



UDC 532.696:621.92

DEVELOPMENT OF COMPOSITE MATERIAL REINFORCED WITH DECAGONAL QUASICRYSTALS FOR WORKING IN SEA ATMOSPHERE

Vladimir A. Polonsky, Olena V. Sukhova

Oles Honchar Dnipro National University, Dnipro, Ukraine

Received 7 July 2021; accepted 12 November 2021; available online 21 January 2022

Abstract

The structure and corrosion properties of quasicrystalline $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ and $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ fillers and composites on their base were investigated in this work. Composites were fabricated by furnace infiltration without applying pressure. Copper-based alloys of Л62 and БрОЦ 10-2 grades or aluminum-based alloy of АМг30 grade were used as metal binders of composites. Structural and phase composition of the fillers and the composites was determined by methods of metallography, scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectrometry, and X-ray analysis. Corrosion properties were investigated by potentiodynamic and gravimetric methods in aqueous solution of NaCl (pH=7.0) at room temperature. In the structure of the studied fillers, the quasicrystalline decagonal D-phase was established to coexist with crystalline $Al_4(Co,Cu)_3$ and $Al_3(Cu,Co)_2$ phases of the $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ filler or $Al_9(Co,Ni)_2$ phase of the $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ filler. As results of corrosion tests evidence, $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ filler has higher resistance to corrosion in sodium chloride solution as compared with that of $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ filler. The highest corrosion rate shows the composite material with АМг30 binder and $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ filler, the lowest – material with БрОЦ 10-2 binder and $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ filler that may be recommended as protective coating in sea climate.

Keywords: composites; furnace infiltration; quasicrystalline fillers; sodium chloride solution; corrosion resistance.

РОЗРОБКА КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ, ЗМІЦНЕНОГО ДЕКАГОНАЛЬНИМИ КВАЗІКРИСТАЛАМИ, ДЛЯ РОБОТИ В МОРСЬКІЙ АТМОСФЕРІ

Володимир А. Полонський, Олена В. Сухова

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна

Анотація

У роботі досліджено структуру та корозійні властивості квазікристалічних сплавів-наповнювачів $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ і $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ та композиційних матеріалів на їх основі. Композиційні матеріали отримували методом пічного просочення без застосування тиску. Металевими зв'язками слугували мідні сплави марок Л62 і БрОЦ 10-2 та алюмінієвий сплав марки АМг30. Структурний та фазовий склад наповнювачів та композиційних матеріалів визначали методами металографії, растрової електронної мікроскопії, рентгеноспектрального мікроаналізу та рентгеноструктурного аналізу. Корозійні властивості досліджували потенціодинамічним і гравіметричним методами у водному розчині NaCl (pH=7.0) за кімнатної температури. Встановлено, що в структурі досліджених наповнювачів утворюється квазікристалічна декагональна D-фаза, яка в сплаві $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ співіснує з кристалічними фазами $Al_4(Co,Cu)_3$ і $Al_3(Cu,Co)_2$, а в сплаві $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ – з фазою $Al_9(Co,Ni)_2$. Порівняння корозійної тривкості наповнювачів у сольовому розчині свідчить про те, що сплав $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ має більший опір корозії порівняно зі сплавом $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$. Найвищою швидкістю корозії характеризується композиційний матеріал зі зв'язкою АМг30 і наповнювачем $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$, а найнижчою – матеріал зі зв'язкою БрОЦ 10-2 і наповнювачем $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$, який можна рекомендувати для роботи в умовах морського клімату.

Ключові слова: композиційні матеріали; пічне просочення; квазікристалічні сплави-наповнювачі; розчин натрій хлориду; корозійна тривкість.

*Corresponding author: e-mail: polva57@gmail.com

© 2021 Oles Honchar Dnipro National University; doi: 10.15421/jchemtech.v29i4.236728

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА, УПРОЧНЕННОГО ДЕКАГОНАЛЬНЫМИ КВАЗИКРИСТАЛАМИ, ДЛЯ РАБОТЫ В МОРСКОЙ АТМОСФЕРЕ

Владимир А. Полонский, Елена В. Суховая

Днепропетровский национальный университет имени Олеся Гончара, Днепро, Украина

Аннотация

В работе изучали структуру и коррозионные свойства квазикристаллических сплавов-наполнителей $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ и $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$, а также композиционных материалов на их основе. Композиционные материалы получали методом печной пропитки без применения давления. Металлическими связками служили медные сплавы марок Л62 и БрОЦ 10-2 или алюминиевый сплав марки АМг30. Структурный и фазовый состав сплавов-наполнителей и композиционных материалов определяли методами металлографии, растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и рентгеноструктурного анализа. Коррозионные свойства исследовали потенциодинамическим и гравиметрическим методами в водном растворе натрия хлорида ($pH=7.0$) при комнатной температуре. Установлено, что в структуре исследованных сплавов-наполнителей образуется квазикристаллическая декагональная D-фаза, которая в сплаве $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ сосуществует с кристаллическими фазами $Al_4(Co,Cu)_3$ и $Al_3(Cu,Co)_2$, а в сплаве $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ – с фазой $Al_9(Co,Ni)_2$. Сравнение коррозионной стойкости сплавов-наполнителей в солевом растворе свидетельствует о том, что сплав $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ имеет большее сопротивление коррозии по сравнению со сплавом $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$. Наибольшей скоростью коррозии характеризуется композиционный материал со связкой АМг30 и наполнителем $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$, а наименьшей – материал со связкой БрОЦ 10-2 и наполнителем $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$, который можно рекомендовать для работы в условиях морского климата.

Ключевые слова: композиционные материалы; печная пропитка; квазикристаллические сплавы-наполнители; раствор натрия хлорида; коррозионная стойкость.

Введение

Разработка составов новых композиционных материалов остается объектом особого внимания материаловедов, поскольку эти материалы обладают комплексом свойств, не присущих исходным структурным составляющим – наполнителю и связке – в отдельности [1; 2]. Открытие квазикристаллов, которые благодаря аперриодической кристаллической структуре [3; 4] обладают высокой твердостью, низким коэффициентом трения, коррозионной стойкостью [5–8], открывает широкие возможности для их использования в составе композиционных материалов. Есть все основания полагать, что квазикристаллические сплавы-наполнители могут эффективно упрочнять металлические связки.

Основная проблема, с которой сталкиваются создатели композиционных материалов, заключается в нестабильности квазикристаллических фаз при воздействии различных технологических факторов. С этим связаны ограничения при использовании таких методов получения композиционных материалов, как механическое перемешивание, динамическое компактирование, холодное и горячее прессование, направленная кристаллизация [9–20] и др. Перспективным способом изготовления композиционных материалов является метод печной пропитки [21]. Он позволяет в широких пределах регулировать температуру процесса и получать бездефектные

композиционные материалы при условии смачивания наполнителя металлической связкой [22; 23].

Важным требованием к квазикристаллическим сплавам-наполнителям является образование квазикристаллов в их структуре при обычных скоростях охлаждения. Этому условию отвечают сплавы систем Al–Cu–Fe, Al–Cu–Co, Al–Co–Ni [24–26]. Сплавы Al–Cu–Fe отличаются высокими механическими и физико-химическими свойствами [26–28]. Однако при пропитке сплавов-наполнителей Al–Cu–Fe металлическими связками икосаэдрические квазикристаллические фазы наполнителей остаются стабильными до температур, не превышающих 700 К, превращаясь в кристаллические фазы, что снижает эксплуатационные характеристики композиционных материалов [29–31]. Указанного недостатка лишены сплавы систем Al–Cu–Co и Al–Co–Ni, в структуре которых образуется декагональная квазикристаллическая D-фаза, стабильная до температур 1300 К и выше [32–36]. Соответственно, для печной пропитки этих сплавов-наполнителей композиционных материалов можно использовать более высокотемпературные металлические связки на основе алюминия и меди [37].

Квазикристаллические сплавы хорошо зарекомендовали себя в составе защитных покрытий на поверхности деталей, работающих в условиях воздействия окислительной атмосферы [38; 39]. Учитывая

высокую коррозионную стойкость квазикристаллических сплавов [40–42], перспективным направлением является создание композиционных покрытий на их основе, отличающихся стойкостью в морской атмосфере. Однако в литературе практически отсутствуют сведения о коррозионных свойствах композиционных материалов, упрочненных сплавами-наполнителями Al–Cu–Co и Al–Co–Ni, в водных растворах натрия хлорида. Поэтому в работе исследовали коррозионную стойкость сплавов-наполнителей $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ и $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$, а также композиционных материалов на их основе, предназначенных для работы в морской атмосфере, с целью разработки состава коррозионностойких покрытий.

Материалы и методика эксперимента

Для получения композиционных материалов методом печной пропитки вначале в печи Таммана выплавляли сплавы-наполнители $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ и $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ из химически чистых компонентов (99.99 %). Состав полученных сплавов контролировали методами химического и рентгенофлуоресцентного анализов. Затем сплавы измельчали в молотковой дробилке до получения гранул размерами 0,2–2,0 мм. В качестве металлических связок использовали сплавы на медной (марки Л62, БрОЦ 10-2) и на алюминиевой (марка АМг30) основах [43]. Пропитку осуществляли при температуре, превышающей температуру плавления связки на 50 К, в течение 30 минут. Затем образцы охлаждали вместе с печью.

Металлографические исследования структуры сплавов и композиционных материалов осуществляли на микроскопах «GX-51», «Neophot» и «Epiquant». Рентгеноструктурный анализ выполняли на установке ДРОН-УМ в характеристическом излучении CuK_{α} . Исследования методом рентгеноспектрального микроанализа проводили на растровом электронном микроскопе РЭММА102-02 с использованием энергодисперсионного анализатора.

Коррозионную стойкость образцов исследовали в 5 %-ном нейтральном растворе натрия хлорида (рН=7.0), который обычно используют в камерах солевого тумана при изучении влияния морской атмосферы. Величину рН раствора контролировали при помощи иономера ЭВ-74. Массовый показатель коррозии определяли гравиметрическим методом на анали-

тических весах WA-21 после выдержки образцов в растворе NaCl в течение 1, 2, 3, 4 и 8 суток. Среднюю интегральную скорость коррозии рассчитывали по методике, описанной авторами [44]. Микроструктуру поверхности образцов после коррозионных испытаний изучали при помощи растрового электронного микроскопа РЭМ-106И в режиме вторичных электронов.

Электрохимические свойства образцов исследовали при помощи потенциостата ПИ-50-1 с программатором ПР-8 и трехэлектродной ячейкой. В качестве рабочего электрода использовали образец исследуемого сплава. Вспомогательным электродом служила платиновая пластина. Значения потенциалов определяли относительно электрода сравнения, в качестве которого использовали хлоридсеребряный полуэлемент. Перед измерениями образцы сплавов шлифовали, полировали, обезжиривали спиртом, высушивали и выдерживали в рабочем растворе до стабилизации величины потенциала. Коррозионные и электрохимические исследования проводили при температуре $20 \pm 2^\circ C$.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Металлографическими исследованиями установлено, что структуре сплава-наполнителя $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ образуют три фазы [35; 36]. Основной объем сплава (до 65 об. %) занимает квазикристаллическая декагональная D-фаза стехиометрического состава Al_3Co_2Cu . Эта фаза имеет перитектическое происхождение, на что указывает наличие не растворившихся участков фазы $Al_4(Co,Cu)_3$ в центре кристаллов D-фазы (рис. 1a). По границам квазикристаллов наблюдается фаза $Al_3(Cu,Co)_2$.

В структуре сплава $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ присутствует квазикристаллическая D-фаза стехиометрического состава $Al_9Co_{21}Ni_{10}$, которая кристаллизуется из жидкости первой [32–34]. Ее относительное содержание составляет не менее 60 об. %. Вокруг кристаллов D-фазы наблюдаются ободки перитектической фазы $Al_9(Co,Ni)_2$ (рис. 1b). Вследствие дендритной ликвации эта фаза имеет неоднородный химический состав. Последний объем затвердевающей жидкости обогащен никелем, поэтому на периферии состав перитектических ободков соответствует формуле $Al_9(Ni,Co)_2$

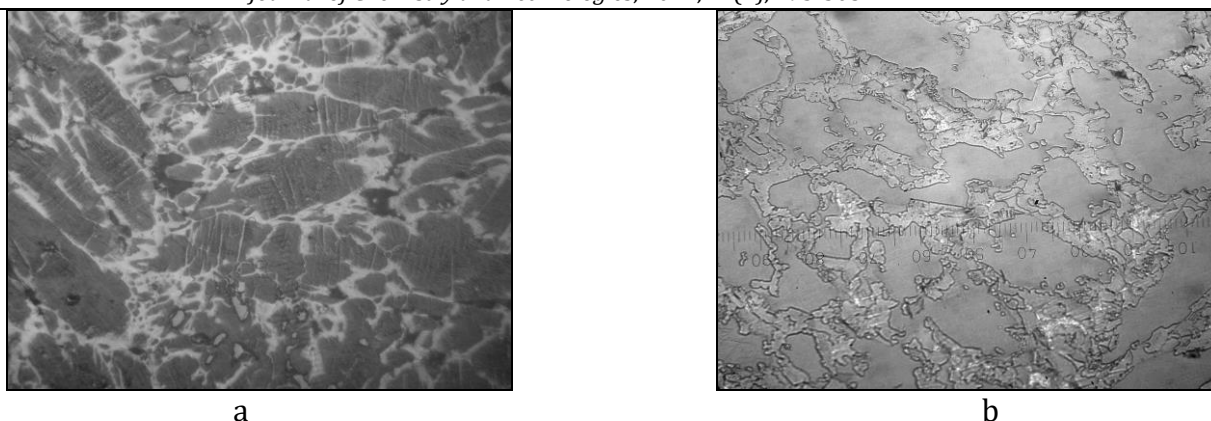


Fig.1. Microstructure (x400) of quasicrystalline fillers:

a – $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$; b – $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$

Рис.1. Микроструктура (x400) квазикристаллических сплавов-наполнителей:

a – $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$; b – $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$

Гравиметрические исследования показывают, что масса образцов исследованных сплавов-наполнителей $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ и $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ вначале постепенно растет, а затем через 4 суток практически не изменяется (рис. 2). Полученный результат можно объяснить тем, что за указанный промежуток времени на поверхности сплавов формируется достаточно плотная защитная пленка из продуктов коррозии. Формирование пассивной поверхностной пленки фиксируется визуально в виде потемнения поверхности. Причем на поверхности сплава $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ эта пленка имеет большую толщину, чем на поверхности сплава $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$.

Сравнение коррозионной стойкости образцов сплавов-наполнителей в 5 %-ном растворе NaCl, проведенное на основании измерения величины стационарных потенциалов, показывает, что исследованные сплавы характеризуются приблизительно одинаковой электрохимической активностью. Так, стационарный потенциал для сплава $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ равен $-0,43$ В, а для сплава $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ составляет $-0,40$ В. Зоны электрохимической инертности сплавов $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ и $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ также близки по размерам и находятся в пределах от $-1,0$ В до $-0,4$ В. Значения плотности тока коррозии для сплава $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ составляет $0,18$ mA/cm^2 , для сплава $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ – $0,12$ mA/cm^2 .

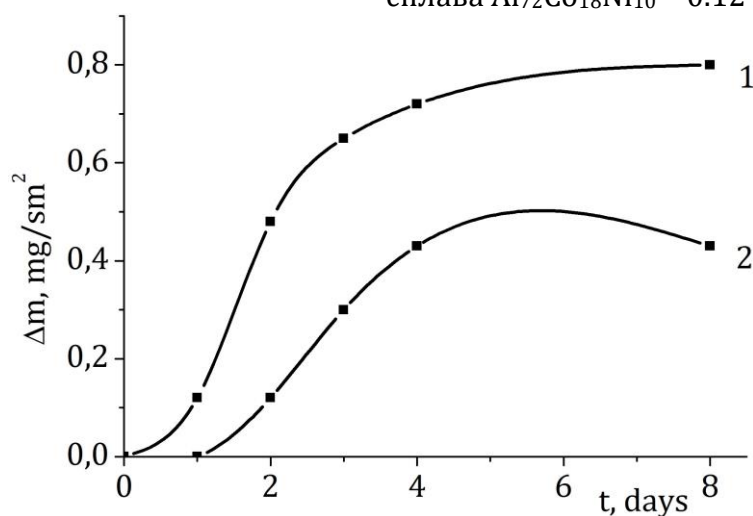


Fig.2. Mass change per unit area vs. corrosion time for the $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ (curve 1) and the $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ (curve 2) alloys in 5-% NaCl solution

Рис.2. Зависимость изменения удельной массы образцов сплавов $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ (кривая 1) и $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ (кривая 2) от времени выдержки в 5 %-ном растворе NaCl

Методом сканирующей электронной микроскопии установлено, что на поверхности как сплава $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ (рис. 3а), так и сплава $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ (рис. 3б) образуются отдельные участки коррозии в виде питтингов размерами ~ 10 мкм.

Больше питтингов наблюдается вокруг дефектов поверхности. Коррозии также подвержены участки на границах раздела кристаллических фаз, содержащих больше алюминия.

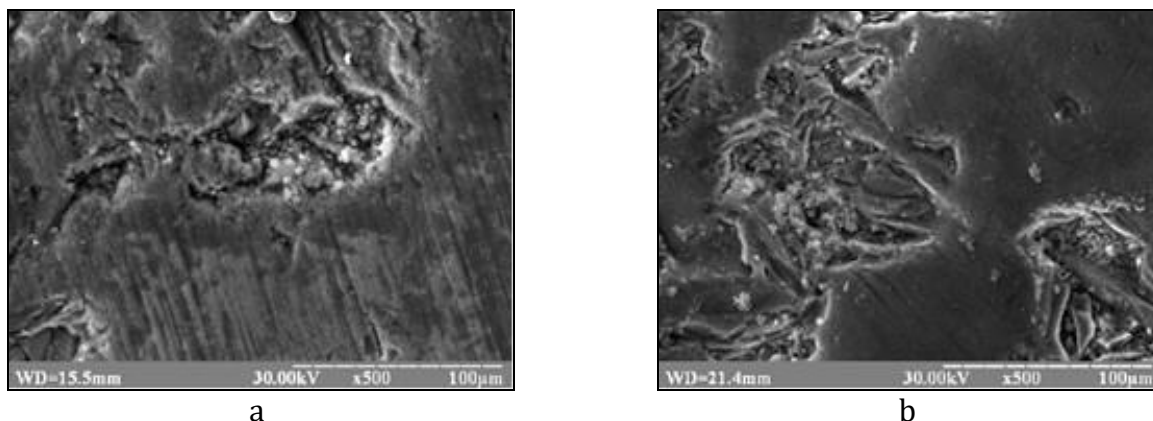


Fig.3. SEM-images of the surface of samples after holding for 8 days in 5-% NaCl solution (pH=7.0):

a - $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$; b - $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$

Рис.3. СЭМ-фотографии поверхности образцов после 8 суток испытаний в 5 %-ном растворе NaCl (pH=7.0):

a - $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$; b - $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$

После пропитки сплавов-наполнителей $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ и $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ латунной и бронзовой связками (марки Л62 и БрОЦ 10-2 соответственно) наблюдается аналогичная структура композиционных материалов, показанная на рис. 4 на

примере материалов, упрочненных сплавом-наполнителем $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$. Частицы наполнителей равномерно распределены в матрицах на основе меди, занимая до 60 % объема.

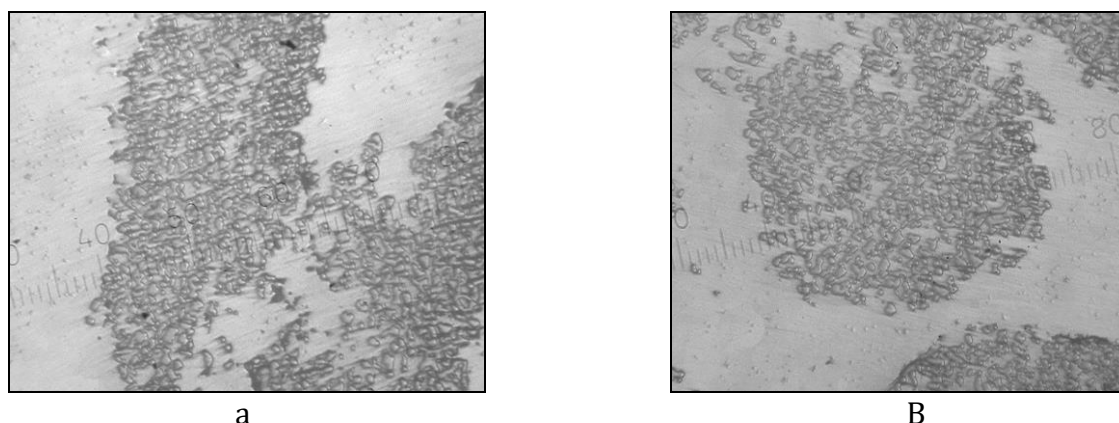


Fig.4. Microstructure (x400) of the composites reinforced by $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ filler infiltrated by binders:

a - БрОЦ 10-2; b - Л62

Рис.4. Микроструктура (x400) композиционных материалов, упрочненных сплавом-наполнителем $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$, пропитанных связками: а -БрОЦ 10-2; б - Л62

Наблюдаемую структуру композиционных материалов можно объяснить тем, что расплавленные связки на медной основе при контакте с частицами наполнителей вызывают их частичное растворение. Причем с большей скоростью растворяются кристаллические фазы $Al_3(Cu,Co)_2$ и $Al_9(Ni,Co)_2$ сплавов $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ и $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$

соответственно. В результате пропитывающий металл проникает внутрь частиц наполнителей по границам квазикристаллической D-фазы. Это вызывает растворение поверхностных слоев квазикристаллов и изменение их морфологии при последующем охлаждении. Вместо ограниченных кристаллов наблюдаются

закругленные включения D-фазы размерами 30–40 мкм в матрицах на основе меди. Причем при пропитке квазикристаллическая D-фаза в сплаве-наполнителе $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ растворяется в металлической связке быстрее, чем эта же фаза в сплаве $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ [37]. Как следствие, после пропитки объем не растворившейся квазикристаллической фазы в структуре этих композиционных материалов составляет ~ 40 и ~ 55 % соответственно.

Для пропитки частиц сплава-наполнителя $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ также использовали сплав-связку на алюминиевой основе марки АМг30. В отличие от связок на медной основе, при пропитке расплавленный алюминиевый сплав не проникает вглубь частиц наполнителя вдоль границ квазикристаллической D-фазы (рис. 5). В структуре композиционного материала зоны

контактного взаимодействия наблюдаются только на границах раздела между наполнителем и затвердевшей связкой. Методом рентгеноспектрального микроанализа установлено, что со стороны наполнителя, преимущественно вследствие растворения исходной фазы $Al_3(Cu,Co)_2$, при последующей перекристаллизации образуется слой моноклинной фазы $Al_{13}(Co,Cu)_4$ (рис. 5). Помимо этой фазы в структуре зоны контактного взаимодействия присутствуют дисперсные включения квазикристаллической D-фазы размерами 10–25 мкм. Их содержание составляет 10–15 об. %. Со стороны затвердевшей связки наблюдается конгломерат двух твердых растворов на основе $\alpha-Al$ и фазы Al_3Mg_2 . Растворимость кобальта в структурных составляющих связки практически отсутствует.

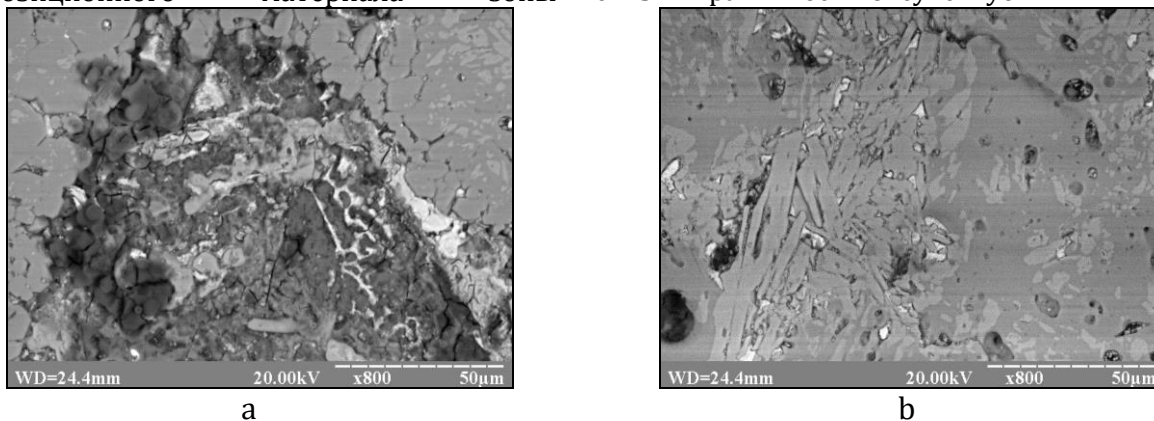


Fig.5. SEM-images of the composites with AMg30 binder reinforced by $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ filler: a – filler/matrix interface; b – matrix near filler

Рис.5. СЭМ-фотографии композиционных материалов со связкой АМг30, упрочненных сплавом-наполнителем $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$: а – граница раздела между наполнителем и матрицей; б – матрица вблизи наполнителя

Результаты определения средней интегральной скорости коррозии сплавов-наполнителей подтверждают, что сплав $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ отличается более высоким сопротивлением коррозии в солевом растворе по сравнению со сплавом $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ (таблица). Композиционные материалы на основе этого наполнителя также характеризуются повышенной

коррозионной стойкостью, особенно в сочетании с бронзовой связкой марки БрОЦ 10-2. С наибольшей скоростью корродирует композиционный материал с алюминиевой связкой марки АМг30, что можно объяснить присутствием в структуре матричного сплава фазы Al_3Mg_2 , имеющей низкую коррозионную стойкость [45].

Table

An average integral corrosion rate (in $mg/cm^2 h$) of $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ and $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ fillers and composites on their base.

Таблица

Средняя интегральная скорость коррозии (в $mg/(cm^2 \cdot час)$) сплавов-наполнителей $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ и $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ и композиционных материалов на их основе.

Filler	Corrosion rate of fillers	Corrosion rate of composites		
		Л62 binder	БрОЦ 10-2binder	АМг 30 binder
$Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$	0.04 ± 0.04	0.43 ± 0.05	0.21 ± 0.04	0.82 ± 0.08
$Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$	0.02 ± 0.01	0.28 ± 0.04	0.12 ± 0.02	-

Выводы

Коррозия квазикристаллических сплавов-наполнителей $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ и $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ в нейтральном 5 %-ном растворе натрий хлорида протекает по электрохимическому механизму. Исследованные сплавы имеют близкие электрохимические свойства, на что указывают значения стационарных потенциалов (-0.43 В и -0.40 В соответственно), а также величины зон электрохимической инертности сплавов (от -1.00 В до -0.40 В). Плотность тока коррозии для сплава $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ (0.18 мА/см²) превышает значение этой характеристики для сплава $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$ (0.12 мА/см²).

В ходе модельных коррозионных испытаний на поверхности образцов образуется пассивная пленка, которая обладает защитными свойствами и блокирует коррозию. С учетом результатов сканирующей электронной микроскопии установлено, что коррозионные поражения на поверхности сплавов проявляются в виде мелких питтингов, образующихся в местах расположения границ раздела кристаллических фаз с повышенным содержанием алюминия.

Средняя интегральная скорость коррозии сплава-наполнителя $Al_{65}Co_{20}Cu_{15}$ в два раза превышает эту характеристику для сплава $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$. Поэтому композиционные материалы, упрочненные сплавом-наполнителем $Al_{72}Co_{18}Ni_{10}$, характеризуются наименьшей скоростью коррозии, особенно в сочетании с бронзовой связкой марки БрОЦ 10-2. Этот композиционный материал можно рекомендовать в качестве защитного покрытия, полученного методом печной пропитки, на поверхности деталей, предназначенных для эксплуатации в условиях морской атмосферы.

References

- [1] Sukhova, O. V., Syrovatko, Yu. V. (2011). Features of Structurization of Composite Materials of the Solution-and-Diffusion Type. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 33(Special Issue), 371–378.
- [2] Spiridonova, I. M., Sukhovaya, E. V., Butenko, V. F., Zhudra, A. P., Litvinenko, A. I., Belyi, A. I. (1993). Structure and Properties of Boron-Bearing Iron Granules for Composites. *Powder Metall. Met. Ceram.*, 32(2), 139–141. <https://doi.org/10.1007/BF00560039>.
- [3] Luca, B., Pham, J., Steinhardt, P. J. (2018). Previously Unknown Quasicrystal Periodic Approximant Found in Space. *Sci. Rep.*, 8, 1–8. <https://doi.org/10.1038/s41598-018-34375-x>.
- [4] Zou, Y., Kuczera, P., Wolny, J. (2016). Fitting the Long-Range Order of a Decagonal Quasicrystal. *Acta Phys.*

- Pol. A*, 130(4), 845–847. <https://doi.org/10.12693/aphyspola.130.845>.
- [5] Dubois, J.-M. (2012). Properties and Applications of Quasicrystals and Complex Metallic Alloys. *Chem. Soc. Rev.*, 41, 4760–6777. <https://doi.org/10.1039/C2CS35110B>.
- [6] Wolf, W., Bolfarini, C., Kiminami, C. S., Botta, W. J. (2020). Designing New Quasicrystalline Compositions in Al-Based Alloys. *J. Alloys Compd.* 823(1–2), 1–6. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020>.
- [7] Jamshidi, L. C., Rodbari, R. J., Nascimento, L., Hernandez, E. P., Barbosa, C. M. (2018) Oxidation influence of the quasicrystalline phases of alloys $Al_{62.5}Cu_{25}Fe_{12.5}$ and $Al_{65}Ni_{15}Co_{20}$. *Mor. J. Chem.*, 6(3), 445–454. <https://doi.org/10.48317/IMIST.PRSM/morjchem-v6i3.5431>.
- [8] Ryabtsev, S. I., Polonsky, V. A., Sukhova, O. V. (2020). Effect of Scandium on the Structure and Corrosion Properties of Vapor-Deposited Nanostructured Quasicrystalline Al–Cu–Fe Films. *Powder Metall. Met. Ceram.*, 58(9–10), 567–575. <https://doi.org/10.1007/s11106-020-00111-2>.
- [9] Wolf, W., Bolfarini, C., Kiminami, C. S., Botta, W. J. (2021). Recent Developments on Fabrication of Al-Matrix Composites Reinforced with Quasicrystals: From Metastable to Conventional Processing. *J. Mater. Res.*, 36, 281–297. <https://doi.org/10.1557/s43578-020-00083-4>.
- [10] Jithesh, K., Prabhu, T. R., Anant, R. V., Arivarasu, M., Srinivasan, A., Mishra, R. K., Arivazhagan, N. (2019). An Overview of Quasicrystal Reinforced Magnesium Metal Matrix Composites. *Mater. Sci. Forum.*, 969, 218–224. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.969.218>.
- [11] Kamalnath, M., Mohan, B., Singh, A., Thirumavalavan, K. (2020). Development of Al1070 Quasicrystal ($Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$) Composites Using Friction Stir Processing and Its Mechanical Characterization. *Mater. Res. Express*, 7(2), 1–11. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab71c5>.
- [12] Zhu, M., Yang, G., Yao, L., Cheng, S., Zhou, Y. (2010). Microstructure and Mechanical Properties of Al-Base Composites by Addition of Al–Ni–Co Decagonal Quasicrystalline Particles Through a Mechanical Stirring Route. *J. Mater. Sci.*, 45(14), 3727–3734. <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4421-8>.
- [13] Xiao, J. H., Ding, W., Peng, Y., Chen, T., Zou, K. (2020). Preparing Sc-Bearing Master Alloy Using Aluminum-Magnesium Thermoreduction Method. *Met.*, 10(7), 960. <https://doi.org/10.3390/met10070960>.
- [14] Yadav, T. P., Singh, D., Tiwari, R. S., Srivastava, O. N. (2012) Enhanced Microhardness of Mechanically Activated Carbon-Quasicrystal Composite. *J. Mater. Lett.*, 80, 5–8. <https://doi.org/10.1016/J.MATLET.2012.04.034>.
- [15] Babilas, R., Bajorek, A., Spilka, M., Radon, A., Lonski, W. (2020) Structure and Corrosion Resistance of Al-Cu-Fe Alloys. *Prog. Nat. Sci.*, 30(3), 393–401. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2020.06.002>.
- [16] Bardzinski, P. J. (2021) New Al_3Si_7 Phase with Tetragonal Silicon Structure in Quasicrystal-Forming Near-Eutectic Al-Cu-Fe-Si Alloys. *J. Alloys Compd.*, 869, 159349. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159349>.
- [17] Bogdanowicz, W., Krawczyk, J. (2010). X-Ray Topography Study of Deformed Composites Obtained by Directional Solidification of Al–Cu–Co Alloy. *Cryst.*

- Res. Technol.*, 45(12), 1321-1325. <https://doi.org/10.1002/crat.201000313>.
- [18] Spyridonova, I. M., Sukhova, O. V., Zinkovskij, G. V. (2012). Thin films and composites based on quasicrystal Al-Cu-Fe alloy. *Metallurgical and Mining Industry*, 4(4), 2-5.
- [19] Posuvailo, V. M., Kulyk, V. V., Duriagina, Z. A., Koval'chuck, I. V., Student, M. M., Vasylyv, B. D. (2020). The Effect of Electrolyte Composition on the Plasma Electrolyte Oxidation and Phase Composition of Oxide Ceramic Coatings Formed on 2024 Aluminium Alloy. *Arch. Mater. Sci. Eng.*, 105(2), 49-55. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.5761>.
- [20] Kovbasiuk, T. M., Selivorstov, V. Yu., Dotsenko, Yu. V., Duriagina, Z. A., Kulyk, V. V., Kasai, O. M., Voitovych, V. V. (2020). The Effect of the Modification by Ultrafine Silicon Carbide Powder on the Structure and Properties of the Al-Si Alloy. *Arch. Mater. Sci. Eng.*, 101(2), 57-62. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.1191>.
- [21] Sukhovaya, E. V. (2013). Structural approach to the development of wear-resistant composite materials. *J. Superhard Mater.*, 35(5), 277-283. <https://doi.org/10.3103/S106345761305002X>.
- [22] Spiridonova, I. M., Sukhova, O. V., Vashchenko, A. P. (1999). Multicomponent Diffusion Processes in Boride-Containing Composite Materials. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 21(2), 122-125.
- [23] Sukhova, O. V. (2009) Influence of mechanisms of structure formation of interfaces in composites on their properties. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 31(7), 1001-1012.
- [24] Yubuta, K., Yamamoto, K., Yasuhara, A., Hiraga, K. (2014). Structure of an Al-Cu-Co Decagonal Quasicrystal Studied by Cs-Corrected STEM. *Mater. Trans.*, 55(6), 866-870. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2014008>.
- [25] Zou, Y., Wheeler, J. M., Sologubenko, A. S., Michler, J., Streurer, W., Spolenak, R. (2016) Bridging Room-Temperature and High-Temperature Plasticity in Decagonal Al-Ni-Co Quasicrystal by Microthermomechanical Testing. *Phil. Mag.*, 96(32-34), 3356-3378. <https://doi.org/10.1080/14786435.2016.1234722>.
- [26] Sukhova, O. V., Ustinova, K. V. (2019). The Effect of Cooling Rate on Phase Composition of Quasicrystalline Al-Cu-Fe Alloys Doped with Si and B. *Funct. Mater.*, 26(3), 495-506. <https://doi.org/10.15407/fm26.03.495>.
- [27] Sukhova, O. V., Polonskyy, V. A., Ustinova, K. V. (2018). Microstructure and Corrosion Properties of Quasicrystal Al-Cu-Fe Alloys Alloyed with Si and B in Acidic Solutions. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*, 121(6), 77-83. <https://doi.org/10.32434/0321-4095-2018-121-6-77-83>.
- [28] Sukhova, O. V., Polonskyy, V. A., Ustinova, K. V. (2018). Influence of Si and B on Structure and Corrosion Properties of Quasi-Crystalline Al-Cu-Fe Alloys in Solutions of Salts. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 40(11), 1475-1487. <https://doi.org/10.15407/mfint.40.11.1475>.
- [29] Laplanche, G., Joulain, A., Bonneville, J., Schaller, R., Kabir, T. El. (2010). Microstructures and Mechanical Properties of Al-Base Composite Materials Reinforced by Al-Cu-Fe Particles. *J. All. Compd.*, 493(1-2), 453-460. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.12.124>.
- [30] Zhen, Y. L., Hao, R. G., Hai, O. Q. (2011) Microstructure and Mechanical Properties of Al-7%Si Matrix Composites Reinforced with Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ Icosahedral Quasicrystal Particles. *Appl. Mech. Mater.*, 55-57, 1022-1027. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.55-57.1022>.
- [31] Sukhova, O. V. (2020) The Effect of Carbon Content and Cooling Rate on the Structure of Boron-Rich Fe-B-C Alloys. *Phys. Chem. Solid St.*, 21(2), 355-360. <https://doi.org/10.15330/pcss.21.2.355-360>.
- [32] Hiraga, K., Ohsuna, T., Sun, W., Sugiyama, K. (2002) The Structural Characteristics of Al-Co-Ni Decagonal Quasicrystals and Crystalline Approximants. *J. Alloys Compd.*, 342(1-2), 110-114. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(02\)00153-6](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(02)00153-6).
- [33] Singh, V. K., Barman, S. R. (2020) Study of Single Grain Decagonal Al-Ni-Co Quasicrystal Surface. *AIP Conf. Proc.*, 2265, 1-7. <https://doi.org/10.1063/5.0016759>.
- [34] Mihalkovic, M., Widom, M., Henley, C. L. (2010) Cell-Constrained Melt-Quench Simulation of D-AlCoNi: Ni-Rich Versus Co-Rich Structures. *Phil. Mag.*, 91(19), 2557-2566. <https://doi.org/10.1080/14786435.2010.515264>.
- [35] Tsai, A.-P., Inoue, A., Masumoto, T. (1989) A Stable Decagonal Quasicrystal in the Al-Cu-Co System. *Mater. Trans. JIM*, 30(4), 300-304. <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.30.300>.
- [36] Zhang, I. M., Gille, P. (2004) Solidification Study of Al-Cu-Co Alloys Using the Bridgman Method. *J. Alloys Compd.*, 370(1-2), 198-205. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2003.09.033>.
- [37] Sukhova, O. V., Syrovatko, Yu. V. (2019) New Metallic Materials and Synthetic Metals. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 41(9), 1171-1185. <https://doi.org/10.15407/mfint.41.09.1171>.
- [38] Jamshidi, L. C., Bodbari, R. J. (2018) Evolution of the Phases of Quasicrystalline Alloys Icosahedral/Decagonal Al_{62.2}Cu_{25.3}Fe_{12.5}/Al₆₅Ni₁₅Co₂₀ and Oxidative Behavior. *J. Chilean Chem. Soc.*, 63(2), 3928-3933. <https://doi.org/10.4067/s0717-97072018000203928>.
- [39] Jamshidi, L. C., Rodbari, R. J., Nascimento, L., Hernandez, E. P., Barbosa, C. M. (2016) Formation of phase icosahedral and decagonal quasicrystalline alloys Al_{62.5}Cu₂₅Fe_{12.5}/Al₆₅Ni₁₅Co₂₀ influence on the oxidation. *J. Met. Mater. Miner.*, 26(1), 9-16. <https://doi.org/10.14456/jmma.2016.2>.
- [40] Sukhova, O. V., Polonskyy, V. A., Ustinova, K. V. (2017) Structure Formation and Corrosion Behaviour of Quasicrystalline Al-Ni-Fe Alloys. *Phys. Chem. Solid St.*, 18(2), 222-227. <https://doi.org/10.15330/PCSS.18.2.222-227>.
- [41] Sukhova, O. V., Polons'kyi, V. A., Ustinova, K. V. (2019) Corrosion Resistance of Alloys of the Al-Cu-Fe-(Si, B) System in Mineralized Saline and Acid Solutions. *Mater. Sci.*, 55(2), 285-292. <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00302-2>.
- [42] Sukhova, O. V., Polonskyy, V. A., Ustinova, K. V. (2019) Corrosion-Electrochemical Properties of Quasicrystalline Al-Cu-Fe-(Si,B) and Al-Ni-Fe Alloys in NaCl Solution. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*, 124(3), 46-52. <https://doi.org/10.32434/0321-4095-2019-124-3-46-52>.
- [43] Zubchenko, A. S. (2016) *Steels and Alloys Brand Book*. Moscow: Mashinostroeniye.

-
- [44] Zharsky, I. M., Ivanova, N. P., Kuis, D. V., Svidunovich, N. A. (2012) *Corrosion and Protection of Metal Constructions and Equipment*. Minsk: Vysh. shk.
- [45] Cooke, K. (2020) *Aluminum Alloys and Composites*. London: Intechopen.
<https://doi.org/10.5772/intechopen.81519>