

ФОРМИРОВАНИЕ АКТИВНОГО ИЛА СООРУЖЕНИЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ОЧИСТКИ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СТОЧНЫХ ВОД

В. А. КОТЛЯРОВА

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ – Г. Г. ЮХНЕВИЧ, КАНДИДАТ БИОЛОГИЧЕСКИХ НАУК, ДОЦЕНТ

В статье описывается зависимость седиментационных свойств активного ила в биотенках предприятия по производству азотсодержащих соединений и удобрений от размеров и структуры хлопьев ила. Кратко освещены результаты исследований ила и цель их использования в рамках модернизации технологии очистки.

Ключевые слова: азотсодержащие сточные воды, активный ил, биотенк, гидробиологические показатели.

Успешная очистка сточных вод активным илом заключается не только в разрушении органических загрязнений в объеме хлопьев, но и в отделении ила от очищенной воды. Образование хлопьев в биотенках имеет важное технологическое значение для разделения иловой смеси во вторичных отстойниках, так как в отличие от одиночных клеток хлопья значительно полнее и быстрее выпадают в осадок при отстаивании иловой смеси. На размер хлопьев активного ила влияет состав и объем загрязненных стоков, температура среды, скорость потока в биотенке, видовой состав микроорганизмов и другие факторы [1].

В работе устанавливали гидробиологические показатели активного ила в биотенках очистных сооружений предприятия по производству азотсодержащих соединений и удобрений.

В практике аэробной очистки сточных вод для характеристики седиментационных свойств активного ила используют показатель илового индекса [2]. Активный ил сооружений-нитрификаторов предприятия по производству азотных удобрений плохо оседает, и как результат, имеет высокие значения илового индекса (более 300 см³/г), что способствует выносу ила с очищенной сточной водой. Иловая смесь сооружений-денитрификаторов также медленно разделяется, однако полностью осевший ил имеет более плотную консистенцию. Активный ил аэротенков характеризуется удовлетворительными значениями показателя (до 180 см³/г), что определяется его высокой скоростью осаждения.

На разных стадиях биологической очистки сооружений предприятия по производству азотсодержащих соединений и удобрений формируются разные по размерам хлопья активного ила. В сооружениях-нитрификаторах хлопья рыхлые, нечетко отделены друг от друга, больших размеров, что приводит к плохому разделению иловой смеси во вторичных отстойниках.

Хлопья ила в сооружениях-денитрификаторах имеют средние размеры (0,27–0,76 мм²). Это определяет высокую площадь поверхности анаэробного ила и, как следствие, его высокую адсорбционную способность к органическим соединениям в данном сооружении.

Самые крупные и компактные отдельные хлопья формируются в аэротенках и достигают 0,64–4,00 мм², что и определяет высокую седиментационную способность данных илов.

Выявленные особенности размеров и структуры хлопьев активного ила в разных биотенках очистных сооружений предприятия по производству азотсодержащих соединений и удобрений, а также установленная связь этих показателей с седиментационными свойствами активного ила, послужат основой для модернизации технологии биологической утилизации веществ производственных азотсодержащих сточных вод.

Библиографические ссылки

1. *Гельфанд, Е. Д.* Основы биологической очистки сточных вод. Архангелск : Изд-во Северного федерального университета имени М.В. Ломоносова, 2012.
2. *Жмур Н. С.* Комплект методик по гидрохимическому контролю активного ила: определение массовой концентрации активного ила, илового индекса, зольности сырого осадка, активного ила, прозрачности надильовой воды. М. : АК-ВАРОС, 2008.

ФАЗОВО НЕОДНОРОДНАЯ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ СЛОИСТОГО КОБАЛЬТИТА КАЛЬЦИЯ

Р. С. ЛАТЫШОВ

**НАУЧНЫЕ РУКОВОДИТЕЛИ – А. И. КЛЫНДЮК, КАНДИДАТ ХИМИЧЕСКИХ НАУК, ДОЦЕНТ,
Е. А. ЧИЖОВА, КАНДИДАТ ХИМИЧЕСКИХ НАУК, ДОЦЕНТ**

Синтезированы керамические материалы на основе слоистого кобальтита кальция с различным соотношением кальция и кобальта в образцах, полученные двухстадийным спеканием, изучены их кристаллическая структура и микроструктура, электропроводность и термо-ЭДС, рассчитаны значения фактора мощности и кажущейся энергии активации электропроводности. Показано, что использование двухстадийного

спекания позволяет получить керамику с пониженной пористостью и улучшенными термоэлектрическими характеристиками. Наибольшим значением фактора мощности характеризуется фазово неоднородная керамика состава $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.4}\text{O}_{9+\delta}$ – 252 мкВт/(м·К²) при $T = 1050$ К, что на 22 % выше, чем для базового слоистого кобальтита кальция, полученного двухстадийным спеканием, и более, чем в 2,5 раза превышает значение фактор мощности керамики $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, синтезируемой традиционным обычным твердофазным способом.

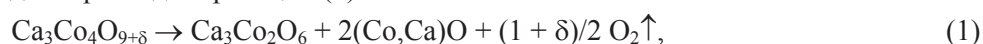
Ключевые слова: термоэлектрики, слоистый кобальтит кальция, электропроводность, термо-ЭДС, фактор мощности.

В настоящей работе с целью разработки новых термоэлектрических материалов, эффективно преобразующих теплоту, выделяющуюся при работе промышленных предприятий и транспорта, в электрическую энергию, изучено влияние катионной нестехиометрии в сочетании с двухстадийным спеканием на фазовый состав, микроструктуру, электротранспортные (электропроводность, коэффициент термо-ЭДС) и функциональные (фактор мощности) характеристики фазово неоднородной керамики на основе слоистого кобальтита кальция.

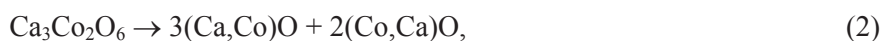
Фазовая неоднородность в слоистом кобальтите кальция ($\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$) создавалась путем самодопирования [1] (т.е. выхода за пределы области гомогенности $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$). Снижения пористости керамики достигали использованием вместо дорогостоящих методик плазменно-искрового спекания [2] или горячего прессования [3] не требующего специального оборудования двухстадийного спекания [4].

Керамические образцы состава $\text{Ca}_{2.4}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_{2.6}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_{2.8}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.8}\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.6}\text{O}_{9+\delta}$ и $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.4}\text{O}_{9+\delta}$ получали твердофазным методом из карбоната кальция (ч.д.а.) и оксида кобальта (II, III) (ч.), которые смешивали в заданных стехиометрических соотношениях при помощи планетарной мельницы Pulverizette 6.0 фирмы Fritsch, прессовали в таблетки диаметром 19 мм и высотой 2–3 мм и отжигали на воздухе в течение 12 ч при 1173 К. Отожженные на воздухе образцы измельчали в агатовой ступке, после чего подвергали повторному помолу при помощи мельницы и прессовали в бруски размером 5Ч5Ч30 мм, которые затем спекали на воздухе в течение 11 ч при 1473 К.

Поскольку при температурах, превышающих 1199 К [5], на воздухе слоистый кобальтит кальция претерпевает перитектоидный распад по реакции (1):



а один из продуктов реакции (1) – $\text{Ca}_3\text{Co}_2\text{O}_6$ – при $T > 1299$ К, в свою очередь, перитектоидно распадается по реакции (2):



для восстановления ожидаемого в соответствии с диаграммой состояния [5] фазового состава керамики после спекания ее дополнительно подвергали окислительному отжигу на воздухе сначала при 973 К в течение 8 ч, а затем при 1173 К в течение 64 ч. В ходе дополнительного отжига реакции (1, 2) протекали в обратном направлении.

Идентификацию образцов проводили при помощи рентгенофазового анализа (РФА) (рентгеновский дифрактометр Bruker D8 XRD Advance, CoK_α -излучение) и ИК-спектроскопии поглощения (ИК Фурье-спектрометр Tensor 27) при комнатной температуре. Теоретическую плотность образцов (ρ_T) рассчитывали при помощи уравнения (3):

$$\rho_T = \sum \omega_i \cdot \rho_i, \quad (3)$$

где ω_i и ρ_i – массовые доли компонентов керамики и их рентгенографические плотности, которые для $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_3\text{Co}_2\text{O}_6$ и Co_3O_4 составляли 4.68 [6], 4.498 (PDF–2, Card № 00–051–0311) и 6.056 г/см³ (PDF–2, Card № 00–042–1467). Микроструктуру и элементный состав образцов изучали при помощи сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и энергодисперсионного микрорентгеновского анализа (МРСА) на сканирующем электронном микроскопе Fei Company Quanta 200, оснащенный приставкой рентгеновского микроанализа EDAX.

Кажущуюся плотность (ρ_K) керамики находили по геометрическим размерам и массе образцов, а пористость полученных материалов рассчитывали как:

$$\Pi = (1 - \rho_K/\rho_T) \cdot 100 \%. \quad (4)$$

Для измерения электропроводности из спеченной керамики вырезали образцы в форме прямоугольных параллелепипедов размером 5Ч5Ч3 мм. Перед электрофизическими измерениями на торцы образцов наносили серебряные контакты по методике [7].

Значения кажущейся энергии активации электропроводности образцов (E_A) рассчитывали из линейных участков зависимостей $\ln(\sigma \cdot T) = f(T)$ при помощи уравнения (5):

$$\sigma = A/T \cdot \exp(-E_A/kT), \quad (5)$$

где A – постоянная, T – абсолютная температура, k – постоянная Больцмана.

Величину фактора мощности (P) керамики находили по формуле (6)

$$P = S^2 \cdot \sigma. \quad (6)$$

Согласно данным рентгенофазового анализа (РФА), после завершения синтеза керамика стехиометрического состава $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ была, в пределах погрешности РФА, однофазной, тогда как на дифрактограммах образцов с избытком кобальта ($\text{Ca}_{2.4}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_{2.6}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_{2.8}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$) либо кальция ($\text{Ca}_3\text{Co}_{3.8}\text{O}_{9+\delta}$, $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.6}\text{O}_{9+\delta}$ и $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.4}\text{O}_{9+\delta}$) помимо рефлексов основной фазы – слоистого кобальтита кальция – ожидаемо наблюдали рефлексы примесных фаз – соответственно Co_3O_4 и $\text{Ca}_3\text{Co}_2\text{O}_6$ (рисунки 1). В пределах погрешности определения, параметры кристаллической решетки основной фазы ($\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$) во всех образцах были практически одинаковыми.

На ИК-спектрах поглощения для образцов с избытком кобальта помимо ярко выраженных полос поглощения основной фазы – слоистого кобальтита кальция – с экстремумами при $325\text{--}335\text{ см}^{-1}$ (ν_1), $573\text{--}592\text{ см}^{-1}$ (ν_2), $624\text{--}638\text{ см}^{-1}$ (ν_3) и 732 см^{-1} (ν_4), отвечающих валентным ($\nu_2\text{--}\nu_4$) и деформационным (ν_1) колебаниям связей $\text{Co}\text{--}\text{O}$ ($\nu_1\text{--}\nu_3$) и $\text{Ca}\text{--}\text{O}$ (ν_4) в структуре слоистого кобальтита кальция [2], наблюдали дополнительные полосы поглощения с экстремумами при $307\text{--}319\text{ см}^{-1}$ (ν_5) и 391 см^{-1} (ν_6), отвечающие валентным (ν_5) и деформационным колебаниям связей $\text{Co}\text{--}\text{O}$ (ν_6) в оксиде кобальта Co_3O_4 , в то время как на спектрах поглощения образцов с избытком кальция наблюдали дополнительные полосы при $446\text{--}451\text{ см}^{-1}$ (ν_7), отвечающие валентным колебаниям связей $\text{Ca}\text{--}\text{O}$ в фазе $\text{Ca}_3\text{Co}_2\text{O}_6$.

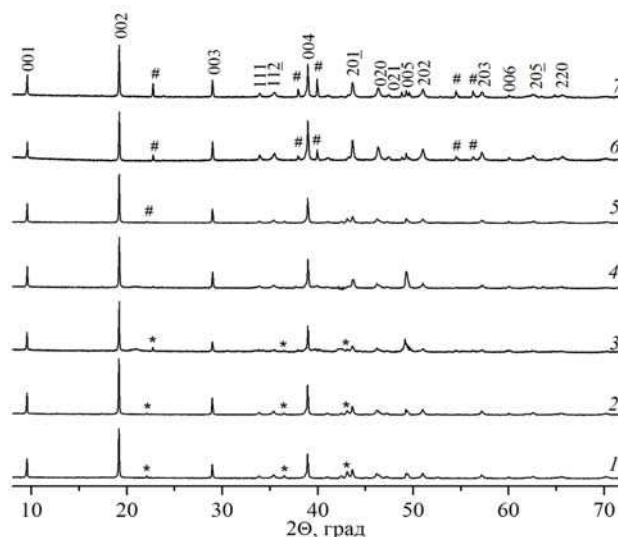


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы образцов $\text{Ca}_{2.4}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ (1), $\text{Ca}_{2.6}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ (2), $\text{Ca}_{2.8}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ (3), $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ (4), $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.8}\text{O}_{9+\delta}$ (5), $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.6}\text{O}_{9+\delta}$ (6) и $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.4}\text{O}_{9+\delta}$ (7). На дифрактограмме 7 указаны индексы Миллера для фазы $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$. Индексами # и * отмечены рефлексы фаз $\text{Ca}_3\text{Co}_2\text{O}_6$ и Co_3O_4

Элементный состав керамики, согласно данным МРСА, с учетом погрешности метода, соответствовал заданному составу исходной шихты. Согласно результатам СЭМ, полученная спеченная керамика имела типичную для слоистого кобальтита кальция микроструктуру, образованную пластинами размерами около $5\text{--}10\text{ мкм}$ и толщиной около 200 нм , частично собранными в стопки.

Кажущаяся плотность спеченной керамики, найденная по массе и геометрическим размерам образцов, изменялась в пределах $3.98\text{--}4.43\text{ г/см}^3$, при этом наибольшей кажущейся плотностью обладал образец $\text{Ca}_{2.6}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$. Пористость образцов, рассчитанная по формуле (4), варьировалась в пределах $6.0\text{--}14.6\%$, что мало отличается от пористости высокоплотной керамики, получаемой методами горячего прессования или искрового плазменного спекания [2, 3, 7], и подтверждает эффективность использованного в настоящей работе для снижения пористости керамики метода двухстадийного спекания. Наименьшей пористостью обладала керамика стехиометрического состава, что свидетельствует о том, что выход состава керамики за пределы области ее гомогенности по катионам приводит к снижению спекаемости керамики.

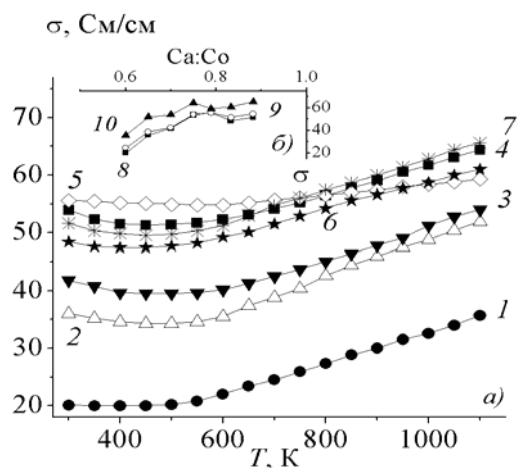


Рис. 2. Температурные (а) и концентрационные (б) зависимости удельной электропроводности (σ) спеченной керамики состава $\text{Ca}_{2.4}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ (1), $\text{Ca}_{2.6}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ (2), $\text{Ca}_{2.8}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ (3), $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ (4), $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.8}\text{O}_{9+\delta}$ (5), $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.6}\text{O}_{9+\delta}$ (6) и $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.4}\text{O}_{9+\delta}$ (7) при температурах 300 К (8), 700 К (9) и 1100 К (10)

Удельная электропроводность (σ) керамики при комнатной температуре изменялась в пределах 20–56 См/см и, в целом, возрастала при увеличении содержания в образцах оксида кальция (рисунк 2). С увеличением температуры вблизи 450–500 К характер удельной электропроводности менялся от металлического к полупроводниковому для всей изученной керамики. Значения кажущейся энергии активации электропроводности, рассчитанные из линейных участков зависимостей $\ln(\sigma \cdot T) = f(T)$, исследованной нами керамики в интервале температур 700–1100 К изменялись в пределах 0.086–0.136 эВ, причем наибольшие энергетические затруднения при электротранспорте наблюдались в образце состава $\text{Ca}_{2.4}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, а наименьшие – в образце $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.8}\text{O}_{9+\delta}$.

Во всем изученном температурном интервале коэффициент Зеебека (S) изученной керамики был положительным, что свидетельствует о том, что основными носителями заряда в них являлись «дырки», т.е. изученные материалы являлись проводниками p -типа. С ростом температуры и, в целом, при увеличении содержания оксида кальция в образцах, коэффициент Зеебека возрастал (таблица). Таким образом, создание в керамике на основе $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ фазовой неоднородности за счет введения в нее менее проводящих фаз – $\text{Ca}_3\text{Co}_2\text{O}_6$ или Co_3O_4 – позволяет повысить величину ее коэффициента Зеебека.

Фактор мощности (P) керамики возрастал с ростом температуры (рисунок 3), достигая при 1050 К для фазово неоднородной керамики состава $\text{Ca}_3\text{Co}_{3.4}\text{O}_{9+\delta}$ значения 252 мкВт/(м·К²), что в что на 22 % выше, чем для базовой керамики состава $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$ ($P_{1050} = 207$ мкВт/(м·К²)), также полученной по той же методике и более чем в 2.5 раза выше, чем фактор мощности низкоплотной керамики $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, получаемой традиционным твердофазным методом ($P_{1100} = 100$ мкВт·м⁻¹·К⁻²).

Таблица. Значения коэффициента Зеебека и фактора мощности спеченной керамики

Образец	S_{1050} , мкВ/К	P_{1050} , мкВт/(м·К ²)
$\text{Ca}_{2.4}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$	179	109
$\text{Ca}_{2.6}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$	182	167
$\text{Ca}_{2.8}\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$	176	164
$\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$	181	207
$\text{Ca}_3\text{Co}_{3.8}\text{O}_{9+\delta}$	196	226
$\text{Ca}_3\text{Co}_{3.6}\text{O}_{9+\delta}$	198	235
$\text{Ca}_3\text{Co}_{3.4}\text{O}_{9+\delta}$	198	252

Значения фактора мощности полученной в работе [8] при помощи горячего прессования фазово неоднородной керамики на основе слоистого кобальтита кальция были существенно выше ($P_{1100} = 427$ мкВт·м⁻¹·К⁻² для образца $\text{Ca}_3\text{Co}_{4.4}\text{O}_{9+\delta}$, содержащего примесную фазу Co_3O_4 и $P_{1100} = 280$ мкВт·м⁻¹·К⁻² базового фазово однородного образца $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$), что обусловлено, во-первых, меньшими значениями пористости горячепрессованной керамики и, во-вторых, ее частич-

ным текстурированием (в работе [8] определение электротранспортных и термоэлектрических характеристик керамики проводили в направлении, перпендикулярном направлению прессования).

Таким образом, в результате проведенных исследований, показано, что создание в керамике на основе слоистого кобальтита кальция фазовой неоднородности совместно с применением методики двухстадийного спекания позволяет улучшить ее функциональные характеристики, причем первое приводит к увеличению коэффициента термо-ЭДС керамики, а второе позволяет получить материалы с пониженной пористостью и, как следствие, с повышенными значениями удельной электропроводности. Термоэлектрические характеристики керамики, полученной при помощи двухстадийного спекания, уступают характеристикам низкопористой керамики, получаемой методами плазменно-искрового спекания либо горячего прессования, но могут быть дополнительно повышены путем направленного варьирования термической предыстории образцов, возможность чего планируется изучить в будущем.

Библиографические ссылки

1. Zhou X.-D., Pederson L. R., Thomsen E., Nie Z., Coffey G. Nonstoichiometry and Transport Properties of $\text{Ca}_3\text{Co}_{4+x}\text{O}_{9+6}$ ($x = 0-0.4$) // *Electrochem. Solid-State Lett.* 2009. V. 12, № 2. P. F1-F3.
2. Zhang Y., Zhang J. Rapid Reactive Synthesis and Sintering of Textured $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_9$ Ceramics by Spark Plasma Sintering // *J. Mater. Process. Technol.* 2008. V. 208. P. 70-74.
3. Katsuyama S., Takiguchi Y., Ito M. Synthesis of $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_9$ ceramics by polymerized complex and hydrothermal hot-pressing processes and the investigation of its thermoelectric properties // *J. Mater. Sci.* 2008. V. 43. P. 3553-3559.
4. Kang M.-G., Cho K.-H., Kim J.-S., Nahm S., Yoon S.-J., Kang C.-Y. Post-calcination, a novel method to synthesize cobalt oxide-based thermoelectric materials // *Acta Mater.* 2014. V. 73. P. 251-258.
5. Woermann E., Muan A. Phase Equilibria in the system CaO-cobalt oxide in air // *J. Inorg. Nucl. Chem.* 1970. V. 32. P. 1455-1459.
6. Masset A. C., Michel C., Maignan A. [et al.] Misfit-Layered Cobaltite with an Anisotropic Giant Magnetoresistance: $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_9$ // *Phys. Rev. B.* 2000-I. V. 62, № 1. P. 166-175.
7. Клындюк А. И., Чижова Е. А., Латыпов Р. С., Шевченко С. В., Кононович В. М. Влияние добавки частиц меди на термоэлектрические свойства керамики $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, полученной методом двухстадийного спекания // *Журн. неорганической химии.* 2022. Т. 67, № 2. С. 248-256.
8. Клындюк А. И., Мацкевич И. В., Янек М., Чижова Е. А., Ленчеш З., Ханзел О., Ветешка П. Термоэлектрические свойства фазово-неоднородной керамики на основе $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_{9+\delta}$, полученной методом горячего прессования // *Журн. прикладной химии.* 2020. Т. 93, вып. 8. С. 1091-1097.

©МГУ

БАКТЕРИАЛЬНЫЙ ОЖОГ РАСТЕНИЙ ПОДСЕМЕЙСТВА *MALOIDEAE* (ЯБЛОНЕВЫЕ) НА ТЕРРИТОРИИ МОГИЛЕВСКОГО РАЙОНА

Е. А. ЛУКЬЯНЕНКО

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ – О. В. ПОВОРОВА, СТАРШИЙ ПРЕПОДАВАТЕЛЬ

С экономической точки зрения выявление очагов бактериоза позволит сохранить посадки плодовых растений, ценнейшие сортовые коллекции. Своевременное выявление новых очагов, предотвращение распространения фитопатогена в незараженные регионы позволит сохранить урожайность плодовых/плодово-ягодных культур. Определена повсеместность распространения фитопатогенного возбудителя на территории г. Могилева и Могилевского района. На территории региона наиболее восприимчивыми к возбудителю растения родов *Prunus* и *Malus*. Изучены растительные ассоциации здоровых дикорастущих и культурных розоцветных растений. Выявление эволюционно сформированных растительных взаимоотношений позволит разработать доступное средство из окружающей среды для борьбы с фитопатогенами.

Ключевые слова: растения, *Erwinia amylovora*, *Maloideae*, бактериальный, очаг, ожог.

Erwinia amylovora как возбудитель бактериального ожога дикорастущих и культурных растений подсемейства *Maloideae* определялась микробиологическими, молекулярно-генетическими методами (PCR in real time, «ERWINIA AMYLOVORA-PB» ЗАО «Синтол»). Определялись экологические (растительные микрогруппировки *Maloideae* здоровых/поврежденных бактериальным ожогом) и биохимические особенности (витаминная активность – на примере содержания витаминов С и Р, общая кислотность) растений подсемейства *Maloideae* (Яблоневые).

Erwinia amylovora определена у 83,64 % (n=276 из 330) растений подсемейства *Maloideae* с визуальными признаками бактериального ожога розоцветных. Определена повсеместность распространения фитопатогенного возбудителя на территории г. Могилева и Могилевского района. На территории региона наиболее восприимчивыми к возбудителю растения родов *Prunus* и *Malus*. Представляется интересным дальнейшая работа в поиске химических методов экстракции веществ растений с бактерицидными свойствами из здоровых растительных ассоциаций, их концентрирование и разработка