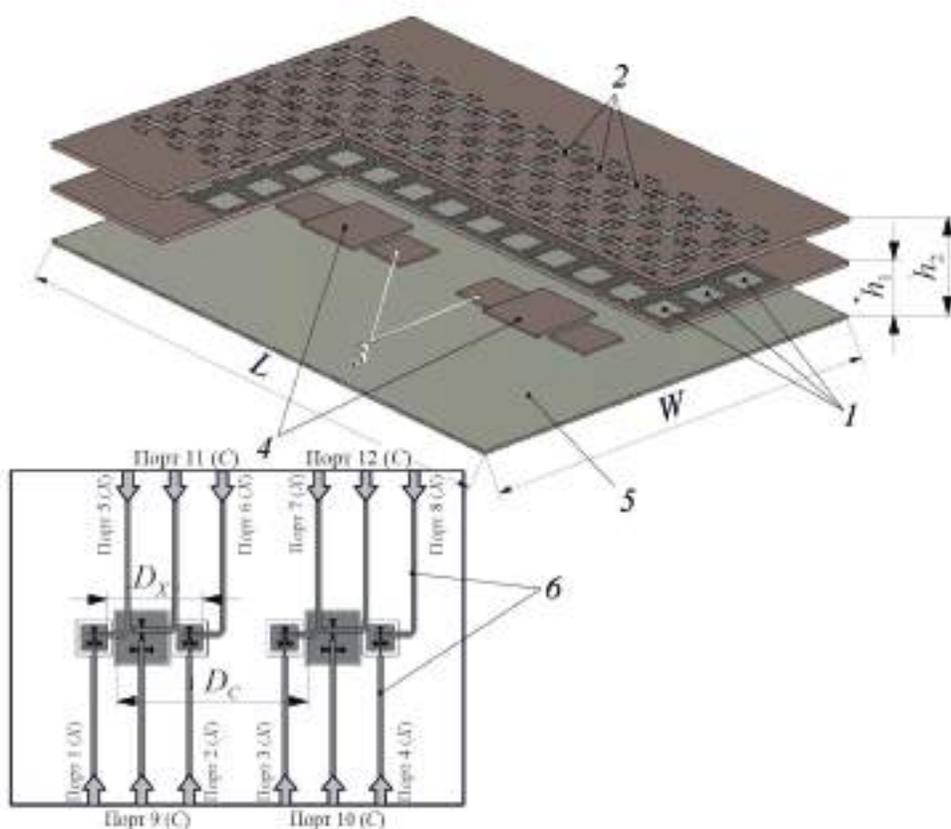


Рис. 15. Устройство фрагмента линейной АС диапазонов С и Х с возможностью электрического сканирования луча:

1 – метаструктура M_1 ; 2 – метаструктура M_2 ; 3 – излучатели диапазона Х; 4 – излучатели диапазона С; 5 – металлический экран; 6 – микрополосковая схема возбуждения

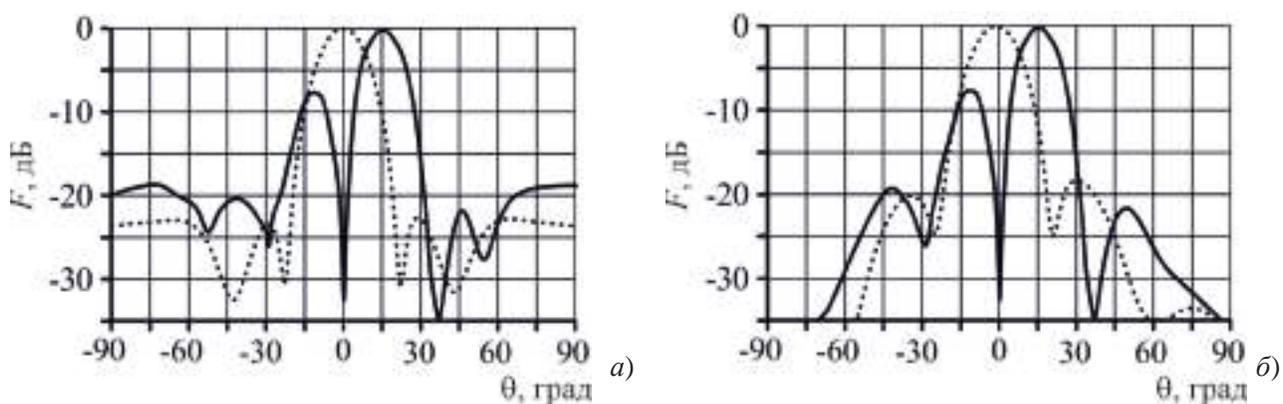


Рис. 16. Диаграммы направленности в диапазоне С (а, б; $f=5,3$ ГГц) и Х (в, г; $f=9,6$ ГГц) (см. также с. 64):
 ···· направление фазирования $\theta_0 = 0$ град; — $\theta_0 = 15$ град

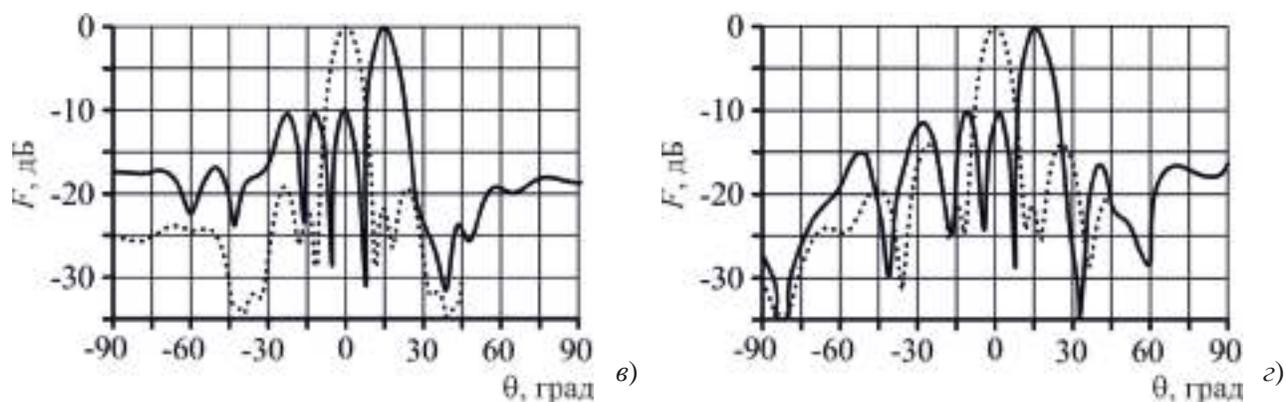


Рис. 16. Диаграммы направленности в диапазоне С (а, б; $f = 5,3$ ГГц) и Х (в, з; $f = 9,6$ ГГц):

· · · · · направление фазирования $\theta_0 = 0$ град; — $\theta_0 = 15$ град

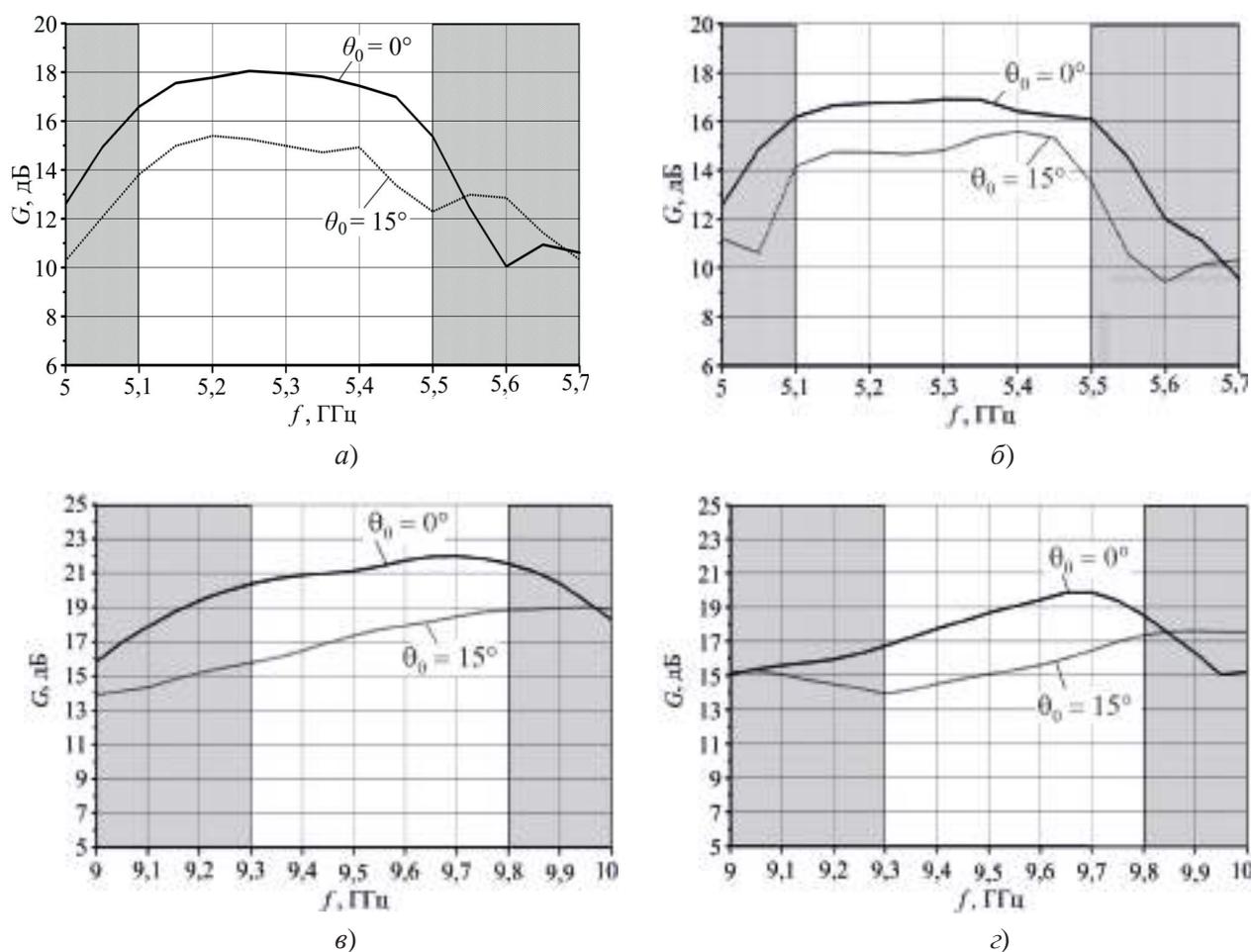


Рис. 17. Семейство графиков частотной зависимости коэффициента усиления G в диапазонах С (а, б) и Х (в, з) при синфазном возбуждении ($\theta_0 = 0$ град)

и отклоненном луче ($\theta_0 = 15$ град):

а – возбуждаемые порты 9, 10; б – 11, 12; в – 1...4; з – 5...8

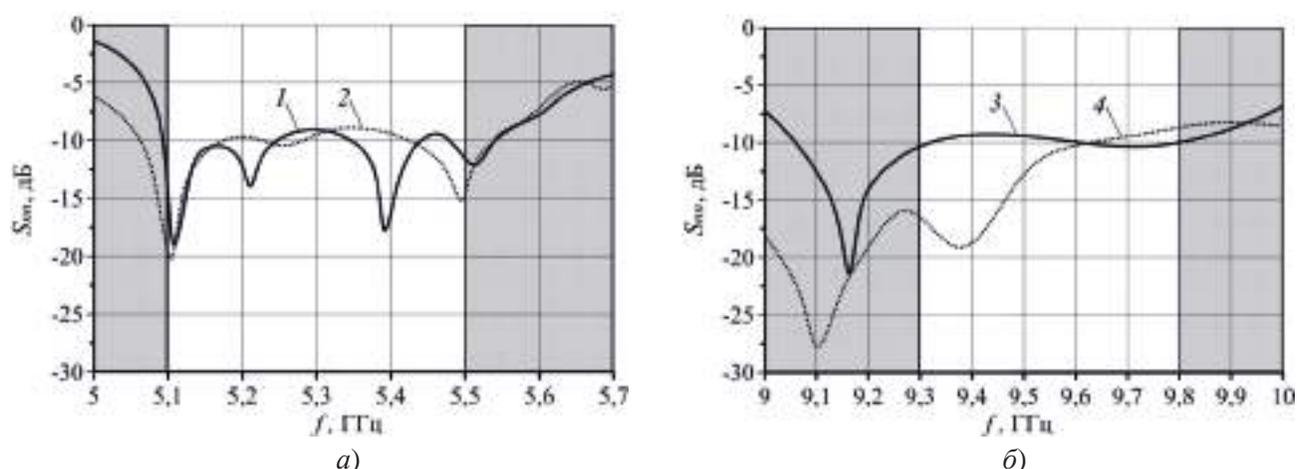


Рис. 18. Семейство графиков частотной зависимости коэффициентов отражения в диапазонах *C* (а) и *X* (б):

1 – возбуждаемые порты 9, 10; 2 – 11, 12; 3 – 1...4; 4 – 5...8

Такое совмещенное разреженное антенное полотно с двумя метаструктурами способно также работать и на двух ортогональных поляризациях в каждом диапазоне: относительный уровень излучения с паразитной поляризацией в направлении нормали достигает $-(25...30)$ дБ, развязка между входами двух поляризаций одного излучателя составляет 24 дБ и более. Электрическое сканирование луча в таком антенном полотне также возможно, причем без появления дифракционных лепестков, хотя и в ограниченном секторе. Синтез метаструктур в настоящее время требует многократного проведения электродинамического моделирования (как правило, используется модель падения плоской однородной электромагнитной волны в ячейке Флоке, в которой размещен элемент метаструктуры) и оптимизации параметров топологии (размеры, свойства материалов); инженерная методика расчета метаструктур фактически отсутствует. Рассмотренная двухдиапазонная совмещенная антенная система, построенная на основе двух метаструктур со свойствами ЧОП, представляется перспективной, возможность существенного улучшения характеристик при сканировании (коэффициента усиления, УБЛ) и расширения сектора сканирования для двумерного (плоского) антенного полотна требует дальнейших исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Imbriale, Ed. W.** Space antenna handbook / Ed. W. Imbriale, S. Gao, L. Boccia. – John Wiley & Sons, 2012. – 744 p.
2. Информационно-измерительные и управляющие радиоэлектронные системы и комплексы: Монография / Под ред. В. С. Вербы. – М.: Радиотехника, 2020.
3. A shared-aperture dual-band dual-polarized filtering-antenna-array with improved frequency response / C. X. Mao, S. Gao, Yi Wang [et al.] // IEEE Trans. Antennas Propagation. – 2017. – Vol. 65, No 4. – P. 1836–1844.
4. Двухдиапазонный щелевой металлодиэлектрический излучатель для фазированных антенных решёток / Д. В. Багно, И. А. Балина, А. Ю. Гринев, А. Е. Зайкин // Антенны. – 2013. – № 4 (191). – С. 22 – 27.
5. **Pokuls, R.** Dual-frequency and dual-polarization microstrip antennas for SAR applications / R. Pokuls, J. Uher, D. M. Pozar // IEEE Trans. Antennas Propagation. – 1998. – Vol. 46, No 9. – P. 1289 – 1296.
6. **Пономарёв, Л. И.** Сканирующие многочастотные совмещённые антенные решётки / Л. И. Пономарёв, В. И. Степаненко. – М.: Радиотехника, 2009. – 328 с.

7. **Gardelli, R.** Array thinning by using antennas in a Fabry-Perot cavity for gain enhancement / R. Gardelli, M. Albani, F. Capolino // IEEE Trans. on Antennas Propagation. – 2006. – Vol. 54, No 7. – P. 1979 – 1989.
8. A simple low-cost shared-aperture dual-band dual-polarized high-gain antenna for synthetic aperture radars / F. Qin, S. Gao, Qi Luo [et al.] // IEEE Trans. on Antennas Propagation. – 2016. – Vol. 64, No 7. – P. 2914 – 2922.
9. **Гринев, А. Ю.** Антенны на основе частотно-селективных структур со свойствами частично отражающей поверхности / А. Ю. Гринев, А. А. Измайлов, А. А. Цитович // Электромагнитные волны и электронные системы. – 2019. – № 1. – С. 37 – 51.
10. **Hosseini, S. A.** Design formulas for planar Fabry-Pérot cavity antennas formed by thick partially reflective surfaces / S. A. Hosseini, F. D. Flaviis, F. Capolino // IEEE Trans. Antennas Propagation. – 2016. – Vol. 64, No 12. – P. 5487 – 5491.
11. **Гринев, А. Ю.** Двухдиапазонная совмещенная ОВЧ/УВЧ антенная система авиационного мониторинга земной поверхности / А. Ю. Гринев, А. А. Измайлов, А. П. Волков // Антенны. – 2019. – № 4. – С. 20.
12. **Гринев, А. Ю.** Теоретическое и экспериментальное исследование двухдиапазонной антенной решетки / А. Ю. Гринев, А. А. Измайлов // Радиотехника и электроника. – 2021. – Т. 66, № 12. – С. 1155 – 1164.
13. **Гринев, А. Ю.** Двухдиапазонная низкопрофильная АР на основе гибридной метаструктуры со свойствами искусственного магнитного проводника и частично-отражающей поверхности / А. Ю. Гринев, А. А. Измайлов, Г. А. Бейлис // Радиотехника и электроника. – 2022. – Т. 67, № 9. – С. 859 – 867.
14. **Wu, Z.-H.** Broadband printed compound air-feed array antennas / Z.-H. Wu, W-X. Zhang // IEEE antennas and wireless propagation letters. – 2010. – Vol. 9. – P. 187 – 190.
15. **Foroozesh, A.** Investigation into the application of artificial magnetic conductors to bandwidth broadening, gain enhancement and beam shaping of low profile and conventional monopole antennas / A. Foroozesh, L. Shafai // IEEE Trans. Antennas Propagation. – 2011. – Vol. 59, No 1. – P. 4 – 20.

Статья поступила 7 июля 2023 г.

ЭЛЕКТРОВАКУУМНЫЕ ПРИБОРЫ

УДК 621.385.735:621.385.624

КАТОД ДЛЯ СВЕРХМОЩНОГО КЛИСТРОНА

Н. М. Галина, Р. М. Зубилов, О. В. Поливникова,
К. Г. Симонов, И. Г. Перминов, Н. А. Ключников, В. А. Романов

АО «НПП «Исток» им. Шокина», г. Фрязино

Проводится ОКР по разработке конструкции и технологии изготовления сферического катода с диаметром эмитирующей поверхности 80 мм для сверхмощного клистрона. На данном этапе разработаны конструкция, технология изготовления металлооксидного катодно-подогревательного узла, выработаны предложения по изменению существующей технологии изготовления никелевой губки металлооксидного катода, которые позволили устранить нестабильность по гранулометрии порошка, сократить время изготовления катодов, а следовательно, снизить трудоемкость и уменьшить себестоимость катода без ухудшения его эмиссионных свойств за счет сокращения отдельных вредных для здоровья операций, уменьшить потери дефицитного в настоящее время никелевого порошка. Предложен способ нанесения никелевого порошка, позволяющий получать более точную сферу эмиссионного покрытия.

КС: катодно-подогревательный узел, никелевый порошок, сверхмощный клистрон, металлооксидное покрытие

CATHODE FOR SUPER-HIGH POWER KLYSTRON

N. M. Galina, R. M. Zubilov, O. V. Polivnikova,
K. G. Simonov, I. G. Perminov, N. A. Klyuchnikov, V. A. Romanov

JSC «RPC «Istok» named after Shokin», Fryazino

An R&D is being carried out to develop the design and manufacturing technology of a spherical cathode with the emitting surface diameter of 80 mm for a super-high power klystron. At this stage the design and manufacturing technology of the metal oxide cathode-heating unit are developed, proposals to change the existing technology of manufacturing nickel sponge of the metal oxide cathode are worked out. This resulted in elimination of powder granulometry instability, cutting down the cathode manufacturing time, and hence, the reduction of the labor intensity and the cost of the cathode without deterioration of the cathode emission properties due to reducing some harmful to health operations, and the loss of currently scarce nickel powder. A method for applying nickel powder is proposed which makes it possible to obtain a more accurate sphere of emission coating.

Keywords: cathode-heating unit, nickel powder, super-high power klystron, metal-oxide coating

1. ВВЕДЕНИЕ

В АО «НПП «Исток» им. Шокина» проводится ОКР по модернизации 20-мегаваттного клистрона импульсного действия, работающего в S-диапазоне частот, предназначенного для применения в линейных ускорителях электронов нового поколения. В рамках данной работы в катодном

отделе осуществляется разработка крупногабаритного катода со сферической эмиссионной поверхностью для сверхмощного клистрона. Катодно-подогревательный узел обладает следующими параметрами: диаметр эмиссионной сферической поверхности – 80 мм, радиус сферы эмиссионной поверхности – 62,1 мм, мощность накала – менее 400 Вт, время разогрева – не более 15 мин, токоотбор в импульсном режиме – не более 240 А, долговечность – не менее 2000 ч, количество циклов включения и выключения напряжения накала – не менее 3000.

Большую импульсную мощность однолучевых импульсных клистронов можно получить за счет большого анодного напряжения, что требует громоздких источников напряжения. Для достижения большой импульсной мощности при более низком напряжении применяются цепочки импульсных однолучевых клистронов. Некоторого увеличения выходной мощности отдельного клистрона можно достичь, используя крупногабаритные катодно-подогревательные узлы.

Однако при увеличении диаметра катода возникают определенные сложности. Крупногабаритные катоды в электронно-оптических системах имеют большие мощности накала, порядка нескольких сотен ватт.

С увеличением габаритов катода возникают и такие конструкторско-технологические проблемы, как нанесение стабильного равномерного эмиссионного покрытия на керн, обеспечение равномерности температуры по эмиссионной поверхности, устойчивости конструкции к деформации в процессе работы, особенно в циклическом режиме включения накала.

2. АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИЙ КРУПНОГАБАРИТНЫХ КАТОДОВ

При создании катода для сверхмощного клистрона был учтен опыт предыдущих разработок крупногабаритных катодов, некоторые из них приведены далее.

На рис. 1 показана конструкция французского крупногабаритного сферического катода для мощного клистрона.



Рис.1. Французский сферический катод

Керн катода с подогревателем в данной конструкции крепится непосредственно к чашеобразному экрану. Эта сборочная единица помещается во второй экран подобного вида и крепится на стойках к диску. Данная конструкция не проста в изготовлении, и, как видим из фотографии, при нагреве катода до рабочей температуры происходит разогрев не только рабочей поверхности катода, но и чашеобразных экранов. Мощность данного катода при диаметре 80 мм составляет 470 Вт. На рис. 2 показана аналогичная конструкция китайского сферического катодно-подогревательного узла [1].

Мощность накала таких катодов тратится не только на нагрев эмиссионной поверхности, но и в значительной степени на нагрев держателей катода.

Конструкция электронной пушки с крупногабаритным катодом диаметром 100 мм, описанная в [2], показана на рис. 3.



Рис. 2. Китайский сферический катод

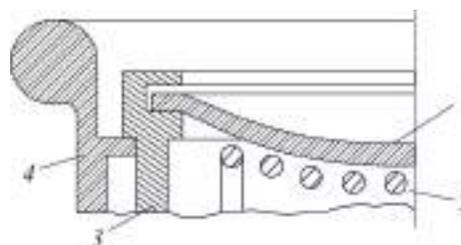


Рис. 3. Катод диаметром 100 мм:

1 – kern; 2 – подогреватель; 3 – держатель; 4 – управляющий электрод

В данной конструкции kern 1 с эмитирующей поверхностью выполнен по периметру с плоским буртиком и свободно размещен в пазах толстостенного держателя 3. При установке керна в держатель между последним и буртиком оставляют зазор, его подбирают таким образом, чтобы kern мог расширяться без деформации и чтобы не нарушалась оптика прибора из-за слишком его свободного перемещения. Мощность накала катода такой конструкции диаметром 100 мм составляет более 500 Вт.

В модернизируемом клистроне использовалась аналогичная установка эмиттера. Сферический kern (рис. 4) толщиной 1,5 мм, диаметром 98 мм с эмиссионным металлооксидным покрытием диаметром 80 мм крепится на толстостенный боковой экран толщиной 0,8 мм (рис. 5).

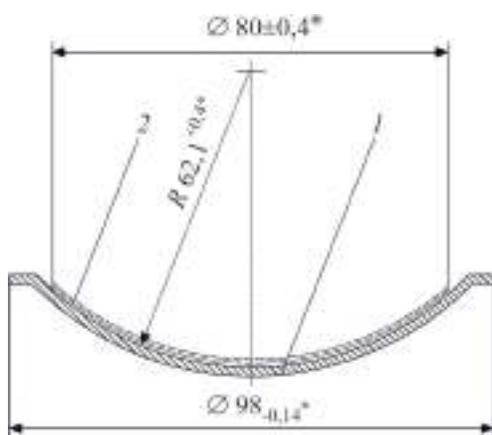


Рис. 4. Kern диаметром 98 мм:

1 – kern; 2 – эмиссионное покрытие

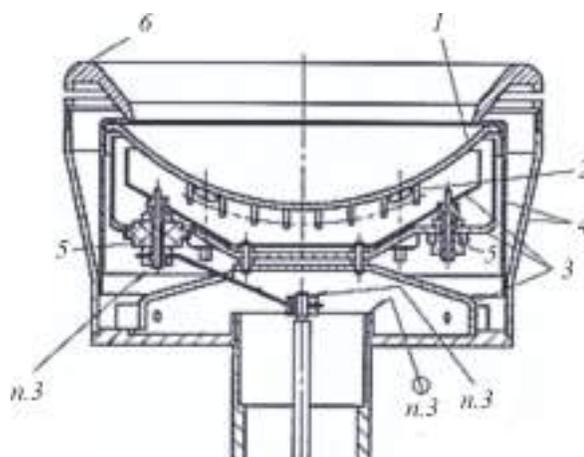


Рис. 5. Конструкция катода:

1 – kern; 2 – подогреватель; 3 – нижние экраны; 4 – боковые экраны; 5 – втулка; 6 – управляющий электрод

Под kernом располагается сферический подогреватель 2 диаметром 80 мм из проволоки диаметром 1,25 мм, один вывод которого закорочен на нижний экран. Пушка имеет три нижних экрана 3 и два боковых 4. Для данной конструкции, как и для вышепредставленных, свойственно то, что в ней не обеспечена надлежащая локализация тепла у эмитирующей поверхности, так

как керн крепится на толстостенные боковые экраны, которые разогреваются практически по всей длине. Это увеличивает тепловые потери с катода и приводит к неравномерному нагреву рабочей поверхности. С целью отсечки более холодных краев керна при диаметре эмиссионной поверхности и подогревателя в 80 мм, в узле использовался керн диаметром 98 мм. Большая площадь керна, не имеющая эмиссионного покрытия, привела к неоправданным потерям мощности на излучение, которые пропорциональны T^4 . Мощность накала составляет 470 Вт.

3. КОНСТРУКТОРСКАЯ ЧАСТЬ

С целью устранения вышеперечисленных недостатков, было решено произвести изменение конструкции катодно-подогревательного узла. Она была выполнена по аналогии с конструкциями среднегабаритных оксидных катодов в виде, показанном на рис. 6.

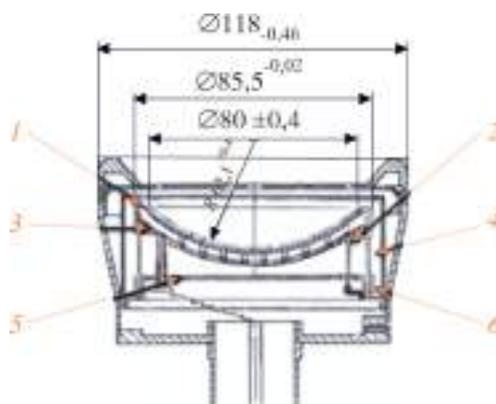


Рис. 6. Конструкция катода:

1 – керн; 2 – подогреватель с изоляторами; 3 – дно; 4 – держатель;
5 – нижний экран; 6 – кольцо

Керн катода 1 имеет диаметр 86 мм вместо 98 мм и выполнен в виде колпачка, что позволило усилить его формоустойчивость даже при уменьшении его толщины с 1,5 до 1 мм. Сферический подогреватель с керамическими изоляторами крепится ко дну 3 и размещается под керном. Крепление керна осуществляется на держатель 4 толщиной 0,1 мм. Держатель в нижней части крепится на кольцо 6, в которое вставляется экран 5. Высота катода и внешний диаметр кольца позволяют произвести замену предыдущей конструкции узла с сохранением размеров и конструкции посадочного места и фокусирующего электрода.

Так как в новом катоде были сохранены диаметр и радиус сферы катода, неудивительно, что электронная пушка с новым катодом формирует электронный поток, практически идентичный потоку в базовой конструкции (рис. 7).

Расчет показал, что уменьшение площади, не имеющей эмиссионного покрытия, более чем в два раза позволило сократить потери на излучение со сферической поверхности керна на 20 Вт. Снижение потерь на теплопроводность в конструкции происходит за счет крепления керна на тонкостенный боковой держатель толщиной 0,1 мм. Расчетная мощность катода составляет 400 Вт.

Для эмиссионного покрытия при создании губки используется никелевый порошок зернистостью от 70 до 100 мкм. Затем губка пропитывается тройным мелкозернистым карбонатом КТА1-6-СП, запас карбоната в губке составляет более 40 мг/см² [3].

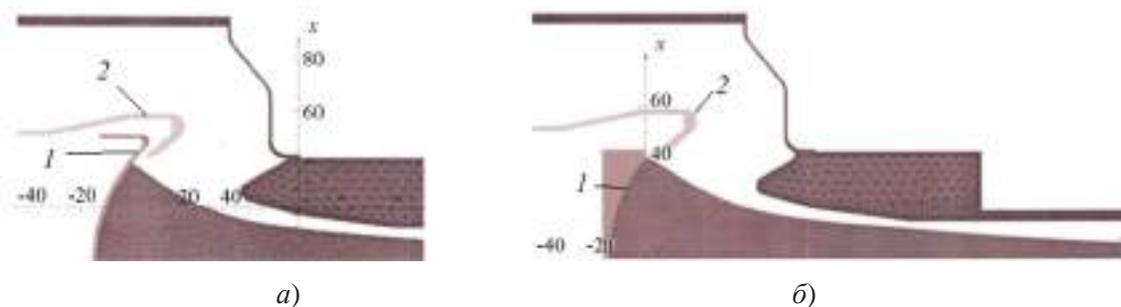


Рис. 7. Электронный поток пушки (1 – kern катода; 2 – управляющий электрод):
а – с базовым катодом; б – с разработанным катодом;

4. ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

К катодно-подогревательному узлу предъявляются следующие требования по эмиссии: токоотбор с катода в импульсном режиме должен быть 240 А при длительности импульса 4...6 мкс и долговечности не менее 2000 ч. В качестве эмиссионного тела для катодов с такими параметрами применяется металлооксидное покрытие, так как данное покрытие имеет ряд преимуществ по сравнению с оксидным:

- высокая долговечность за счет большого запаса карбоната;
- более высокая устойчивость к пробоям;
- возможность восстановления эмиссии после двух-трехкратного выноса на атмосферу.

На рис. 8 приведены зависимости долговечности от температуры оксидных катодов с разным запасом активного вещества [4].

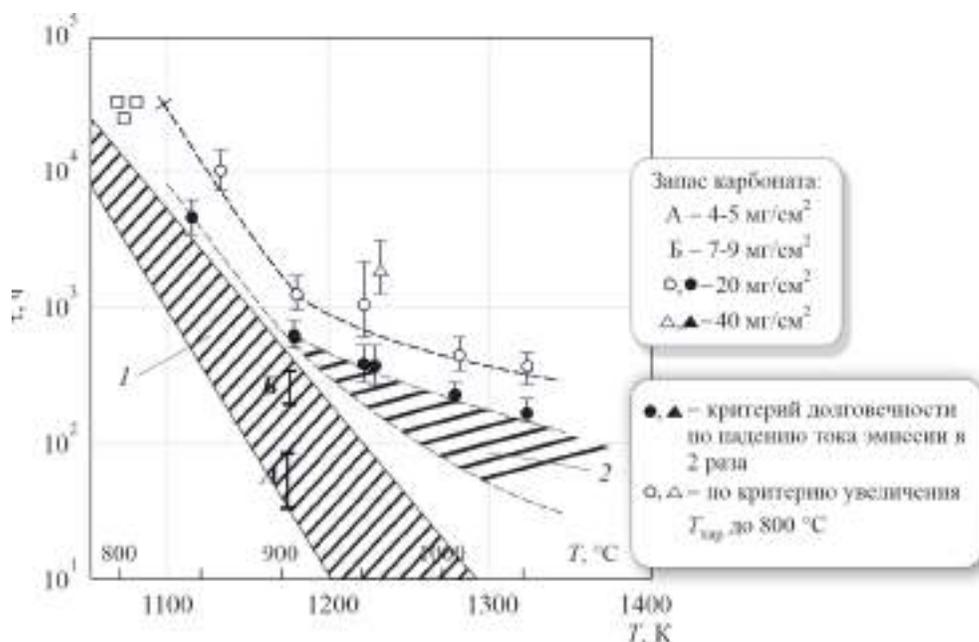


Рис. 8. Зависимости времени работы оксидно-никелевых катодов от температуры

Для создания металлооксидного покрытия изготавливается никелевая губка из крупнозернистых никелевых порошков (40...70 или 70...100 мкм, в зависимости от требуемого запаса активного вещества). Согласно техническим условиям, в никелевом порошке, выпускаемом в России, допускается 0,3 % углерода, в импортном – от 0,15 до 0,005 %. Углерод при высоких температурах проникает в керн, затем, имея высокую скорость испарения, вступает в реакцию с окисью бария, вызывая потери окиси бария, что отрицательно сказывается на эмиссионных свойствах катода. В погоне за низкими процентами углерода, в 70-е годы в технологию производства металлооксидных катодов были внесены операции по предварительной обработке никелевого порошка, по аналогии с технологией, представленной в работе [2].

Согласно данной технологии, получаемые никелевые порошки предварительно промывают в деионизованной воде 3-4 раза, образующуюся взвесь сливают. Затем порошки отжигают в среде водорода при температуре 600 °С в течение 30 мин, после чего вручную размалывают и просеивают по размерам. Благодаря данным операциям, содержание углерода и серы в порошке уменьшается на 1-2 порядка.

После такой предварительной обработки порошок наносят на керн. Затем снова следует операция отжига, сначала 25 мин при 1150 °С, потом 40 мин при 1250 °С. Появился вопрос о целесообразности проведения предварительных операций промывки, отжига и размола, если углерод должен удаляться в процессе спекания губки. Результаты сравнения порошков с предварительной обработкой и без нее показаны в табл. 1.

Таблица 1

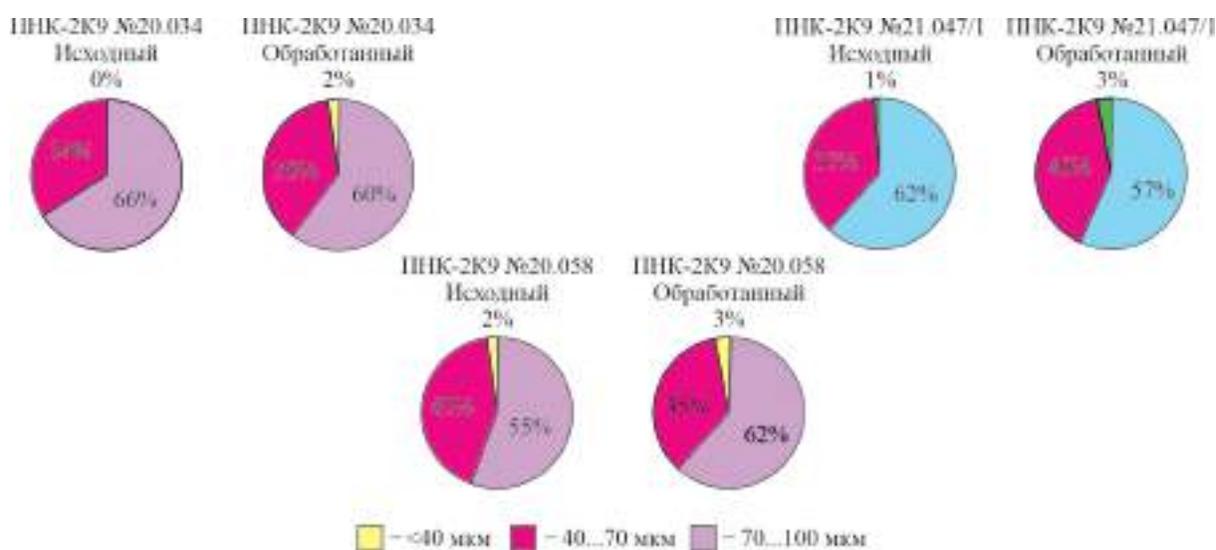
Марка порошка	Содержание примесей в исходном порошке		Содержание примесей в порошке с предварительной обработкой		Содержание примесей в порошке без предварительной обработки после спекания губки	
	Углерод	Сера	Углерод	Сера	Углерод	Сера
К-10	0,232	0,0009	0,0025	≤ 0,00001	0,0042	0,00008
К-9	0,312	0,0004	0,0057	0,00001	0,0065	0,00007

Из полученных результатов видно, что количество углерода, который удаляется при предварительной обработке порошка, сопоставимо с количеством углерода в порошке без предварительной обработки после спекания губки при высоких температурах.

Как было указано выше, по существующей технологии после промывки порошок отжигают, затем растирают вручную, после чего просеивают через сито по фракциям: менее 40 мкм, от 40 до 70 мкм и от 70 до 100 мкм. Анализ порошков, прошедших данные операции, показал, что при этом может происходить изменение granulometрии порошка.

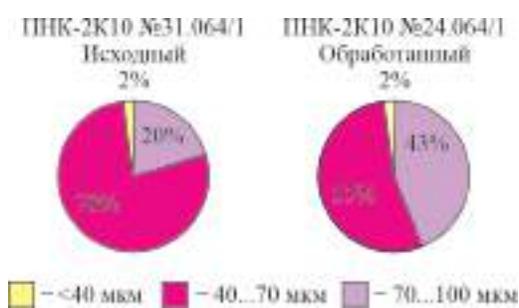
После ручного помола в порошке чаще всего увеличится содержание более мелких зерен – менее 40 мкм (рис. 9, а), порошок такой granulometрии не используется в технологии производства металлооксидных катодов. В связи с этим потери дефицитного в настоящее время никелевого порошка могут достигать 13 % (табл. 2).

Также во время отжига при температуре 600 °С может произойти укрупнение зерен за счет непрочного припекания мелких частиц к более крупным, такие порошки после их рассеивания могут продолжать распадаться на более мелкие во время операции насава их на керн, из-за чего губка станет более плотной и привес карбоната будет менее 20 мг/см² (рис. 9, б).



а)

Рис. 9. Сравнение granulometрии порошков с предварительной обработкой и без



б)

Таблица 2

Порошок	Партия	Масса, г		Потери	
		до процесса	после процесса	г	%
ПНК-2К9	№ 21.047/1	98	85,2	12,8	13
ПНК-2К9	№ 20.058	87	77,7	9,3	11
ПНК-2К9	№ 20.034	95	90	5	5
ПНК-2К10	№ 21.064/1	108	106,5	1,5	1

Сравнительные эмиссионные испытания при отборе тока $0,1 \text{ A/cm}^2$, проведенные на экспериментальных катодах меньшего диаметра с губкой из порошка с предварительной обработкой и без нее, показали, что исключение предварительной обработки порошка не снижает эмиссионных свойств катодов, а характеристическая температура (точка перегиба на кривой зависимости тока катода от температуры) составляла менее $775 \text{ }^\circ\text{C}$.

Нанесение губки производится вручную следующим образом: из пульверизатора наносится связующее вещество – биндер, затем через сито насеивается порошок, и так данные процессы повторяются до набора необходимой толщины.

При таком нанесении губки получить четкий радиус эмитирующей сферической поверх-

ности на больших катодах очень сложно, кроме того, биндер содержит сравнительно большое количество углерода.

Использование биндера можно исключить с помощью предлагаемого нами способа изготовления никелевой губки. При применении данного способа для катодов со сферической формой эмиссионного покрытия также достигается более высокая точность размеров изготавливаемой губки. Предлагается для создания никелевой губки использовать оправку, показанную на рис. 10, в которой центровка керна осуществляется за счет четкой установки керна катода в нижней ее части на основание и фиксируется боковыми держателями. Поверхность никелевой губки формируется за счет опускания сферического прижима. По мере опускания прижима с вращением его вокруг своей оси, за счет центробежной силы избыточный никелевый порошок высыпается за пределы необходимого размера покрытия. Точный радиус сферы поверхности никелевой губки определяется сферой прижима, диаметр и высоту никелевой губки задает выступ на прижиме с необходимыми размерами. Излишки порошка удаляются, и прижим поднимается вверх. Убираются боковые держатели, и керн на основании передается на следующую операцию – отжиг.

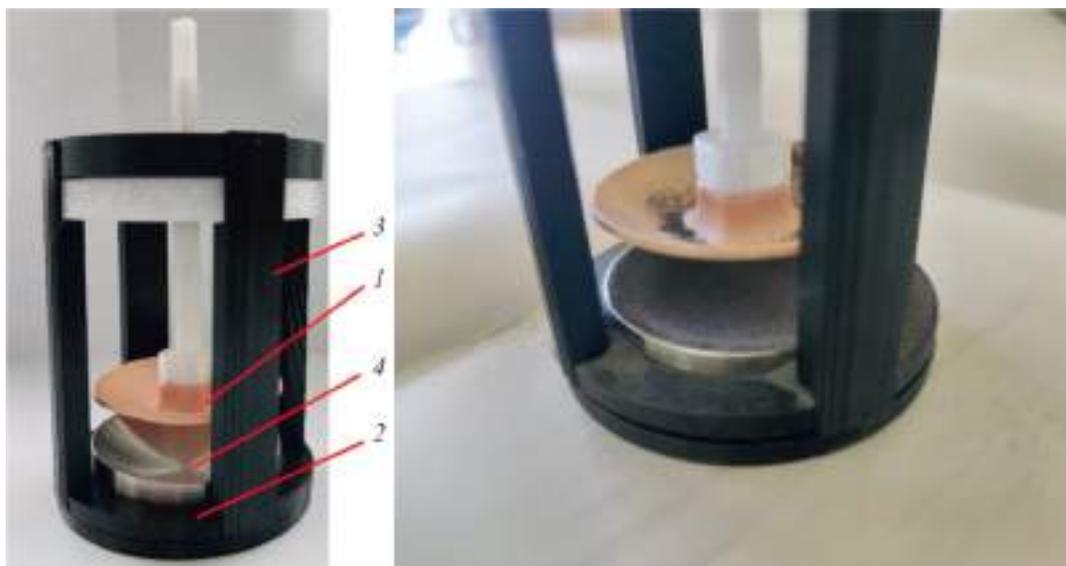


Рис. 10. Оправка для изготовления губки:

1 – сферический прижим; 2 – основание; 3 – боковые держатели; 4 – керн катода

У катодов, изготовленных с применением разработанной оправки, губка имеет стабильные размеры, погрешность не превышает 50 мкм, что определяется точностью изготовления прижима на 3D-принтере.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработаны конструкция и технология изготовления катодно-подогревательного узла. Предлагаемая конструкция катодно-подогревательного узла в сравнении с ранее применяемым в клистроне катодом позволит:

- снизить мощность накала катода;
- снизить температуру катода в месте его крепления в пушку, что уменьшит разброс рабочей температуры катода от узла к узлу;
- проводить тепловые испытания катодно-подогревательного узла вне состава изделия.

Предлагаемая технология изготовления губки металлоксидного катодно-подогревательного узла позволит исключить предварительную обработку порошка, что:

- устранил внесение нестабильности по гранулометрии порошка;
- исключит применение биндера;
- уменьшит трудоёмкость изготовления эмиссионного покрытия;
- сократит потери дефицитного в настоящее время никелевого порошка;
- частично исключит вредные для здоровья процессы.

Предложен способ нанесения никелевого порошка, позволяющий получать более точную сферу эмиссионного покрытия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Китайский клистрон S-диапазона с выходной средней мощностью 22 кВт в полосе 7,14 % // *Новости СВЧ-техники*. – Фрязино: АО «НПП «Исток» им. Шокина». – 2012. – № 4. – С. 15 – 25.
2. **Киселев, А. Б.** Металлоксидные катоды электронных приборов / А. Б. Киселев. – М.: Издательство МФТИ, 2001. – 240 с.
3. **Соколов, А. М.** Опыт применения прессованных металлоксидных катодов при разработке и реставрации вакуумных приборов / А. М. Соколов // *Электронная техника. Сер. 1. СВЧ-техника*. – 2013. – Вып. 4(519). – С. 191 – 193.
4. **Соколов, А. М.** Прессованные металлоксидные катоды с повышенным запасом активного вещества / А. М. Соколов // *Научные технологии*. – 2003. – № 2. – С. 47 – 49.

Статья поступила 12 июля 2023 г.

УДК 621.385.623

СВЕРХМОЩНЫЙ 20-МВт КЛИСТРОН S-ДИАПАЗОНА ЧАСТОТ

К. Г. Симонов, А. Н. Юнаков, Д. В. Евсин, Н. А. Ключников,
Н. В. Лагутин, И. Г. Перминов, В. А. Романов, А. В. Степанов,
О. В. Поливникова, Н. М. Галина, Р. М. Зубилов, А. В. Галдецкий,
Н. А. Голованов, А. Н. Савин, С. И. Гришин, Т. А. Неретина

АО «НПП «Исток» им. Шокина», г. Фрязино

Рассмотрен принцип конструирования сверхмощного 20-МВт клистрона в S-диапазоне частот. Рабочая частота – 2856 МГц. На этой частоте многие зарубежные фирмы выпускают сверхмощные клистроны для ускорительной техники, в то время как в России это первая разработка сверхмощного клистрона такого уровня мощности. Разработка клистрона ведется на технологической базе АО «НПП «Исток» им. Шокина».

КС: сверхмощный клистрон, S-диапазон частот, ускорительная техника

S-BAND SUPER-HIGH POWER 20 MW KLYSTRON

K. G. Simonov, A. N. Yunakov, D. V. Yevsin, N. A. Klyuchnikov,
N. V. Lagutin, I. G. Perminov, V. A. Romanov, A. V. Stepanov,
O. V. Polivnikova, N. M. Galina, R. M. Zubilov, A. V. Galdetskiy,
N. A. Golovanov, A. N. Savin, S. I. Grishin, T. A. Neretina

JSC «RPC «Istok» named after Shokin», Fryazino

The principle of designing S-band super-high power 20 MW klystron has been considered. The operating frequency is 2856 MHz. Many foreign companies produce super-high power klystrons for accelerator technology at this frequency, while in Russia it is the first development of a super-high power klystron of such power level. The klystron development is carried out on the technological base of JSC «RPC «Istok» named after Shokin».

Keywords: super-high power klystron, S-frequency band, accelerator technology

До настоящего времени основное применение сверхмощных импульсных клистронов – ускорение заряженных частиц в ускорителях различного назначения.

В последние годы значительный интерес проявляется к сверхмощным импульсным клистроном в связи с возможностью построения на их основе современных систем специального назначения.

Разработкой сверхмощных клистронов за рубежом занимается ряд фирм, основные из них SLAC, CPI (США), THALES (Франция), Toshiba (Япония). Существенный прогресс в разработках сверхмощных клистронов достигла в последние годы КНР. В этих разработках получены импульсные мощности в промышленных образцах клистронов 15...65 МВт и в экспериментальных образцах до 150 МВт. На основе 65-МВт клистрона SLAC 5045 был создан Стэнфордский линейный ускоритель. В этом ускорителе установлено 240 сверхмощных клистронов.

Основным разработчиком сверхмощных клистронов в России является АО «НПП «Исток» им. Шокина» [1]. В АО «НПП «Исток» им. Шокина» еще в 1959 году был разработан сверхмощный 20-МВт клистрон КИУ-12. В дальнейшем на основе этого клистрона был создан ряд линей-

ных ускорителей электронов, в том числе ускоритель Харьковского физико-технического института, в котором одновременно работали 50 клистронов.

В настоящее время в России для ускорителей выпускается сверхмощная цепочка усилительных клистронов КИУ-15М...КИУ-17, которая используется в России и Польше.

Основные параметры сверхмощной цепочки усилительных клистронов приведены на рис. 1.

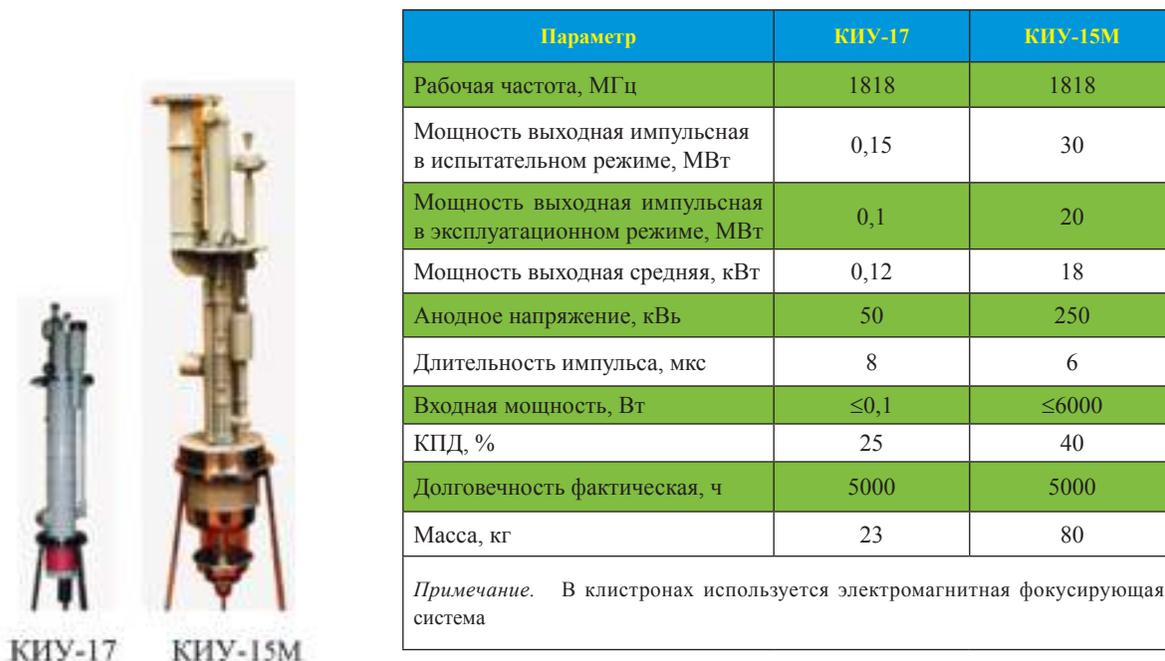


Рис. 1. Сверхмощная цепочка усилительных клистронов

На основе сверхмощной цепочки усилительных клистронов были созданы ускорительный комплекс «Факел» (НИЦ «Курчатовский институт»), в котором эксплуатировались одновременно 6 сверхмощных клистронов, 2 ускорителя Польши и ускорительный центр АО «МРТИ РАН».

В ускорительном центре АО «МРТИ РАН» ведется промышленная стерилизация широкой номенклатуры медицинских изделий и пищевых продуктов (рис. 2). В качестве источника электронов в нем используется инжектор электронов со съемным катодно-подогревательным узлом [2] и окно ввода СВЧ-мощности в ускоритель, также созданные в АО «НПП «Исток» им. Шокина».

На рис. 3 приведены параметры сверхмощной цепочки усилительных клистронов КИУ-12АМ и КИУ-37, созданных в АО «НПП «Исток» им. Шокина». В клистроне КИУ-12АМ выходная импульсная мощность составила 20 МВт, средняя мощность – 2,2 кВт,

На основе клистрона КИУ-12АМ в АО «НПП «Контакт» (г. Саратов) разработали сверхмощный клистрон КИУ-53 с выходной импульсной мощностью 18 МВт при средней мощности 18 кВт (рис. 4). В качестве предвыходного клистрона здесь также используется клистрон КИУ-37. Эти клистроны нашли применение в синхротронном излучателе НИЦ «Курчатовский институт».

В АО «НПП «Исток» им. Шокина» была разработана сверхмощная цепочка усилительных клистронов КИУ-257...Вакуум 17-1-2 спецприменения с выходной импульсной мощностью 15 МВт [3].

Внешний вид клистрона КИУ-257 приведен на рис. 5.



Рис. 2. Облучаемые изделия на конвейере в стерилизационном ускорительном центре АО «МРТИ РАН»



Параметр	КИУ-12АМ	КИУ-37
Рабочая частота, МГц	2797	2797
Мощность выходная импульсная, МВт	20	0,15
Мощность выходная средняя, кВт	2,2	0,1
Анодное напряжение, кВ	300	18
Длительность импульса, мкс	2,2	15
Входная мощность, Вт	≤6000	≤0,9
Долговечность фактическая, ч	3000	30000

Рис. 3. Сверхмощная цепочка усилительных клистронов КИУ-12АМ, КИУ-37

В КИУ-257, в отличие от клистронов КИУ-12АМ, КИУ-15М и КИУ-53 со стеклянным высоковольтным изолятором, используется металлокерамический высоковольтный изолятор, разработанный в АО «НПП «Исток» им. Шокина». Изолятор представлен на рис. 6. Диаметр изолятора – 155 мм, а высота – 160 мм.

Этот изолятор был использован при создании рассматриваемого сверхмощного 20-МВт клистроны в S-диапазоне частот. На рис. 7 приведена конструкция катодной ножки клистроны, диаметр эмитирующей части катода – 80 мм, плотность тока с катода – 4 А/см².

При разработке клистроны, в качестве окна вывода СВЧ-мощности было использовано созданное на АО «НПП «Исток» им. Шокина» новое окно баночного типа с толстостенным керамическим диском большого диаметра. Диаметр диска – 103 мм, толщина – 13,1 мм [4].

Расчеты показывают, что такое окно способно пропустить выходную импульсную мощность 62 МВт и среднюю мощность 30 кВт (рис. 8).



Параметр	КИУ-53
Рабочая частота, МГц	2797
Мощность выходная импульсная, МВт	18
Мощность выходная средняя, кВт	18
Анодное напряжение, кВ	255
Длительность импульса, мкс	10
Входная мощность, Вт	≤4000
Долговечность по ТУ, ч	1000

Рис. 4. Сверхмощный клистрон КИУ-53 (АО «НПП «Контакт», г. Саратов)



Рис. 5. Сверхмощный клистрон КИУ-257 в L-диапазоне частот с высоковольтным металлокерамическим изолятором

Рис. 6. Керамический высоковольтный изолятор (диаметр – 155 мм, высота – 160 мм)



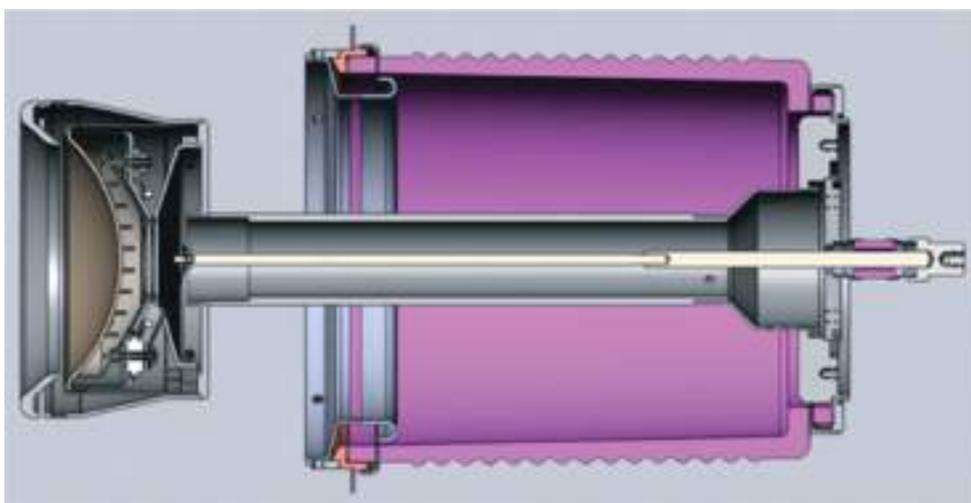


Рис. 7. Катодная ножка

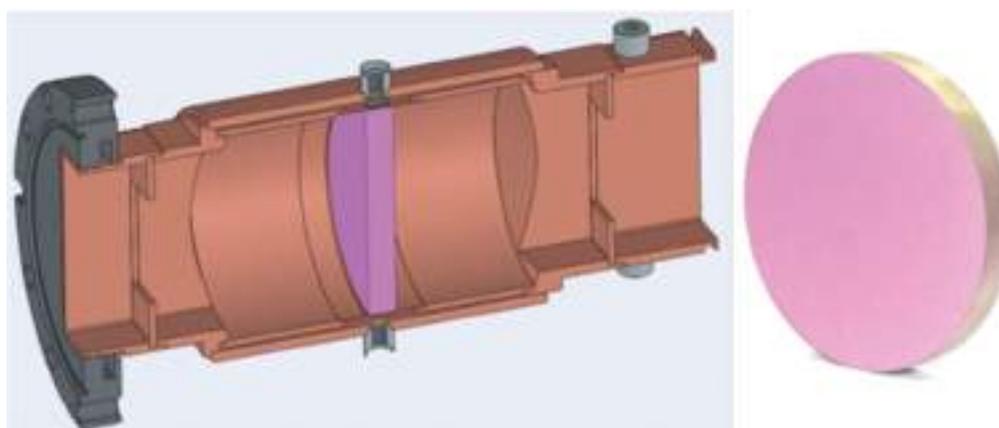


Рис. 8. Окно вывода СВЧ-мощности

На рис. 9 показана фотография создаваемого сверхмощного клистрона. Получена выходная импульсная мощность 20,4 МВт, средняя мощность 15 кВт, рабочая частота 2856 МГц.

Создаваемый 20-МВт сверхмощный клистрон предназначен для применения:

- в ускорителе МИФИ, создаваемом по заказу РФЯЦ-ВНИИЭФ (г. Саров). Работа будет открыта в 2023 году. В 2024 г. будет поставлен сверхмощный клистрон и 5 новых вводов СВЧ-энергии в ускоритель;

- в ускорителе ОИЯИ (г. Дубна). В ускорителе будут одновременно эксплуатироваться 13 сверхмощных клистронов. Поставки клистронов будут осуществляться с 2024 г.;

- на базе данного клистрона будет создан новый клистрон на частоте 2797 МГц, который найдет применение в ходе реконструкции станции «Оливин» для технологического накопительного комплекса «Зеленоград».

Данный клистрон может стать основой для разработки сверхмощного 25-МВт клистрона.

В соответствии с Указом Президента Российской Федерации и постановлением Правительства Российской Федерации планируется создание крупного комплекса синхротронного излучения «Сила» в г. Протвино. В этом комплексе предполагается использование 86 клистронов с выходной импульсной мощностью 25 МВт.



Параметр	Сверхмощный 20-МВт клистрон
Рабочая частота, МГц	2856
Мощность выходная импульсная, МВт	20,4
Мощность выходная средняя, кВт	15
Анодное напряжение, кВ	260
Длительность импульса, мкс	6
Входная мощность, Вт	1000
Долговечность, ч	3000

Рис. 9. Сверхмощный 20-МВт клистрон S-диапазона частот

Рассматривается также создание на территории РФЯЦ-ВНИИЭФ (г. Саров) крупного ускорительного комплекса. В этом комплексе предполагается использование 40 клистронов с выходной импульсной мощностью 25 МВт на частоте 2856 МГц.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сверхмощные импульсные клистроны и многочастотные СВЧ электровакуумные приборы. Достигнутые характеристики, перспективы разработок / А. А. Борисов, А. Н. Королев, К. Г. Симонов [и др.] // Электронная техника. Сер. 1. СВЧ-техника. Труды юбилейной конференции, посвященной 70-летию ФГУП «НПП «Исток». Часть II. – 2013. – Вып. 4 (519). – С. 26 – 36.
2. Инжекторы электронов для ускорителей / К. Г. Симонов, А. В. Мамонтов, Е. А. Алхименко [и др.] // Электронная техника. Сер.1. СВЧ-техника. – 2017. – № 3 (534). – С. 34 – 40.
3. **Мамонтов, А. В.** Перспективы развития сверхмощного клистроностроения / А. В. Мамонтов, И. Г. Перминов, К. Г. Симонов // Электронная техника. Сер.1. СВЧ-техника. – 2016. – № 1 (528). – С. 31 – 40.
4. **Пат. 2802497 РФ.** Баночное окно вывода энергии СВЧ: опубли. 2023, бюл. № 25; приоритет 30.11.2022 / Галдецкий А. В., Савин А. Н., Симонов К.Г., Ключинков Н. А.

Статья поступила 17 августа 2023 г.

ТВЕРДОТЕЛЬНАЯ ЭЛЕКТРОНИКА

УДК 621.396.676.494

ОСОБЕННОСТИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ АФАР РАДИОЛОКАЦИОННЫХ КОМПЛЕКСОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ СВЧ ИНТЕГРАЛЬНЫХ СХЕМ СОБСТВЕННОЙ РАЗРАБОТКИ

**А. А. Кишинский, В. Г. Чернов, А. В. Кондратенко, Д. А. Шишкин,
П. С. Сорвачев, Ал. В. Редька, А. В. Бутерин, А. С. Щербаков,
В. М. Миннебаев, С. В. Миннебаев**

АО «Микроволновые системы», г. Москва

Представлены результаты разработки и испытаний ряда СВЧ монокристаллических интегральных схем и устройств на их основе, предназначенных для работы в СВЧ-трактах радиолокационных систем, разрабатываемых на предприятии АО «Микроволновые системы».

КС: радиотехнические системы, активная фазированная антенная решетка (АФАР), «fabless-foundry», монокристаллическая интегральная схема (МИС), полупроводник

DESIGN FEATURES OF AESA RADAR COMPLEXES USING MICROWAVE INTEGRATED CIRCUITS OF IN-HOUSE DESIGN

**A. A. Kishchinskiy, V. G. Chernov, A. V. Kondratenko, D. A. Shishkin,
P. S. Sorvachev, A. V. Red'ka, A. V. Buterin, A. S. Shcherbakov,
V. M. Minnebaev, S. V. Minnebaev**

JSC «Microwave systems», Moscow

The results of the development and testing of a number of microwave monolithic integrated circuits and devices based on them, designed to work in the microwave paths of radar systems developed at the enterprise JSC «Microwave systems» are presented.

Keywords: radioengineering system, active electronically scanned array (AESA), «fabless-foundry», monolithic integrated circuit (MIC), semiconductor

1. ВВЕДЕНИЕ

Проблемы поставок электронных компонентов в последние годы коснулись практически всех отраслей промышленности и наиболее чувствительно отразились на мировых производителях сложной наукоемкой радиоэлектронной аппаратуры – многие проекты и контракты в мире оказались под угрозой срыва или были сорваны.

Эти обстоятельства подвигли, в том числе и отечественных разработчиков радиоэлектронной аппаратуры, искать новые пути создания как собственно электронных компонентов, так и аппаратуры на их основе с целью обеспечения выпуска конкурентоспособной и экономически целесообразной продукции.

В качестве одного из примеров возможного разрешения существующей проблемы ниже рассмотрен опыт АО «Микроволновые системы» в использовании общемировой специализации «fabless-foundry» в области создания полупроводниковых компонентов СВЧ для разработки радиолокационных систем.

На предприятии пересмотрели устоявшийся порядок разработки радиотехнических систем и отошли от практики разработки новых систем с использованием компонентов, доступных к применению, но не в полной мере удовлетворяющих постоянно возрастающим требованиям – «вынужденного компромисса в сторону ухудшения тактико-технических характеристик создаваемых систем».

В области разработки и изготовления технически сложных и наукоемких сверхвысокочастотных радиотехнических систем этот вопрос стоит крайне остро в связи с тем, что новые свойства радиотехнических систем, в особенности радиолокационных систем с АФАР, в значительной степени обеспечиваются новыми свойствами ключевых компонентов, которые определяют не только технические характеристики, но и стоимость создаваемых систем.

Для создания систем с привлекательными показателями цена/качество и уменьшения рисков выполнения проектов новое направление деятельности АО «Микроволновые системы» развивает широкий набор компетенций, позволяющий создавать радиотехнические системы на основе компонентов СВЧ, специально разработанных для этих систем.

2. СОЗДАВАЕМЫЕ РАДИОЛОКАЦИОННЫЕ СИСТЕМЫ

Радиолокационные системы (РЛС) обеспечивают функционирование в любое время суток при любых метеорологических условиях и в совокупности с летательными аппаратами вертолетного и самолетного типа позволяют создавать наиболее высокопроизводительные инструменты по контролю земной/морской поверхности и воздушного пространства.

Катастрофы морских и воздушных судов, аварийные ситуации, а также неправомерные действия на обширных подконтрольных территориях происходят чаще всего в ночное время и в сложных метеорологических условиях.

Поэтому радиолокационный контроль ситуационной обстановки наиболее востребован при обеспечении поисково-спасательных операций, при решении задач контроля исключительной экономической зоны и охраны государственной границы, при борьбе с терроризмом и пиратством, при управлении трафиком в зонах интенсивного судоходства и решении других задач.

Радиолокационный контроль земной/морской поверхности и воздушного пространства является одной из наиболее общих задач в интересах различных государственных служб, и это обстоятельство послужило основанием выбора одного из направлений деятельности АО «Микроволновые системы» – создание многофункциональных РЛС для авиационной техники.

К современным летательным аппаратам предъявляется все больше требований, направленных на повышение эффективности применения в любое время суток, в неблагоприятных метеорологических условиях над сложным рельефом местности и над морской поверхностью, в том числе при внеаэродромном базировании. Эти требования в большей степени обеспечиваются бортовым радиоэлектронным оборудованием.

В свою очередь, к бортовым РЛС также предъявляются дополнительные требования в расширении многофункциональных свойств, которые должны выполняться за счет введения новых режимов работы, функционирующих совмещенно или последовательно на разных этапах

выполнения полетных заданий. Например, режимов, обеспечивающих безопасное выполнение поисковых работ в сложных условиях и исключаящих ситуации, когда спасатель становится терпящим бедствие.

Целью проекта «АТЛАС» является разработка конкурентоспособных многофункциональных РЛС, которые должны стать базовыми изделиями для создания модельного ряда перспективных систем гражданского и специального назначения.

В проекте «АТЛАС» разрабатываются два типа РЛС, основные технические характеристики которых приведены в табл. 1.

Таблица 1

Основные технические характеристики РЛС

Характеристика РЛС	«АТЛАС-Х-01»	«АТЛАС-Ку-01»
Диапазон частот	<i>X</i>	<i>Ku</i>
Полоса рабочих частот, МГц	1500	500
Полоса зондирующего сигнала, МГц	60/500	60/500
Сектор сканирования, град	120/90	120/90
Число каналов АФАР	384	256
Излучаемая импульсная мощность, Вт	400	250
Охлаждение/мощность потребления, Вт	Воздушное/2000	Жидкостное/1500

Разрабатываемые в АО «Микроволновые системы» РЛС имеют следующие отличительные особенности:

1. Электронное сканирование по технологии АФАР, специальные способы управления лучом для обеспечения высокого темпа обзора пространства и практически одновременного совмещения различных режимов работы.

2. Сочетание режимов первичной радиолокации (работы с эхосигналами) и режимов вторичной радиолокации (работа с сигналами активного ответа) для обеспечения многофункциональности при решении задач радиолокации, навигации, связи, телеуправления.

3. Создание кодовых радиолокационных маркеров с активным ответом, предназначенных для размещения на удаленных объектах, за которыми РЛС должна осуществлять траекторное слежение и с которыми РЛС должна обеспечивать информационное взаимодействие.

4. Минимальные конструктивные размеры антенны для достижения малых массогабаритных характеристик совместно с синтезированным антенным раскрытием для обеспечения высокого разрешения при распознавании целей.

5. Оптимальный энергетический потенциал – использование относительно небольшой мощности излучения при относительно небольшом электропотреблении и тепловыделении, наряду с использованием накопления радиосигналов с большой базой для обеспечения требуемой дальности действия.

6. Сбалансированный конструктивный облик (минимальное количество блоков, минимально возможные габариты и масса) – для обеспечения применения проектируемых РЛС на различных типах летательных аппаратов вертолетного и самолетного типа.

7. Построение аппаратуры на основе оптимального набора МИС СВЧ преимущественно собственной целевой разработки.

Многофункциональные свойства РЛС типа «АТЛАС» обеспечивают решение следующих задач:

обзорно-поисковых

- обнаружение, распознавание и измерение координат подвижных и неподвижных наземных и надводных объектов;
- обнаружение, измерение координат и траектории движения воздушных объектов;
- детализированный обзор земной и надводной поверхности в режимах высокого разрешения с синтезированием и инверсным синтезированием антенного раскрытия;
- автоматическое обнаружение и сопровождение объектов, оснащенных кодовым радиолокационным маркером (РЛМ) с активным ответом;

навигации и безопасности пилотирования

- автоматическое обнаружение и сопровождение объектов, оснащенных РЛМ, для сближения и посадки;
- автоматическое обнаружение опасного сближения с летательными аппаратами;
- автоматическое обнаружение опасного сближения на малой высоте с наземными препятствиями;
- обнаружение опасных грозовых образований и турбулентности;

СВЯЗИ

- широкополосная радиосвязь для высокоскоростной передачи добытой информации на наземный пункт управления и другие взаимодействующие объекты, оснащенные терминалами на основе РЛМ.

Для иллюстрации некоторых свойств РЛС, создаваемых на предприятии, на рис. 1 представлены общие сведения по дальности обнаружения целей в различных режимах работы РЛС при решении задач береговой охраны.

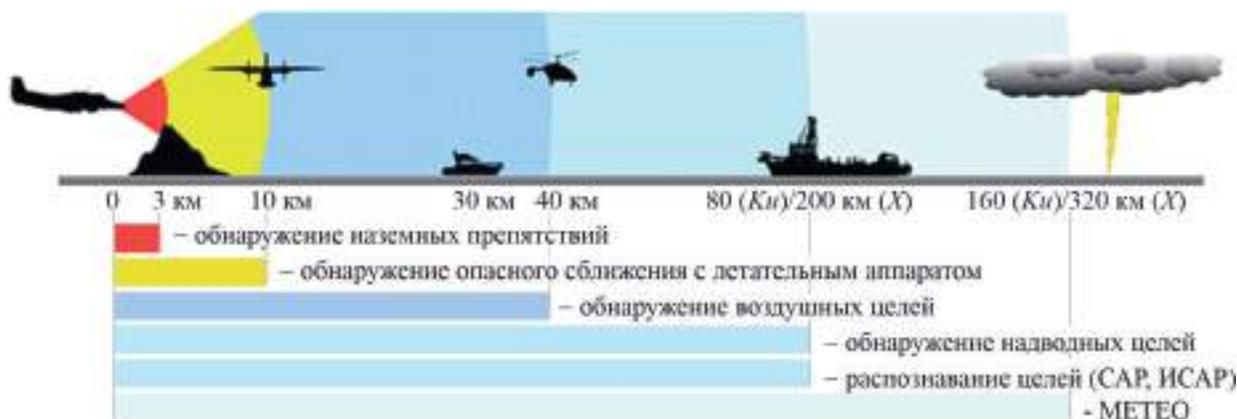


Рис. 1. Возможности РЛС «АТЛАС-Х-01» и «АТЛАС-Ку-01» при решении задач береговой охраны

Цифровые технологии все больше и больше находят применение в радиолокационной технике. Линия разграничения между цифровыми и аналоговыми техническими решениями с развитием радиоэлектроники неминуемо смещается в сторону антенных излучателей, что наиболее ярко прослеживается при построении ФАР РЛС с цифровым диаграммообразованием на уровне элемента решетки.

Проектируемые РЛС «АТЛАС-Х-01» и «АТЛАС-Ку-01» предназначены для применения в со-

стве летательных аппаратов, поэтому ограничения массы, габаритных размеров, потребляемой мощности, а также стоимости систем при выборе схемы построения РЛС были одними из определяющих.

Назначение и решаемые задачи создаваемых средств не выявляют ощутимых преимуществ цифрового диаграммообразования на уровне элемента решетки. АФАР проектируемых РЛС строятся по схеме, состоящей из 4-х подрешеток, суммарный сигнал каждой подрешетки после понижения частоты супергетеродинным аналоговым приемником обрабатывается на промежуточной частоте собственным цифровым приемником (рис. 2).

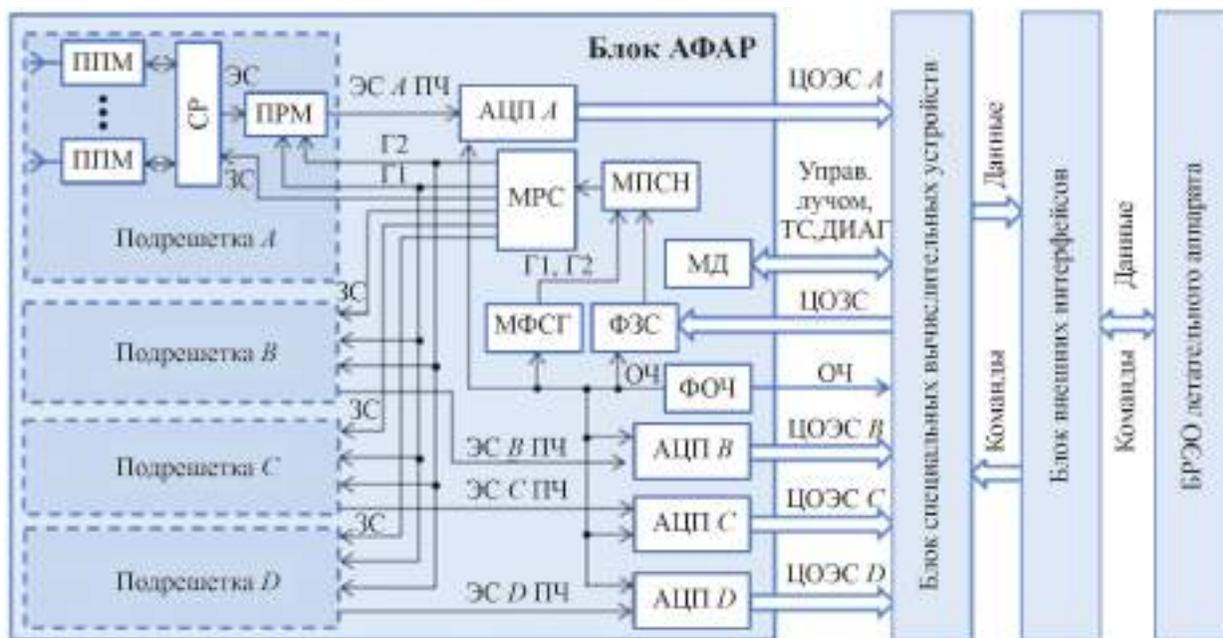


Рис. 2. Упрощенная структурная схема создаваемых РЛС (сигнальная часть):

ППМ – приемопередающий модуль; СР – система распределения; ЭС – эхосигнал; ЗС – зондирующий сигнал; ПРМ – приемник; ЭС ПЧ – эхосигнал на промежуточной частоте; Г1 и Г2 – сигналы первого и второго гетеродинов; АЦП – аналого-цифровой преобразователь; МРС – модуль распределения сигналов; МФСГ – модуль формирования сигналов гетеродина; МПСН – модуль преобразования сигналов на несущую частоту; ФЗС – фильтр зондирующего сигнала; МД – модуль данных; ФОЧ – формирователь опорной частоты; ОЧ – опорная частота; ЦОЭС – цифровые отсчеты зондирующего сигнала; ТС – тактовые сигналы; ДИАГ – сигналы диагностики; ЦОЗС – цифровые отсчеты зондирующего сигнала

Разрабатываемые РЛС фактически имеют в своем составе четыре цифровых приемопередатчика, что позволяет обрабатывать принципы цифрового диаграммообразования на уровне подрешеток АФАР. Цифровое формирование луча на уровне подрешетки, а не элемента, является компромиссным решением применения технологии цифровых АФАР, при этом габариты, масса и стоимость такие же, как у аналоговой АФАР.

В обзорных режимах сканирование пространства осуществляется последовательным просмотром одним лучом на передачу и моноимпульсной связкой лучей на прием за счет дискретного амплитудно-фазового распределения на апертуре АФАР.

Выбранный способ формирования нового положения радиолокационного луча, а также целесообразный выбор зон обзора обеспечивают необходимый темп обзора пространства и совме-

шение необходимых режимов работы РЛС. В режимах предупреждения столкновений в целях увеличения темпа обзора пространства значения параметров для формирования амплитудно-фазового распределения по каждому угловому положению диаграммы направленности извлекаются из памяти системы управления лучом.

Режимы обнаружения опасного сближения с наземными препятствиями и летательными аппаратами работают одновременно с любым другим режимом работы РЛС при включенном излучении, за счет чего обеспечивается постоянный контроль пространства в передней полусфере для обеспечения безопасности пилотирования летательного аппарата.

В связи с необходимостью постоянного контроля передней полусферы, а также в целях обеспечения высокой надежности и улучшения массогабаритных характеристик, применение механических приводов антенного полотна в проектах не рассматривалось.

Конструктивно РЛС «АТЛАС-Х-01» состоит из четырех блоков, обеспечивающих бесконфликтное размещение в конструкции летательных аппаратов: блока АФАР, блока специальных вычислительных устройств, блока внешних интерфейсов и блока широкополосного канала связи, входящего в состав опционально (рис. 3).



Рис. 3. Внешний вид и состав РЛС «АТЛАС-Х-01»

Конструкция блока АФАР РЛС «АТЛАС-Х-01» обеспечивает возможность бесконфликтного размещения в носовой части вертолетов типа Ка-226Т и «АНСАТ».

Охлаждение аппаратных средств РЛС «АТЛАС-Х-01» встроенное воздушное.

Блоки РЛС «АТЛАС-Ку-01» могут быть размещены в контейнере, предназначенном для установки на внешние подвески вертолетов и самолетов при предполетной подготовке в полевых условиях в зависимости от полетного задания. Такое решение значительно упрощает задачи модернизации авиационной техники, расширяет возможности инвариантного использования парка авиационной техники в зависимости от решаемых задач.

Контейнерное размещение РЛС «АТЛАС-Ку-01» на внешних подвесках потребовало обеспечения возможно меньшей площади поперечного сечения конструкции, что привело к высокой степени плотности компоновки и необходимости применения жидкостного охлаждения. Блок жидкостного охлаждения представляет собой полностью автономную систему.

РЛС «АТЛАС-Ку-01» состоит из четырех блоков: блока АФАР, блока специальных вычислительных устройств, блока внешних интерфейсов и блока жидкостного охлаждения, которые соединяются между собой с помощью врубных блочных электрических разъемов и гидравлических герметичных быстроразъемных соединений.

Состав и внешний вид РЛС «АТЛАС-Ку-01» с присоединенными блоками приведен на рис. 4. Примененный способ соединения блоков позволил исключить межблочные кабельные изделия из состава оборудования и обеспечить оперативную замену неисправных блоков при необходимости.



Рис. 4. Внешний вид и состав РЛС «АТЛАС-Ку-01»

РЛС «АТЛАС-Х-01» и «АТЛАС-Ку-01» не имеют в своем составе собственных органов управления и отображения радиолокационной информации, так как для этих целей должны использоваться штатные многофункциональные индикаторы и многофункциональные пульта управления из состава бортового радиоэлектронного оборудования летательных аппаратов, с которыми РЛС должны взаимодействовать по стандартным интерфейсам.

Адаптация РЛС в составе летательного аппарата осуществляется с помощью блока внешних интерфейсов, позволяющего подключить РЛС к бортовому комплексу радиоэлектронного оборудования по любым стандартным интерфейсам.

Электроснабжение РЛС осуществляется по цепям переменного тока от бортовых систем электроснабжения летательных аппаратов.

3. МИС СВЧ ДЛЯ ПРИЕМОПЕРЕДАЮЩИХ МОДУЛЕЙ АФАР

Ключевым элементом блока АФАР РЛС является приемопередающий модуль (ППМ) [1, 2], который в значительной степени определяет основные технические характеристики и стоимость РЛС (рис. 5).

Поэтому в первую очередь МИС СВЧ [3, 4] для ППМ РЛС проекта «АТЛАС» являлись объектом внимания разработчиков АО «Микроволновые системы». Ниже представлены результаты разработки и испытаний новых СВЧ монолитных интегральных схем и устройств на их основе, предназначенных для работы в СВЧ-трактах РЛС.

Внешний вид типовой сборки приемопередающего канала для ППМ РЛС Х-диапазона частот изображен на рис. 6.



Рис.5. Внешний вид приемопередающего модуля РЛС «АТЛАС-Х-01» (а), и РЛС «АТЛАС-Ку-01» (б)



Рис. 6. Приемопередающий канал для ППМ АФАР X-диапазона

Для обеспечения необходимых энергетических параметров РЛС в режиме передачи разработана и изготовлена МИС импульсного усилителя мощности X-диапазона частот MSN560V (рис. 7), электрические параметры которой приведены в табл. 2 [5]. Микросхема выполнена на основе GaN НЕМТ-процесса с топологической нормой 0,25 мкм, размер кристалла – 3,05 × 1,25 мм.

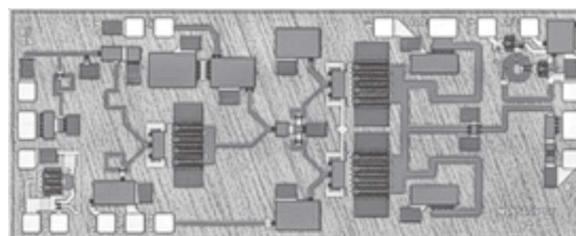


Рис. 7. МИС импульсного усилителя мощности MSN560V

Таблица 2

Основные электрические характеристики МИС MSN560V

Параметр	Значение	
	Расчет	Измерение
Диапазон рабочих частот, ГГц	8,5 – 11,0	
Напряжение питания, В	24	
Линейное усиление, дБ	20,3 – 21,8	19,3 – 21,2
Выходная импульсная мощность ($\tau_i = 100$ мкс, $Q = 10$, $P_{вх} = 0,3$ Вт), Вт	10,5 – 11,5	9,5 – 11,0
КПД, %	37 – 45	32 – 35

Особенностями микросхемы являются наличие встроенного направленного детектора контроля уровня выходной импульсной мощности и малая площадь кристалла ($3,8 \text{ мм}^2$), что в 5 раз меньше площади типовых GaAs МИС усилителей с аналогичной выходной мощностью.

Проектирование и электромагнитное моделирование микросхемы MSN560V были проведены в короткий срок (около 2 месяцев). Испытания образцов опытной партии подтвердили правильность расчетов при проектировании. Результаты измерений основных характеристик микросхем MSN560V, приведенные на рис. 8 и в табл. 2, достаточно близки к расчетным значениям (пунктирная линия на рис. 8), что свидетельствует о соответствии исходных моделей транзисторов и пассивных элементов микросхемы реальным параметрам при проведении технологических процессов.

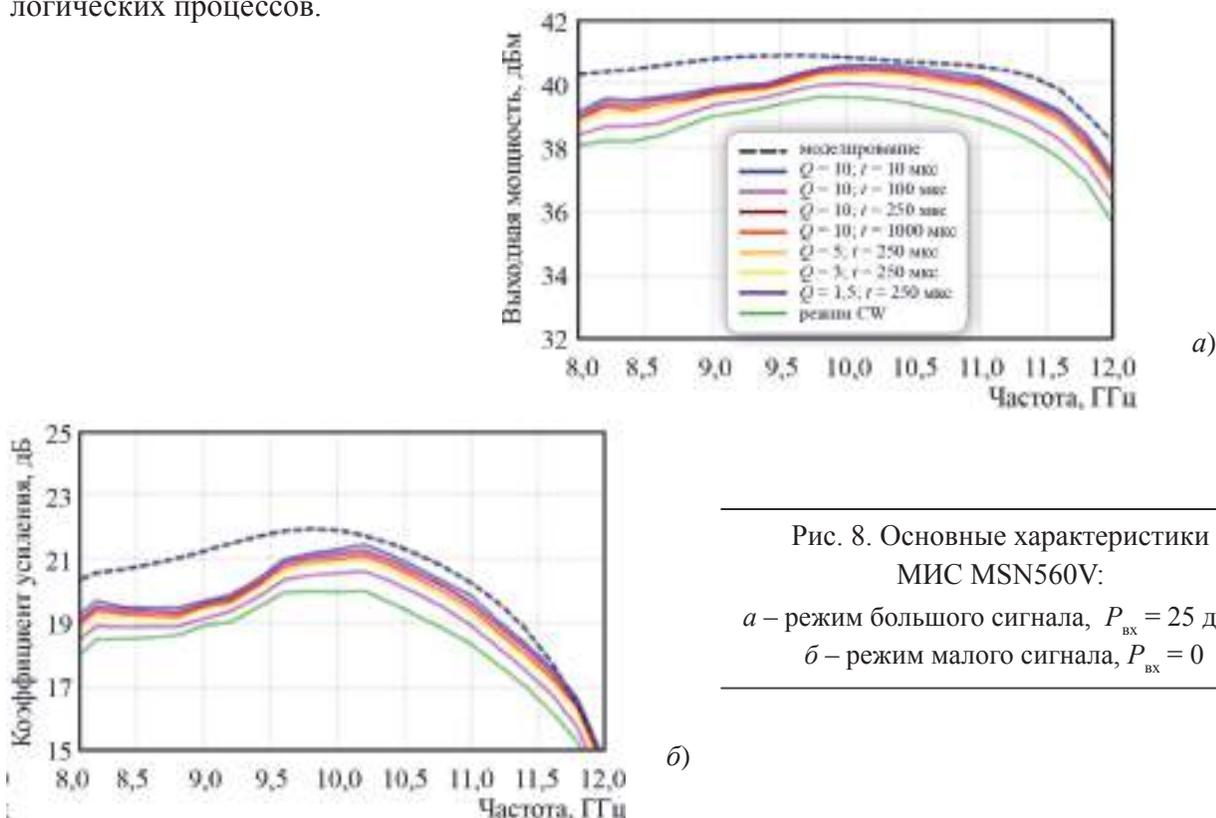


Рис. 8. Основные характеристики МИС MSN560V:

а – режим большого сигнала, $P_{\text{вх}} = 25 \text{ дБм}$;
 б – режим малого сигнала, $P_{\text{вх}} = 0$

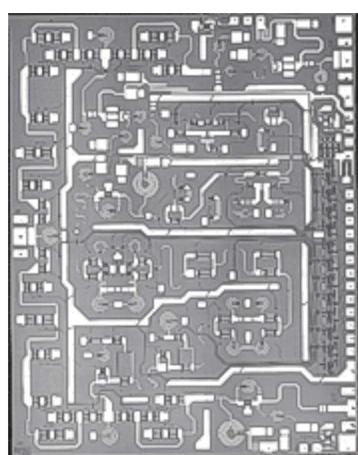


Рис. 9. МИС МФА MSP003D

В дальнейшем данное техническое решение планируется интегрировать в многофункциональную МИС оконечного модуля, включающую в себя также малошумящий усилитель и переключатель «прием-передача» в едином кристалле.

Управляемые фазовращатели и аттенюаторы СВЧ-тракта являются основными элементами технологии аналогового диаграммообразования АФАР. В процессе разработки СВЧ-тракта было принято решение использовать в ППМ единое для режимов приема и передачи устройство – модуль управления амплитудой и фазой (МФА, в международной терминологии – core chip). Для решения этой задачи разработана и изготовлена МИС МФА MSP003D, конструкция которой показана на рис. 9. МИС имеет 3-портовую конфигурацию и содержит переключатели режимов «прием-передача», 6-разрядный

фазовращатель, 5-разрядный аттенюатор, а также четыре буферных усилителя. Интегрированный драйвер имеет параллельную загрузку команд управления уровнями ТТЛ/КМОП. Микросхема выполнена на основе GaAs pHEMT-процесса с топологической нормой 0,15 мкм.

МФА имеет привлекательные для применения в каналах ППМ АФАР сочетания основных параметров:

- интегрированное решение для X-диапазона;
- коэффициент усиления 19...20 дБ в режимах «прием» и «передача»;
- выходная мощность 100 мВт в режиме «передача»;
- управление положительными логическими уровнями ТТЛ/КМОП;
- малые среднеквадратичные отклонения ошибок установки затухания и вносимого фазового сдвига (0,5 дБ и 2 град соответственно);
- схемы стабилизации затворного смещения буферных усилителей.

Размеры кристалла МИС составляют 4,0×5,1 мм, процент выхода годных при серийном производстве по результатам функционального контроля СВЧ-параметров на пластине – 82...85 %.

В ряде случаев перед разработчиками ППМ стоит задача расширения динамического диапазона по входу приемного канала. Для ее решения были разработаны и изготовлены две микросхемы X-диапазона: дискретно управляемый аттенюатор MSD109V и bypass-усилитель MSP013D.

МИС MSD109V является монолитной интегральной схемой 1-разрядного аттенюатора с затуханием 20 дБ и предназначена для работы в диапазоне 7,4...11 ГГц. Микросхема выполнена на основе GaAs p-i-n-диодного процесса с толщиной i-слоя 3 мкм. Топология МИС показана на рис. 10, размер кристалла – 1×1 мм.

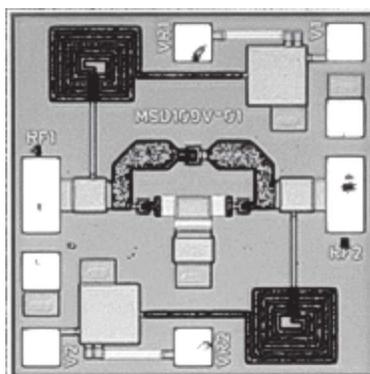


Рис. 10. МИС дискретно управляемого аттенюатора MSD109V

Основные характеристики МИС MSD109V:

Диапазон рабочих частот.....	7,4 – 11,0 ГГц
Вносимые потери в опорном состоянии.....	0,5 – 0,7 дБ
Вносимое ослабление.....	20 дБ
Уровни управления состоянием.....	противофазные напряжения 0/+4 В с током потребления 5 – 6 мА
Время включения / выключения состояния	менее 20 нс

Вторым способом расширения динамического диапазона приемного канала является применение малошумящего усилителя с переключаемым обходным (в международной терминологии – bypass)

каналом (рис. 11), позволяющим передать принятый сигнал повышенной мощности в обход каскадов малошумящего усилителя. По этой схеме построена МИС малошумящего bypass-усилителя MSP013D (рис.12).

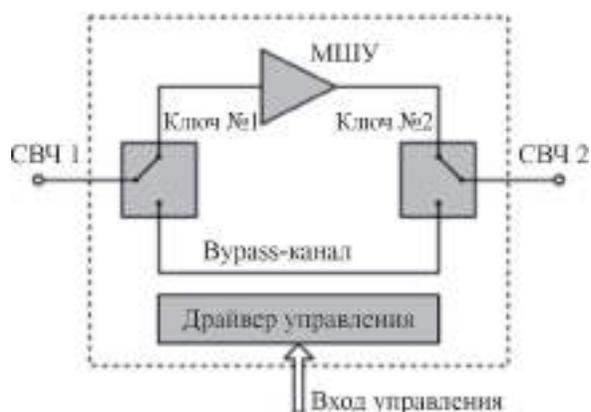


Рис. 11. Структурная схема bypass-усилителя

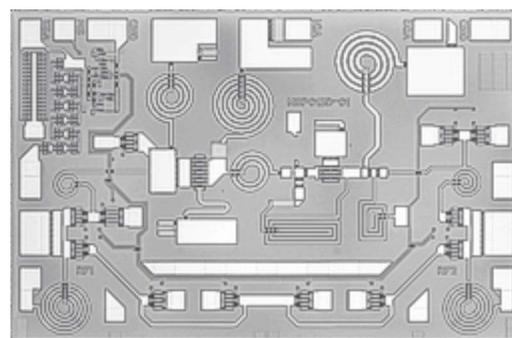


Рис.12. МИС bypass-усилителя MSP013D

Основными характеристиками МИС MSP013D:

Диапазон рабочих частот.....	6,0 – 12,0 ГГц
Вносимые потери в состоянии «bypass».....	1,5 – 2,0 дБ
Коэффициент усиления в состоянии «усиление».....	17,5 дБ
Уровни управления состоянием.....	ТТЛ/КМОП
Коэффициент шума.....	2,5 дБ

Микросхема выполнена на основе GaAs рHEMT-процесса с топологической нормой 0,15 мкм, размер кристалла – 2,3×1,5 мм.

Измеренные и расчетные параметры МИС MSP013D, подтверждающие высокую точность моделирования, приведены на рис. 13.

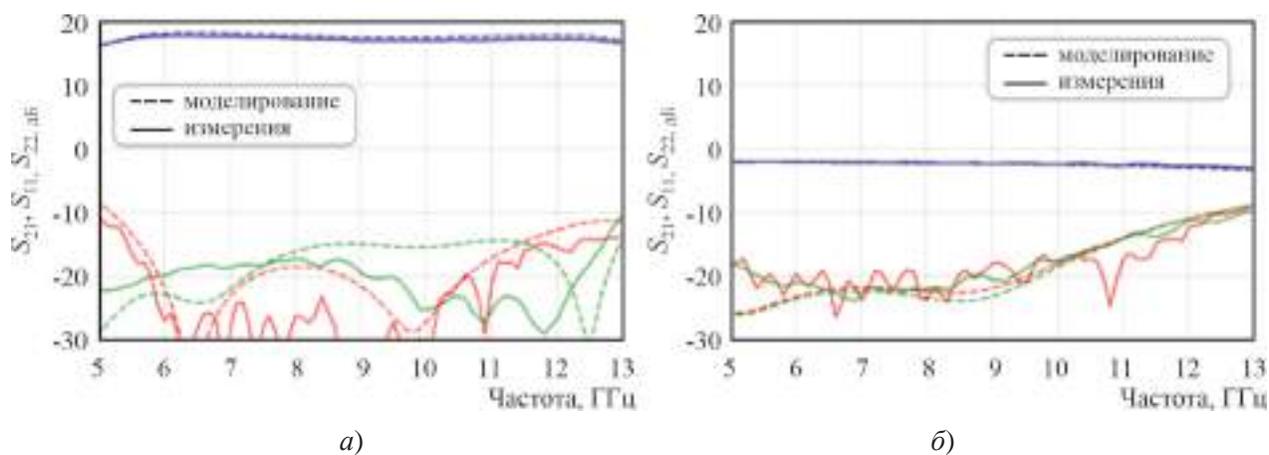
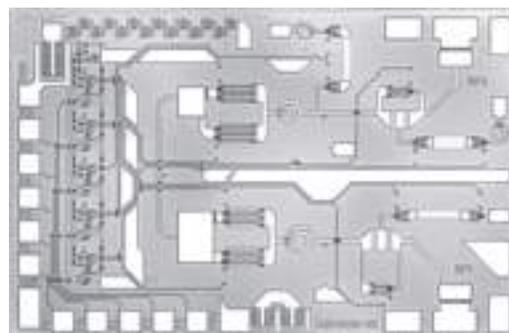


Рис. 13. Малосигнальные параметры МИС MSP013D:
а– режим «усиление»; б – режим «bypass»

Одной из новых разработок АО «Микроволновые системы», расширяющей возможности управления амплитудой и фазой сигнала в канале ППМ X-диапазона, является МИС двухпортового «проходного» фазовращателя/аттенюатора MSP012D (рис.14).

Рис. 14. МИС фазовращателя/аттенюатора MSP012D



Основные электрические параметры МИС MSP012D представлены в табл. 3.

Таблица 3

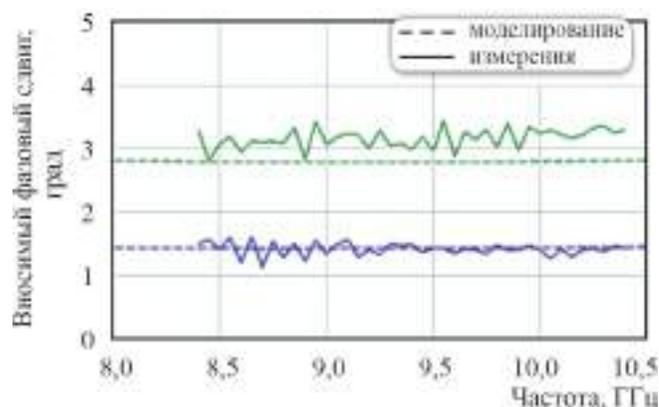
Электрические характеристики МИС MSP012D

Параметр	Значение
Диапазон рабочих частот, ГГц	8,5 – 11,0
Напряжения управления, В	0/+5
Начальные потери, дБ	2,6 – 3,2
Вносимое затухание (3 разряда), дБ	0,5/1,0/2,0
Вносимый фазовый сдвиг (2 разряда), град	1,5/3,1
Ток потребления по цепи питания «-5 В», мА	6

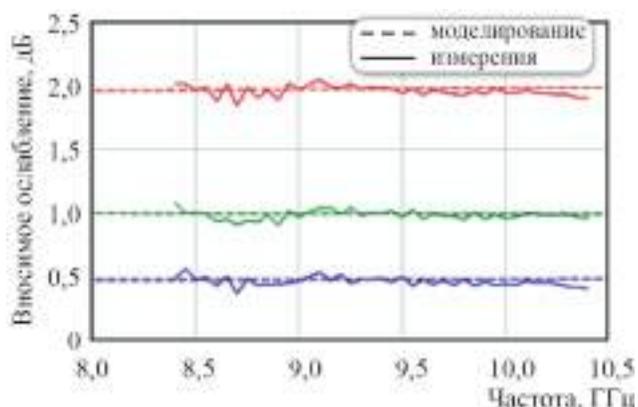
В составе микросхемы применен интегрированный драйвер управления. Микросхема выполнена на основе GaAs рНЕМТ-процесса с топологической нормой 0,15 мкм, размер кристалла – 1,5×2,3 мм.

На рис. 15 приведены частотные характеристики вносимого фазового сдвига МИС MSP012D при включении разрядов управления, измеренные в составе ППК, упомянутого ранее (см. рис. 6).

Рис.15. Вносимый фазовый сдвиг МИС MSP012D (см. также с. 94):
а – основные состояния фазовращателя;
б – основные состояния аттенюатора



а)



б)

Рис.15. Вносимый фазовый сдвиг
МИС MSP012D:

a – основные состояния фазовращателя;

б – основные состояния аттенюатора

Для построения ППМ *Ku*-диапазона применены интегрированные решения, позволяющие строить канал ППМ на основе двух микросхем. Это 6-разрядный МФА с последовательной загрузкой управляющих команд типа MSP010D и оконечный модуль с выходной импульсной мощностью 4 Вт типа MSN011V. Данные микросхемы разработаны и находятся в стадии изготовления образцов.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Использование специализации «fabless-foundry» при создании СВЧ полупроводниковых приборов позволяет гармонизировать процессы одновременного проектирования ключевых компонентов и собственно радиотехнических систем, обеспечить создание финальных изделий с высокими характеристиками и оптимальным соотношением «цена/качество». Создаются условия для ускоренного вывода на рынок новых изделий.

Разработанные на предприятии «специально под систему» ключевые компоненты находят также применение при проведении модернизации серийно выпускаемых изделий с целью повышения технических характеристик или с целью замещения компонентов, с которыми возникли сложности поставок.

Накопленный на предприятии опыт разработки СВЧ полупроводниковых приборов позволяет во многих случаях с первой итерации получать компоненты с характеристиками [6], максимально соответствующими расчетным, что подтверждает правильность принятых подходов к проектированию.

ЛИТЕРАТУРА

1. Синани, А. И. Антенны и радары с электронным управлением лучом / А. И. Синани, Г. В. Кауфман. – ЗАО «Издательство «Радиотехника», 2016.
2. Антенный электронный блок для спутниковой АФАР *X*-диапазона / А. В. Белолипецкий, О. В. Борисов, Ю. В. Колковский [и др.] // Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы. – 2017. – Вып. 3 (246). – С. 15 – 25.
3. Kistchinsky, Andrey. Ultra-wideband GaN power amplifiers – from innovative technology to standart products – ultra wideband communications / Andrey Kistchinsky // Novel Trends – System, Architecture and Implementation, Intech. – 2011. – P. 213 – 232.

4. **Васильев, А. Г.** СВЧ-транзисторы на широкозонных полупроводниках / А. Г. Васильев, Ю. В. Колковский, Ю. А. Концевой. – ЗАО «РИЦ «Техносфера», 2011.

5. GaN МИС усилителя мощности X -диапазона с функцией контроля уровня мощности / А. В. Кондратенко, Д. А. Шишкин, А. С. Щербаков, С. В. Миннебаев // Тезисы докладов юбилейной научно-технической конференции АО «НПП «Исток» им. Шокина» «СВЧ-Электроника-2023», 25-26 мая 2013. – С. 37 – 38.

6. **Сорвачев, П. С.** GaAs МИС дискретных широкополосных фазостабильных аттенуаторов: примеры из практики АО «Микроволновые системы» / П. С. Сорвачев, А. В. Кондратенко // Сборник статей XI Всероссийской научно-технической конференции «Электроника и микроэлектроника СВЧ», Санкт-Петербург, 2022. – С. 94 – 98.

Статья поступила 31 июля 2023 г.

=== НОВЫЕ КНИГИ ===

РУБЦОВ Е. А. Авиационные электронные системы и комплексы и основы их применения : учебное пособие / Е. А. Рубцов, О. М. Шикавко. – Москва; Вологда : Инфра-Инженерия, 2023. – 328 с.

Приведены основные характеристики бортовых радиоэлектронных систем и комплексов: радиовысотометров, самолетных ответчиков систем вторичной радиолокации, бортовых радиолокационных станций, бортовых систем предупреждения близости земли, бортового навигационно-посадочного оборудования, доплеровских измерителей скорости и угла сноса, спутниковых навигационных систем, аппаратуры автоматического зависящего наблюдения, радиосвязного оборудования воздушных судов, бортовых систем предупреждения столкновения, бортовых пилотажно-навигационных комплексов, принципы их функционирования, типы и размещение применяемых антенн, особенности летной эксплуатации. Рассматриваются общие вопросы летной эксплуатации бортовых радиоэлектронных систем и комплексов. Отражены особенности радиооборудования воздушных судов нового поколения, приведен типовой состав бортовых радиоэлектронных систем и комплексов современных воздушных судов.

Для студентов, обучающихся по программе специалитета по специальности 25.05.05 «Эксплуатация воздушных судов и организация воздушного движения», для студентов, обучающихся по программе бакалавриата и магистратуры по направлению 25.03.04 «Эксплуатация аэропортов и обеспечение полетов воздушных судов» и направлению 25.03.03 «Аэронавигация».

УДК 621.371.334

ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МНОГОСЛОЙНОГО ПЕРЕХОДА ДЛЯ ИНТЕГРАЛЬНЫХ СХЕМ СВЧ

С. Б. Клюев, В. В. Демшевский

АО «НПП «Исток» им. Шокина», г. Фрязино

В работе предложен многослойный переход с улучшенными характеристиками (низкими вносимыми потерями, расширенной рабочей полосой частот) на основе комбинации базовых линий передачи: микрополосковой и симметричной щелевой линий. Расчётным численным методом – методом конечных элементов было проведено математическое моделирование перехода и рассчитаны его характеристики. Приводится математическая модель перехода для применения в интегральных схемах СВЧ.

КС: микрополосковая линия, симметричная щелевая линия, модифицированная симметричная щелевая линия, матрица рассеяния, метод конечных элементов, вносимые потери, волновое сопротивление, шлейфный переход, электромагнитная связь

ELECTRODYNAMIC MODELING OF A MULTILAYER TRANSITION FOR MICROWAVE INTEGRATED CIRCUITS

S. B. Klyuev, V. V. Demshevsky

JSC «RPC «Istok» named after Shokin», Fryazino

The paper proposes a multilayer transition with improved characteristics (low insertion losses, extended operating frequency band) based on a combination of basic transmission lines: microstrip and symmetrical slot lines. The mathematical modeling of the transition was carried out by the computational numerical method – the finite element method and its characteristics were calculated. A mathematical model of the transition for use in microwave integrated circuits is given.

Keywords: microstrip line, symmetrical slot line, modified symmetrical slot line, scattering matrix, finite element method, insertion losses, wave resistance, loop transition, electromagnetic coupling

1. ВВЕДЕНИЕ

Развитие научно-технического прогресса диктует постоянное улучшение характеристик и максимальную интеграцию СВЧ-устройств, что приводит не только к усложнению их конструктивного исполнения, но и к появлению новых физических процессов и эффектов, происходящих в них. И, как следствие, это требует разработки и внедрения новых принципов конструирования, использования новых методов математического моделирования. Другим направлением развития СВЧ-устройств является создание различных малогабаритных блоков, схем, функциональных узлов с возможностью их интеграции в конструктивно-технические решения, которые можно было бы применить, например, в интегральных схемах (ИС) СВЧ.

В таких СВЧ-устройствах часто возникает необходимость передачи сигнала по слоям схем – использовать такой параметр, как объем. Это становится возможным, когда обеспечивается связь между различными типами линий передач (ЛП) не только в плоскости слоя, но и в перпендикулярном («вертикальном», межслойном) направлении путем создания переходов, в которых применяются несколько типов ЛП. Внедрение таких структур в устройства позволяет решить несколько важных задач техники СВЧ: улучшить массогабаритные размеры, повысить степень миниатюризации, а также экономичность и надежность производства таких узлов и т. д.

Переходы нарушают регулярность тракта, поэтому должны быть хорошо согласованы по каждому из входов и не передавать сигнал с минимальными потерями. Наиболее важным в переходе является элемент связи, предназначенный для передачи энергии из одной ЛП и возбуждения электромагнитных колебаний в другой. В зависимости от типа соединяемых линий элемент связи может иметь различные конструкторские реализации. В электродинамическом смысле он представляет собой систему электрических и магнитных сторонних токов. Эти токи стремятся расположить так, чтобы с максимальной интенсивностью в ЛП возбуждался требуемый тип волны и не возбуждались волны нежелательных типов.

При конструировании ИС СВЧ обычно возникает необходимость в соединении друг с другом отрезков не только однотипных ЛП (как с одинаковыми, так и с разными параметрами), но и разнотипных ЛП. Для реализации этих конструктивных решений используются специально разрабатываемые устройства – переходы. По типу связи переходы можно разделить на переходы с гальваническим контактом и переходы с электромагнитной связью. При этом основной проблемой синтеза в реализации переходов из одного слоя схемы в другой становится задача по согласованию линий разных типов для передачи сигнала с минимальными потерями.

В настоящее время в радиотехнике используются самые различные ЛП. К числу наиболее распространенных ЛП относятся: микрополосковая (МЛП), симметричная щелевая (СЩЛ) и ее вариант – модифицированная симметричная щелевая линия (МСЩЛ), несимметричная щелевая линия (НЩЛ) и ее модификации (несимметричная двухщелевая ЩЛ, РДЛ) и другие ЛП.

Целью настоящей работы является математическое моделирование открытой волноведущей структуры – широкополосного многослойного перехода в СВЧ-диапазоне частот на основе комбинации разных типов ЛП и расчет его характеристик.

2. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Наиболее эффективным переходом, который может быть применен в многослойных структурах, и в том числе в ИС СВЧ, является широкополосный многослойный переход МПЛ↔СЩЛ↔МПЛ. Его основой (базовым элементом, БЭ) является широкополосный шлейфный переход МПЛ↔СЩЛ, в котором выравнивание потенциалов в проводниках соединяемых линий осуществляется с помощью четвертьволновых шлейфов [1]. Конструктивной особенностью БЭ является наличие переходного узла, соединяющего отрезки ЛП с различными типами волн, являющихся, по существу, трансформаторами типов волн [1]. Этот переход представляет собой две взаимно перпендикулярные линии, пересекающиеся в пучностях магнитных полей линий, что предопределяет возможность его применения в многослойных структурах в качестве БЭ.

Ранее, например в работах [2–4], были рассмотрены варианты применения перехода МПЛ↔СЩЛ↔МПЛ в качестве полосно-пропускающего фильтра в диапазоне частот 0,2...4 ГГц, с затуханием на центральной частоте не более 0,5 и широкой полосой пропускания. Преимуще-

ствами такого подхода являются модульность конструкции, отсутствие переходных металлизированных отверстий и реализация принципа бесконтактной электромагнитной связи между слоями [1–4].

В работе предложен многослойный переход с электромагнитной связью и улучшенными характеристиками (низкими вносимыми потерями, расширенным рабочим диапазоном частот) на основе комбинации базовых линий передачи: МПЛ и СЦЛ или МПЛ и МСЦЛ. Подробное описание МСЦЛ приведено в работах [5–7]. Рассматриваются два варианта многослойного перехода: МПЛ↔СЦЛ↔МПЛ и МПЛ↔МСЦЛ↔МПЛ – в диапазоне частот $\Delta f = 5 \dots 22$ ГГц. В расчетах моделей переходов использовались подложки в соответствии с ТУ на них [8]. Изготовление переходов предполагается в соответствии с существующей тонкопленочной технологией. Соединение частей перехода возможно с помощью либо высокотемпературной пленки, либо препрега.

Следует отметить, что волновое сопротивление входа и выхода рассматриваемого перехода должно составлять 50 Ом.

3. МОДЕЛИ ПЕРЕХОДА, РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для расчета моделей ЛП и устройств с их применением ранее были разработаны проекционно-вариационные методы, а по мере усложнения конструкций устройств на их основе наибольшее распространение получили численные методы математического моделирования как инструмент численного решения уравнений математической физики. Одним из таких численных методов является метод конечных элементов (МКЭ). Он становится универсальным методом численного решения сложных физических и электродинамических задач потому, что имеет ряд преимуществ, которые важны при расчете БЭ на основе МПЛ, СЦЛ и МСЦЛ: исследуемый объект может иметь любую геометрическую форму и электромагнитную среду, в которой будет распространяться электромагнитная волна; можно моделировать любые граничные условия; вычислительный алгоритм удобен для реализации с помощью средств ВТ. Поэтому для математического моделирования многослойного геометрически сложного перехода в работе применен МКЭ.

Конструктивно переход представляет собой многослойную структуру, в которой применяются две МПЛ (вход и выход волноведущей структуры), расположенные на разных внешних плоскопараллельных плоскостях сложной диэлектрической подложки, состоящей из двух слоев, между которыми расположена СЦЛ (МСЦЛ), причем вход-выход МПЛ противонаправлены друг другу. Модель многослойного перехода МПЛ↔СЦЛ↔МПЛ представлена рис. 1.

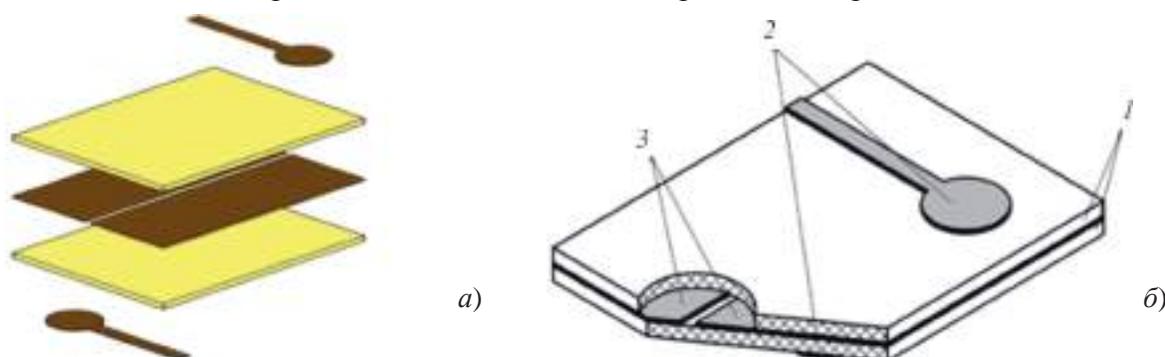


Рис. 1. Модель многослойного перехода МПЛ↔СЦЛ↔МПЛ (1 – диэлектрическая подложка; 2 – МПЛ с элементом согласования типа «круг»; 3 – СЦЛ):

a – декомпозиция модели перехода; *б* – расчетная модель перехода

Отличительной особенностью от рассчитанных ранее в работах [2-4] рассматриваемых вариантов многослойного перехода является применение между двумя типами линий согласующего элемента типа «круг», центр которого расположен на расстоянии $\lambda_{\text{вц}}/4$ от центра СЦЛ, рис. 1, а ($\lambda_{\text{вц}}$ – длина волны в переходе в центре рассматриваемого диапазона частот). На расстоянии $\lambda_{\text{вц}}/4$ от края структуры размещается и МПЛ [1].

На первом этапе расчетов была рассмотрена модель перехода, представленная на рис. 1. С помощью МКЭ рассчитаны характеристики многослойного перехода, в котором материал подложек имеет диэлектрическую проницаемость $\epsilon = 9,8$, а геометрические размеры МПЛ и СЦЛ равны $w/h = 0,8$, где w – ширина полоска (ширина щели), h – толщина подложки.

Результаты математического моделирования перехода МПЛ↔СЦЛ↔МПЛ и зависимости коэффициентов матрицы рассеяния и волнового сопротивления от выбранных геометрических размеров линий и значения диэлектрической проницаемости ϵ подложки получены в рассматриваемом диапазоне частот и представлены на рис. 2.

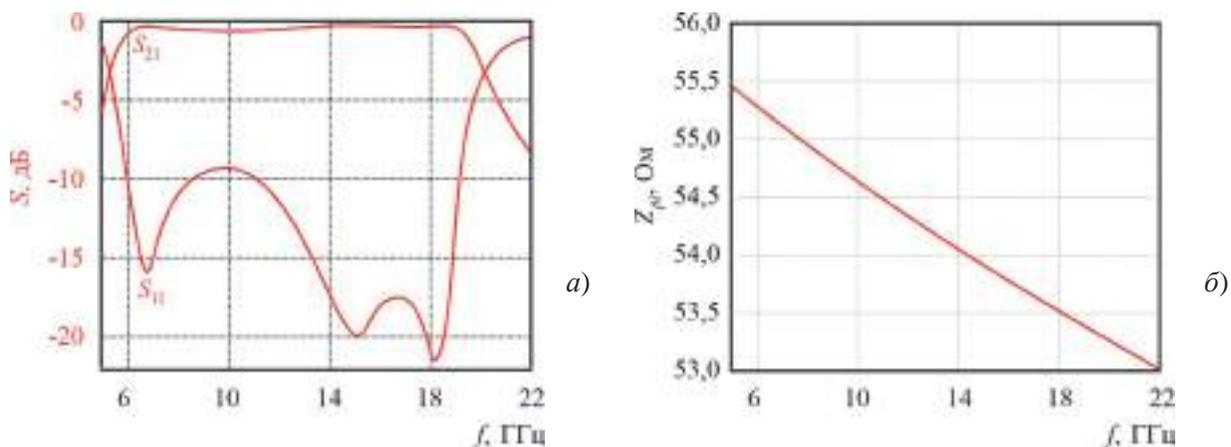


Рис. 2. Зависимости коэффициентов матрицы рассеяния (а) и волнового сопротивления (б) от частоты

Из рис. 2 видно, что рабочий диапазон перехода на уровне коэффициента передачи S_{21} -1 дБ составляет примерно 13,5 ГГц, а коэффициент отражения S_{11} в этом же диапазоне – от -10 до -22,5 дБ и значения волнового сопротивления находятся в диапазоне 53...55,5 Ом.

Далее для улучшения характеристик модели перехода, представленных на рис. 2, в конструкцию ранее рассмотренной структуры (см. рис. 1) взамен СЦЛ применим МСЦЛ (рис. 3). В МСЦЛ щель между металлическими экранами 3 (рис. 3, б) полностью заполняется диэлектриком с ϵ_1 , которая больше диэлектрической проницаемости подложек ($\epsilon_1 > \epsilon$). Для рассматриваемой модели соотношение диэлектрических проницаемостей составило $\epsilon_1/\epsilon = 1,68$. Ранее МСЦЛ рассматривалась в работах [5–7].

Расчет перехода МПЛ↔МСЦЛ↔МПЛ также был проведен с помощью МКЭ в диапазоне частот $\Delta f = 5...22$ ГГц, причем геометрические размеры модели соответствовали размерам ранее рассчитанной МПЛ↔СЦЛ↔МПЛ. В результате электродинамического моделирования были получены зависимости коэффициентов матрицы рассеяния и значения волнового сопротивления, они отражены на обобщенном рис. 4 (кривые 2).

Следует отметить, что в результате применения в конструкции базового перехода МПЛ↔СЦЛ↔МПЛ МСЦЛ в диапазоне частот $\Delta f = 9,68...14,52$ ГГц улучшены значения матрицы рассеяния: S_{21} на -0,1 дБ, а S_{11} на -2,5 дБ (см. рис. 4, а, б).

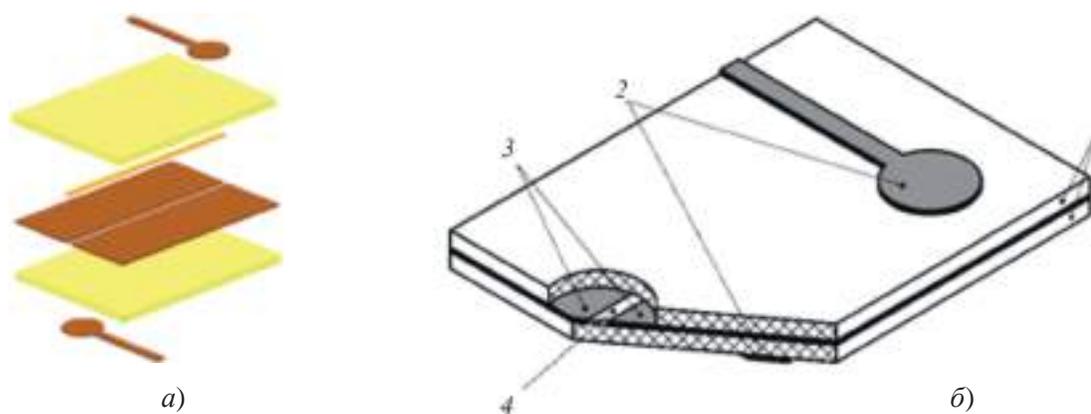


Рис. 3. Модель многослойного перехода МПЛ↔МСЦЛ↔МПЛ (1 – диэлектрическая подложка; 2 – МПЛ с элементом согласования типа круг; 3 – МСЦЛ; 4 – диэлектрик, заполняющий щель):
 а – декомпозиция модели перехода; б – расчетная модель перехода

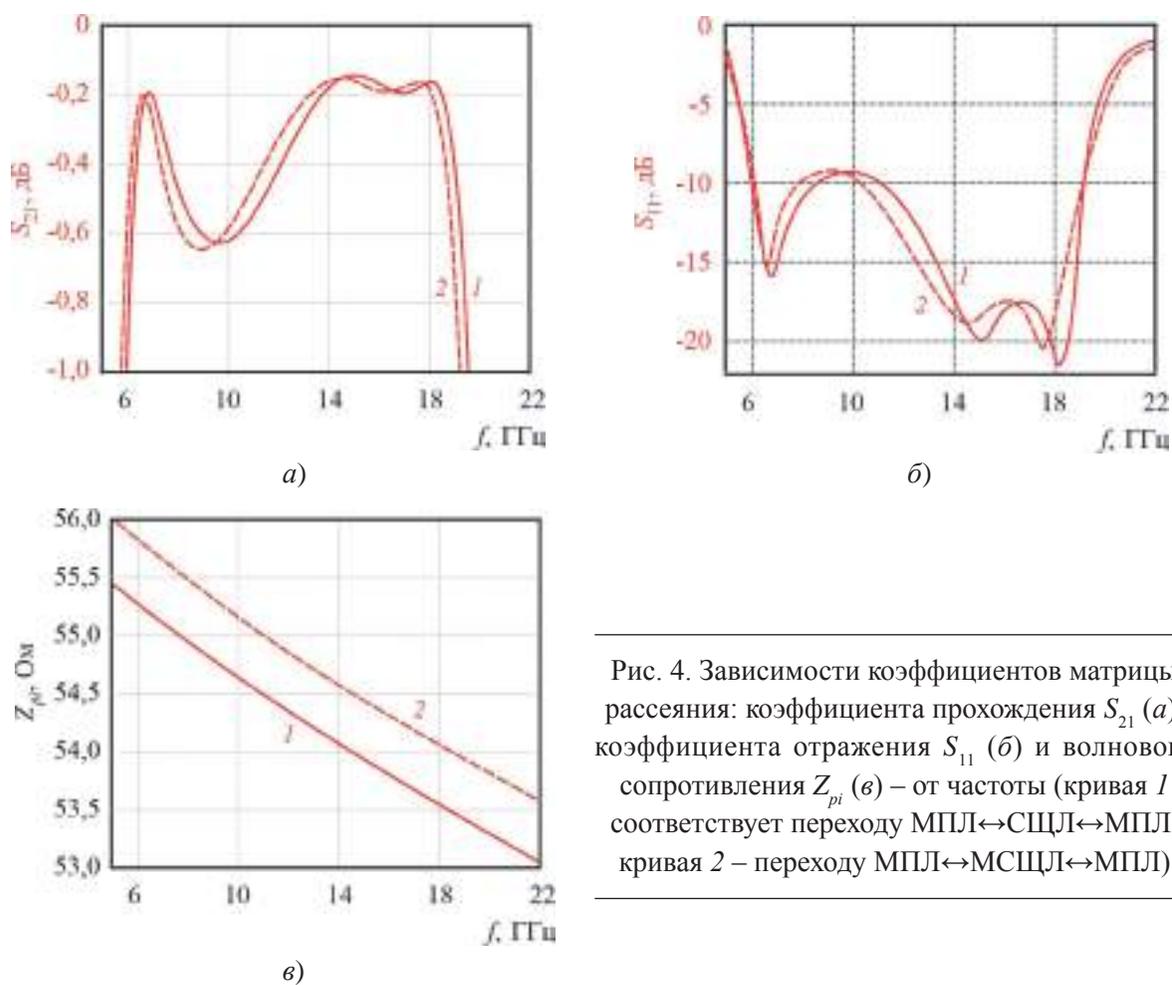


Рис. 4. Зависимости коэффициентов матрицы рассеяния: коэффициента прохождения S_{21} (а), коэффициента отражения S_{11} (б) и волнового сопротивления Z_{pi} (в) – от частоты (кривая 1 соответствует переходу МПЛ↔СЦЛ↔МПЛ, кривая 2 – переходу МПЛ↔МСЦЛ↔МПЛ)

В результате проведенных численных расчетов показано (см. рис. 4, а), что в диапазоне частот $\Delta f = 6 \dots 19,5$ ГГц для рассмотренных вариантов перехода значение коэффициента прохождения матрицы рассеяния $S_{21} < -1$ дБ, что соответствует ширине рабочей полосы переходов $\approx 76,5$ %.

Волновые сопротивления для двух вариантов перехода линейно уменьшаются с ростом частоты и принимают значения: $Z_{pi} = 53 \dots 55,5$ Ом для перехода МПЛ↔СЦЛ↔МПЛ (кривая 1) и $Z_{pi} = 53,5 \dots 56$ Ом для перехода МПЛ↔МСЦЛ↔МПЛ (кривая 2), что позволит согласовывать с минимальными потерями рассмотренные структуры с другими СВЧ-устройствами.

4. ВЫВОДЫ

Необходимость конструктивного совершенствования интегральных схем СВЧ и других электронных устройств обусловлена тем, что в последние годы тенденция развития радиоэлектронной аппаратуры стала очевидной, так как плоскостные традиционные схемы построения достигают своих потенциальных пределов и по характеристикам, и по массогабаритным показателям.

Результаты электродинамического моделирования показывают возможность создания перехода на основе многослойной технологии при использовании МПЛ и СЦЛ для практического применения в интегральных схемах и устройствах СВЧ.

Благодаря многослойности построения конструкции, можно значительно сократить габаритные показатели изделия в целом.

Таким образом, решается одна из важных задач техники СВЧ, сводящаяся к обеспечению связи между различными типами ЛП не только в плоскости слоя, но и в перпендикулярном («вертикальном», межслойном) направлении.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Гвоздев, В. И.** Объёмные интегральные схемы СВЧ / В. И. Гвоздев, Е. И. Нефёдов. – М.: Наука, 1985. – 256 с.
2. **Фомин, Д. Г.** Сверхширокополосный полосно-пропускающий фильтр на основе многослойного полосково-щелевого перехода / Д. Г. Фомин, Н. В. Дударев, С. Н. Даровских // Журнал радиоэлектроники [электронный журнал]. – 2021. – № 10. – DOI: <https://doi.org/10.30898/1684-1719.2021.10.13>.
3. Specific features of volume-modular technology application in the design of microwave electronic devices / D. G. Fomin, N. V. Dudarev, S. N. Darovskikh [et al.] // Ural Radio Engineering Journal. – 2021. – Vol. 5, No 2. – P. 91 – 103. – DOI: 10.15826/urej.2021.5.2.001.
4. Моделирование полосно-пропускающих фильтров на основе многослойной технологии / Д. Г. Фомин, С. Н. Даровских, Н. В. Дударев [и др.] // Вестник ЮУрГУ. Сер. Компьютерные технологии, управление, радиоэлектроника. – 2022. – Т. 22, № 1. – С. 77 – 87. – DOI: 10.14529/ctcr220106.
5. **Патент № 2776955 РФ, МПК Н 01 Р 3/08.** Симметричная щелевая линия передачи сигнала СВЧ- и КВЧ-диапазонов: приоритет 07.09.2021 / Клюев С. Б., Иовдальский В. А., Налогин А. Г., Пашков А. Н.
6. **Клюев, С. Б.** Модифицированная симметричная щелевая линия для интегральных схем СВЧ- и КВЧ-диапазонов / С. Б. Клюев, В. А. Иовдальский, В. П. Марин // Научные технологии. – 2022. – Т. 23, № 6. – С. 5 – 11. – DOI: <https://doi.org/10.18127/j19998465-202206-01>.
7. **Клюев, С. Б.** Влияние размеров щели на характеристики модифицированной симметричной щелевой линии / С. Б. Клюев, В. А. Иовдальский, А. Г. Налогин // Двенадцатая Всероссийская конференция «Необратимые процессы в природе и технике» (г. Москва, 31 января – 3 февраля 2023 г.): труды конференции в 2 томах. – 2023. – Т. 2. – С. 60 – 64.
8. **ТУ 6366-000-07593894-2013.** Подложка. Технические условия.

Статья поступила 8 июля 2023 г.

**ПРАВИЛА НАПРАВЛЕНИЯ, РЕЦЕНЗИРОВАНИЯ И ОПУБЛИКОВАНИЯ
НАУЧНЫХ СТАТЕЙ В НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОМ СБОРНИКЕ
«ЭЛЕКТРОННАЯ ТЕХНИКА», СЕРИЯ 1, «СВЧ-ТЕХНИКА»**

1. Статья должна иметь официальное направление от учреждения, в котором выполнена работа, и документ, подтверждающий возможность открытого опубликования (акт экспертизы).

2. Статья должна содержать:

- соответствующий индекс универсальной десятичной классификации литературы (УДК);
- инициалы и фамилии авторов;
- название;
- реферат;
- ключевые слова;
- текст самой статьи;
- список литературы;
- краткие сведения об авторах, включающие фамилию, имя, отчество (полностью), должность, ученую степень, послевузовское специальное образование (аспирант, соискатель, докторант, студент, магистрант), место работы, город, страна, домашний и электронный адрес, телефон;

- информацию о финансировании статьи (грантовая поддержка).

Объем публикуемой статьи, как правило, до 12 стр., включая иллюстрации.

3. Статья должна быть подготовлена в текстовом редакторе MS Word для Windows и передана в виде файла (формат .doc или .docs) по электронной почте, либо записанного на ФЛЭШ или оптическом (CD) носителе, и двух печатных экземпляров.

4. Форматирование статьи: одинарный межстрочный интервал, выравнивание текста по ширине, абзацный отступ – 0,7 см. При наборе текста используются только стандартные True Type шрифты – Times New Roman и Symbol. Размер шрифта основного текста – 12 пунктов, примечаний и ссылок – 10 пунктов. Устанавливаемый размер бумаги – А4 (210 × 297 мм).

Сложные формулы набираются только в «Редакторе формул» Word. Непосредственно в программе Word допускается использование только простых формул (символы с индексами, подстрочными и/или надстрочными). Не принимаются формулы, выполненные в виде рисунков. Расшифровка буквенных обозначений формул в тексте должна быть набрана в текстовом редакторе. Таблицы выполняются в формате Word.

5. Иллюстрации к статье представляются в виде отдельных файлов.

Рисунки выполняются в соответствии со следующими требованиями:

- растровые рисунки – в формате TIFF, разрешение не менее 300 точек/дюйм (для фотографий допускается формат JPEG); векторная графика – в формате CorelDRAW;
- размер рисунка – не более 17 × 20 см;
- буквенные и цифровые обозначения на рисунках должны соответствовать обозначениям в тексте, причем начертание греческих и русских букв прямое, а латинских букв и цифр, обозначающих номера позиций, – курсивное;
- текстовая информация, не являющаяся неотъемлемой частью рисунка, и условные обозначения выносятся в текст статьи или в подпись к рисунку.

Фотографии (не более 18 × 24 см) принимаются в электронном виде.

На весь иллюстративный материал должны быть ссылки в тексте.

6. Следует строго соблюдать единообразие терминов, размерностей, условных обозначений, сокращений. Единицы измерения должны соответствовать системе СИ.

7. Формулы следует нумеровать в круглых скобках, например (2), литературные ссылки – в прямых, например [2], подстрочные замечания отмечаются звездочками *.

8. Таблицы должны иметь тематические заголовки. Все слова в заголовках граф даются без сокращений и в единственном числе.

9. Библиография составляется в соответствии с ГОСТ Р 7.0.100–2018 и дается общим списком в конце статьи.

10. Полученная статья направляется редакцией на рецензирование ведущим специалистам в данной научно-технической области.

11. Итоговое решение об одобрении или отклонении представленных в редакцию материалов принимается редакционной коллегией на основании заключения рецензентов, о чем авторы ставятся в известность.

12. Редакция направляет авторам представленных материалов копии рецензий или мотивированный отказ, а также обязуется направлять копии рецензий в Министерство образования и науки Российской Федерации при поступлении в редакцию издания соответствующего запроса. Рецензии на все опубликованные статьи хранятся в редакции издания 5 лет.

13. Плата с аспирантов за публикацию рукописей не взимается.

ПРОВОДИТСЯ ПОДПИСКА

на научно-технический сборник «Электронная техника», серия 1, «СВЧ-техника» на 2024 г. (4 вып. в год). Стоимость подписки – 9600 руб., включая НДС (20 %).

Журнал зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (регистрационный номер ПИ № ФС 77-73640 от 7 сентября 2018 г.) и включен в перечень ВАК (перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней кандидата и доктора наук).

Для оформления подписки необходимо оформить заказ, произвести оплату по указанным ниже банковским реквизитам: АО «НПП «Исток» им. Шокина», ОГРН 1135050007400, ИНН / КПП 5050108496 / 774550001, р/с 40702810700250010343, Банк АО АКБ «НОВИКОМБАНК», БИК 044525162, к/с 30101810245250000162 – и выслать по адресу: 141190, г. Фрязино, Московская обл., ул. Вокзальная, 2а, корпус 1, комната 65, этаж 2. АО «НПП «Исток» им. Шокина», отдел сбыта; тел.: 8(495)465-88-67. Отчетные документы высылаются с каждым номером сборника.

ЗАКАЗ

Прошу принять заказ на подписку научно-технического сборника «Электронная техника», серия 1, «СВЧ-техника» на 2024 г. и направлять по адресу:

Куда _____
(почтовый индекс, адрес)

Кому _____
(название организации)

ЭЛЕКТРОННАЯ ТЕХНИКА

СЕРИЯ 1

«СВЧ-ТЕХНИКА»

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ СБОРНИК

Редактор Хоточкина Л.Н.
Переводчик Барабанова Л.В.
Компьютерная верстка Земскова Л.А.
Коррекция рисунков Лазарева Т.В.

Подписано к печати 15.9.2023 г.

Отпечатано Печатная компания ООО «ТипоГрафф»
г. Москва

Усл. п. л. 12,5
Уч.-изд. л. 13,0
Индекс 36292

Формат 60×88^{1/8}
Тираж 500
10 статей

АО «НПП «Исток» им. Шокина» 141190, г. Фрязино, Московская обл., ул. Вокзальная, д. 2а,
корпус 1, комната 65, этаж 2. Тел.: (495)465-86-12
E-mail: stebunov@istokmw.ru; info@istokmw.ru



Электронная техника. Сер. 1, СВЧ-техника, 2023, вып. 3(559), с. 1-102

Подписной индекс 36292

