

Физическая электроника

Обзорная статья

УДК 621.362

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.19308>

СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛУГЕЙСЛЕРОВЫХ СПЛАВОВ В ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ГЕНЕРАТОРАХ ДЛЯ НИЗКИХ И СРЕДНИХ ТЕМПЕРАТУР

В. Т. А. Нгуен¹ , А. В. Архипов¹, Т. Л. З. Дао², Х. З. Нгуен³,
Х. И. Нгуен³, В. Д. Лыонг³, М. Т. Нгуен⁴, Н. А. Архипов¹, Х. Сунь¹,
О. И. Лукша¹, П. Г. Габдуллин¹

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

² Университет Тоямы, г. Тояма, Япония;

³ Вьетнамская академия наук и технологий, г. Ханой, Социалистическая Республика Вьетнам;

⁴ Институт технологии, г. Ханой, Социалистическая Республика Вьетнам

 anh.spbpu@gmail.com

Аннотация. Обзор посвящен полугейслеровым сплавам $MNiSn$ ($M = Ti, Zr, Hf$), представляющим особый интерес для создания тонкопленочных термоэлектрических генераторов, работающих в низко- и среднетемпературном диапазоне (300 – 800 К). В работе рассматриваются современные проблемы в сфере энергетики, требующие развития компактных и эффективных термоэлектрических генераторов (ТЭГ), а также причины возросшего внимания к полугейслеровым сплавам, по сравнению с традиционными материалами на основе висмута и теллура. Детально обсуждаются кристаллическая структура, фазовая стабильность, электронные и фононные свойства сплавов, методы их синтеза и стратегии легирования. Представлен анализ результатов новейших работ по тонкопленочным соединениям $MNiSn$ и оценивается их потенциал в архитектуре гибких ТЭГ, открывающих новые направления для высокоэффективных миниатюрных энергетических устройств.

Ключевые слова: тонкая пленка, полугейслеров сплав, тонкопленочный термоэлектрический генератор, термоэлектрические свойства

Финансирование: Исследование финансируется в рамках Программы прикладных исследований и развития технологий в области материалов (грант № КС.02.06/21–30) Министерства науки и технологий Социалистической Республики Вьетнам.

Для цитирования: Нгуен В. Т. А., Архипов А. В., Дао Т. Л. З., Нгуен Х. З., Нгуен Х. И., Лыонг В. Д., Нгуен М. Т., Архипов Н. А., Сунь Х., Лукша О. И., Габдуллин П. Г. Свойства и применение полугейслеровых сплавов в тонкопленочных термоэлектрических генераторах для низких и средних температур // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки. 2026. Т. 19. № 3. С. 82–115. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.19308>

Статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)



Review article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.19308>

PROPERTIES AND APPLICATIONS OF THE HALF-HEUSLER ALLOYS IN THIN-FILM THERMOELECTRIC GENERATORS FOR LOW AND MEDIUM TEMPERATURES

V. T. A. Nguyen¹ , A. V. Arkhipov¹, T. L. D. Dao², H. D. Nguyen³,
H. Y. Nguyen³, V. D. Luong³, M. T. Nguyen⁴, N. A. Arkhipov¹, H. Sun¹,
O. I. Louksha¹, P. G. Gabdullin¹

¹ Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia;

² University of Toyama, Toyama, Japan;

³ Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Socialist Republic of Vietnam;

⁴ Institute of Technology, Hanoi, Socialist Republic of Vietnam

 anh.spbp@gmail.com

Abstract. This review focuses on the half-Heusler MNiSn alloys (M = Ti, Zr, Hf), which are of particular interest for creation of thin-film thermoelectric generators (TEGs) operating in the low- and medium-temperature ranges (300 – 800 K). The paper examines current energy challenges requiring the development of compact and efficient TEGs, as well as the reasons for the increased attention paid to the half-Heusler alloys compared to traditional Bi-, Te-based materials. The crystal structure, phase stability, electronic and phononic properties of the alloys, synthesis methods, and alloying strategies are discussed in detail. The results of recent studies on thin-film MNiSn are analyzed, and their potential for flexible TEG architecture, opening new avenues for highly efficient miniature energy devices, is assessed.

Keywords: thin film, half-Heusler alloy, thin-film thermoelectric generator, thermoelectric properties

Funding: The reported study was carried out with the financial support of the Ministry of Science and Technology of Vietnam within the framework of “The Program of Applied Research and Technology in the Field of Materials” (Grant No. KS.02.06/21–30).

For citation: Nguyen V. T. A., Arkhipov A. V., Dao T. L. D., Nguyen H. D., Nguyen H. Y., Luong V. D., Nguyen M. T., Arkhipov N. A., Sun H., Louksha O. I., Gabdullin P. G., Properties and applications of the half-Heusler alloys in thin-film thermoelectric generators for low and medium temperatures, St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. 19 (3) (2026) 82–115. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.19308>

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение

Более половины мировых энергоресурсов теряется в виде отходящего тепла, выделяемого промышленными предприятиями и транспортными системами, что приводит к значительным энергетическим потерям и росту выбросов парниковых газов [1 – 7]. Термоэлектрические генераторы (ТЭГ) представляют собой твердотельное решение для утилизации этого тепла за счет прямого преобразования тепловой энергии в электрическую без подвижных частей, обеспечивая высокую надежность и отсутствие локальных выбросов загрязняющих веществ [8 – 12]. Недавние достижения в области производственных технологий открыли широкие возможности для применения ТЭГ:

рекуперация тепла на промышленных предприятиях [13 – 15], в автомобильных системах [16, 17];

интеграция ТЭГ в строительные конструкции [18, 19];

использование в носимой электронике для сбора тепла от электронных компонентов и микросхем [20 – 23] либо тепла человеческого тела для питания маломощных устройств [9, 24 – 30];

обеспечение энергией жизненно важных медицинских имплантатов, включая кардиостимуляторы [31], инсулиновые помпы [32], нейростимуляторы [33, 34] и биосенсоры [9, 28, 35 – 38];

применение радиоизотопных термоэлектрических генераторов (РТГ) в космических миссиях [39, 40].

Параллельно с этим развитие высокоэффективных термоэлектрических материалов и, прежде всего, полугейслеровых сплавов, существенно повысило термоэлектрическую добротность ZT и плотность мощности (или фактор мощности PF) ТЭГ-устройств, расширив спектр их потенциальных применений [41 – 43].

Полугейслеровы сплавы (тройные интерметаллические соединения с общей формулой XYZ) рассматриваются как одни из наиболее перспективных термоэлектрических материалов для рекуперации отходящего тепла в низко- и среднетемпературном диапазоне благодаря оптимальному сочетанию термоэлектрических характеристик, механической прочности и термической стабильности [25, 27]. В частности, сплавы состава $MNiSn$ ($M = Ti, Zr, Hf$ и др.), такие как $TiNiSn$ [44], $ZrNiSn$ [45], $ZrTiNiSn$ [46], демонстрируют химическую устойчивость вплоть до ~ 800 K и состоят из доступных и нетоксичных элементов (Ti, Zr, Ni, Sn) [47], что делает их более экологичной альтернативой традиционным термоэлектрикам на основе теллурида висмута $BiTe$.

В совокупности изучение тонких пленок на основе полугейслеровых сплавов $MNiSn$ представляет собой актуальное научное направление на стыке материаловедения и энергосбережения. Эти материалы сочетают в себе высокие термоэлектрические характеристики в температурном диапазоне 300 – 800 K, устойчивость и совместимость с масштабируемыми методами получения при использовании относительно доступных элементов. Легирование ванадием и другими элементами, целенаправленно вводимыми в состав полугейслеровых сплавов, наряду с приемами наноструктурирования, в частности формированием сверхрешеток и нанозернистых тонкопленочных архитектур, сегодня рассматривается как один из наиболее действенных путей повышения их термоэлектрической эффективности. Именно за счет такого комплексного воздействия на состав и структуру тонкопленочные материалы на основе полугейслеровых соединений оказываются способны в определенном температурном интервале достигать высоких значений безразмерной добротности ZT . Не случайно с этим связывают и перспективы их практического применения: речь идет как об утилизации низко- и среднотенциального тепла в промышленности, энергетике и автомобильной технике, так и о создании автономных источников питания для носимых и имплантируемых устройств, работающих за счет тепла человеческого тела.

Цель настоящего обзора состоит в систематизации современных представлений о материалах на основе полугейслеровых сплавов $MNiSn$.

Особое внимание уделено их фундаментальным физическим особенностям, методам синтеза тонких пленок, структурным и термоэлектрическим характеристикам, а также последним достижениям в данной области. Кроме того, рассмотрены ключевые направления дальнейших исследований, связанные с повышением эффективности, стабильности и эксплуатационной надежности таких материалов для их практического применения в термоэлектрических устройствах различного назначения.

Общие тенденции в характеристике полугейслеровых сплавов $MNiSn$

Полугейслеровы (half-Heusler) сплавы $MNiSn$ ($M = Ti, Zr, Hf$), несомненно, представляют значительный интерес благодаря сочетанию структурной стабильности, регулируемой электронной структуры и перспективам термоэлектрических применений. В данном разделе рассматриваются их фундаментальные свойства, методы синтеза и подходы к легированию, определяющие эффективность материалов.

Кристаллическая структура и атомная конфигурация. Соединения $MNiSn$ ($M = Ti, Zr, Hf$) кристаллизуются в структуре типа $MgAgAs$ – модификации полугейслеровых сплавов, принадлежащей кубической пространственной группе $F\bar{4}3m$ (№ 216 в международной таблице кристаллографии) (рис. 1) из базы SpringerMaterials (2022). Эта структура может рассматриваться как три взаимопроникающих подрешетки типа гранецентрированной кубической, где атомы M , Ni и Sn занимают положения $4a$ (0, 0, 0), $4c$ ($\frac{1}{4}$, $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{4}$) и



$4b$ ($\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2}$) соответственно, в то время как позиция $4d$ ($\frac{3}{4}, \frac{3}{4}, \frac{3}{4}$) остается вакантной [48]. Подобная атомная организация часто интерпретируется как каркас Ni–Sn, аналогичный структуре цинкбленда, «заполненный» электроположительными атомами М, что создает прочную ковалентно-ионную связь и обеспечивает высокую механическую и термическую стабильность кубической решетки по данным Materials Project (2020).

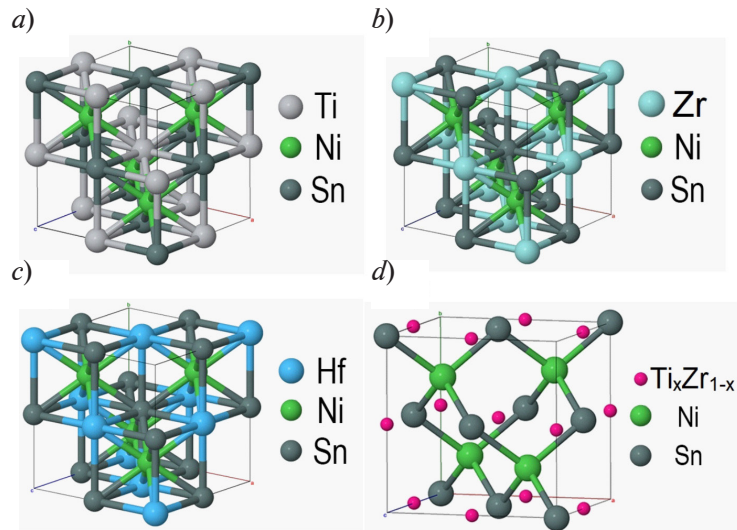


Рис. 1. Кристаллические структуры по данным Materials Project (2020) полугейслеровых сплавов в кубической фазе типа MgAgAs ($F\bar{4}3m$):

a – TiNiSn, b – ZrNiSn, c – HfNiSn, d – $\text{Ti}_x\text{Zr}_{1-x}\text{NiSn}$.

Указаны позиции и координации атомов М (Ti, Zr, Hf), а также Ni и Sn

Структура полугейслеровых сплавов представляет собой тернарное производное фазы полного гейслера M_2NiSn , в которой одна из подрешеток М остается пустой. Такое структурное упорядочение соответствует правилу 18 электронов (это эмпирическое химическое правило, используемое для предсказания формул стабильных комплексов переходных металлов), что обуславливает полупроводниковый характер соединений MNiSn и определяет их высокий потенциал в качестве термоэлектрических материалов [49 – 51]. Координационные окружения атомов М, Ni и Sn в этих соединениях остаются аналогичными при переходе от Ti к Zr и Hf, что подтверждает их изоструктурность и возможность образования твердых растворов $\text{Ti}_x\text{Zr}_{1-x}\text{NiSn}$ без изменения основной симметрии решетки [48].

Каждый атом металла М (Ti, Zr или Hf) в структуре MNiSn имеет координационное число 10, связываясь при этом с четырьмя эквивалентными атомами никеля и шестью эквивалентными атомами олова. Атом никеля Ni, в свою очередь, окружен четырьмя атомами М и четырьмя атомами олова Sn, что можно представить как структуру, аналогичную объемноцентрированной кубической ячейке для ближайших соседей. Атом Sn имеет координационное число 10, связываясь с шестью атомами М и четырьмя атомами Ni по данным Materials Project. Значения длины связи и параметра решетки несущественно меняются с изменением атомного радиуса металла М (табл. 1). Соединение TiNiSn характеризуется длинами связей Ti–Ni и Ti–Sn, равными 2,56 и 2,95 Å, соответственно; ZrNiSn – длинами связей Zr–Ni и Zr–Sn, равными 2,65 и 3,06 Å, соответственно; а в соединении HfNiSn расстояния между атомами L следующие: $L_{\text{Hf-Ni}} = 2,63$ Å, $L_{\text{Hf-Sn}} = 3,03$ Å по данным Materials Project. Все три соединения изоструктурны и сохраняют одинаковую кубическую симметрию и локальную координационную геометрию. Эти незначительные изменения длины связей отражают расширение решетки с увеличением размера атома М, что согласуется с законом Вегарда для твердых растворов $\text{Ti}_x\text{Zr}_{1-x}\text{NiSn}$ [50].

Важно отметить, что увеличение содержания циркония (легирование цирконием) в соединении TiNiSn способствует повышению его структурной стабильности, что подтверждается значениями энергии образования ΔE (эВ/ат.), представленными на рис. 2, a .

Таблица 1

Значения структурных параметров соединений MNiSn (M = Ti, Zr, Hf)

Параметр	Значение для соединения		
	TiNiSn	ZrNiSn	HfNiSn
a , Å	5,94 [52 – 54]	6,11 [52 – 54]	6,08 [52 – 54]
L , Å	2,56 (Materials Project)	2,65 (Materials Project)	2,63 (Materials Project)
M–Ni			
M–Sn			
E_g , эВ	2,95 (Materials Project)	3,06 (Materials Project)	3,03 (Materials Project)
ΔE , эВ/ат.	0,44 – 0,45 [54]	0,49 – 0,50 [54]	0,36 – 0,39 [54]
ρ , г/см ³	–0,592 (Materials Project)	–0,712 (JARVIS-DFT, JVASP-1091)	–0,631 (Materials Project)

Обозначения: a – параметр кубической решетки; L – длина химической связи, E_g – ширина запрещенной зоны, ΔE – энергия образования соединения, ρ – его плотность.

Схожие значения (от 550 до 750 мэВ) и тенденции в изменении энергии при переходе от TiNiSn к ZrNiSn ранее были представлены в работе [55].

Увеличение параметра решетки и плотности в ряду соединений (рис. 2, b , c) объясняется большими размерами и массой атомов циркония Zr, по сравнению с этими параметрами для атомов титана Ti.

Следует также отметить, что цирконий и титан образуют почти изоморфную систему, что подтверждается их бинарной диаграммой состояния [56]. Такое поведение обусловлено выраженным кристаллографическим сходством этих элементов, которые могут существовать как в гексагональной плотноупакованной (α), так и в объемноцентрированной кубической (β) модификациях. Сравнимые атомные радиусы (147 пм против 160 пм), близкие электроотрицательности (около 1,54 и 1,33) и одинаковые валентные состояния (+4) способствуют изоморфному замещению. Ввиду этого обстоятельства наблюдаются минимальные искажения кристаллической решетки, высокая структурная устойчивость и постепенное увеличение параметра решетки при повышении в соединении содержания циркония.

Взаимодействия атомов в этих соединениях сочетают металлический, ковалентный и ионный типы химической связи. Ковалентная составляющая химической связи в полугейслеровых соединениях MNiSn в значительной степени определяется сетью взаимодействий Ni–Sn, формирующейся за счет гибридизации $3d$ -орбиталей Ni и $5p$ -орбиталей Sn. В то же время связи M–Ni и M–Sn имеют смешанный, частично ионный характер, обусловленный переносом электронной плотности от более электроположительных атомов M к подрешетке Ni–Sn [57]. Сочетание ковалентного и ионного вкладов в химическую связь обуславливает высокую механическую прочность и термическую устойчивость полугейслеровых сплавов, позволяя им сохранять кристаллическую структуру при температурах выше 1000 К без фазового разложения [58]. Наличие вакантной позиции $4d$ в кристаллической решетке дополнительно повышает структурную гибкость этих соединений и облегчает как замещающее легирование, так и интерстициальную модификацию без существенного нарушения исходной симметрии полугейслеровой фазы.

Изоструктурность TiNiSn и ZrNiSn, а также близость их кристаллографических параметров способствуют формированию непрерывных твердых растворов $Ti_xZr_{1-x}NiSn$, сохраняющих структуру полугейслерового типа во всем рассматриваемом диапазоне составов. Эта особенность играет решающую роль в фазовой стабильности и термоэлектрической оптимизации; она обсуждается в следующем подразделе.

Фазовая стабильность. Фазовые диаграммы Ti–Ni–Sn, Zr–Ni–Sn, Hf–Ni–Sn и их обобщенная система Ti–Zr–Ni–Sn [51, 59, 60] при температуре 300 К (рис. 3) указывают

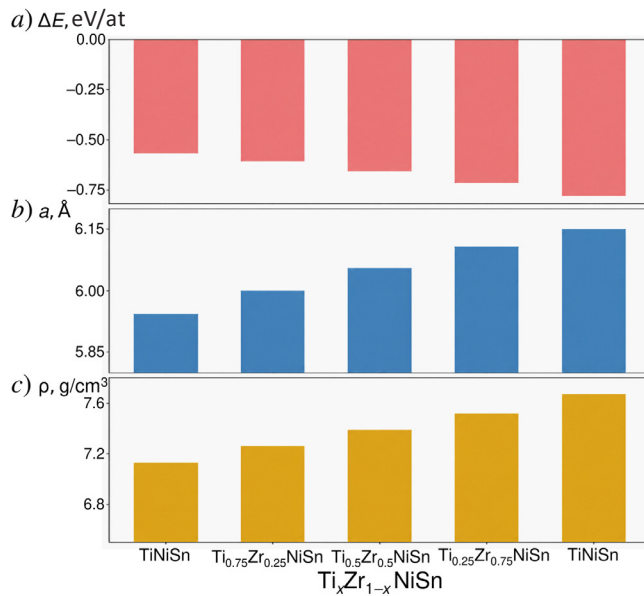


Рис. 2. Энергетические и структурные характеристики полугейслерового сплава $\text{Ti}_x\text{Zr}_{1-x}\text{NiSn}$, представленные столбчатыми диаграммами для параметров: энергия образования ΔE (a), постоянная решетки a (b) и плотность материала ρ (c)

на расположение полупроводниковых фаз TiNiSn , ZrNiSn и HfNiSn на оболочке устойчивости (convex hull) системы [61, 62].

Фазовая стабильность соединений MNiSn ($\text{M} = \text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf}$) играет ключевую роль в обеспечении высоких эксплуатационных характеристик полупроводниковых термоэлектрических материалов типа half-Heusler. Фазы TiNiSn , ZrNiSn , HfNiSn и $\text{Ti}_{1-x}\text{Zr}_x\text{NiSn}$ [51, 59, 60] являются термодинамически устойчивыми при 300 К, располагаясь на оболочке устойчивости диаграммы образования (см. рис. 3). Это означает, что их энергия образования минимальна и энергия над оболочкой равна нулю ($E_{\text{hull}} = 0$), т.е. у данных фаз нет более низкоэнергетических конкурентов из соединений Ni-Sn или M-Sn (где $\text{M} = \text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf}$). Такое положение на оболочке устойчивости, вместе со сходством кристаллохимической

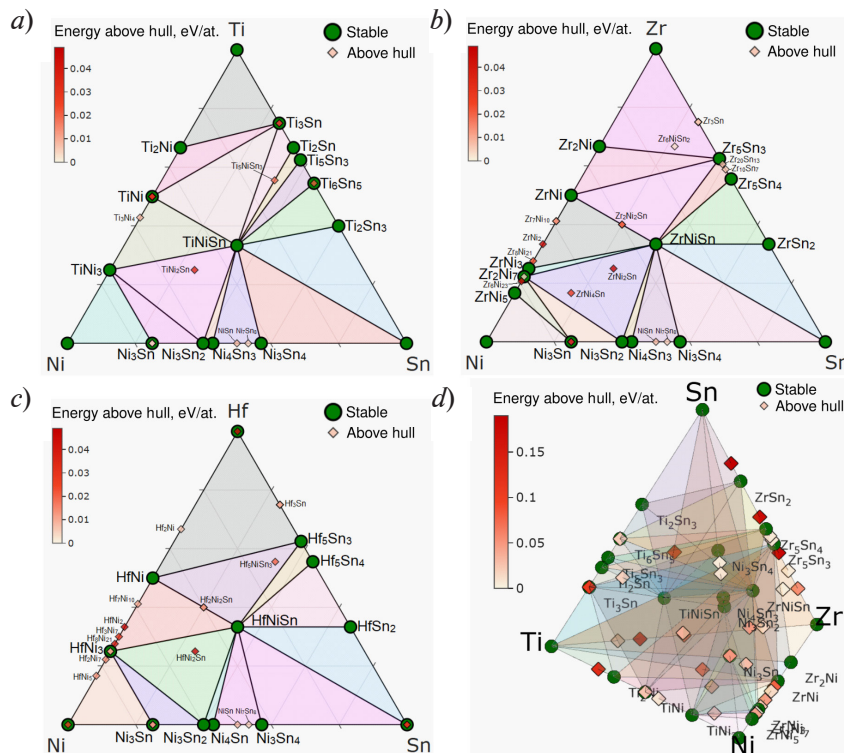


Рис. 3. Расчетные фазовые диаграммы систем Ti-Ni-Sn (a), Zr-Ni-Sn (b), Hf-Ni-Sn (c) и Ti-Zr-Ni-Sn (d) при 300 К, полученные по данным Materials Project (2020) [51, 59, 60]

структуры и близкими атомными радиусами Ti и Zr, обеспечивают образование полного твердого раствора $Ti_xZr_{1-x}NiSn$ при любых значениях x . Согласно данным фазовых диаграмм, в системе отсутствуют более энергетически выгодные фазы, способные инициировать разложение полугейслерных соединений: не обнаружено ни перитектоидных, ни эвтектических превращений с более низкой свободной энергией [61, 62]. Благодаря химическому и кристаллографическому сходству компонентов твердые растворы (Ti,Zr)NiSn сохраняют кубическую структуру типа MgAgAs (пространственная группа $F\bar{4}3m$) во всем диапазоне соотношений Ti/Zr, что обеспечивает их высокую фазовую устойчивость, в том числе в тонкопленочном состоянии.

Экспериментальные исследования также подтверждают высокую термическую стабильность полугейслеровых фаз системы (Ti,Zr)NiSn. Так, для TiNiSn начало разложения полугейслеровой фазы наблюдается при температуре около 1453 К [63], тогда как ZrNiSn сохраняет структурную стабильность вплоть до температуры плавления, составляющей приблизительно 1708 – 1760 К [63]. Кроме того, полугейслеровые соединения, обогащенные Zr и Hf, характеризуются повышенной стойкостью к окислению и сохраняют свою структуру до температур порядка 600 – 800 К, тогда как Ti-обогащенные составы начинают деградировать уже при температуре около 673 К [64]. Таким образом, соединение $Ti_xZr_{1-x}NiSn$ обладает способностью функционировать в диапазоне от комнатной температуры (RT) до сотен градусов Цельсия без фазового распада. На практике это означает устойчивость тонких пленок этих полугейслеровых сплавов при низких и средних температурах эксплуатации.

Электронная структура. Для исследуемых полугейслеровых сплавов электронная структура играет ключевую роль, в том числе для понимания природы их термоэлектрических свойств и механизмов переноса носителей заряда. Оптимизированные в настоящей работе значения параметров решетки хорошо согласуются с экспериментальными данными, обобщенными в табл. 1. Полосы, формирующие максимум валентной зоны (англ. Valence Band Maximum (VBM)), были пронумерованы в порядке возрастания их энергии вокруг точки Г (VBM1, VBM2 и VBM3), а рассчитанные значения эффективных масс носителей (табл. 2) указаны в единицах массы свободного электрона m_0 . Легкие дырки в плоской зоне VBM1 способствуют повышению термоэдс (коэффициента Зеебека S), тогда как тяжелые дырки в более дисперсионных зонах VBM2 и VBM3 определяют основную проводимость σ соединений.

Таблица 2

**Значения эффективной массы носителей в соединениях MNiSn
вдоль различных кристаллографических направлений [65]**

Полоса	Кристаллографическое направление	Эффективная масса носителей (в ед. m_0)		
		TiNiSn	ZrNiSn	HfNiSn
VBM1	$\Gamma \leftrightarrow L$	0,39	0,25	0,22
	$\Gamma \leftrightarrow X$	0,64	0,40	0,38
VBM2, VBM3	$\Gamma \leftrightarrow L$	3,72	2,44	2,11
VBM2, VBM3	$\Gamma \leftrightarrow X$	1,30	0,88	0,71
CBM	$X \leftrightarrow \Gamma$	2,89	3,23	3,14
	$X \leftrightarrow W$	0,56	0,38	0,36

Обозначения: VBM – максимум валентной зоны, CBM – минимум зоны проводимости.



На рис. 4 представлено распределение зон, из которого следует, что соединения во всех случаях характеризуются непрямой запрещенной зоной с тройным вырожденным максимумом валентной зоны (*англ.* Valence Band Maximum (VBM)) в точке Γ и минимумом зоны проводимости (*англ.* Conduction Band Minimum (CBM)) в точке X.

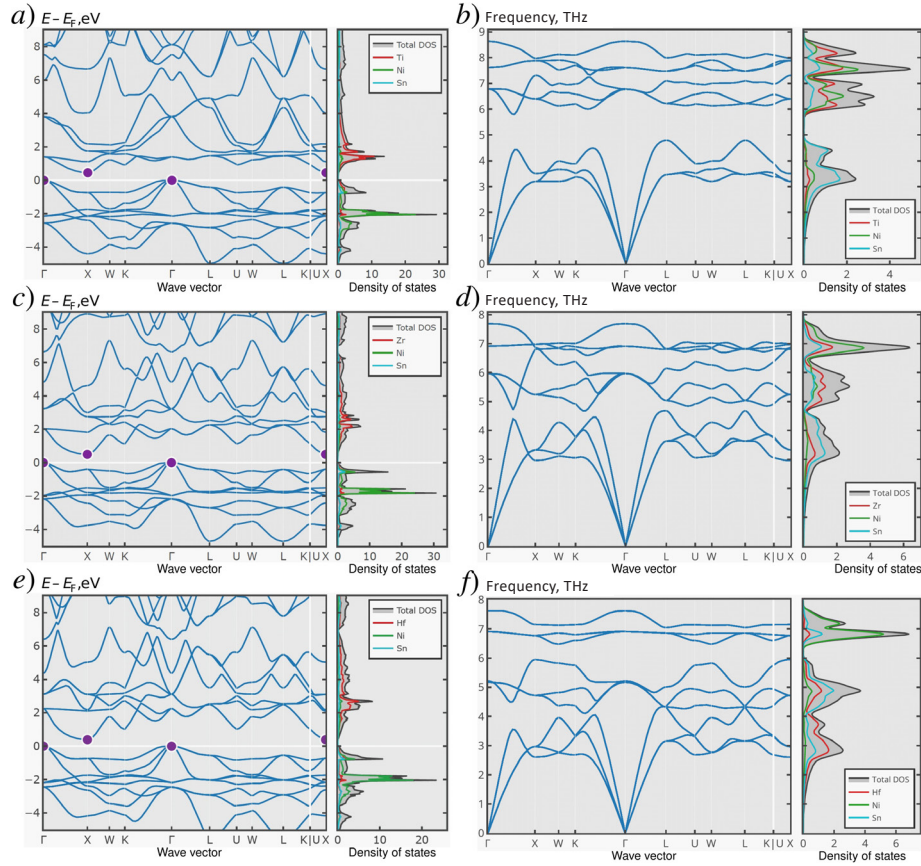


Рис. 4. Электронная зонная структура и фоновые дисперсионные кривые соединений TiNiSn (*a, b*), ZrNiSn (*c, d*) и HfNiSn (*e, f*), полученные по данным Materials Project (2020)

Дисперсия фононов. Три графика (см. рис. 4, *b, d, f*) показывают фоновые спектры и плотность фоновых состояний (PDOS) полугейслеровых сплавов TiNiSn, ZrNiSn и HfNiSn. Во всех трех полугейслеровых системах отсутствуют отрицательные частоты, что свидетельствует об их динамической стабильности. Каждое соединение имеет 9 фоновых ветвей (3 акустические и 6 оптических), соответствующих трем атомам в элементарной ячейке.

Максимальная фоновая частота ω понижается при увеличении массы элемента M :

$\sim 8,7$ THz (TiNiSn), $\sim 7,8$ THz (ZrNiSn) и $\sim 7,6$ THz (HfNiSn).

Это согласуется со следующей зависимостью:

$$\omega \propto \sqrt{\frac{k}{m}}, \quad (1)$$

где k – константа упругости; m – масса атома [66].

Решеточная теплопроводность k_L описывается кинетическим выражением:

$$k_L \propto v_g^2 \tau C_v, \quad (2)$$

где τ – время релаксации; C_v – теплоемкость; $v_g = \partial\omega/\partial k$ – групповая скорость фононов [67].

Таким образом, решеточная теплопроводность уменьшается в ряду

$$k_L(\text{TiNiSn}) > k_L(\text{ZrNiSn}) > k_L(\text{HfNiSn}),$$

что указывает на потенциал этих материалов в снижении решеточной теплопроводности.

Методы синтеза полугейслеровых сплавов

Тонкопленочные материалы, применяемые в современных исследованиях, преимущественно получают методами физического осаждения из паровой фазы (*англ.* Physical Vapor Deposition (PVD)). Синтез осуществляется в вакууме, где твердое вещество переходит в паровую фазу, транспортируется к подложке и конденсируется в виде тонкой пленки. К наиболее распространенным техникам PVD относятся молекулярно-пучковая эпитаксия (*англ.* Molecular Beam Epitaxy (MBE)), магнетронное распыление (*англ.* Magnetron Sputtering (MS)) и импульсное лазерное осаждение (*англ.* Pulsed Laser Deposition (PLD)). Метод MBE известен способностью формировать пленки высокого качества, особенно для полупроводниковых систем кремния Si и A^3B^5 , однако требует сложного технологического обеспечения и условий ультравысокого вакуума [68]; в связи с ограничениями объема обзора описание MBE выходит за рамки настоящей работы, и он не будет здесь рассматриваться подробнее. PLD характеризуется высокой гибкостью при осаждении многокомпонентных соединений и точным контролем стехиометрии [69], тогда как для металлических пленок нередко предпочтение отдается технике MS вследствие меньшего количества микрокапель в осажденном слое [69].

Импульсное лазерное осаждение. Импульсное лазерное осаждение (PLD) (рис. 5), известное также как лазерное осаждение, или лазерная эпитаксия в ранних исследованиях [70, 71], представляет собой один из наиболее универсальных и гибких методов получения тонких пленок. Одним из основных преимуществ PLD является возможность близкого к стехиометрическому переноса сложного состава мишени в растущую пленку, что особенно важно при получении многокомпонентных материалов, включая соединения типа Гейслера. После успешной демонстрации осаждения высокотемпературных купратных сверхпроводников методом PLD [72] эта технология получила широкое распространение и в дальнейшем была применена для получения тонких пленок из сотен различных материалов [73].

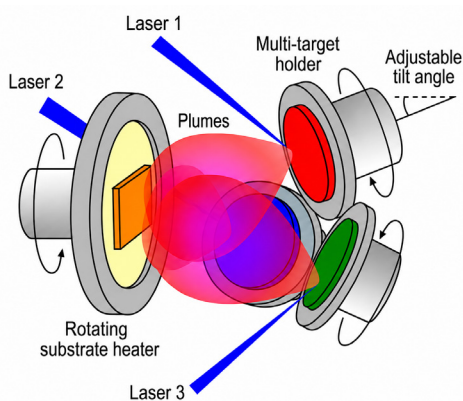


Рис. 5 [74]. Схематическое изображение многолучевой системы импульсного лазерного осаждения (PLD) с несколькими мишенями и вращающимся нагреваемым держателем подложки

К числу преимуществ PLD относится импульсный и существенно неравновесный характер процесса: короткие лазерные импульсы высокой плотности мощности (порядка 1 ГВт/см^2) вызывают абляцию материала мишени и формирование плазменного факела, из которого на подложке конденсируются атомы, ионы и кластеры [75, 76]. Благодаря этому метод оказывается особенно эффективным при получении многокомпонентных тонких пленок, включая соединения типа Гейслера, для которых принципиальное значение имеют сохранение заданного состава и контроль фазового состояния материала [77 – 79].

Несмотря на преимущества импульсного лазерного осаждения, процесс сопровождается рядом вторичных эффектов, связанных с распылением неатомарного материала. Один из них – это гидродина-

мическое распыление, возникающее при образовании расплавленной поверхности под действием последовательных лазерных импульсов [69, 70]. В результате всплесков расплава на мишени (рис. 6), жидкие капли выбрасываются вместе с плазменным облаком, и они могут оседать на подложке, формируя микроскопические включения [71, 73, 77]. В металлических мишенях это явление усиливается вследствие высокой поглощающей



способности и короткого времени релаксации проводящих электронов [80]. Еще один побочный процесс — это эксфолиационное распыление, вызванное термическим ударом и фрагментацией материала с высоким коэффициентом теплового расширения [81].

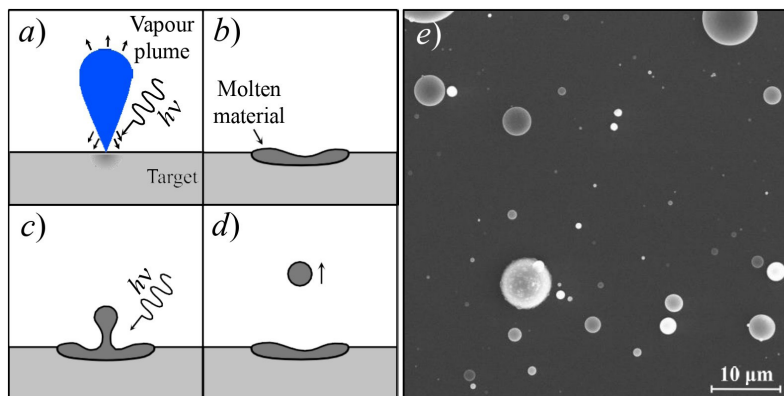


Рис. 6 [82]. Пути гидродинамического образования капель при PLD: испарение и расплав мишени (*a – d*), а также микрофотография капель на поверхности пленки TiNiSn (*e*)

Магнетронное распыление. Метод магнетронного распыления широко применяется для получения металлических и многослойных тонкопленочных структур с высокой воспроизводимостью технологических параметров [83 – 85] и показал свою эффективность при синтезе пленок на основе полугейслеровых соединений MNiSn ($M = \text{Ti, Zr, Hf}$). К основным преимуществам магнетронного распыления относятся контроль стехиометрии и микроструктуры покрытия, возможность осаждения при сравнительно низкой температуре подложки, а также хорошая технологическая масштабируемость [86, 87]. Для многокомпонентных сплавов Гейслера особенно важен вариант совместного распыления, в том числе в многомишенной конфигурации (рис. 7), поскольку он позволяет независимо регулировать потоки отдельных компонентов и тем самым задавать требуемый элементный состав пленки. На примере TiNiSn показано, что совместное распыление Ti, Ni и Sn из трех независимых источников с отдельной регулировкой мощности обеспечивает контролируемое соотношение элементов, поступающих на подложку, и позволяет получать однородные пленки на гибких подложках уже при комнатной температуре. При этом сохраняется высокая воспроизводимость состава и функциональных свойств получаемых покрытий [88]. Дополнительные возможности предоставляет комбинаторное осаждение пленок Ti–Ni–Sn методом совместного магнетронного распыления. Такой подход позволяет формировать управляемый градиент состава по поверхности подложки, исследовать эффекты, связанные с отклонением от стехиометрии, включая самолегирование, и получать серии образцов с различным соотношением компонентов в рамках одного технологического цикла. Благодаря этому совместное магнетронное распыление является эффективным инструментом как для оптимизации состава полугейслеровых тонких пленок, так и для ускоренного поиска перспективных градиентных структур [89]. Для эпитаксиальных пленок TiNiSn и твердого раствора $\text{Zr}_{0.5}\text{Hf}_{0.5}\text{NiSn}$ применение DC-магнетронного распыления (осуществляется под действием постоянного отрицательного напряжения и магнитного поля) с отдельным контролем потоков компонентов обеспечивает управляемые кристаллографическую текстуру и транспортные характеристики; это говорит об эффективности многоисточникового (в том числе совместного) распыления (*англ.* co-sputtering) для многоэлементных систем MNiSn [90].

В случаях, когда использование нескольких катодов для совместного распыления технически затруднено, возможен альтернативный подход — использование составных мишеней. На рис. 8, *a* показана мозаичная составная мишень Ti–Zr–Ni–Sn, собранная из отдельных сегментов (“pie-segments”), которая обеспечивает равномерное испарение элементов с различными физико-химическими свойствами. На рис. 8, *b* приведен пример сегментированной мишени, сформированной из клиновидных секторов Ti, Zr, Ni и Sn,

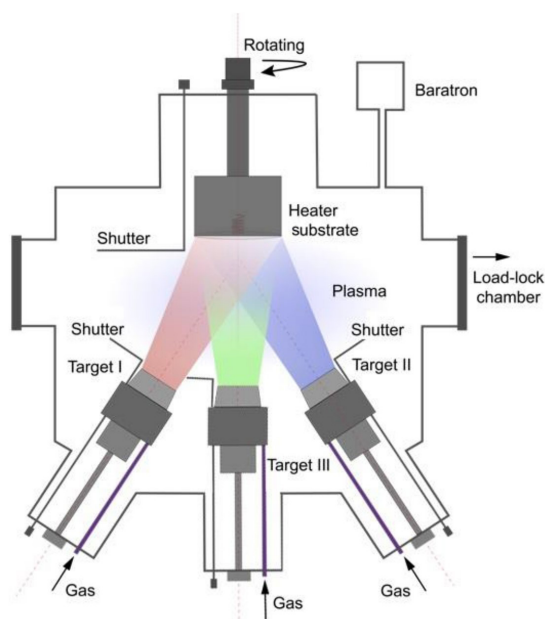


Рис. 7. Схематическое изображение трехкатодной установки для совместного распыления компонентов (triple-target magnetron co-sputtering); это модифицированное изображение из литературного источника [91]

что позволяет точно регулировать локальную стехиометрию в зоне плазмы. Рис. 8, с демонстрирует общий принцип магнетронного распыления многокомпонентных систем из одного магнетрона, обеспечивающего получение однородных тонких пленок заданного состава.

Еще одним подходом к получению тонких пленок на основе полугейслеровых соединений MNiSn ($\text{M} = \text{Ti, Zr, Hf}$) является использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (*англ.* Self-propagating High-temperature Synthesis (SHS)) в многослойных реакционноспособных наноструктурах (рис. 9). В этом случае исходные многослойные системы формируют методом вакуумного магнетронного распыления путем последовательного осаждения чередующихся слоев M , Ni и Sn толщиной порядка $10 - 50$ нм. В многослойной системе MNiSn чередование тонких слоев резко увеличивает площадь контакта между компонентами и сокращает путь взаимной диффузии. Поэтому после инициирования реакции

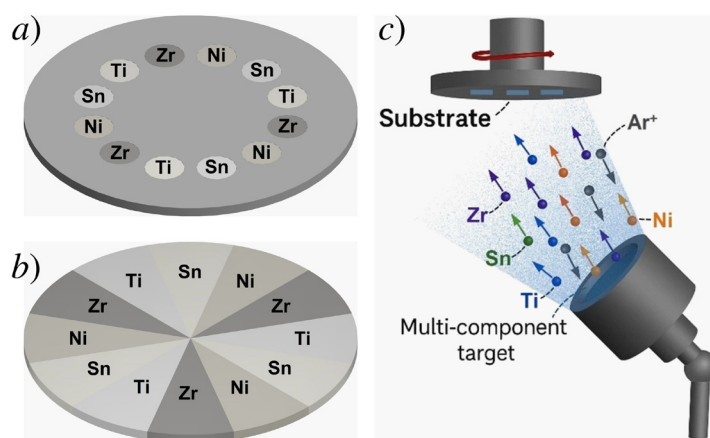


Рис. 8. Примеры используемых мишеней: *a* – Ti-Zr-Ni-Sn, мозаичная, составленная из отдельных сегментов (“pie-segments”) (модифицировано по данным [92]); *b* – сегментированная, составленная из клиновидных секторов Ti, Zr, Ni, Sn (модифицировано по [93]); *c* – процесс магнетронного распыления многокомпонентных сплавов [94]

взаимодействие между слоями развивается быстро уже без длительного внешнего нагрева [95, 96]. При подаче электрического импульса в такой структуре возникает самораспространяющийся тепловой фронт. По литературным данным, его температура составляет примерно $1200 - 1600$ °C, а скорость распространения – около $1 - 5$ м/с. Прохождение фронта через многослойную наноструктуру запускает твердофазное взаимодействие M , Ni и Sn и приводит к образованию упорядоченных интерметаллидных фаз полугейслерового типа [97, 98].

Сравнение физических методов получения тонких пленок MNiSn ($\text{M} = \text{Ti, Zr, Hf}$) показывает, что универсального технологического решения для этих материалов пока не существует. Импульсное лазерное осаждение с несколькими мишенями удобно для

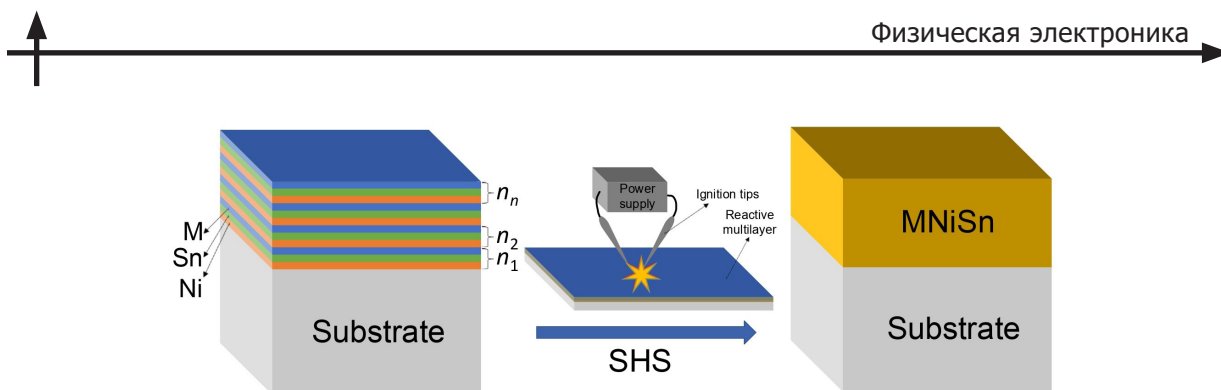


Рис. 9. Схематическое представление процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (SHS)

переноса сложного состава и формирования пленок в неравновесных условиях, что важно для многокомпонентных систем. Его применение, однако, ограничивается сравнительно низкой производительностью и трудностями масштабирования.

Совместное магнетронное распыление из нескольких одноэлементных источников дает более широкие возможности управления составом и позволяет получать многокомпонентные полугейслеровы пленки с высокой однородностью. При этом метод требует многокатодной конфигурации, независимого управления мощностью на каждом источнике и предварительной калибровки потоков распыляемых компонентов. Более простым решением является использование составных, мозаичных или сегментированных мишеней, особенно при отсутствии многокатодных систем, но существенно ограничивает диапазон варьирования состава. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в реакционных многослойных системах MNiSn ($M = \text{Ti, Zr, Hf}$) является энергоэффективным подходом к формированию интерметаллидных фаз полугейслерового типа без длительного внешнего нагрева. В то же время он требует предварительного получения сложной многослойной архитектуры, точного задания толщин отдельных слоев и контроля кинетики распространения реакционного фронта.

Таким образом, выбор метода получения тонких пленок MNiSn определяется требуемым соотношением между гибкостью управления составом, структурным качеством пленок, энергетической эффективностью и возможностью масштабирования технологического процесса.

Стратегия легирования

Полугейслеровы соединения MNiSn характеризуются выраженной зависимостью транспортных свойств от концентрации и типа носителей заряда, поэтому легирование является одним из основных инструментов управления их термоэлектрическими характеристиками. Для материалов n -типа наиболее эффективным подходом является донорное легирование сурьмой (Sb), ниобием (Nb), ванадием (V) и другими элементами, позволяющее достигать значений безразмерной термоэлектрической добротности ZT порядка 1,0 – 1,3 при повышенных температурах [99, 100]. Формирование проводимости p -типа в системах MNiSn, как правило, представляет собой более сложную задачу из-за особенностей зонной структуры и возможных эффектов самокомпенсации, однако частичное замещение атомов никеля атомами кобальта или иридия, а также введение акцепторов в позицию олова (индия, алюминия) позволяет стабилизировать p -тип проводимости и повысить термоэлектрическую эффективность полупроводника [99, 101]. Разработка стабильных и высокоэффективных составов как n -, так и p -типа особенно важна для создания термоэлектрических модулей, в том числе единичных термопар, состоящих из последовательно соединенных n - и p -ветвей. В температурном интервале 350 – 700 К оптимизация состава за счет легирования делает материалы на основе MNiSn конкурентоспособными по отношению к ряду традиционных среднетемпературных термоэлектриков, включая соединения на основе теллуридов свинца и германия (PbTe и GeTe) [50]. Дополнительные возможности повышения эффективности связаны с использованием наноструктурированных и аморфных тонких пленок [88], а также с введением многофункциональных легирующих элементов, таких как медь, которые могут одновременно изменять концентрацию носителей заряда и усиливать фононное рассеяние [49, 50, 57, 58].

Таблица 3

Термоэлектрические свойства и стратегии легирования систем MNiSn

Система и форма	Тип проводимости	Стратегия легирования/дефект-инженерии	Основные параметры (примерно, RT или указанная T)	Источник
TiNiSn, $Zr_{0,5}Hf_{0,5}NiSn$, эпитаксиальные пленки	n -тип	Стехиометрические, управление эпитаксией и мультислоями	$Zr_{0,5}Hf_{0,5}NiSn$: $S \approx 63$ мкВ/К, $\rho \approx 14,1$, мОм·м, $PF \approx 0,28$ мВт/(м·К) ² (RT)	[90]
HfNiSn, пленки		Частичное замещение Sn на Sb: $HfNi(Sn_{1-x}Sb_x)$	Без Sb: $S \approx -68$ мкВ/К, $PF \approx 1,3$ мкВт/(см·К ²); при $x \approx 0,045$ PF до $\approx 2,9$ мкВт/(см·К ²) (RT)	[86]
TiNiSn, аморфная пленка на гибких подложках	n -тип (потенциально)	Стехиометрическая TiNiSn без целевого легирования	Детальные ТЕ-параметры не приведены; акцент на адгезии и трещиностойкости при изгибе до 154°	[88]
$Zr_{1-x}Ta_xNiSn$, объемный сплав	n -тип	Ta ⁵⁺ по узлу Zr ⁴⁺ , $x \leq 0,04$	Максимум $ZT \approx 0,72$ при 923 К для $Zr_{0,98}Ta_{0,02}NiSn$; PF высок, κ_1 снижена	[102]
TiNiSn/HfNiSn, сверхрешетки (период $\approx 3 - 216$ нм)	n -тип (изоэлектронная замена Ti↔Hf)	Псевдولةгирование за счет чередования TiNiSn/HfNiSn (границы слоев действуют как дефект-инженерия)	κ_1 снижена с ≈ 7 до 1,77 Вт/(м·К) при уменьшении периода до 3 – 4 нм; $S \approx -70$ мкВ/К; $PF \approx 0,30$ мкВт/(м·К ²) (300 К); $ZT \approx 0,35$ при 480 К (в 4,4 раза выше, чем у одиночных пленок)	[103]
HfNi _{1-x} Co _x Sn, объемный сплав	p -тип при $x \geq 0,05$	Co по узлу Ni, подавление межузельных атомов Ni	При $x = 0,25$: $S \gtrsim 200$ мкВ/К, $PF \approx 2,2$ мВт/(м·К ²), $\kappa_1 \approx 1,8$ Вт/(м·К), $ZT \approx 0,55$ при 973 К	[104]
(Ti _{1-c} Al _c)NiSn, объемный сплав	p -тип (при растворении Al $\leq$ ат.%)	Al по узлу Ti; исследование растворимости и дефектов	Al – акцептор; DOS подтверждает p -тип; предел растворимости ≈ 1 ат.% Al при 1400 К; сверх этого образуются HH + Sn + NiAl	[105]

Обозначения: T – температура (RT – комнатная); S – коэффициент Зеебека; ρ – удельное электрическое сопротивление; PF – фактор мощности; ZT – термоэлектрическая добротность; κ_1 – коэффициент теплопроводности.

Исследования по легированию полугейслеровых систем MNiSn ($M = Ti, Zr, Hf$) (табл. 3) демонстрируют ряд эффективных подходов к управлению концентрацией носителей, однако для тонких пленок данные сфокусированы преимущественно на формировании материалов с проводимостью n -типа. Для тонкопленочных систем MNiSn наиболее подробно исследованы материалы с проводимостью n -типа. В частности, эпитаксиальные пленки TiNiSn и $Zr_{0,5}Hf_{0,5}NiSn$ характеризуются устойчивой электронной проводимостью: коэффициент Зеебека составляет примерно 60 – 70 мкВ/К, а фактор мощности достигает около 0,3 мВт/(м·К²) [90]. Более высокие значения PF были получены при донорном легировании Sb в системе $HfNi(Sn_{1-x}Sb_x)$, где этот параметр возрастал до ~ 3 мкВт/(см·К²) [86]. Отдельно следует отметить аморфные пленки TiNiSn, представляющие интерес не столько рекордными термоэлектрическими параметрами, сколько



возможностью использования в гибридных ТЭГ благодаря их механической гибкости [88]. Для объемных материалов n -типа также показана эффективность легирования тантала Та в $Zr_{1-x}Ta_xNiSn$, позволяющего оптимизировать электронную проводимость [102].

Системы p -типа на основе $MNiSn$ изучены заметно слабее. Основной прогресс в этом направлении связан преимущественно с объемными сплавами, такими как $HfNi_{1-x}Co_xSn$ [104] и $(Ti_{1-c}Al_c)NiSn$ [105], а также со сверхрешетками $TiNiSn/HfNiSn$, в которых снижение теплопроводности достигается за счет межфазного рассеяния фононов [103]. В системе $(Ti_{1-c}Al_c)NiSn$ алюминий проявляет акцепторное поведение, однако его растворимость крайне мала и составляет около 1 ат.% при 1400 К. При дальнейшем увеличении содержания алюминия твердый раствор теряет устойчивость; это сопровождается выделением сопутствующих фаз, прежде всего Sn и NiAl [105]. Это существенно затрудняет практическое получение стабильных материалов p -типа в данном классе полугейслеровых соединений.

В результате число экспериментальных работ, посвященных тонкопленочным системам $MNiSn$ с проводимостью p -типа, остается весьма ограниченным. Данное обстоятельство указывает не только на сохраняющиеся материаловедческие трудности, но и на значительный потенциал дальнейших исследований, направленных на создание полноценных тонкопленочных термоэлектрических пар на основе полугейслеровых соединений $MNiSn$.

Современные достижения в исследовании термоэлектрических свойств сплавов $MNiSn$

Традиционные термоэлектрические материалы на основе теллурида висмута Bi_2Te_3 демонстрируют наибольшую эффективность вблизи комнатной температуры и в низкотемпературной области, как правило, в интервале 300 – 500 К, где их безразмерная термоэлектрическая добротность ZT достигает значений порядка единицы [16]. Вместе с тем практическое применение таких материалов ограничивается их склонностью к термической деградации при повышенных температурах, а также использованием дефицитных и сравнительно дорогих элементов. В диапазоне температур 500 – 800 К наиболее перспективны полугейслеровы сплавы, которые отличаются высоким значением термоэдс ($|\alpha| = 200 - 400$ мкВ/К при 300 К) [16], металлической электропроводностью и высокой термостабильностью [16, 50]. Их высокую решеточную теплопроводность (примерно 10 Вт/(м·К) для $MNiSn$) [16] удалось существенно снизить методами легирования, наноструктурирования и оптимизации концентрации носителей [16, 57].

Соединения $MNiSn$ представляют собой полупроводники n -типа с шириной запрещенной зоны $E_g \approx 0,2 - 0,4$ эВ [50, 86]. В исходном состоянии они обладают значением термоэдс $\alpha \approx -300$ мкВ/К и низкой удельной электропроводностью σ вследствие малой концентрации носителей (порядка $10^{18} - 10^{19}$ см⁻³) [16], однако при легировании до концентрации $10^{20} - 10^{21}$ см⁻³ достигаются высокие значения силового фактора PF и термоэлектрической добротности ZT [16, 57]. Так, внесение 1 – 2% сурьмы в сплав $TiNiSn$ или $ZrNiSn$ обеспечивают величины PF более 3 мВт/(м·К²) и ZT около 0,3 – 0,5 при 300 К (до 1 при 700 К) [16, 106].

За последнее десятилетие улучшены как сплавы n - $MNiSn$ [107], так и новые соединения p -типа ($NbFeSb$, $TaFeSb$, $ZrCoBi$) [50, 108 – 110]. Современные материалы $MNiSn$ достигают значений ZT около 0,8 – 1,0 при температурах 700 – 800 К [55, 111] и обладают высокой механической прочностью [109, 112]. Твердые растворы $(Ti,Zr)NiSn$ демонстрируют $ZT \approx 1,1 - 1,2$ при 800 К [55, 113], включая системы, свободные от гафния; например $(Ti_{0,5}Zr_{0,5})NiSn$ ($ZT \approx 1,1$ при 823 К) [55, 113].

Особое значение имеет резонансное легирование полугейслеровых соединений. Показано, что введение менее 1 ат.% ванадия в сплав $(Hf,Zr)NiSn$ приводит к формированию резонансного энергетического уровня в электронной структуре, что способствует увеличению фактора мощности PF примерно на 120% и позволяет достичь безразмерной термоэлектрической добротности ZT порядка 1,0 при температуре около 873 К [114, 115]. Важным преимуществом данного подхода является использование сравнительно распространенных и технологически доступных элементов [47]. Дополняющим направлением являются полугейслеровы сплавы $NbFeSb$ p -типа, для которых сообщаются значения ZT порядка 1,0 – 1,5 при температурах свыше 900 К [113, 116 – 118]. В сочетании с

материалами *n*-типа на основе MnSn такие соединения представляют интерес для формирования высокоэффективных термоэлектрических пар, работающих в средне- и высокотемпературном диапазонах [50].

Анализ опубликованных данных по термоэлектрическим свойствам систем MNiSn ($\text{M} = \text{Ti, Zr, Hf}$), представленных в табл. 4, указывает на существенное различие между достигнутыми параметрами объемных и тонкопленочных материалов. Для тонких пле-

Таблица 4

Значения термоэлектрических параметров полугейслеровых сплавов MnNiSn

Форма	Система	$S_{\max}$, мКВ/К	$(PF)_{\max}'$, мВт/(м·К ²)	$(ZT)_{\max}$	Источник
Пленка	TiNiSn	−47,1 (550 К)	—	—	[119]
		−105,3 (485 К)	—	—	[120]
	ZrNiSn	−112,2 (393 К)	2,66 (393 К)	—	[121]
	HfNiSn	−54,4 (485 К)	—	—	[120]
Объемный сплав	TiNiSn	−250 (440 К)	4,00 (760 К)	0,97 (822 К)	[55]
	TiNiSn	−320 (318 К)	2,50 (715 К)	0,30 (770 К)	[122]
	ZrNiSn	−270 (548 К)	3,70 (705 К)	0,99 (822 К)	[55]
	HfNiSn	−266 (550 К)	2,38 (600 К)	0,55 (777 К)	[55]
	Ti _{0,5} Zr _{0,5} NiSn	−293 (300 К)	3,75 (774 К)	1,10 (823 К)	[123]
	Ti _{0,4} Zr _{0,6} NiSn	−195 (577 К)	2,10 (725 К)	0,45 (775 К)	[124]
	Ti _{0,2} Zr _{0,8} NiSn	−244 (577 К)	1,60 (775 К)	0,38 (775 К)	[124]
	Ti _{0,4} Hf _{0,6} NiSn	−215 (615 К)	1,75 (708 К)	0,46 (773 К)	[125]
	Ti _{0,8} Hf _{0,2} NiSn	−185 (620 К)	2,49 (665 К)	0,43 (675 К)	[122]
	Ti _{0,95} Hf _{0,05} NiSn	−265 (420 К)	2,60 (709 К)	0,41 (770 К)	[122]
	Hf _{0,75} Zr _{0,25} NiSn	−208 (700 К)	1,45 (700 К)	—	[126]
	Ti _{0,26} Zr _{0,37} Hf _{0,37} NiSn	−294 (573 К)	3,10 (773 К)	0,74 (773 К)	[127]

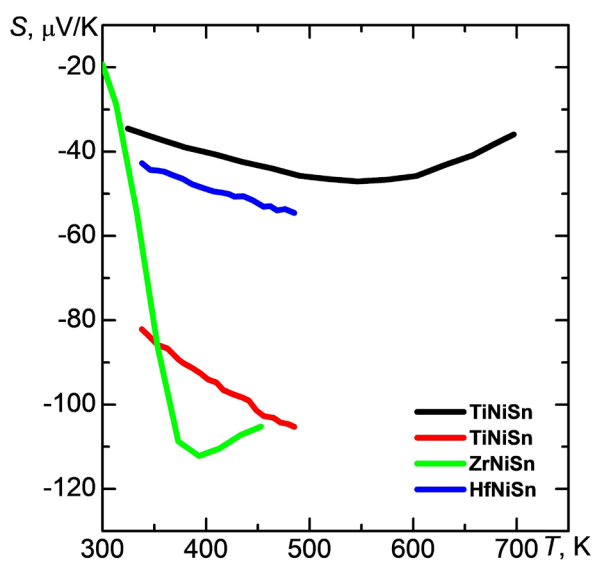


Рис. 10 [119–121]. Температурные зависимости коэффициента Зеебека тонких пленок MnSn по данным разных литературных источников

нок TiNiSn , ZrNiSn и HfNiSn (рис. 10) максимальные значения коэффициента Зеебека, как правило, находятся в диапазоне 50 – 110 мкВ/К [119 – 121], тогда как фактор мощности PF остается ограниченным и не превышает 2,7 мВт/(м·К²) [121]. В опубликованных данных показатели ZT для пленок, как правило, отсутствуют или близки к пренебрежимо малым значениям [119 – 121], что указывает на недостаточную оптимизацию как электронной структуры, так и теплопереноса в наномасштабе.

В противоположность этому, объемные сплавы демонстрируют значительно более высокую эффективность. Для материалов TiNiSn , ZrNiSn и HfNiSn достигаются значения PF до $4,0 \text{ мВт}/(\text{м} \cdot \text{К}^2)$ и $\text{ZT} \approx 0,9 - 1,1$ в диапазоне $770 - 823 \text{ К}$ [55, 122, 123], при этом твердые растворы на основе Ti-Zr-Hf (например, $\text{Ti}_{0,5}\text{Zr}_{0,5}\text{NiSn}$) обеспечивают максимальные значения ZT около 1,1 [123].



Даже при высоких концентрациях гафния (или в его сочетаниях с Ti/Zr) сохраняются стабильные значения ZT: примерно 0,4 – 0,8 [124 – 127].

Таким образом, к настоящему времени основной прогресс в оптимизации полугейслеровых материалов достигнут преимущественно для объемных сплавов, тогда как тонкопленочные системы MNiSn остаются изученными в значительно меньшей степени. Для них по-прежнему актуальны вопросы управления размерными эффектами, межфазными и зеренными границами, а также снижения решеточной теплопроводности без ухудшения электрического транспорта. Именно эти направления, по-видимому, будут определять дальнейшее развитие тонкопленочных полугейслеровых термоэлектриков.

Инновационные конструкции и повышение эффективности гибких тонкопленочных термоэлектрических генераторов

Несмотря на существенный прогресс в исследовании объемных полугейслеровых термоэлектриков, тонкопленочные материалы на основе MNiSn ($M = \text{Ti, Zr, Hf}$) остаются самостоятельным и быстро развивающимся направлением. Интерес к ним связан прежде всего с возможностью интеграции в микро- и наноразмерные термоэлектрические устройства. В тонкопленочной геометрии можно реализовать такие архитектуры преобразователей, которые трудно получить на основе объемных элементов, а также усилить межфазное рассеяние фононов и тем самым снизить теплопроводность. Это особенно важно для работы в диапазоне 300 – 800 К, характерном для утилизации низко- и среднетемпературного промышленного тепла [1 – 7].

Отдельное направление связано с применением тонкопленочных полугейслеровых материалов в автономной электронике и биомедицинских устройствах. Малые температурные градиенты между поверхностью тела и окружающей средой могут быть использованы для питания носимых и имплантируемых систем, включая кардиостимуляторы, инсулиновые помпы и биосенсоры [9, 25, 38].

В области тонкопленочных термоэлектрических генераторов постепенно смещается акцент от простой оптимизации материала к одновременному подбору состава, структуры и конструктивного исполнения устройства. Тонкопленочный формат облегчает миниатюризацию, интеграцию с планарными технологиями и формирование гибких преобразователей энергии. Кроме того, использование сплавов Гейслера на основе переходных металлов вместо традиционных термоэлектрических материалов, содержащих более токсичные или дефицитные элементы, позволяет снизить экологические и массогабаритные ограничения системы и более гибко управлять транспортными свойствами [128 – 131]. В результате такие материалы могут быть использованы на гибких подложках и поверхностях сложной геометрии.

При этом дальнейшее повышение эффективности тонкопленочных ТЭГ не может быть сведено только к увеличению ZT активного материала. Для сохранения механической гибкости и повышения выходной мощности необходимо учитывать геометрию ветвей, тепловое сопротивление контактов, распределение температурного поля и условия теплообмена. Поэтому оптимизация конструктивных параметров становится не менее важной, чем улучшение транспортных и тепловых свойств самих материалов [132]. Комплексный подход, объединяющий разработку материала и рациональный дизайн системы, способен обеспечивать значимый прирост рабочих показателей и открывает новые возможности для повышения общей производительности термоэлектрических устройств.

Развитие тонкопленочных термоэлектрических генераторов (ТЭГ), включая системы на основе полугейслеровых сплавов MNiSn, тесно связано с прогрессом в области архитектуры, варианты которых представлены на рис. 11 (изображения модифицированы по данным работы [133]): *a* – многослойная архитектура из свободностоящих тонких пленок; *b* – масштабируемая или многослойная конфигурация, основанная на модуле из архитектуры (*a*); *c* – ТЭГ на подложке; *d* – возможность намотки или свертывания конструкции из ТЭГ (*c*) в зависимости от области применения; *e* – ТЭГ на подложке с продольным расположением электродов вдоль каждого элемента; *f* – гофрированная структура на основе массива из ТЭГ (*e*); *g* – схема процесса формирования «башенных» тонкопленочных ТЭГ.

В наиболее раннем варианте исполнения (см. рис. 11, *a*) *p*- и *n*-слои последовательно осаждаются на подложку, формируя многослойную тонкопленочную систему [134 – 138]. Такая стратифицированная конфигурация позволяет достичь высокой плотности термоэлектрических пар; однако практическая реализация сталкивается с трудностями при формировании устойчивого температурного градиента вдоль всей длины устройства. Другой вариант конструктивного исполнения, представленный на рис. 11, *b*, основан на объединении нескольких тонкопленочных термоэлектрических модулей в «чешуйчатую» архитектуру. В такой конфигурации активные элементы располагаются над источником тепла через теплоизоляционную прослойку, что позволяет сформировать более благоприятное распределение температурного поля и одновременно уменьшить общую высоту термоэлектрического генератора [139, 140].

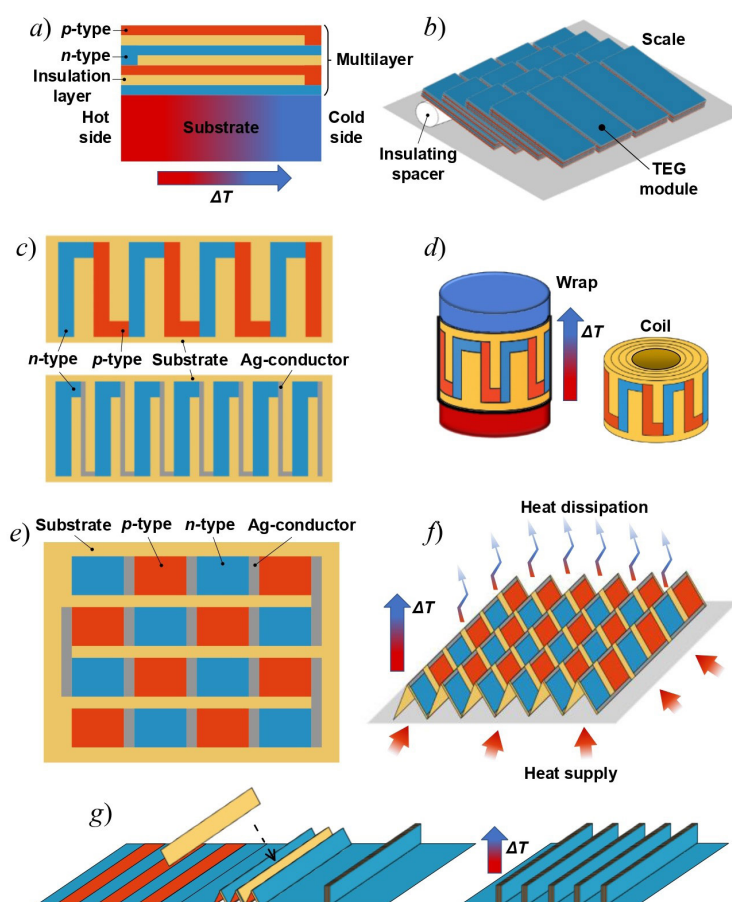


Рис. 11. Варианты конструкции тонкопленочных ТЭГ (*a – f*);
d – возможность намотки или свертывания конструкции из ТЭГ (*c*) в зависимости от области применения; *g* – схема процесса формирования «башенных» тонкопленочных ТЭГ (см. описание всех вариантов в тексте)

Вариант конструкции на гибкой подложке (см. рис. 11, *c*), широко используемый и для пленок MnNiSn , создает условия для применения печатных технологий [141 – 149], хотя необходимость разнесения элементов приводит к снижению удельной мощности. Намотанные и свернутые варианты исполнения (см. рис. 11, *d*) повышают энергоемкость, но неизбежно ограничивают гибкость конструкции. Модификации с продольным размещением электродов на рис. 11, *e*, *f* позволяют формировать тепловой перепад посредством складывания массива, приближая ее к коммерческим устройствам, однако усложняют конструкцию [150 – 154].

Особый интерес, относящийся к тонкопленочным материалам, включая MnNiSn , представляет концепция «башенного» ТЭГ (см. рис. 11, *g*), предложенная в работе [133]. Здесь



модуль строится из чередующихся p - и n -областей, что устраняет необходимость в меж-элементных контактах и допускает миниатюризацию, недостижимую в архитектуре на рис. 11, f . Отсутствие подложки на холодной стороне сохраняет гибкость, тогда как плотность активных элементов приближается к структурам типа «чешуек». Возможность адаптировать схему к любым материалам, пригодным для чередующегося полупроводникового рисунка [155 – 160], а также потенциал повышения мощности за счет уменьшения шага и увеличения высоты элементов делает данную архитектуру перспективной платформой для тонкопленочных ТЭГ на основе MNiSn .

Заключение

В данном обзоре проанализированы современные достижения и представления о структуре, физических свойствах и термоэлектрических характеристиках полугейслеровых сплавов типа MNiSn ($M = \text{Ti, Zr, Hf}$), рассматриваемых как перспективные материалы для тонкопленочных термоэлектрических генераторов (ТЭГ), функционирующих в низко- и среднетемпературном диапазоне. В обзоре показано, что соединения MNiSn сочетают кристаллическую упорядоченность, механическую устойчивость и возможность управления электронной структурой. Благодаря этому они могут рассматриваться как альтернатива материалам на основе теллурида висмута в тех случаях, когда наряду с термоэлектрической эффективностью важны термическая стойкость, экологическая безопасность и совместимость с планарными технологиями. К таким применениям относятся микрочипы, датчики, биосенсоры и другие интегрируемые устройства.

Анализ кристаллических, фазовых, электронных и фононных свойств показывает, что характеристики MNiSn могут быть улучшены за счет выбора условий синтеза, легирования, наноструктурирования и управления дефектной структурой. В то же время достигнутый прогресс относится главным образом к объемным образцам. Тонкопленочные системы MNiSn изучены значительно меньше, хотя опубликованные данные по эпитаксиальным пленкам, сверхрешеткам и наноструктурированным покрытиям указывают на возможность снижения теплопроводности и повышения термоэлектрической эффективности.

Перспективы практического применения этих материалов во многом связаны с тонкопленочными термоэлектрическими генераторами. Для таких устройств важны не только свойства активного материала, но и конструкция: геометрия ветвей, тепловое сопротивление контактов, механическая гибкость и условия теплообмена. Оптимизация этих параметров может расширить использование тонкопленочных ТЭГ в носимой электронике, автономных микроэнергетических системах и сенсорных платформах.

Таким образом, дальнейшие исследования тонкопленочных материалов MNiSn целесообразно сосредоточить на связи между составом, структурой, теплопереносом и электрическим транспортом. Такой подход необходим для разработки термически устойчивых и технологически совместимых термоэлектрических устройств на основе полугейслеровых соединений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. U.S. Department of Energy. Quadrennial technology review 2015. Technology Assessment 6M: Waste Heat Recovery Systems. Washington, DC: U.S. Department of Energy, 2015.
2. Firth A., Zhang B., Yang A. Quantification of global waste heat and its environmental effects // Appl. Energy. 2019. Vol. 235. 1 Feb. Pp. 1314–1334.
3. Forman C., Muritala I. K., Pardemann R., Meyer B. Estimating the global waste heat potential // Renew. Sustain. Energy Rev. 2016. Vol. 57. May. Pp. 1568–1579.
4. Hajlasz M., Helmcke S., Liebach F., et al. Waste not: Unlocking the potential of waste heat recovery. Wuzhao, Hebei (China): McKinsey & Company, 2023. Pp. 1–8.
5. Kober M. The high potential for waste heat recovery in hybrid vehicles: A comparison between the potential in conventional and hybrid powertrains // J. Electron. Mater. 2020. Vol. 49. No. 5. Pp. 2928–2936.
6. Oyedepo S. O., Fakeye B. A. Waste heat recovery technologies: Pathway to sustainable energy development // J. Therm. Eng. 2021. Vol. 7. No. 1. Pp. 324–348.

7. **Huang K., Yan Y., Li B., et al.** A novel design of thermoelectric generator for automotive waste heat recovery // *Automot. Innov.* 2018. Vol. 1. No. 1. Pp. 54–61.
8. **Bhakta S., Kundu B.** A review of thermoelectric generators in automobile waste heat recovery systems for improving energy utilization // *Energies.* 2024. Vol. 17. No. 5. P. 1016.
9. **Miao L., Zhu S., Liu C., et al.** Comfortable wearable thermoelectric generator with high output power // *Nat. Commun.* 2024. Vol. 15. Oct. 02. P. 8516.
10. **Olabi A. G.** Potential applications of thermoelectric generators (TEGs) in various waste heat recovery systems // *Int. J. Thermofluids.* 2022. Vol. 16. Nov. P. 100249.
11. **Tang Y., Zhao X., Li Y.** A novel thermoelectric system for enhancing power generation from waste heat // *Energy Convers. Manag.* 2025. Vol. 344. 15 Nov. P. 120262.
12. **Xie H., Zhang Y., Gao P.** Thermoelectric-powered sensors for Internet of things // *Micromachines.* 2023. Vol. 14. No. 1. P. 31.
13. **Xiao D., Sun P., Wu J., et al.** Thermoelectric generator design and characterization for industrial pipe waste heat recovery // *Processes.* 2023. Vol. 11. No. 6. P. 1714.
14. **Li G., Yang Y., Xiao Y., et al.** Flue gas waste heat thermoelectric generator: Laboratory experiment and demonstration application // *Case Stud. Therm. Eng.* 2024. Vol. 61. Sept. P. 104953.
15. **Gu Z., He S., Li X., et al.** Hundred-watt implantable TEG module for large-scale exhaust gas waste heat recovery // *Energies.* 2024. Vol. 17. No. 3. P. 665.
16. **Xie W., Weidenkaff A., Tang X., et al.** Recent advances in nanostructured thermoelectric half-Heusler compounds // *Nanomaterials.* 2012. Vol. 2. No. 4. Pp. 379–412.
17. **Al-Janabi A., Al Salmi O., Alsubhi E., Alhadhrami A.** Thermoelectric generators as a heat recovery system for exhaust gases of vehicles driving at low speeds // *Eng. Technol. J.* 2023. Vol. 41. No. 1. Pp. 185–195.
18. **Hao Z., Hu R., Gao Y., et al.** Design and experimental study of a prefabricated building thermoelectric power generation-wall system for severe cold climates // *Buildings.* 2025. Vol. 15. No. 7. P. 1076.
19. **Lae Yi Win S., Liao C.-T., Chang H.-Y., Lai C.-M.** Experimental observations on electricity generation and thermal characteristics of TEG façades // *Energy Build.* 2023. Vol. 294. 1 Sept. P. 113225.
20. **Álvarez-Carulla A., Saiz-Vela A., Puig-Vidal M., et al.** High-efficient energy harvesting architecture for self-powered thermal-monitoring wireless sensor node based on a single thermoelectric generator // *Sci. Rep.* 2023. Vol. 13. No. 1. P. 1637.
21. **Lee Y., Park N.** Self-powered wireless sensor system utilizing a thermoelectric generator for photovoltaic module monitoring application // *Sol. Energy.* 2024. Vol. 283. 15 Nov. P. 113026.
22. **Yanagisawa R., Koike S., Nawae T., et al.** Planar-type silicon thermoelectric generator with phononic nanostructures for 100 μ W energy harvesting // *arXiv preprint arXiv:2307.11382.* 2023.
23. **Dimaggio E., Masci A., De Seta A., et al.** On-chip thermoelectric devices based on standard silicon processing // *Small.* 2024. Vol. 20. No. 51. P. 2405411.
24. **Dutt A. S., Pulumati N. B., Deng K., et al.** High power density micro thermoelectric generators for powering IoTs // *Adv. Electron. Mater.* 2024. Vol. 11. Nov. P. 2400198.
25. **Zhu S.** Review on wearable thermoelectric generators: From devices to applications // *Energies.* 2022. Vol. 15. No. 9. P. 3375.
26. **Lee B., Cho H., Park K. T., et al.** High-performance compliant thermoelectric generators with magnetically self-assembled soft heat conductors for self-powered wearable electronics // *Nat. Commun.* 2020. Vol. 11. Nov. P. 5948.
27. **Yan J.** Review of micro thermoelectric generator // *J. Microelectromech. Syst.* 2018. Vol. 27. No. 1. Pp. 1–18.
28. **Yang S., Li Y., Deng L., et al.** Flexible thermoelectric generator and energy management electronics powered by body heat // *Microsyst. Nanoeng.* 2023. Vol. 9. 24 Aug. P. 106.
29. **He X., Shi X.-L., Wu X., et al.** Three-dimensional flexible thermoelectric fabrics for smart wearables // *Nat. Commun.* 2025. Vol. 16. 14 Mar. P. 2523.
30. **Yang D., Shi X.-L., Li M., et al.** Flexible power generators by Ag_2Se thin films with record-high thermoelectric performance // *Nat. Commun.* 2024. Vol. 15. 31 Jan. P. 923.
31. **Shwetha M., Lakshmi S.** Design and analysis of batteryless cardiac pacemaker through combining thermoelectric generators along with DC-DC converter // *Int. Trans. Electr. Energy Syst.* 2021. Vol. 31. No. 12. P. e13162.



32. **Choi H., Biswas S., Lang P., et al.** A current development of energy harvesting systems for energy-independent bioimplantable biosensors // *Small*. 2024. Vol. 20. No. 43. P. 2403899.
33. **Rao Y., Voss M., Bechtold T., Hohlfeld D.** Implantable thermoelectric generator with high aspect ratio thermolegs and integrated voltage converter // *Proceedings of 2023 IEEE 22nd International Conference on Micro and Nanotechnology for Power Generation and Energy Conversion Applications (PowerMEMS)*. Dec. 11–14, 2023. New York University Abu Dhabi (United Arab Emirates). Pp. 206–209.
34. **Hinchet R., Yoon H.-J., Ryu H., et al.** Transcutaneous ultrasound energy harvesting using capacitive triboelectric technology // *Science*. 2019. Vol. 365. No. 6452. Pp. 491–494.
35. **Sattar M., Lee Y.-J., Kim H., et al.** Flexible thermoelectric wearable architecture for wireless continuous physiological monitoring // *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 2024. Vol. 16. No. 29. Pp. 37401–37417.
36. **Rao Y., Xu C., Voss M., Ying P., et al.** Fabrication and characterization of a thermoelectric generator with high aspect ratio thermolegs for electrically active implants // *Adv. Mater. Technol.* 2024. Vol. 9. No. 1. P. 2301157.
37. **Zadan M., Wertz A., Shah D., et al.** Stretchable thermoelectric generators for self-powered wearable health monitoring // *Adv. Funct. Mater.* 2024. Vol. 34. No. 39. P. 2404861.
38. **Hu B., Shi X.-L., Zou J., Chen Z.-G.** Thermoelectrics for medical applications: Progress, challenges, and perspectives // *Chem. Eng. J.* 2022. Vol. 437. 1 Jan. P. 135268.
39. **O'Brien R. C., Ambrosi R. M., Bannister N. P., et al.** Safe radioisotope thermoelectric generators and heat sources for space applications // *J. Nucl. Mater.* 2008. Vol. 377. No. 3. Pp. 506–521.
40. **Palaporn D., Tanusilp S.-A., Sun Y., et al.** Thermoelectric materials for space explorations // *Mater. Adv.* 2024. Vol. 5. No. 13. Pp. 5351–5364.
41. **Ai X., Wu Y., Lyu H., et al.** High-performance ZrNiSn-based half-Heusler thermoelectrics with hierarchical architectures enabled by reactive sintering // *Nat. Commun.* 2025. Vol. 16. 15 July. P. 6497.
42. **Aridi R., Faraj J., Ali S., Lemenand T., Khaled M.** Thermoelectric power generators: State-of-the-art, heat recovery method, and challenges // *Electricity*. 2021. Vol. 2. No. 3. Pp. 359–386.
43. **Li W., Ghosh S., Liu N., Poudel B.** Half-Heusler thermoelectrics: Advances from materials fundamental to device engineering // *Joule*. 2024. Vol. 8. No. 5. Pp. 1274–1311.
44. **Young J., Reddy R.** Processing and thermoelectric properties of TiNiSn materials: A review // *J. Mater. Eng. Perform.* 2019. Vol. 28. No. 10. Pp. 5917–5930.
45. **Min R., Gao Y., Jiang X., et al.** Enhancement in the thermoelectric performance of ZrNiSn-based alloys through extra Zr-rich nanoprecipitates with superstructures // *Chem. Eng. J.* 2023. Vol. 464. 15 May. P. 142531.
46. **Wunderlich W., Shinohara Y., Matsumura Y.** Magnetron sputtering of (TiZr)NiSn thin films on different substrates for thermoelectric applications // *J. Phys. Conf. Ser.* 2012. Vol. 379. No. 1. P. 012005.
47. **Douglas J. E., Birkel C. S., Miao M.-S., et al.** Enhanced thermoelectric properties of bulk TiNiSn via formation of a TiNi₂Sn second phase // *Appl. Phys. Lett.* 2012. Vol. 101. No. 18. P. 183902.
48. **Ögüt S., Rabe K. M.** Band gap and stability in the ternary intermetallic compounds NiSnM (M = Ti, Zr, Hf): A first-principles study // *Phys. Rev. B*. 1995. Vol. 51. No. 16. Pp. 10443–10453.
49. **Halpin J. E., Jenkins B., Moody M. P., et al.** A correlative study of interfacial segregation in a Cu-doped TiNiSn thermoelectric half-Heusler alloy // *ACS Appl. Electron. Mater.* 2022. Vol. 4. No. 9. Pp. 4446–4454.
50. **Quinn R. J., Bos J.-W. G.** Advances in half-Heusler alloys for thermoelectric power generation // *Mater. Adv.* 2021. Vol. 2. No. 19. Pp. 6246–6266.
51. **Jain A., Ong S. P., Hautier G., et al.** Commentary: The materials project: A materials genome approach to accelerating materials innovation // *APL Mater.* 2013. Vol. 1. No. 1. P. 011002.
52. **Evers C. B. H., Richter C. G., Hartjes K., Jeitschko W.** Ternary transition metal antimonides and bismuthides with MgAgAs-type and filled NiAs-type structure // *J. Alloys Compd.* 1997. Vol. 252. No. 1–2. Pp. 93–97.
53. **Villars P., Calvert L. D.** Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases. Vols 1–3. Ohio (USA): American Society for Metals. Materials Park, ASM International, 1991. 3258 p.

54. **Jeitschko W.** Transition metal stannides with MgAgAs and MnCu_2Al type structure // *Metall. Trans.* 1970. Vol. 1. No. 11. Pp. 3159–3162.
55. **Gürth M., Rogl G., Romaka V. V., et al.** Thermoelectric high ZT half-Heusler alloys $\text{Ti}_{1-x-y}\text{Zr}_x\text{Hf}_y\text{NiSn}$ ($0 \leq x \leq 1$; $0 \leq y \leq 1$) // *Acta Mater.* 2016. Vol. 104. 1 Feb. Pp. 210–222.
56. **Murray J. L.** The Ti–Zr (titanium–zirconium) system // *Bull. Alloy Phase Diagr.* 1981. Vol. 2. No. 2. Pp. 197–201.
57. **Barczak S. A., Quinn R. J., Halpin J. E., et al.** Suppression of thermal conductivity without impeding electron mobility in n -type XNiSn half-Heusler thermoelectrics // *J. Mater. Chem. A.* 2019. Vol. 7. No. 47. Pp. 27124–27134.
58. **Barczak S. A., Halpin J. E., Buckman J., et al.** Grain-by-grain compositional variations and interstitial metals: A new route toward achieving high performance in half-Heusler thermoelectrics // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2018. Vol. 10. No. 5. Pp. 4786–4793.
59. **Horton M. K., Huck P., Yang R. X., et al.** Accelerated data-driven materials science with the Materials Project // *Nat. Mater.* 2025. Vol. 24. No. 10. Pp. 1522–1532.
60. **Ong S. P., Wang L., Kang B., Ceder G.** Li–Fe–P–O₂ phase diagram from first principles calculations // *Chem. Mater.* 2008. Vol. 20. No. 5. Pp. 1798–1807.
61. **Larson P., Mahanti S. D., Kanatzidis M. G.** Structural stability of Ni-containing half-Heusler compounds // *Phys. Rev. B.* 2000. Vol. 62. No. 19. Pp. 12754–12762.
62. **Jia X., Deng Y., Bao X., et al.** Unsupervised machine learning for discovery of promising half-Heusler thermoelectric materials // *npj Comput. Mater.* 2022. Vol. 8. No. 1. P. 34.
63. **Page A.** Half-Heusler alloys as promising thermoelectric materials (Thesis). Ann Arbor, Michigan (USA): University of Michigan, Ann Arbor, 2017.
64. **Galazka K., Populoh S., Sagarna L., et al.** Phase formation, stability, and oxidation in (Ti, Zr, Hf)NiSn half-Heusler compounds // *Phys. Status Solidi A.* 2014. Vol. 211. No. 6. Pp. 1259–1266.
65. **Gandi A. N., Schwingenschlögl U.** Electron-dominated thermoelectric response in MNiSn ($\text{M} = \text{Ti, Zr, Hf}$) half-Heusler alloys // *Phys. Chem. Chem. Phys.* 2016. Vol. 18. No. 20. Pp. 14017–14022.
66. **Dresselhaus M. S.** Solid state physics. Part II: Optical properties of solids // *Lecture Notes* (Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA). 2001. Vol. 17. Pp. 15–16.
67. **Zhang X., Zhang P., Xiao C., et al.** Physical basis of thermal conduction // X. Tian (Ed.). *Thermal management materials for electronic packaging: Preparation, characterization, and devices.* Weinheim (Germany): Wiley-VCH GmbH, 2024. Pp. 1–17.
68. **Ptak A. J.** Principles of molecular beam epitaxy (Chapter 4) // Kuech T. F. (Ed.). *Handbook of crystal growth: Thin films and epitaxy.* Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2015. Pp. 161–192.
69. **Eason R.** (Editor). *Pulsed laser deposition of thin films: Applications-led growth of functional materials.* London: John Wiley & Sons, Inc., 2007. 485 p.
70. **Cherief N., Givord D., Liénard A., et al.** Laser ablation deposition and magnetic characterization of metallic thin films based on rare earth and transition metals // *J. Magn. Magn. Mater.* 1993. Vol. 121. No. 1–3. Pp. 94–101.
71. **Ohtomo A., Kawasaki M., Sakurai Y., et al.** Room temperature ultraviolet laser emission from ZnO nanocrystal thin films grown by laser MBE // *Mater. Sci. Eng. B.* 1998. Vol. 54. No. 1–2. Pp. 24–28.
72. **Dijkkamp D., Venkatesan T., Wu X. D., et al.** Preparation of Y–Ba–Cu oxide superconductor thin films using pulsed laser evaporation from high T_c bulk material // *Appl. Phys. Lett.* 1987. Vol. 51. No. 8. Pp. 619–621.
73. **Willmott P. R.** Deposition of complex multielemental thin films // *Prog. Surf. Sci.* 2004. Vol. 76. No. 6. Pp. 163–217.
74. **Eason R. W., May-Smith T. C., Grivas C., et al.** Current state-of-the-art of pulsed laser deposition of optical waveguide structures: Existing capabilities and future trends // *Appl. Surf. Sci.* 2009. Vol. 255. No. 10. Pp. 5199–5205.
75. **Cheung J. T., Sankur H.** Growth of thin films by laser-induced evaporation // *Crit. Rev. Solid State Mater. Sci.* 1988. Vol. 15. No. 1. Pp. 63–109.
76. **Willmott P. R., Huber J. R.** Pulsed laser vaporization and deposition // *Rev. Mod. Phys.* 2000. Vol. 72. No. 1. Pp. 315–328.



77. **Jagannadham K., Sharma A. K., Wei Q., et al.** Structural characteristics of AlN films deposited by pulsed laser deposition and reactive magnetron sputtering: A comparative study // *J. Vac. Sci. Technol. A*. 1998. Vol. 16. No. 5. Pp. 2804–2815.
78. **Rengan A., Biunno N., Narayan J., Moyer P.** Laser assisted techniques for diamond and diamondlike thin films // *MRS Proc.* 1989. Vol. 162. No. 185. P. 185.
79. **Doll G. L., Sell J. A., Taylor C. A. II, Clarke R.** Growth and characterization of epitaxial cubic boron nitride films on silicon // *Phys. Rev. B*. 1991. Vol. 43. No. 8. Pp. 6816–6819.
80. **Kools J. C. S.** Pulsed laser deposition of metals (Chapter) // D. B. Chrisey, G. K. Hubler (Eds). *Pulsed laser deposition of thin films*. New York: John Wiley & Sons, 1994. 648 p.
81. **Kelly R., Miotello A.** Mechanisms of pulsed laser sputtering (Chapter) // D. B. Chrisey, G. K. Hubler (Eds). *Pulsed laser deposition of thin films*. New York: John Wiley & Sons, 1994. 648 p.
82. **Webster R. W. H.** Precise nanoscale characterization of novel Heusler thermoelectrics via analytical electron microscopy (Thesis). Glasgow, UK: University of Glasgow, 2020.
83. **Hopwood J.** Ionized physical vapor deposition of integrated circuit interconnects // *Phys. Plasmas*. 1998. Vol. 5. No. 5. Pp. 1624–1631.
84. **Rossmagel S. M.** Sputter deposition for semiconductor manufacturing // *IBM J. Res. Dev.* 1999. Vol. 43. No. 1/2. Pp. 163–179.
85. **Helmersson U., Lattemann M., Bohlmark J., et al.** Ionized physical vapor deposition (IPVD): A review of technology and applications // *Thin Solid Films*. 2006. Vol. 513. No. 1. Pp. 1–24.
86. **Wang S.-H., Cheng H.-M., Wu R.-J., Chao W.-H.** Structural and thermoelectric properties of HfNiSn half-Heusler thin films // *Thin Solid Films*. 2010. Vol. 518. No. 21. Pp. 5901–5904.
87. **Heinz S., Angel E. C., Trapp M., et al.** Phonon bridge effect in superlattices of thermoelectric TiNiSn/HfNiSn with controlled interface intermixing // *Nanomaterials*. 2020. Vol. 10. No. 6. P. 1239.
88. **Khayyamifar S., Sadowski G., Hektor J., Music D.** Amorphous TiNiSn thin films for mechanical flexibility in thermoelectric applications // *Thin Solid Films*. 2024. Vol. 807. 30 Oct. P. 140534.
89. **Wambach M., Stern R., Bhattacharya S., et al.** Unraveling self-doping effects in thermoelectric TiNiSn half-Heusler compounds by combined theory and high-throughput experiments // *Adv. Electron. Mater.* 2016. Vol. 2. No. 1. P. 1500208.
90. **Jaeger T., Mix C., Schwall M., et al.** Epitaxial growth and thermoelectric properties of TiNiSn and $\text{Zr}_{0.5}\text{Hf}_{0.5}\text{NiSn}$ thin films // *Thin Solid Films*. 2011. Vol. 520. No. 3. Pp. 1010–1014.
91. **Shu R.** Nonstoichiometric multicomponent nitride thin films (Thesis, Linköping Studies in Science and Technology. Licentiate Thesis Series). Linköping (Sweden): Linköping University, 2020.
92. **Golosov D. A., Melnikov S. N., Dostanko A. P.** Calculation of the elemental composition of thin films deposited by magnetron sputtering of mosaic targets // *Surf. Eng. Appl. Electrochem.* 2012. Vol. 48. No. 1. Pp. 52–59.
93. **Sieradzka K., Kaczmarek D., Morgiel J., et al.** Structural properties of transparent Ti-V oxide semiconductor thin films // *Open Phys.* 2013. Vol. 11. No. 2. Pp. 251–257.
94. **Nguyen V. T. A., Smirnova S. P., Savin D. A., et al.** Magnetron-sputtered Ni and ZrTiNiSn thin films on Si-substrate: Thickness influence on structural property and electrical conductivity // 2025 International Conference on Electrical Engineering and Photonics (EExPolytech). 16–17 Oct. 2025. St. Petersburg. Pp. 303–306.
95. **Sen S., Lake M., Schaaf P.** Al-based binary reactive multilayer films: Large area freestanding film synthesis and self-propagating reaction analysis // *Appl. Surf. Sci.* 2019. Vol. 474. 30 Apr. Pp. 243–249.
96. **Kvashenkina O. E., Gabdullin P. G., Osipov V. S.** Using the novel capable of SHS-reaction multilayer nanostructured material for soldering of lead-zirconate-titanate piezoceramic elements // *J. Phys. Conf. Ser.* 2019. Vol. 1236. No. 1. P. 012023.
97. **Adams D. P., Reeves R. V., Abere M. J., et al.** Ignition and self-propagating reactions in Al/Pt multilayers of varied design // *J. Appl. Phys.* 2018. Vol. 124. No. 9. P. 095105.
98. **Kvashenkina O. E., Udovenko S. A., Osipov V. S., et al.** Study of long-term post-SHS phase kinetics in Ni/Al reactive multilayer nanofoils // *J. Phys. Conf. Ser.* 2020. Vol. 1695. No. 1. P. 012181.
99. **Hu L., Han S., Zhu T., et al.** P-type dopability in half-Heusler thermoelectric semiconductors // *npj Comput. Mater.* 2025. Vol. 11. No. 1. P. 104.
100. **Rogl G., Rogl P. F.** Development of thermoelectric half-Heusler alloys over the past 25 years // *Crystals*. 2023. Vol. 13. No. 7. P. 1152.

101. Mikami M., Miyazaki H., Nishino Y. Enhanced thermoelectric performance by Hf substitution in *p*-type half-Heusler $\text{TiNi}_{0.8}\text{Co}_{0.2}\text{Sn}$ // Appl. Phys. Lett. 2025. Vol. 126. No. 13. P. 133903.
102. Yang X., Jiang Z., Kang H. J., et al. Enhanced thermoelectric performance of $\text{Zr}_{1-x}\text{Ta}_x\text{NiSn}$ half-Heusler alloys by diagonal-rule doping // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2020. Vol. 12. No. 3. Pp. 3773–3783.
103. Holuj P., Euler C., Balke B., et al. Reduced thermal conductivity of $\text{TiNiSn}/\text{HfNiSn}$ superlattices // Phys. Rev. B. 2015. Vol. 92. No. 12. P. 125436.
104. Ai X., Lei B., Cichocka M. O., et al. Enhancing the thermoelectric properties via modulation of defects in *P*-type MNiSn -based ($\text{M} = \text{Hf}, \text{Zr}, \text{Ti}$) half-Heusler materials // Adv. Funct. Mater. 2023. Vol. 33. No. 48. P. 2305582.
105. Rabin D., Fuks D., Gelbstein Y. Al solubility in $(\text{Ti}_{1-c}\text{Al}_c)\text{NiSn}$ half-Heusler alloy // Phys. Chem. Chem. Phys. 2019. Vol. 21. No. 14. Pp. 7524–7533.
106. Wei J., Yang L., Ma Z., et al. Review of current high-ZT thermoelectric materials // J. Mater. Sci. 2020. Vol. 55. No. 27. Pp. 12642–12704.
107. Manzoor M., Saxena A., Singh P. K., et al. Optoelectronic and thermoelectric properties of zirconium half-Heusler alloys RhZrX ($\text{X} = \text{P}, \text{As}, \text{Sb}, \text{Bi}$): An *ab-initio* investigation // J. Inorg. Organomet. Polym. Mater. 2025. Vol. 35. No. 3. Pp. 1845–1864.
108. Quinn R. J., Stenning G. B., Bos J.-W. G. Electronic scattering in half-Heusler thermoelectrics from resistivity data // J. Phys. Energy. 2022. Vol. 4. No. 2. P. 024005.
109. Allan L., Mulwa W. M., Mwabora J. M., et al. An *ab-initio* study of *p*-type ZrCoY ($\text{Y} = \text{Sb}$ and Bi) half-Heusler semiconductors // Heliyon. 2023. Vol. 9. No. 8. P. e18531.
110. Ma H., Yang C.-L., Wang M.-S., et al. Effect of *M* elements ($\text{M} = \text{Ti}, \text{Zr},$ and Hf) on thermoelectric performance of the half-Heusler compounds MCoBi // J. Phys. D: Appl. Phys. 2019. Vol. 52. No. 25. P. 255501.
111. Zhou J. W., Zhu H., Liu T.-H., et al. Large thermoelectric power factor from crystal symmetry-protected non-bonding orbital in half-Heuslers // Nat. Commun. 2018. Vol. 9. 30 Apr. P. 1721.
112. Kang H. B., Saparamadu U., Nozariasbmarz A., et al. Understanding oxidation resistance of half-Heusler alloys for in-air high temperature sustainable thermoelectric generators // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2020. Vol. 12. No. 32. Pp. 36706–36714.
113. Yu J. J., Fu C. G., Liu Y. T., et al. Unique role of refractory Ta alloying in enhancing the figure of merit of NbFeSb thermoelectric materials // Adv. Energy Mater. 2018. Vol. 8. No. 1. P. 1701313.
114. Simonson J. W., Wu D., Xie W. J., et al. Introduction of resonant states and enhancement of thermoelectric properties in half-Heusler alloys // Phys. Rev. B. 2011. Vol. 83. No. 23. P. 235211.
115. Chauhan N. S., Bathula S., Vishwakarma A., et al. Vanadium-doping-induced resonant energy levels for the enhancement of thermoelectric performance in Hf-free ZrNiSn half-Heusler alloys // ACS Appl. Energy Mater. 2018. Vol. 1. No. 2. Pp. 757–764.
116. Joshi G., He R., Engber M., et al. NbFeSb -based *p*-type half-Heuslers for power generation applications // Energy Environ. Sci. 2014. Vol. 7. 13 Oct. Pp. 4070–4076.
117. Fu C., Bai S., Liu Y., et al. Realizing high figure of merit in heavy-band *p*-type half-Heusler thermoelectric materials // Nat. Commun. 2015. Vol. 6. 02 Sept. P. 8144.
118. Zhu H. T., Mao J., Li Y., et al. Discovery of TaFeSb -based half-Heuslers with high thermoelectric performance // Nat. Commun. 2019. Vol. 10. 17 Jan. P. 270.
119. Jäger T. Thermoelectric properties of TiNiSn and $\text{Zr}_{0.5}\text{Hf}_{0.5}\text{NiSn}$ thin films and superlattices with reduced thermal conductivities (Thesis). Mainz (Germany): Johannes Gutenberg University Mainz, 2013.
120. Komar P., Jaeger T., Euler C., et al. Half-Heusler superlattices as model systems for nanostructured thermoelectrics // Phys. Status Solidi A. 2016. Vol. 213. No. 3. Pp. 732–738.
121. Zhou Y., Tan Q., Zhu J., et al. Thermoelectric properties of amorphous Zr-Ni-Sn thin films deposited by magnetron sputtering // J. Electron. Mater. 2015. Vol. 44. No. 6. Pp. 1957–1962.
122. Kim S.-W., Kimura Y., Mishima Y. High temperature thermoelectric properties of TiNiSn -based half-Heusler compounds // Intermetallics. 2007. Vol. 15. No. 3. Pp. 349–356.
123. Van Du N., Tu N., Trung D. Q., et al. Effects of the wheel rotation speed during the melt-spinning process on the structural morphology and the thermoelectric properties of $\text{Ti}_{0.5}\text{Zr}_{0.5}\text{NiSn}$ alloy // Vietnam J. Sci. Technol. Eng. 2023. Vol. 65. No. 4. Pp. 42–47.



124. **Mesaritis G., Ioannou I., Delimitis A., et al.** *n*-type (Zr, Ti)NiSn half Heusler materials via mechanical alloying: Structure, Sb-doping and thermoelectric properties // *J. Phys. Chem. Solids*. 2022. Vol. 167. Aug. P. 110735.
125. **Mesaritis G., Kyratsi T.** Hf incorporation in (Ti, Zr)NiSn half-Heusler solid solutions via mechanical alloying // *Energies*. 2022. Vol. 15. No. 21. P. 7885.
126. **Culp S. R., Poon S. J., Hickman N., et al.** Effect of substitutions on the thermoelectric figure of merit of half-Heusler phases at 800 °C // *Appl. Phys. Lett.* 2006. Vol. 88. No. 4. P. 042106.
127. **Park G., Lee H. S., Yi S.** Effects of annealing on the microstructure and thermoelectric properties of half-Heusler MNiSn (M = Ti, Zr, Hf) // *J. Electron. Mater.* 2022. Vol. 51. No. 7. Pp. 3485–3494.
128. **Culebras M., Gyme C. M., Cantarero A.** Review on polymers for thermoelectric applications // *Materials*. 2014. Vol. 7. No. 9. Pp. 6701–6732.
129. **Kroon R., Mengistie D. A., Kiefer D., et al.** Thermoelectric plastics: from design to synthesis, processing and structure–property relationships // *Chem. Soc. Rev.* 2016. Vol. 45. No. 22. Pp. 6147–6164.
130. **Chen Y., Zhao Y., Liang Z.** Solution processed organic thermoelectrics: Towards flexible thermoelectric modules // *Energy Environ. Sci.* 2015. Vol. 8. No. 2. Pp. 401–422.
131. **Gayner C., Kar K. K.** Recent advances in thermoelectric materials // *Prog. Mater. Sci.* 2016. Vol. 83. Oct. Pp. 330–382.
132. **Elghool A., Basrawi F., Ibrahim T. K., et al.** A review on heat sink for thermoelectric power generation: Classifications and parameters affecting performance // *Energy Convers. Manag.* 2017. Vol. 134. 01 Febr. Pp. 260–277.
133. **Montgomery D. S.** Coupled thermoelectric and piezoelectric meta structures for renewable energy generation (Ph. D Thesis). Winston-Salem, USA: Wake Forest University, 2016.
134. **Hewitt C. A., Kaiser A. B., Roth S., et al.** Multilayered carbon nanotube/polymer composite based thermoelectric fabrics // *Nano Lett.* 2012. Vol. 12. No. 3. Pp. 1307–1310.
135. **Kim S. L., Choi K., Tazebay A., Yu C.** Flexible power fabrics made of carbon nanotubes for harvesting thermoelectricity // *ACS Nano*. 2014. Vol. 8. No. 3. Pp. 2377–2386.
136. **Piao M., Joo M.-K., Choi J. H., et al.** Evaluation of power generated by thermoelectric modules comprising a *p*-type and *n*-type single walled carbon nanotube composite paper // *RSC Adv.* 2015. Vol. 5. No. 95. Pp. 78099–78103.
137. **Bark H., Lee W., Lee H.** Enhanced thermoelectric performance of CNT thin film *p/n* junctions doped with N-containing organic molecules // *Macromol. Res.* 2015. Vol. 23. No. 9. Pp. 795–801.
138. **Fan P., Zheng Z.-H., Li Y.-Z., et al.** Low-cost flexible thin film thermoelectric generator on zinc based thermoelectric materials // *Appl. Phys. Lett.* 2015. Vol. 106. No. 7. P. 073901.
139. **Hewitt C. A., Montgomery D. S., Barbalace R. L., et al.** Improved thermoelectric power output from multilayered polyethylenimine doped carbon nanotube based organic composites // *J. Appl. Phys.* 2014. Vol. 115. No. 18. P. 184502.
140. **We J. H., Kim S. J., Cho B. J.** Hybrid composite of screen-printed inorganic thermoelectric film and organic conducting polymer for flexible thermoelectric power generator // *Energy*. 2014. Vol. 73. 14 Aug. Pp. 506–512.
141. **Jiao F., Di C.-A., Sun Y., et al.** Inkjet-printed flexible organic thin-film thermoelectric devices based on *p*- and *n*-type poly(metal 1,1,2,2-ethenetetrathiolate)s/polymer composites through ball-milling // *Philos. Trans. R. Soc. A*. 2014. Vol. 372. No. 2013. P. 20130008.
142. **Lu Z., Layani M., Zhao X., et al.** Fabrication of flexible thermoelectric thin film devices by inkjet printing // *Small*. 2014. Vol. 10. No. 17. Pp. 3551–3554.
143. **Francioso L., De Pascali C., Farella I., et al.** Flexible thermoelectric generator for ambient assisted living wearable biometric sensors // *J. Power Sources*. 2011. Vol. 196. No. 6. Pp. 3239–3243.
144. **Bae E. J., Kang Y. H., Jang K.-S., et al.** Solution synthesis of telluride-based nano-barbell structures coated with PEDOT: PSS for spray-printed thermoelectric generators // *Nanoscale*. 2016. Vol. 8. No. 21. Pp. 10885–10890.
145. **Kirihara K., Wei Q., Mukaida M., Ishida T.** Thermoelectric power generation using nonwoven fabric module impregnated with conducting polymer PEDOT:PSS // *Synth. Met.* 2017. Vol. 225. Mar. Pp. 41–48.

146. **Varghese T., Hollar C., Richardson J., et al.** High-performance and flexible thermoelectric films by screen printing solution-processed nanoplate crystals // *Sci. Rep.* 2016. Vol. 6. No. 1. P. 33135.
147. **Du Y., Cai K., Chen S., et al.** Thermoelectric fabrics: Toward power generating clothing // *Sci. Rep.* 2015. Vol. 5. No. 1. P. 6411.
148. **Ito M., Koizumi T., Kojima H., et al.** From materials to device design of a thermoelectric fabric for wearable energy harvesters // *J. Mater. Chem. A.* 2017. Vol. 5. No. 24. Pp. 12068–12072.
149. **Weber J., Potje-Kamloth K., Haase F., et al.** Coin-size coiled-up polymer foil thermoelectric power generator for wearable electronics // *Sens. Actuators A: Phys.* 2006. Vol. 132. No. 1. Pp. 325–330.
150. **Wu Q., Hu J.** A novel design for a wearable thermoelectric generator based on 3D fabric structure // *Smart Mater. Struct.* 2017. Vol. 26. No. 4. P. 045037.
151. **Owoyele O., Ferguson S., O'Connor B. T.** Performance analysis of a thermoelectric cooler with a corrugated architecture // *Appl. Energy.* 2015. Vol. 147. 1 Jun. Pp. 184–191.
152. **Fan P., Zheng Z.-H., Cai Z.-K., et al.** The high performance of a thin film thermoelectric generator with heat flow running parallel to film surface // *Appl. Phys. Lett.* 2013. Vol. 102. No. 3. P. 033904.
153. **Park T., Lim H., Hwang J. U., et al.** Roll type conducting polymer legs for rigid-flexible thermoelectric generator // *APL Mater.* 2017. Vol. 5. No. 7. P. 074106.
154. **Francioso L., De Pascali C., Bartali R., et al.** PDMS/Kapton interface plasma treatment effects on the polymeric package for a wearable thermoelectric generator // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2013. Vol. 5. No. 14. Pp. 6586–6590.
155. **Zhou W., Fan Q., Zhang Q., et al.** High-performance and compact-designed flexible thermoelectric modules enabled by a reticulate carbon nanotube architecture // *Nat. Commun.* 2017. Vol. 8. Mar. 24. P. 14886.
156. **Freunek M., Müller M., Ungan T., et al.** New physical model for thermoelectric generators // *J. Electron. Mater.* 2009. Vol. 38. No. 7. Pp. 1214–1220.
157. **Dames C.** Cost optimization of thermoelectric materials for power generation: The case for ZT at (almost) any cost // *Scr. Mater.* 2016. Vol. 111. 15 Jan. Pp. 16–22.
158. **Holman J. P.** Heat transfer. 9th ed. New York: McGraw-Hill, 2002. 665 p.
159. **Marconnet A. M., Yamamoto N., Panzer M. A., et al.** Thermal conduction in aligned carbon nanotube–polymer nanocomposites with high packing density // *ACS Nano.* 2011. Vol. 5. No. 6. Pp. 4818–4825.
160. **Lee J. A., Aliev A. E., Bykova J. S., et al.** Woven-yarn thermoelectric textiles // *Adv. Mater.* 2016. Vol. 28. No. 25. Pp. 5038–5044.

REFERENCES

1. U.S. Department of Energy., Quadrennial technology review 2015, Technology Assessment 6M: Waste Heat Recovery Systems, DOE Rep. (2015).
2. **Firth A., Zhang B., Yang A.** Quantification of global waste heat and its environmental effects, *Appl. Energy.* 235 (1 Feb) (2019) 1314–1334.
3. **Forman C., Muritala I. K., Pardemann R., Meyer B.** Estimating the global waste heat potential, *Renew. Sustain. Energy Rev.* 57 (May) (2016) 1568–1579.
4. **Hajlasz M., Helmcke S., Liebich F., et al.** Waste not: Unlocking the potential of waste heat recovery, McKinsey & Company, Wuzhao, Hebei, China (2023) 1–8.
5. **Kober M.** The high potential for waste heat recovery in hybrid vehicles: A comparison between the potential in conventional and hybrid powertrains, *J. Electron. Mater.* 49 (5) (2020) 2928–2936.
6. **Oyedepo S. O., Fakeye B. A.** Waste heat recovery technologies: Pathway to sustainable energy development, *J. Therm. Eng.* 7 (1) (2021) 324–348.
7. **Huang K., Yan Y., Li B., et al.** A novel design of thermoelectric generator for automotive waste heat recovery, *Automot. Innov.* 1 (1) (2018) 54–61.
8. **Bhakta S., Kundu B.** A review of thermoelectric generators in automobile waste heat recovery systems for improving energy utilization, *Energies.* 17 (5) (2024) 1016.
9. **Miao L., Zhu S., Liu C., et al.** Comfortable wearable thermoelectric generator with high output power, *Nat. Commun.* 15 (Oct. 02) (2024) 8516.



10. **Olabi A. G.**, Potential applications of thermoelectric generators (TEGs) in various waste heat recovery systems, *Int. J. Thermofluids*. 16 (Nov) (2022) 100249.
11. **Tang Y., Zhao X., Li Y.**, A novel thermoelectric system for enhancing power generation from waste heat, *Energy Convers. Manag.* 344 (15 Nov) (2025) 120262.
12. **Xie H., Zhang Y., Gao P.**, Thermoelectric-powered sensors for Internet of things, *Micromachines*. 14 (1) (2023) 31.
13. **Xiao D., Sun P., Wu J., et al.**, Thermoelectric generator design and characterization for industrial pipe waste heat recovery, *Processes*. 11 (6) (2023) 1714.
14. **Li G., Yang Y., Xiao Y., et al.**, Flue gas waste heat thermoelectric generator: Laboratory experiment and demonstration application, *Case Stud. Therm. Eng.* 61 (Sept) (2024) 104953.
15. **Gu Z., He S., Li X., et al.**, Hundred-watt implantable TEG module for large-scale exhaust gas waste heat recovery, *Energies*. 17 (3) (2024) 665.
16. **Xie W., Weidenkaff A., Tang X., et al.**, Recent advances in nanostructured thermoelectric half-Heusler compounds, *Nanomaterials*. 2 (4) (2012) 379–412.
17. **Al-Janabi A., Al Salmi O., Alsubhi E., Alhadhrami A.**, Thermoelectric generators as a heat recovery system for exhaust gases of vehicles driving at low speeds, *Eng. Technol. J.* 41 (1) (2023) 185–195.
18. **Hao Z., Hu R., Gao Y., et al.**, Design and experimental study of a prefabricated building thermoelectric power generation-wall system for severe cold climates, *Buildings*. 15 (7) (2025) 1076.
19. **Lae Yi Win S., Liao C.-T., Chang H.-Y., Lai C.-M.**, Experimental observations on electricity generation and thermal characteristics of TEG fazades, *Energy Build.* 294 (1 Sept) (2023) 113225.
20. **Álvarez-Carulla A., Saiz-Vela A., Puig-Vidal M., et al.**, High-efficient energy harvesting architecture for self-powered thermal-monitoring wireless sensor node based on a single thermoelectric generator, *Sci. Rep.* 13 (1) (2023) 1637.
21. **Lee Y., Park N.**, Self-powered wireless sensor system utilizing a thermoelectric generator for photovoltaic module monitoring application, *Sol. Energy*. 283 (15 Nov) (2024) 113026.
22. **Yanagisawa R., Koike S., Nawae T., et al.**, Planar-type silicon thermoelectric generator with phononic nanostructures for 100 μ W energy harvesting, *arXiv preprint arXiv:2307.11382* (2023).
23. **Dimaggio E., Masci A., De Seta A., et al.**, On-chip thermoelectric devices based on standard silicon processing, *Small*. 20 (51) (2024) 2405411.
24. **Dutt A. S., Pulumati N. B., Deng K., et al.**, High power density micro thermoelectric generators for powering IoTs, *Adv. Electron. Mater.* 11 (2) (2025) 2400198.
25. **Zhu S.**, Review on wearable thermoelectric generators: From devices to applications, *Energies*. 15 (9) (2022) 3375.
26. **Lee B., Cho H., Park K. T., et al.**, High-performance compliant thermoelectric generators with magnetically self-assembled soft heat conductors for self-powered wearable electronics, *Nat. Commun.* 11 (Nov) (2020) 5948.
27. **Yan J.**, Review of micro thermoelectric generator, *J. Microelectromech. Syst.* 27 (1) (2018) 1–18.
28. **Yang S., Li Y., Deng L., et al.**, Flexible thermoelectric generator and energy management electronics powered by body heat, *Microsyst. Nanoeng.* 9 (24 Aug) (2023) 106.
29. **He X., Shi X.-L., Wu X., et al.**, Three-dimensional flexible thermoelectric fabrics for smart wearables, *Nat. Commun.* 16 (14 Mar) (2025) 2523.
30. **Yang D., Shi X.-L., Li M., et al.**, Flexible power generators by Ag_2Se thin films with record-high thermoelectric performance, *Nat. Commun.* 15 (31 Jan) (2024) 923.
31. **Shwetha M., Lakshmi S.**, Design and analysis of batteryless cardiac pacemaker through combining thermoelectric generators along with DC-DC converter, *Int. Trans. Electr. Energy Syst.* 31 (12) (2021) e13162.
32. **Choi H., Biswas S., Lang P., et al.**, A current development of energy harvesting systems for energy-independent bioimplantable biosensors, *Small*. 20 (43) (2024) 2403899.
33. **Rao Y., Voss M., Bechtold T., Hohlfeld D.**, Implantable thermoelectric generator with high aspect ratio thermolegs and integrated voltage converter, *Proc. of 2023 IEEE 22nd Int. Conf. on Micro and Nanotechnology for Power Generation and Energy Conversion Applications (PowerMEMS)*, Dec. 11–14, 2023; N.Y. Univ. Abu Dhabi (United Arab Emirates), (2023) 206–209.
34. **Hinchet R., Yoon H.-J., Ryu H., et al.**, Transcutaneous ultrasound energy harvesting using capacitive triboelectric technology, *Science*. 365 (6452) (2019) 491–494.

35. Sattar M., Lee Y.-J., Kim H., et al., Flexible thermoelectric wearable architecture for wireless continuous physiological monitoring, *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 16 (29) (2024) 37401–37417.
36. Rao Y., Xu C., Voss M., et al., Fabrication and characterization of a thermoelectric generator with high aspect ratio thermolegs for electrically active implants, *Adv. Mater. Technol.* 9 (1) (2024) 2301157.
37. Zadan M., Wertz A., Shah D., et al., Stretchable thermoelectric generators for self-powered wearable health monitoring, *Adv. Funct. Mater.* 34 (39) (2024) 2404861.
38. Hu B., Shi X.-L., Zou J., Chen Z.-G., Thermoelectrics for medical applications: Progress, challenges, and perspectives, *Chem. Eng. J.* 437 (1 Jan) (2022) 135268.
39. O'Brien R. C., Ambrosi R. M., Bannister N. P., et al., Safe radioisotope thermoelectric generators and heat sources for space applications, *J. Nucl. Mater.* 377 (3) (2008) 506–521.
40. Palaporn D., Tanusilp S.-A., Sun Y., et al., Thermoelectric materials for space explorations, *Mater. Adv.* 5 (13) (2024) 5351–5364.
41. Ai X., Wu Y., Lyu H., et al., High-performance ZrNiSn-based half-Heusler thermoelectrics with hierarchical architectures enabled by reactive sintering, *Nat. Commun.* 16 (15 Jul) (2025) 6497.
42. Aridi R., Faraj J., Ali S., et al., Thermoelectric power generators: State-of-the-art, heat recovery method, and challenges, *Electricity*. 2 (3) (2021) 359–386.
43. Li W., Ghosh S., Liu N., Poudel B., Half-Heusler thermoelectrics: Advances from materials fundamental to device engineering, *Joule*. 8 (5) (2024) 1274–1311.
44. Young J., Reddy R., Processing and thermoelectric properties of TiNiSn materials: A review, *J. Mater. Eng. Perform.* 28 (10) (2019) 5917–5930.
45. Min R., Gao Y., Jiang X., et al., Enhancement in the thermoelectric performance of ZrNiSn-based alloys through extra Zr-rich nanoprecipitates with superstructures, *Chem. Eng. J.* 464 (15 May) (2023) 142531.
46. Wunderlich W., Shinohara Y., Matsumura Y., Magnetron sputtering of (TiZr)NiSn thin films on different substrates for thermoelectric applications, *J. Phys. Conf. Ser.* 379 (1) (2012) 012005.
47. Douglas J. E., Birkel C. S., Miao M.-S., et al., Enhanced thermoelectric properties of bulk TiNiSn via formation of a TiNi₂Sn second phase, *Appl. Phys. Lett.* 101 (18) (2012) 183902.
48. Ögüt S., Rabe K. M., Band gap and stability in the ternary intermetallic compounds NiSnM (M = Ti, Zr, Hf): A first-principles study, *Phys. Rev. B*. 51 (16) (1995) 10443–10453.
49. Halpin J. E., Jenkins B., Moody M. P., et al., A correlative study of interfacial segregation in a Cu-doped TiNiSn thermoelectric half-Heusler alloy, *ACS Appl. Electron. Mater.* 4 (9) (2022) 4446–4454.
50. Quinn R. J., Bos J.-W. G., Advances in half-Heusler alloys for thermoelectric power generation, *Mater. Adv.* 2 (19) (2021) 6246–6266.
51. Jain A., Ong S. P., Hautier G., et al., Commentary: The materials project: A materials genome approach to accelerating materials innovation, *APL Mater.* 1 (1) (2013) 011002.
52. Evers C. B. H., Richter C. G., Hartjes K., Jeitschko W., Ternary transition metal antimonides and bismuthides with MgAgAs-type and filled NiAs-type structure, *J. Alloys Compd.* 252 (1–2) (1997) 93–97.
53. Villars P., Calvert L. D., Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases, Vols 1–3; Ohio (USA): Amer. Soc. for Metals. Materials Park, ASM International, 1991.
54. Jeitschko W., Transition metal stannides with MgAgAs and MnCu₂Al type structure, *Metall. Trans.* 1 (11) (1970) 3159–3162.
55. Gürth M., Rogl G., Romaka V. V., et al., Thermoelectric high ZT half-Heusler alloys Ti_{1-x-y}Zr_xHf_yNiSn (0 ≤ x ≤ 1; 0 ≤ y ≤ 1), *Acta Mater.* 104 (1 Feb) (2016) 210–222.
56. Murray J. L., The Ti–Zr (titanium–zirconium) system, *Bull. Alloy Phase Diagr.* 2 (2) (1981) 197–201.
57. Barczak S. A., Quinn R. J., Halpin J. E., et al., Suppression of thermal conductivity without impeding electron mobility in *n*-type XNiSn half-Heusler thermoelectrics, *J. Mater. Chem. A*. 7 (47) (2019) 27124–27134.
58. Barczak S. A., Halpin J. E., Buckman J., et al., Grain-by-grain compositional variations and interstitial metals: A new route toward achieving high performance in half-Heusler thermoelectrics, *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 10 (5) (2018) 4786–4793.
59. Horton M. K., Huck P., Yang R. X., et al., Accelerated data-driven materials science with the materials project, *Nat. Mater.* 24 (10) (2025) 1522–1532.



60. **Ong S. P., Wang L., Kang B., Ceder G.**, Li-Fe-P-O₂ phase diagram from first principles calculations, *Chem. Mater.* 20 (5) (2008) 1798–1807.
61. **Larson P., Mahanti S. D., Kanatzidis M. G.**, Structural stability of Ni-containing half-Heusler compounds, *Phys. Rev. B.* 62 (19) (2000) 12754–12762.
62. **Jia X., Deng Y., Bao X., et al.**, Unsupervised machine learning for discovery of promising half-Heusler thermoelectric materials, *npj Comput. Mater.* 8 (1) (2022) 34.
63. **Page A.**, Half-Heusler alloys as promising thermoelectric materials (Thesis). University of Michigan, Ann Arbor, Ann Arbor, Michigan (USA), 2017.
64. **Galazka K., Populoh S., Sagarna L., et al.**, Phase formation, stability, and oxidation in (Ti, Zr, Hf)NiSn half-Heusler compounds, *Phys. Status Solidi A.* 211 (6) (2014) 1259–1266.
65. **Gandi A. N., Schwingenschlugl U.**, Electron-dominated thermoelectric response in MNiSn (M = Ti, Zr, Hf) half-Heusler alloys, *Phys. Chem. Chem. Phys.* 18 (20) (2016) 14017–14022.
66. **Dresselhaus M. S.**, Solid state physics. Part II: Optical properties of solids, *Lecture Notes* (Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA). 17 (2001) 15–16.
67. **Zhang X., Zhang P., Xiao C., et al.**, Physical basis of thermal conduction, In book: X. Tian (Ed.). *Thermal management materials for electronic packaging: Preparation, characterization, and devices*. Wiley-VCH GmbH, Weinheim, Germany (2024) 1–17.
68. **Ptak A. J.**, Principles of molecular beam epitaxy, In book: T. F. Kuech (Ed.), *Handbook of crystal growth: Thin films and epitaxy*, Elsevier, Amsterdam (2015) 161–192.
69. **Eason R.**, Pulsed laser deposition of thin films: Applications-led growth of functional materials, John Wiley & Sons, London, 2007.
70. **Cherief N., Givord D., Liénard A., et al.**, Laser ablation deposition and magnetic characterization of metallic thin films based on rare earth and transition metals, *J. Magn. Magn. Mater.* 121 (1–3) (1993) 94–101.
71. **Ohtomo A., Kawasaki M., Sakurai Y., et al.**, Room temperature ultraviolet laser emission from ZnO nanocrystal thin films grown by laser MBE, *Mater. Sci. Eng. B.* 54 (1–2) (1998) 24–28.
72. **Dijkamp D., Venkatesan T., Wu X. D., et al.**, Preparation of Y-Ba-Cu oxide superconductor thin films using pulsed laser evaporation from high T_c bulk material, *Appl. Phys. Lett.* 51 (8) (1987) 619–621.
73. **Willmott P. R.**, Deposition of complex multielemental thin films, *Prog. Surf. Sci.* 76 (6) (2004) 163–217.
74. **Eason R. W., May-Smith T. C., Grivas C., et al.**, Current state-of-the-art of pulsed laser deposition of optical waveguide structures: Existing capabilities and future trends, *Appl. Surf. Sci.* 255 (10) (2009) 5199–5205.
75. **Cheung J. T., Sankur H.**, Growth of thin films by laser-induced evaporation, *Crit. Rev. Solid State Mater. Sci.* 15 (1) (1988) 63–109.
76. **Willmott P. R., Huber J. R.**, Pulsed laser vaporization and deposition, *Rev. Mod. Phys.* 72 (1) (2000) 315–328.
77. **Jagannadham K., Sharma A. K., Wei Q., et al.**, Structural characteristics of AlN films deposited by pulsed laser deposition and reactive magnetron sputtering: A comparative study, *J. Vac. Sci. Technol. A.* 16 (5) (1998) 2804–2815.
78. **Rengan A., Biunno N., Narayan J., Moyer P.**, Laser assisted techniques for diamond and diamondlike thin films, *MRS Proc.* 162 (185) (1989) 185.
79. **Doll G. L., Sell J. A., Taylor C. A. II, Clarke R.**, Growth and characterization of epitaxial cubic boron nitride films on silicon, *Phys. Rev. B.* 43 (8) (1991) 6816–6819.
80. **Kools J. C. S.**, Pulsed laser deposition of metals, In book: Chrisey D. B., Hubler G. K. (Eds), *Pulsed laser deposition of thin films*, John Wiley & Sons, New York, 1994.
81. **Kelly R., Miotello A.**, Mechanisms of pulsed laser sputtering, In book: Chrisey D. B., Hubler G. K. (Eds), *Pulsed laser deposition of thin films*, John Wiley & Sons, New York, 1994.
82. **Webster R. W. H.**, Precise nanoscale characterization of novel Heusler thermoelectrics via analytical electron microscopy, Thesis, University of Glasgow, Glasgow, UK, 2020.
83. **Hopwood J.**, Ionized physical vapor deposition of integrated circuit interconnects, *Phys. Plasmas.* 5 (5) (1998) 1624–1631.
84. **Rossmagel S. M.**, Sputter deposition for semiconductor manufacturing, *IBM J. Res. Dev.* 43 (1/2) (1999) 163–179.

85. Helmersson U., Lattemann M., Bohlmark J., Ehasar et al., Ionized physical vapor deposition (IPVD): A review of technology and applications, *Thin Solid Films*. 513 (1) (2006) 1–24.
86. Wang S.-H., Cheng H.-M., Wu R.-J., Chao W.-H., Structural and thermoelectric properties of HfNiSn half-Heusler thin films, *Thin Solid Films*. 518 (21) (2010) 5901–5904.
87. Heinz S., Angel E. C., Trapp M., et al., Phonon bridge effect in superlattices of thermoelectric TiNiSn/HfNiSn with controlled interface intermixing, *Nanomaterials*. 10 (6) (2020) 1239.
88. Khayyamifar S., Sadowski G., Hektor J., Music D., Amorphous TiNiSn thin films for mechanical flexibility in thermoelectric applications, *Thin Solid Films*. 807 (30 Oct) (2024) 140534.
89. Wambach M., Stern R., Bhattacharya S., et al., Unraveling self-doping effects in thermoelectric TiNiSn half-Heusler compounds by combined theory and high-throughput experiments, *Adv. Electron. Mater.* 2 (1) (2016) 1500208.
90. Jaeger T., Mix C., Schwall M., et al., Epitaxial growth and thermoelectric properties of TiNiSn and $\text{Zr}_{0.5}\text{Hf}_{0.5}\text{NiSn}$ thin films, *Thin Solid Films*. 520 (3) (2011) 1010–1014.
91. Shu R., Nonstoichiometric multicomponent nitride thin films (Thesis, Linköping Studies in Science and Technology. Licentiate Thesis Ser.), Linköping University, Linköping (Sweden), 2020.
92. Golosov D. A., Melnikov S. N., Dostanko A. P., Calculation of the elemental composition of thin films deposited by magnetron sputtering of mosaic targets, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.* 48 (1) (2012) 52–59.
93. Sieradzka K., Kaczmarek D., Morgiel J., et al., Structural properties of transparent Ti-V oxide semiconductor thin films, *Open Phys.* 11 (2) (2013) 251–257.
94. Nguyen V. T. A., Smirnova S. P., Savin D. A., et al., Magnetron-sputtered Ni and ZrTiNiSn thin films on Si-substrate: Thickness influence on structural property and electrical conductivity. *Proc. of 2025 Int. Conf. on Electrical Engineering and Photonics (EExPolytech)*. 16–17 Oct., St. Petersburg (2025) 303–306.
95. Sen S., Lake M., Schaaf P., Al-based binary reactive multilayer films: Large area freestanding film synthesis and self-propagating reaction analysis, *Appl. Surf. Sci.* 474 (30 Apr) (2019) 243–249.
96. Kvashenkina O. E., Gabdullin P. G., Osipov V. S., Using the novel capable of SHS-reaction multilayer nanostructured material for soldering of lead-zirconate-titanate piezoceramic elements, *J. Phys. Conf. Ser.* 1236 (1) (2019) 012023.
97. Adams D. P., Reeves R. V., Abere M. J., et al., Ignition and self-propagating reactions in Al/Pt multilayers of varied design, *J. Appl. Phys.* 124 (9) (2018) 095105.
98. Kvashenkina O. E., Udovenko S. A., Osipov V. S., et al., Study of long-term post-SHS phase kinetics in Ni/Al reactive multilayer nanofoils, *J. Phys. Conf. Ser.* 1695 (1) (2020) 012181.
99. Hu L., Han S., Zhu T., et al., P-type dopability in half-Heusler thermoelectric semiconductors, *npj Comput. Mater.* 11 (1) (2025) 104.
100. Rogl G., Rogl P. F., Development of thermoelectric half-Heusler alloys over the past 25 years, *Crystals*. 13 (7) (2023) 1152.
101. Mikami M., Miyazaki H., Nishino Y., Enhanced thermoelectric performance by Hf substitution in *p*-type half-Heusler $\text{TiNi}_{0.8}\text{Co}_{0.2}\text{Sn}$, *Appl. Phys. Lett.* 126 (13) (2025) 133903.
102. Yang X., Jiang Z., Kang H. J., et al., Enhanced thermoelectric performance of $\text{Zr}_{1-x}\text{Ta}_x\text{NiSn}$ half-Heusler alloys by diagonal-rule doping, *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 12 (3) (2020) 3773–3783.
103. Holuj P., Euler C., Balke B., et al., Reduced thermal conductivity of TiNiSn/HfNiSn superlattices, *Phys. Rev. B*. 92 (12) (2015) 125436.
104. Ai X., Lei B., Cichocka M. O., et al., Enhancing the thermoelectric properties via modulation of defects in P-type MNiSn-based (M = Hf, Zr, Ti) half-Heusler materials, *Adv. Funct. Mater.* 33 (48) (2023) 2305582.
105. Rabin D., Fuks D., Gelbstein Y., Al solubility in $(\text{Ti}_{1-c}\text{Al}_c)\text{NiSn}$ half-Heusler alloy, *Phys. Chem. Chem. Phys.* 21 (14) (2019) 7524–7533.
106. Wei J., Yang L., Ma Z., et al., Review of current high-ZT thermoelectric materials, *J. Mater. Sci.* 55 (27) (2020) 12642–12704.
107. Manzoor M., Saxena A., Singh P. K., et al., Optoelectronic and thermoelectric properties of zirconium half-Heusler alloys RhZrX (X = P, As, Sb, Bi): An *ab-initio* investigation, *J. Inorg. Organomet. Polym. Mater.* 35 (3) (2025) 1845–1864.
108. Quinn R. J., Stenning G. B., Bos J.-W. G., Electronic scattering in half-Heusler thermoelectrics from resistivity data, *J. Phys. Energy*. 4 (2) (2022) 024005.



109. Allan L., Mulwa W. M., Mwabora J. M., et al., An *ab-initio* study of *p*-type ZrCoY (Y = Sb and Bi) half-Heusler semiconductors, *Heliyon*. 9 (8) (2023) e18531.
110. Ma H., Yang C.-L., Wang M.-S., et al., Effect of M elements (M = Ti, Zr, and Hf) on thermoelectric performance of the half-Heusler compounds MCoBi, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 52 (25) (2019) 255501.
111. Zhou J. W., Zhu H., Liu T.-H., et al., Large thermoelectric power factor from crystal symmetry-protected non-bonding orbital in half-Heuslers, *Nat. Commun.* 9 (30 Apr) (2018) 1721.
112. Kang H. B., Saparamadu U., Nozariasbmarz A., et al., Understanding oxidation resistance of half-Heusler alloys for in-air high temperature sustainable thermoelectric generators, *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 12 (32) (2020) 36706–36714.
113. Yu J. J., Fu C. G., Liu Y. T., et al., Unique role of refractory Ta alloying in enhancing the figure of merit of NbFeSb thermoelectric materials, *Adv. Energy Mater.* 8 (1) (2018) 1701313.
114. Simonson J. W., Wu D., Xie W. J., et al., Introduction of resonant states and enhancement of thermoelectric properties in half-Heusler alloys, *Phys. Rev. B*. 83 (23) (2011) 235211.
115. Chauhan N. S., Bathula S., Vishwakarma A., et al., Vanadium-doping-induced resonant energy levels for the enhancement of thermoelectric performance in Hf-free ZrNiSn half-Heusler alloys, *ACS Appl. Energy Mater.* 1 (2) (2018) 757–764.
116. Joshi G., He R., Engber M., et al., NbFeSb-based *p*-type half-Heuslers for power generation applications, *Energy Environ. Sci.* 7 (13 Oct) (2014) 4070–4076.
117. Fu C., Bai S., Liu Y., et al., Realizing high figure of merit in heavy-band *p*-type half-Heusler thermoelectric materials, *Nat. Commun.* 6 (02 Sept) (2015) 8144.
118. Zhu H. T., Mao J., Li Y., et al., Discovery of TaFeSb-based half-Heuslers with high thermoelectric performance, *Nat. Commun.* 10 (17 Jan) (2019) 270.
119. Jäger T., Thermoelectric properties of TiNiSn and Zr_{0.5}Hf_{0.5}NiSn thin films and superlattices with reduced thermal conductivities (Thesis). Johannes Gutenberg University Mainz, Mainz (Germany), 2013.
120. Komar P., Jaeger T., Euler C., et al., Half-Heusler superlattices as model systems for nanostructured thermoelectrics, *Phys. Status Solidi A*. 213 (3) (2016) 732–738.
121. Zhou Y., Tan Q., Zhu J., et al., Thermoelectric properties of amorphous Zr-Ni-Sn thin films deposited by magnetron sputtering, *J. Electron. Mater.* 44 (6) (2015) 1957–1962.
122. Kim S.-W., Kimura Y., Mishima Y., High temperature thermoelectric properties of TiNiSn-based half-Heusler compounds, *Intermetallics*. 15 (3) (2007) 349–356.
123. Van Du N., Tu N., Trung D. Q., et al., Effects of the wheel rotation speed during the melt-spinning process on the structural morphology and the thermoelectric properties of Ti_{0.5}Zr_{0.5}NiSn alloy, *Vietnam J. Sci. Technol. Eng.* 65 (4) (2023) 42–47.
124. Mesaritis G., Ioannou I., Delimitis A., et al., *n*-type (Zr, Ti)NiSn half-Heusler materials via mechanical alloying: Structure, Sb-doping and thermoelectric properties, *J. Phys. Chem. Solids*. 167 (Aug) (2022) 110735.
125. Mesaritis G., Kyratsi T., Hf incorporation in (Ti, Zr)NiSn half-Heusler solid solutions via mechanical alloying, *Energies*. 15 (21) (2022) 7885.
126. Culp S. R., Poon S. J., Hickman N., et al., Effect of substitutions on the thermoelectric figure of merit of half-Heusler phases at 800°C, *Appl. Phys. Lett.* 88 (4) (2006) 042106.
127. Park G., Lee H. S., Yi S., Effects of annealing on the microstructure and thermoelectric properties of half-Heusler MNiSn (M = Ti, Zr, Hf), *J. Electron. Mater.* 51 (7) (2022) 3485–3494.
128. Culebras M., Gyme C. M., Cantarero A., Review on polymers for thermoelectric applications, *Materials*. 7 (9) (2014) 6701–6732.
129. Kroon R., Mengistie D. A., Kiefer D., et al., Thermoelectric plastics: from design to synthesis, processing and structure–property relationships, *Chem. Soc. Rev.* 45 (22) (2016) 6147–6164.
130. Chen Y., Zhao Y., Liang Z., Solution processed organic thermoelectrics: Towards flexible thermoelectric modules, *Energy Environ. Sci.* 8 (2) (2015) 401–422.
131. Gayner C., Kar K. K., Recent advances in thermoelectric materials, *Prog. Mater. Sci.* 83 (Oct) (2016) 330–382.
132. Elghool A., Basrawi F., Ibrahim T. K., et al., A review on heat sink for thermo-electric power generation: Classifications and parameters affecting performance, *Energy Convers. Manag.* 134 (01 Febr) (2017) 260–277.

133. **Montgomery D. S.**, Coupled thermoelectric and piezoelectric meta structures for renewable energy generation (Ph. D Thesis), Wake Forest University, Winston-Salem, USA, 2016.
134. **Hewitt C. A., Kaiser A. B., Roth S., et al.**, Multilayered carbon nanotube/polymer composite based thermoelectric fabrics, *Nano Lett.* 12 (3) (2012) 1307–1310.
135. **Kim S. L., Choi K., Tazebay A., Yu C.**, Flexible power fabrics made of carbon nanotubes for harvesting thermoelectricity, *ACS Nano.* 8 (3) (2014) 2377–2386.
136. **Piao M., Joo M.-K., Choi J. H., et al.**, Evaluation of power generated by thermoelectric modules comprising a *p*-type and *n*-type single walled carbon nanotube composite paper, *RSC Adv.* 5 (95) (2015) 78099–78103.
137. **Bark H., Lee W., Lee H.**, Enhanced thermoelectric performance of CNT thin film *p/n* junctions doped with N-containing organic molecules, *Macromol. Res.* 23 (9) (2015) 795–801.
138. **Fan P., Zheng Z.-H., Li Y.-Z., et al.**, Low-cost flexible thin film thermoelectric generator on zinc based thermoelectric materials, *Appl. Phys. Lett.* 106 (7) (2015) 073901.
139. **Hewitt C. A., Montgomery D. S., Barbalace R. L., et al.**, Improved thermoelectric power output from multilayered polyethylenimine doped carbon nanotube based organic composites, *J. Appl. Phys.* 115 (18) (2014) 184502.
140. **We J. H., Kim S. J., Cho B. J.**, Hybrid composite of screen-printed inorganic thermoelectric film and organic conducting polymer for flexible thermoelectric power generator, *Energy.* 73 (14 Aug) (2014) 506–512.
141. **Jiao F., Di C.-A., Sun Y., et al.**, Inkjet-printed flexible organic thin-film thermoelectric devices based on *p*- and *n*-type poly(metal 1,1,2,2-ethenetetrathiolate)s/polymer composites through ball-milling, *Philos. Trans. R. Soc. A.* 372 (2013) (2014) 20130008.
142. **Lu Z., Layani M., Zhao X., et al.**, Fabrication of flexible thermoelectric thin film devices by inkjet printing, *Small.* 10 (17) (2014) 3551–3554.
143. **Francioso L., De Pascali C., Farella I., et al.**, Flexible thermoelectric generator for ambient assisted living wearable biometric sensors, *J. Power Sources.* 196 (6) (2011) 3239–3243.
144. **Bae E. J., Kang Y. H., Jang K.-S., et al.**, Solution synthesis of telluride-based nano-barbell structures coated with PEDOT: PSS for spray-printed thermoelectric generators, *Nanoscale.* 8 (21) (2016) 10885–10890.
145. **Kirihara K., Wei Q., Mukaida M., Ishida T.**, Thermoelectric power generation using nonwoven fabric module impregnated with conducting polymer PEDOT:PSS, *Synth. Met.* 225 (Mar) (2017) 41–48.
146. **Varghese T., Hollar C., Richardson J., et al.**, High-performance and flexible thermoelectric films by screen printing solution-processed nanoplate crystals, *Sci. Rep.* 6 (1) (2016) 33135.
147. **Du Y., Cai K., Chen S., et al.**, Thermoelectric fabrics: Toward power generating clothing, *Sci. Rep.* 5 (1) (2015) 6411.
148. **Ito M., Koizumi T., Kojima H., et al.**, From materials to device design of a thermoelectric fabric for wearable energy harvesters, *J. Mater. Chem. A.* 5 (24) (2017) 12068–12072.
149. **Weber J., Potje-Kamloth K., Haase F., et al.**, Coin-size coiled-up polymer foil thermoelectric power generator for wearable electronics, *Sens. Actuators A: Phys.* 132 (1) (2006) 325–330.
150. **Wu Q., Hu J.**, A novel design for a wearable thermoelectric generator based on 3D fabric structure, *Smart Mater. Struct.* 26 (4) (2017) 045037.
151. **Owoyele O., Ferguson S., O'Connor B. T.**, Performance analysis of a thermoelectric cooler with a corrugated architecture, *Appl. Energy.* 147 (1 Jun) (2015) 184–191.
152. **Fan P., Zheng Z.-H., Cai Z.-K., et al.**, The high performance of a thin film thermoelectric generator with heat flow running parallel to film surface, *Appl. Phys. Lett.* 102 (3) (2013) 033904.
153. **Park T., Lim H., Hwang J. U., et al.**, Roll type conducting polymer legs for rigid-flexible thermoelectric generator, *APL Mater.* 5 (7) (2017) 074106.
154. **Francioso L., De Pascali C., Bartali R., et al.**, PDMS/Kapton interface plasma treatment effects on the polymeric package for a wearable thermoelectric generator, *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 5 (14) (2013) 6586–6590.
155. **Zhou W., Fan Q., Zhang Q., et al.**, High-performance and compact-designed flexible thermoelectric modules enabled by a reticulate carbon nanotube architecture, *Nat. Commun.* 8 (24 Mar) (2017) 14886.
156. **Freunek M., Müller M., Ungan T., et al.**, New physical model for thermoelectric generators, *J. Electron. Mater.* 38 (7) (2009) 1214–1220.

157. **Dames C.**, Cost optimization of thermoelectric materials for power generation: The case for ZT at (almost) any cost, *Scr. Mater.* 111 (15 Jan) (2016) 16–22.
158. **Holman J. P.**, Heat transfer, 9th ed., McGraw-Hill, New York, 2002.
159. **Marconnet A. M., Yamamoto N., Panzer M. A., et al.**, Thermal conduction in aligned carbon nanotube–polymer nanocomposites with high packing density, *ACS Nano.* 5 (6) (2011) 4818–4825.
160. **Lee J. A., Aliev A. E., Bykova J. S., et al.**, Woven-yarn thermoelectric textiles, *Adv. Mater.* 28 (25) (2016) 5038–5044.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

НГУЕН Ван Ту Ань — аспирант Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29

anh.spbpu@gmail.com

ORCID: 0009-0004-7198-6329

АРХИПОВ Александр Викторович — доктор физико-математических наук, профессор инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29

aarkhipov@spbstu.ru

ORCID: 0000-0002-3321-7797

ДАО Тхи Ле Зунг — аспирант Университета Тоямы, г. Тояма, Япония.

930-0152, Japan, Toyama, Toyama-shi, Sugitami, 2630

dung.dl0609@gmail.com

НГУЕН Хюи Зан — *PhD*, заведующий лабораторией Вьетнамской академии наук и технологий, г. Ханой, Социалистическая республика Вьетнам.

100000, Vietnam, Hanoi, Hoang Quoc Viet St., 18

dannh@ims.vast.ac.vn

НГУЕН Хай Иен — *PhD*, научный сотрудник Вьетнамской академии наук и технологий, г. Ханой, Социалистическая республика Вьетнам.

100000, Vietnam, Hanoi, Hoang Quoc Viet St., 18

yennh@ims.vast.ac.vn

ЛЫОНГ Ван Дьонг — *PhD*, научный сотрудник Вьетнамской академии наук и технологий, г. Ханой, Социалистическая республика Вьетнам.

100000, Vietnam, Hanoi, Hoang Quoc Viet St., 18

duonglv@ims.vast.ac.vn

НГУЕН Минь Туан — *PhD*, научный сотрудник Института технологии, г. Ханой, Социалистическая Республика Вьетнам.

100000, Vietnam, Hanoi, Van Hoi St., 1

tuannm@ims.vast.ac.vn

АРХИПОВ Николай Александрович — магистрант Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29

nick12arkh@gmail.com

СУНЬ Хайчао — аспирант Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29
sunhaichao1997@gmail.com

ЛУКША Олег Игоревич — доктор физико-математических наук, профессор инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29
louksha@rphf.spbstu.ru
ORCID: 0000-0002-6402-8112

ГАБДУЛЛИН Павел Гарифович — кандидат физико-математических наук, доцент инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29
pavel-gabdullin@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-2519-2577

THE AUTHORS

NGUYEN Van Tu Anh

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
anh.spbpu@gmail.com
ORCID: 0009-0004-7198-6329

ARKHIPOV Alexander V.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
aarkhipov@spbstu.ru
ORCID: 0000-0002-3321-7797

DAO Thi Le Dung

University of Toyama
2630 Sugitami, Toyama-shi, Toyama, 930-0152, Japan
dung.dl0609@gmail.com

NGUYEN Huy Dan

Vietnam Academy of Science and Technology
18 Hoang Quoc Viet St., Hanoi, 100000, Socialist Republic of Vietnam
dannh@ims.vast.ac.vn

NGUYEN Hai Yen

Vietnam Academy of Science and Technology
18 Hoang Quoc Viet St., Hanoi, 100000, Socialist Republic of Vietnam
yennh@ims.vast.ac.vn

LUONG Van Duong

Vietnam Academy of Science and Technology
18 Hoang Quoc Viet St., Hanoi, 100000, Socialist Republic of Vietnam
duonglv@ims.vast.ac.vn

NGUYEN Minh Tuan

Institute of Technology
1 Van Hoi St., Hanoi, 100000, Socialist Republic of Vietnam
tuannm@ims.vast.ac.vn

ARKHIPOV Nikolai A.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
nick12arkh@gmail.com

SUN Haichao

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
sunhaichao1997@gmail.com

LOUKSHA Oleg I.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
louksha@rphf.spbstu.ru
ORCID: 0000-0002-6402-8112

GABDULLIN Pavel G.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia
pavel-gabdullin@yandex.ru
ORCID: 0000-0002-2519-2577

*Статья поступила в редакцию 27.12.2025. Одобрена после рецензирования 10.03.2026.
Принята 26.03.2026.*

Received 27.12.2025. Approved after reviewing 10.03.2026. Accepted 26.03.2026.