
В ЛАБОРАТОРИЯХ ВУЗОВ

IN HIGHER SCHOOL LABS

Известия вузов. Строительство. 2022. № 8. С. 102–118.

ISSN 0536-1052

News of Higher Educational Institutions. Construction. 2022; (8): 102–118.

ISSN 0536-1052

Научная статья

УДК 624.014.7:620.193

DOI: 10.32683/0536-1052-2022-764-8-102-118

ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЫ НА СВОЙСТВА ФРИКЦИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ ЛИСТОВ СПЛАВА 6082-Т6

Алла Георгиевна Катанина, Александр Николаевич Шувалов,

Олег Александрович Корнев, Евгения Васильевна Соколова

Московский государственный строительный университет (НИУ МГСУ),

Москва, Россия

Аннотация. На образцах соединений листов алюминиевого сплава 6082-Т6, моделирующих разъемные соединения металлических конструкций, изучено влияние коррозии на сопротивление растяжению. Образцы листового проката толщиной 10 мм были собраны внахлестку стальными оцинкованными высокопрочными болтами. Ускоренное испытание соединений на воздействие коррозионной среды заключалось в выдержке образцов в камере соляного тумана, имитирующей приморский климат, в течение 90 дней с последующим определением прочности соединения на растяжение. Испытания показали, что наибольшие коррозионные повреждения получили наружная поверхность алюминиевых накладок и стальные болты. Снижение среднего уровня напряжения, при котором происходит разрушение листов 6082-Т6 в соединении, после выдержки в камере составило 13 %. Характер разрушения основного металла по плоскости, ослабленной цилиндрическим отверстием, после коррозионного воздействия не изменился. Выявлены участки избирательного коррозионного воздействия на основной металл: открытые поверхности накладок, зона по периметру шайбы и участки растекания продуктов коррозии стали. Показано изменение состава поверхности листов в очагах локальной коррозии. Установлено, что цинковое покрытие стального комплекта в хлоридсодержащей среде разрушается, теряет свои защитные свойства и увеличивает глубину коррозионной деградации алюминиевого сплава. Покрытие цинком не предотвращает коррозии стали в контакте с листами сплава 6082-Т6. Предложена замена защитного покрытия стандартных элементов крепежа, изготовление трибосопряжения из однородных материалов.

Ключевые слова: алюминий, сплав, сталь, болт, коррозия, состав, поверхность, прочность

Для цитирования: Катанина А.Г., Шувалов А.Н., Корнев О.А., Соколова Е.В. Влияние коррозионной среды на свойства фрикционного соединения листов сплава 6082-Т6 // Известия вузов. Строительство. 2022. № 8. С. 102–118. DOI: 10.32683/0536-1052-2022-764-8-102-118.

© Катанина А.Г., Шувалов А.Н., Корнев О.А., Соколова Е.В., 2022

Original article

CORROSION INFLUENCE ON PROPERTIES OF FRICTION BOLTED JOINT OF 6082-T6 ALLOY SHEETS

Alla G. Katanina, Aleksandr N. Shuvalov, Oleg A. Kornev, Eugenia V. Sokolova
Moscow State University of Civil Engineering (NRU MGSU), Moscow, Russia

Abstract. Corrosion and mechanical resistance of 6082-T6 alloy was studied on specimens of detachable joints, modelling ones of metal structures. Specimen elements of metal sheet of 10 mm thickness were assembled with zinc-coated high-strength steel bolts. Accelerated test of joint resistance to loading in corrosion conditions consisted of maintaining the specimens in salt fog chamber in conditions imitating coastal climate for 90 days with subsequent joint strength determination at static tensile loading. It was established that external surface of cover plates and steel elements of fastening set degraded at higher degree. Decrease in average level of stress, at which 6082-T6 alloy sheet fractures in detachable joint with corrosion was 13 %. Fracture behavior of base metal along plane weakened by cylindrical hole did not change after corrosion effect. Areas of selective corrosion effect on base metal were detected, these were exposed surfaces of cover plates along washer perimeter and areas of condensate spreading. Alloy composition alternation in local corrosion areas was shown. It was shown that zinc-coating for steel fastening elements in chloride-containing environment was destroyed, lost its protective properties and increased depth of corrosion degradation on aluminium alloy. Coating with zinc does not prevent corrosion of steel that is in contact with elements made of 6082-T6 alloy. Protective coating of standard fastening elements is suggested to be replaced by tribocoupling from homogeneous materials.

Keywords: aluminium, alloy, steel, bolt, corrosion, composition, surface, strength

For citation: Katanina A.G., Shuvalov A.N., Kornev O.A., Sokolova E.V. Corrosion influence on properties of friction bolted joint of 6082-T6 alloy sheets. *News of Higher Educational Institutions. Construction.* 2022; (8): 102–118. (In Russ.). DOI: 10.32683/0536-1052-2022-764-8-102-118.

Введение. Конструкционный алюминий, представленный сплавом марки EN AW 6082, становится одним из наиболее востребованных в строительстве материалов. Согласно рекомендациям EN 1999-1-1:2007 “Eurocode 9: Design of aluminium structures – Part 1-1: General structural rules” деформируемый, упрочняемый термообработкой по режиму T6 сплав системы Al-Mg-Si с маркировкой 6082-T6 сочетает стойкость к коррозии с высокой удельной прочностью, присущей для большинства форм: сплошные и пустотелые экструдированные профили, трубы, пластины, листовой материал, поковки, разъемные и неразъемные соединения. Состав сплава марки 6082 включен в новую редакцию ГОСТ 4784–2019 «Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки» и соответствует марке АД35 по СП 128.13330.2016 «Алюминиевые конструкции». Материал находит все большее применение в компонентах, подверженных воздействию морской среды и коррозии [1].

Из статистических данных известно, что в стране ежегодные потери металлов из-за их коррозии составляют до 12 % общей массы металлофонда, что соответствует утрате порядка 30 % производимого ежегодно металла [2, 3]. При этом скорость коррозии в земной атмосфере железа составляет 200 мкм в год, а скорость коррозии алюминия 8 мкм в год. Меньший темп коррозии позволяет обеспечить большую архитектурную выразительность

и долговечность алюминиевых конструкций. От выбора материалов, стойких при эксплуатации, в существенной мере зависят безопасность и конкурентоспособность строительных изделий [4–9].

При целенаправленном использовании сведений о механизмах и видах коррозии в СП 28.13330.2017 «Задача строительных конструкций от коррозии» были включены различные технологии первичной, вторичной и специальной защиты разъемных и неразъемных соединений алюминиевых конструкций. Однако на стадии первичной защиты, рекомендуемой правилами проектирования стационарного изделия/объекта, чаще всего учитывают лишь информацию о коррозионных потерях металла, возникающих при развитии равномерной коррозии. Равномерная коррозия в отличие от углеродистой стали не опасна для пассивирующегося алюминия, но может изменить архитектурную привлекательность материала. При этом переход алюминия в пассивное состояние и перепассивация при эксплуатации не зависят от природы окислителя, действующего на металл. Образование на сплавах пассивной фазовой пленки – слоя оксида/гидроксида алюминия – зависит от способа подготовки поверхности, что важно учитывать при сборке фрикционных болтовых соединений [9–11]. Изменение состава и толщины защитных пленок, образующихся в атмосфере на сплавах систем Al-Zn-Mg и Al-Mg-Si, приведены в табл. 1.

При эксплуатации в воде алюминий покрывается пленкой гидроксида $\text{Al}(\text{OH})_3$ (аморфной или кристаллической) вместо оксида Al_2O_3 на воздухе, которая скреплена с металлом хуже, чем оксид, но может превращаться в оксид со временем [9]. Нарушать пассивное состояние металла или препятствовать его возникновению способны ионы хлора, брома, иода, которые вытесняют с поверхности металла адсорбированный кислород [10, 11, 13]. Например, по данным [9], на обнаженной поверхности нержавейки с депас-сиватором ионом хлора начальный ток $10 \text{ A}/\text{cm}^2$ способствовал снятию до 10 000 атомных слоев сплава в секунду. По данным [14], в 3%-м растворе NaCl , имитирующем морскую воду, сплав марки AW 6082 демонстрировал более высокую скорость коррозии по сравнению с AW 6026 (содержит висмут). При изменении кислотности среды от pH 1 до pH 13 наблюдалось постепенное уменьшение глубины поражения коррозией со временем [14–16].

Таблица 1. Состав и толщина оксидных пленок на поверхности алюминиевых сплавов [12]

Table 1. Composition and thickness of oxide films on aluminium alloy surface [12]

Способ подготовки поверхности	Структура оксидных пленок	Сплав системы Al-Zn-Mg		Сплав системы Al-Mg-Si	
		Толщина пленок, мм			
		отдельных слоев	общая	отдельных слоев	общая
Состояние поставки	MgO	0,005–0,15	0,02–0,45	0,02–0,11	0,015–0,38
	MgO+ Al_2O_3	0,015–0,03		0,01–0,02	
Химическое травление	MgO	0,003–0,01	0,013–0,35	0,002–0,008	0,01–0,27
	MgO+ Al_2O_3	0,01–0,025		0,01–0,20	
Зачистка вращающейся щеткой	MgO+ Al_2O_3	0,015–0,026	0,015–0,026	0,011–0,02	0,011–0,02

Для контактирующих в болтовом соединении металлов скорость коррозии в морской воде составляет для алюминия 1–50, цинка 0,5–10, стали 0,1–10 мкм в год [10–12]. Электродные потенциалы увеличиваются в ряду Mg-Zn-Al-Cd-Fe и составляют у Al –0,63 В, Fe (–0,34)–(–0,50) В, Zn –0,83 В, а их контакт приводит к изменению скорости коррозии каждого из контактирующих элементов. Эксплуатация алюминия в хлоридсодержащем электролите сопровождается быстрым разрушением защитной пленки и развитием локальных видов коррозии. При этом чистый алюминий имеет максимальное сопротивление локальной точечной коррозии (питтинговой), а сплавы различных серий по стойкости к питтингу располагаются в следующем порядке: 1xxx – 5xxx – 3xxx – 6xxx – 7xxx – 2xxx [11, 13].

Однако наблюдались и исключения [15–18]: при высокой концентрации хлорид-ионов сплав 6056 был более стоек к питтинговой коррозии, чем сплав 2024, а при низкой концентрации, наоборот, сплав 2024 обладал большей стойкостью. Поэтому плакирование алюминием или более стойким сплавом представляется способом защиты сплавов от коррозии, требующим экспериментального подтверждения.

В изучаемых сплавах системы Al-Mg-Si появление питтинга и межкристаллитной коррозии связаны с неоднородностью их структуры, обусловленной свойствами включений кремния и интерметаллидных соединений алюминия [9–11]. При номинальном химическом составе марки 6082 количество упрочняющего соединения Mg_2Si после искусственного старения может достигать 1,4 %, а избыточное содержание кремния 0,5 % [19]. Считалось [10, 13], что более отрицательные, чем основной металл, анодные структурные включения Mg_2Si существенно не изменяют коррозионной стойкости сплава. Однако позднее [20] было определено, что коррозионное разрушение фазы Mg_2Si начиналось уже через несколько секунд после погружения сплава в хлорид натрия независимо от вида термической обработки сплава.

По данным [20, 21], скорость точечной коррозии AA6082 увеличивалась с ростом концентрации хлорида и температуры, а после трех месяцев воздействия коррозии у сплава 6061-T6 произошло значительное снижение предела усталости (68 МПа) по отношению к некорродированному материалу (131 МПа). После климатических испытаний в приморской зоне в течение шести месяцев стандартные механические свойства сплава системы Al-Mg-Si (марка В-1341) оставались на уровне исходных значений [22]. В случае фрикционных болтовых соединений алюминиевого сплава при пластической деформации и истирании как доминирующих механизмах износа повышения коррозионной стойкости в растворе NaCl добивались применением дигидрата молибдата натрия в качестве ингибитора [23].

Прогнозирование поведения узлов, сочетающих детали из различных сплавов, осложнено тем, что в этих случаях функционирует многоэлектродная коррозионная система [10]. Скорость коррозии металла, склонного к пассивации, при контакте с металлом, имеющим более положительный потенциал, может и увеличиваться, и уменьшаться в зависимости от общего потенциала системы, площади контакта, состава и подвижности среды. Так, для пары Zn-Fe сила тока коррозии увеличивается при перемешивании раствора, а по мере удаления от контакта падает. В атмосферных условиях между алюминием, цинком и кадмием контактной коррозии не возникает [10, 11].

По нормативам применение цинкового покрытия для крепежных элементов в слабоагрессивных средах – мера вторичной защиты соединения. Покрытие предназначено предотвращать контактную коррозию стальных крепежных элементов при сопряжении с деталями из алюминия и его сплавов в разъемных соединениях, так как является анодным по отношению к черным металлам. Однако в нейтральном водном электролите NaCl с различной концентрацией происходили анодное растворение цинка и локализация коррозии в форме правильного массива анодных отверстий [24]. Плотность перфорации цинка уменьшалась с увеличением концентрации соли. Следовательно, сборка узла крепежом с анодной цинковой защитой может отразиться на чувствительности конструкционных материалов к структурным видам коррозии.

По нормам меры дополнительной защиты несущих конструкций из алюминия всех марок от воздействия хлоридсодержащих сред включают электрохимическое анодирование заготовок на толщину 15 мкм. По окончании монтажа такие конструкции вместе с выступающими частями высокопрочных болтов должны быть защищены от коррозии лакокрасочными покрытиями с последующей герметизацией.

Вместе с тем исследования [25] показали, что слой краски не гарантирует защиты металла от расслаивающей коррозии (РСК), в отличие от питтинга, который ограничен малыми объемами, часто не влияющими на долговечность изделия, РСК поражает значительные поверхности. Так, контакт стали со сплавом 1915Т (система Al-Zn-Mg) вызывал в некоторых случаях активную РСК сплава, хотя вне контакта он был подвержен только питтингу [26]. В соединениях внахлестку на стяжке болтами возникают зоны избытка кислорода на наружных и зоны его недостатка на сопряженных поверхностях, что влияет на электрохимическое состояние узла. Кислород как пассиватор тормозит анодный процесс, но как деполяризатор ускоряет катодный [11, 26].

Принятию оптимальных конструктивных решений мешает неоднозначность требований со стороны нормативов. Так, для морских алюминиевых конструкций в EN 1999-1-1:2007 рекомендовано использовать в болтовых соединениях крепежные элементы из коррозионностойкой стали A4 316. Согласно же СП 28.13330.2017, непосредственный контакт сплава EN AW 6082 не допустим не только с углеродистыми и низколегированными, но и с коррозионностойкими сталью, а для вторичной защиты дополнительно рекомендованы лакокрасочные покрытия и герметизация контактирующих поверхностей по контуру.

Таким образом, по данным ряда классических и новых публикаций не накоплено однозначной информации о механизме коррозии сплавов Al-Mg-Si в сборных конструкциях, в том числе отсутствуют данные о детальном изучении коррозионного поведения сплава 6082-T6 (аналог АД35Т1) в широко используемых при строительстве контактных соединениях.

Целью данного исследования являлось изучение сопротивления коррозионно-механическому разрушению алюминиевого сплава марки 6082-T6 в разъемных болтовых соединениях, определение возможности применения изделий в нейтральных хлоридсодержащих средах и причин преждевременного выхода изделий из строя.

Методика и материалы. В работе исследовано сопротивление сплава AW 6082-T6 коррозионным и механическим воздействиям на образцах, моделирующих узлы металлических конструкций. Образцы деталей в сборке нахлесткой изготавливались из листового проката толщиной 10 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 9.909–86 «Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы, сплавы, покрытия металлические и неметаллические неорганические». Марочный состав сплава AW 6082-T6 системы Al-Mg-Si соответствовал ГОСТ 4784–2019. Форма и размеры опытных образцов разъемных резьбовых соединений показаны на рис. 1.

Конструкция образцов позволяла оценивать устойчивость материала к структурной коррозии и обеспечивала постоянный доступ коррозионно-активной среды к испытываемым образцам со всех сторон. Затяжку болтов выполняли с моментом 60 Н·м до коррозии и 100 Н·м после коррозионного воздействия таким образом, чтобы не было зазоров в соединении. Ускоренное испытание на сопротивление соединения нагрузкам в условиях коррозии состояло в выдержке образцов в коррозионной среде камеры соляного тумана (КСТ) с последующим определением прочности соединения при статическом растяжении. Коррозионное испытание в соответствии с ГОСТ 9.913–90 «Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Алюминий, магний и их сплавы. Методы ускоренных коррозионных испытаний» проводили в течение 90 сут при температуре $+35(\pm 2)$ °C в условиях нейтрального соляного тумана с концентрацией NaCl в рассоле – 5 %, дисперсностью капель –

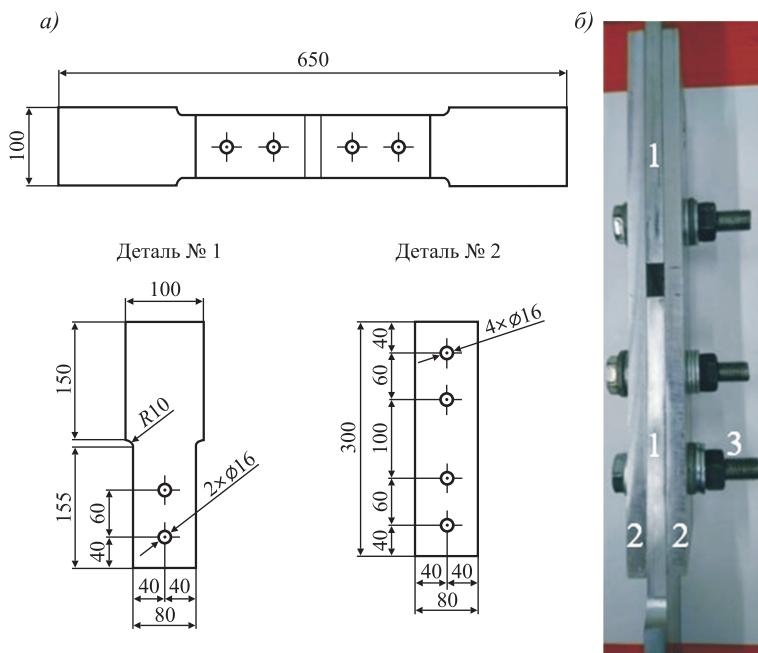


Рис. 1. Конструкция (а) и внешний вид (б) болтового соединения
деталь 1 – в середине нахлестки, деталь 2 – накладка, деталь 3 – комплект
болт M15/шайбы/гайка

Fig. 1. Dimensions (a) and general view (b) of a bolted joint element 1 – in the middle of an overlap joint, element 2 – cover plate, element 3 – a M15 bolt/washer/nut set

1–10 мкм, при относительной влажности не более 95 % и водности – 2–3 г на 80 см² в сутки.

Образцы устанавливали в положение, соответствующее условиям эксплуатации, без соприкосновения друг с другом так, чтобы общий объем образцов не превышал 40 % полезного объема камеры. Оценку коррозионных повреждений проводили в макро- и микромасштабах по ГОСТ 9.908–85 «Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости» визуально, с помощью светового микроскопа Digimicro2.0mpix (СМ) и сканирующего электронного микроскопа Quanta 200 (СЭМ).

Для анализа распределения химических элементов и продуктов коррозии на поверхности детали 2 применяли энергодисперсионную рентгеновскую спектроскопию с использованием приставки EDAX к электронному микроскопу Quanta 200. Испытания на статическое растяжение образцов до и после КСТ проводили на гидравлической машине Instron Satec 1000HDX при постоянном осевом растяжении с постоянной скоростью по ГОСТ Р 1497–84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение».

Результаты и обсуждение. Эффективность болтовых соединений оценивали по результатам механических испытаний образцов, моделирующих практику сборки металлоконструкций. Результаты испытания по ГОСТ 9.913–90 серии образцов разъемного соединения внахлестку из листового проката алюминиевого сплава EN AW 6082-T6 на высокопрочных стальных болтах M14 класса прочности 10.9 с предварительным натягом до и после выдержки в КСТ в течение 90 сут представлены на рис. 2.

По результатам растяжения образцов без воздействия коррозии среднее квадратичное отклонение значений прочности составило 10,6 (коэффициент вариации 3 %), что свидетельствует о стабильности соединения и методики испытания. Указанные образцы, механически вырезанные из листа 6082-T6, как в состоянии поставки, так и в зонах фрикционного контакта после обработки металлическими щетками имели блестящую поверхность. Такой вид сохраняет поверхность материала с фазовой пленкой оксидов магния и алюминия толщиной от единицы до десяти-

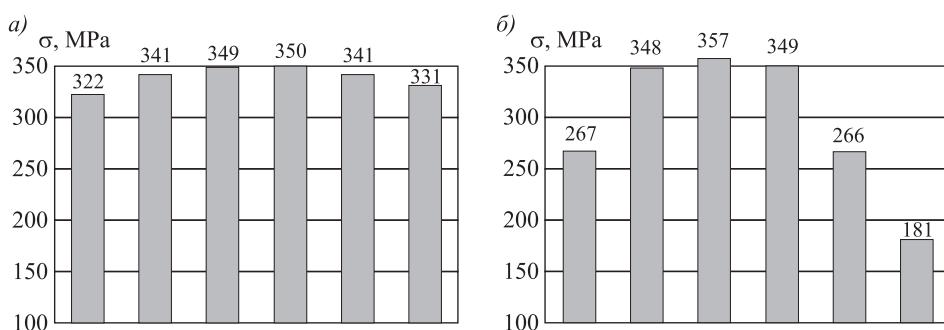


Рис. 2. Значения предела прочности образцов сплава 6082-T6 после испытания на растяжение болтовых фрикционных соединений в состоянии поставки (а) и после КСТ (б)

Fig. 2. Tensile strength values of 6082-T6 alloy specimens of bolted joints before (a) and after (b) maintaining in SFC

ков нанометров, состав которой для сплавов системы Al-Mg-Si показан в табл. 1.

В выборке образцов болтовых соединений после воздействия соляного тумана среднее значение предела прочности уменьшилось на 13 % до 295 МПа, среднеквадратичное отклонение возросло до 70. Для половины образцов переход в неустойчивое состояние происходил при меньших нагрузках с сохранением раскрытия трещины в плоскости максимальных нормальных напряжений отрыва. Влияние коррозии на структуру поверхности разрушения сплава 6082-T6 в ослабленном сечении болтового соединения показано на рис. 3.

В условиях возможной многоэлектродной коррозионной системы, сочетающей детали из различных сплавов, после выдержки в КСТ следов коррозионного растрескивания на обеих поверхностях детали 1, находившихся под напряжением затяжки болтов, не установлено. При плотной предварительной затяжке на 60 Н·м, ограничивающей доступ электролита, контакт не приводил к образованию гальванопары в отверстии (рис. 3, в, г). Сравнением поверхности разрушения после испытания растяжением (рис. 3, а, б) установлено: характер разрушения соединений до и после коррозии не изменился, что свидетельствует об отсутствии в ослабленном сечении дополнительных концентраторов напряжений.

После выдержки в коррозионной среде и растяжения на краю излома наблюдалось сужение площадки нормального отрыва до 4 мм (рис. 3, и) и менее криволинейная траектория поперечного сдвига в зоне долома (рис. 3, б). Это совпадает с ранее полученными данными [27], где было показано, что снижение интенсивности деформаций в пластинах толщиной 10 мм из сплава 6082 около кругового отверстия происходило по гиперболе на расстоянии 5 мм. Деформированные зоны алюминия под шайбами, действуя как аноды по отношению к недеформированным, покрывались более толстой непрозрачной (темной) пленкой оксида. На детали 1 после растяжения половины перетянутых с моментом 100 Н·м «соленых» образцов наблюдались следы разрыва поверхностной пленки с потемневшими «иерогlyphами» (рис. 3, д).

Методом локального микроанализа исследовано влияние коррозии на наружную деталь 2 (накладку) нахлесточного соединения листов сплава 6082-T6. Анализ показал повышение доли железа на поверхности листа в зоне контакта фрикционного сопряжения, которое возможно вызвано смешением и трением болта о поверхность отверстия.

В условиях увеличения стационарных потенциалов металлов в ряду Mg-Zn-Al-Cd-Fe [11, 12], когда каждый последующий металл при контакте с предыдущим влияет на его коррозию, в соляной камере происходило усиление коррозии цинкового покрытия и стали крепежа из-за появления контакта с алюминием (рис. 4).

В условиях соляного тумана, экстремальных по сравнению с реальными условиями окружающей среды, деградация от коррозии затронула доступные для солевого тумана наружные поверхности алюминиевых деталей 1 и 2. Испытание вызвало разрушение цинковой анодной защиты крепежных элементов болтового соединения, появление рыжей ржавчины (см. рис. 4). По данным [9, 10], пассивность цинка, обусловленная плотной пленкой нерастворимого гидроксида с высокими защитными свойствами, уменьшается

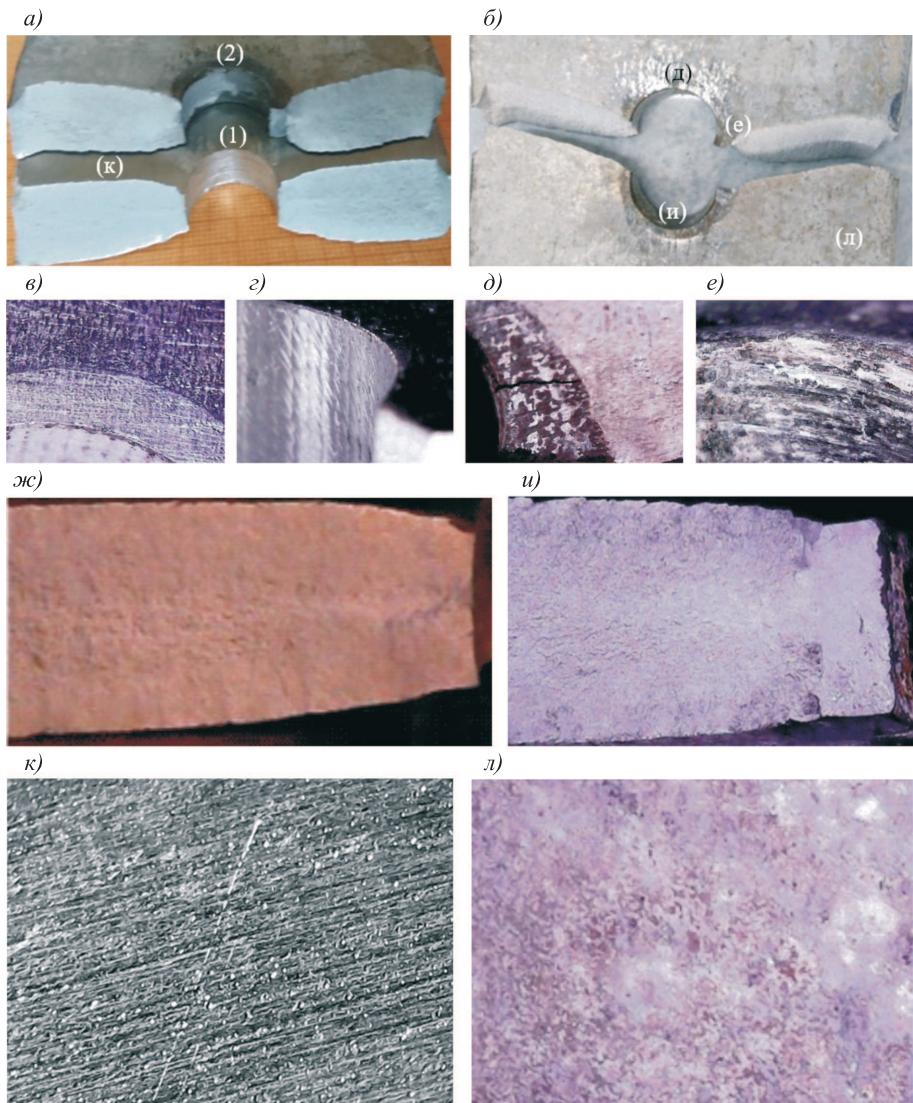


Рис. 3. Строение излома и несопряженной поверхности детали 1 в болтовом соединении листов сплава 6082-Т6

a – деталь без коррозии с обработкой щетками (1) и деталь после 90 сут в КСТ (2); *б* – деталь после 90 сут в КСТ с точками контроля; *в–л* – макроструктура поверхности до и после КСТ (*в, д* – на участках трения; *г, е* – на стенке отверстия; *ж, и* – в изломах по ослабленному сечению; *к, л* – на несопряженных участках детали) (20х, СМ)

Fig. 3. Structure of fracture and non-contact surfaces of the element 1 in a bolted joint *a(1)* – the element with no corrosion and surface-cleaned with metal brush; *a(2), b* – the element after 90 days SFC. Macrostructure before and after maintaining in SFC respectively: *v, d* – of friction area, *g, e* – of curved surface of a hole; *zh, i* – of the fracture along the plane of weakness; *k, l* – non-contact surface (20x, LM)

в условиях высокой влажности и при наличии хлоридов, поскольку плотная пленка превращается в рыхлые продукты коррозии металла с низкой защитной способностью. За время выдержки в КСТ освободившаяся от цинка стальная поверхность усилила коррозию алюминиевого сплава в большей степени там, где при затяжке болта повредили защитную оксидную пленку

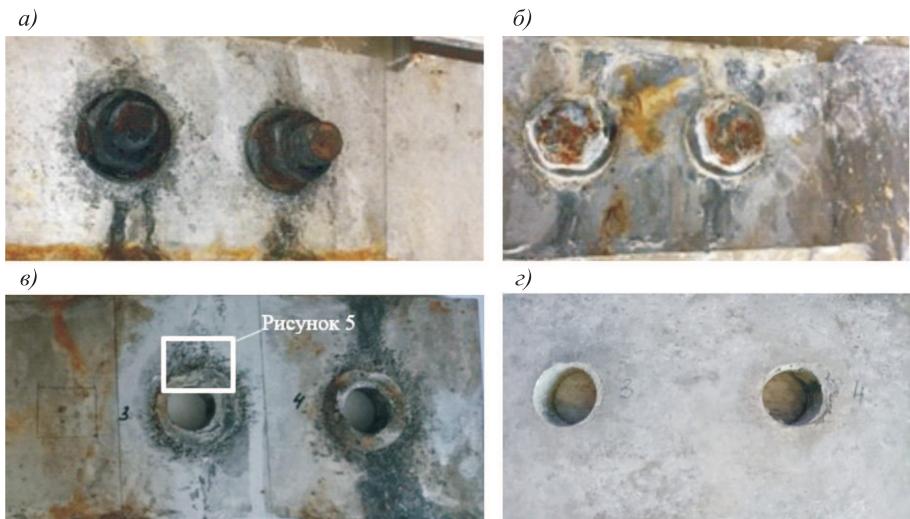


Рис. 4. Фото внешнего вида крепежа, наружной и внутренней поверхности накладки в болтовом соединении сплава 6082-T6 после КСТ поверхность накладки со стороны гайки (а), со стороны головки болта (б); наружная (в) и внутренняя (г) стороны накладки

Fig. 4. Photographs of internal and external surfaces of cover plate of a bolted joint after maintaining in SFC

a – surface from nut side, b – surface from bolt head side, external (v) and internal (g) surfaces of a cover plate

накладки. Присутствие ионов-активаторов (Cl^-) препятствовало своевременному восстановлению защитных пленок на поверхности пассивирующихся металлов.

Внешний вид зон деградации поверхности накладки вокруг отверстия показан на рис. 5, а. Структура повреждений при рассмотрении с помощью светового и сканирующего электронного микроскопа представлена на рис. 5, б–к.

Морфология повреждений, показанная на рис. 5, предполагает, что форма и распределение углублений на поверхности детали 2 связаны с электрохимической природой коррозии и включением в процесс интерметаллических фаз сплава 6082-T6 [15, 20, 26]. Так, по периметру оцинкованной шайбы в контакте Zn с Fe (более удаленных по потенциалу металлов) наблюдалось больше повреждений контактной коррозией.

Пятна коррозии развивались наиболее интенсивно на тех поверхностях соединения, где конденсировался туман (зона и на рисунке 5, а). О смачивании металла конденсатом и продуктами зональной коррозии свидетельствовали следы растекания и вспучивания, переходящие в неглубокие язвы (0,3–0,4 мм) с черным твердым продуктом коррозии, на дне которых выявлены расслои в направлении текстуры деформации проката (рис. 5, б–к).

Исследование микроструктуры поверхности накладки после КСТ с помощью СЭМ и анализ EDAX (табл. 2) показали, что продукты коррозии железа и цинка с поверхности элементов крепежа вместе с конденсатом рас текались по алюминиевым листам в сборке, но отсутствовали в зонах затяжки накладок под оцинкованными шайбами.

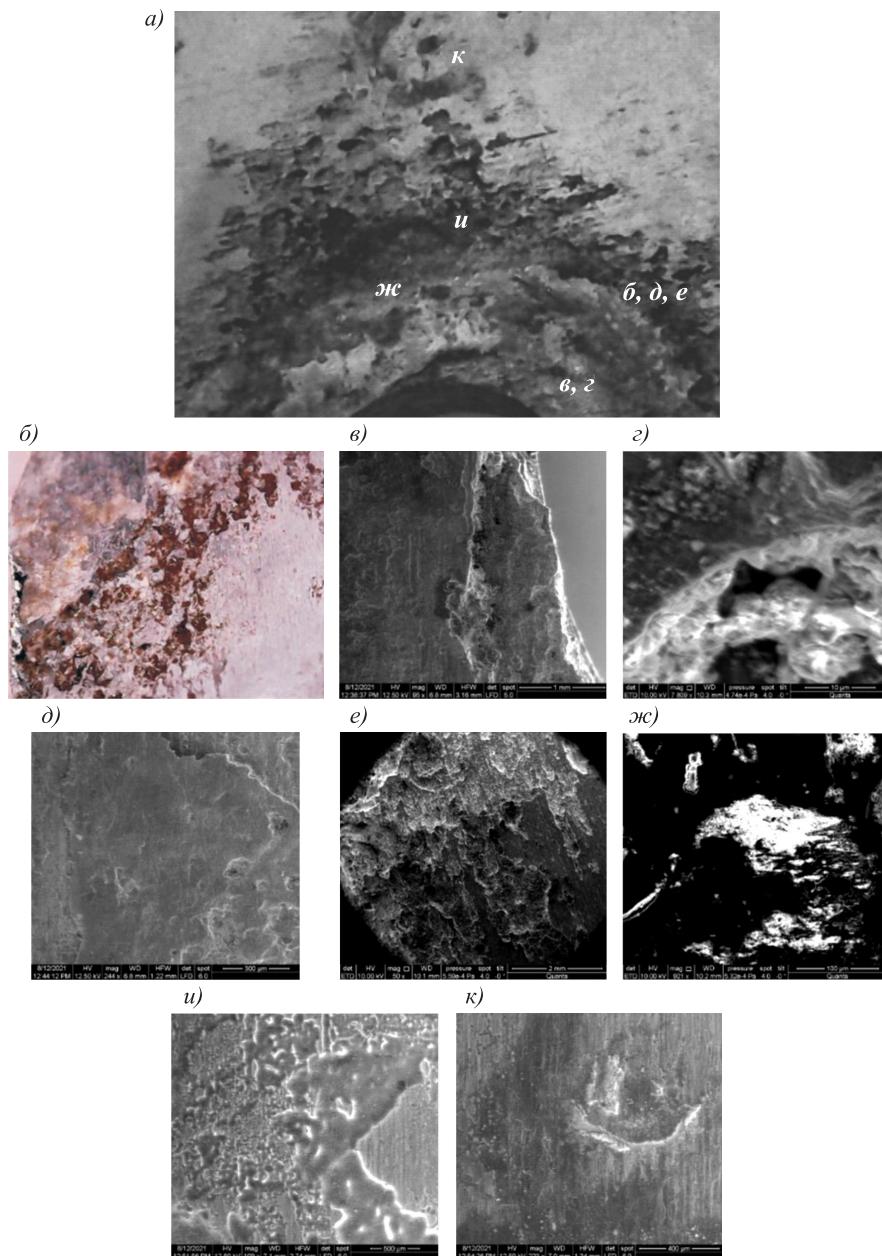


Рис. 5. Структура наружной поверхности накладки (а) в зонах коррозионных поражений под шайбой (б – при увеличении 20х, д – 244х, е – 50х); край отверстия (в – 95х, г – 7809х), по периметру шайбы (жс – 921х); наиболее глубоких зонах коррозионного повреждения и вспучивания (и, к – 20х)

Fig. 5. Corrosion degradation areas of external surface of a cover plate: hole edge (v – 95x, g – 7809x magnifications, SEM), under a washer (b – 20x, d – 244x, e – 50x magnifications, SEM), washer outline (zh – 921x magnification, SEM), the deepest area of corrosion (i – 100x magnification, SEM) and blistering (k)

Таблица 2. Распределение оксидов на поверхности накладки болтового соединения алюминиевого сплава 6082-T6 после 90 сут выдержки в солевом тумане, % вес.

Table 2. Oxide distribution on cover plate surface of a bolted joint after 90 days maintaining in salt fog, wt%

Зона контроля	Al ₂ O ₃	MgO	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	Cl ₂ O/Na ₂ O	ZnO
Край отверстия около болта	39,07	0,57	0,72	0,90	0,27/1,01	—
Под шайбой	68,56	0,92	2,62	0,74	0,54/1,04	—
Язвы за периметром шайбы	40,71	0,59	0,83	1,03	2,08/19,38	27,99
Растекание конденсата	75,43	1,46	1,69	—	—/0,48	—
Черная пленка	42,43	0,39	2,59	1,68	2,24/1,6	—
Ржавая точка	48,5	0,94	1,44	8,59	0,22/0,81	—
Без коррозии	91,81	1,38	0,68	—	—/0,60	—
В изломе шва СТП	88,81	1,63	0,88	—	0,24/1,01	0,51 (MnO)

Продукты коррозии стального крепежа обнаружены в глубоких пятнах и расслоениях деталей 2 за периметром шайбы. Продукты коррозии с железом, отлагаясь на алюминии, приводили к четко выраженной избирательной коррозии. На потемневших поверхностях накладок, закрытых оцинкованными шайбами, не обнаружено рыхлых продуктов коррозии. Однако рыхлые белые продукты репассивации алюминия (гидроксид алюминия и, возможно, гидратированный оксид – бемит [9]) наблюдались внутри затянутых отверстий (рис. 5, 2) и на закрытой от влаги внутренней площади нахлестки деталей 1 и 2.

Почерневшая поверхность под шайбами и на толщине листов содержала повышенный процент оксида кремния (см. табл. 2) и, возможно, промежуточных соединений типа оксихлорида алюминия [15]. Известно [11], что пористые покрытия с невысокими защитными свойствами типа Хим. Окс (химическое оксидирование на толщину 1–2 мкм) на сплавах системы Al-Mg-Si приобретали черный цвет. Плотного «барьерного подслоя» на алюминии не показывает и гальваническое анодирование на толщину 10–20 мкм. Во всех случаях «сквозные каналы» в оксиде герметизировали кипячением в воде [1].

За 90 сут выдержки в хлоридсодержащей среде неглубокие единичные очаги местной коррозии, не перешедшие в питтинг, растущие так же, как в [10, 11], на включениях интерметаллидов размером 2–10–100 мкм, образовались на открытых поверхностях сборочной единицы. По данным [19], количество соединения Mg₂Si в структуре сплавов системы Al-Mg-Si после искусственного старения может достигать 1,4 %, а избыточное содержание кремния – 0,5 %. Фазы Mg₂Si являются анодными структурными включениями (более отрицательные, чем основной металл) [10].

Кремний оказывает отрицательное влияние на коррозионную стойкость алюминия [13], если он находится в свободном состоянии. В нашем случае видимые на толщине листа крупные пятна сохранились под твердой черной пленкой, что может быть связано [10] с возможной коагуляцией интерметаллидов, нарушающей непрерывность цепочки выделений по границам зерен (рис. 6).

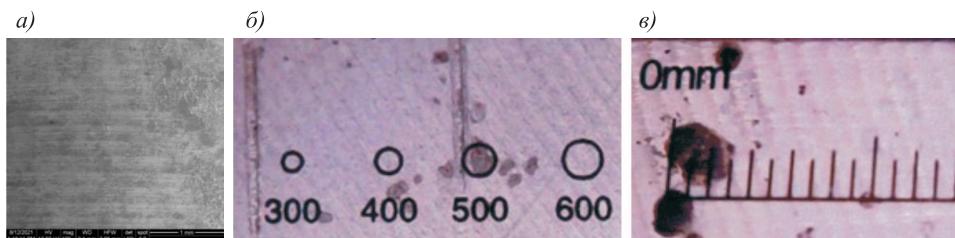


Рис. 6. Изменения на несопряженных поверхностях болтового соединения после выдержки в КСТ

а – серые пятна 100х СЭМ; б – черные пятна, 20х СМ; в – выпуклые пористые черные наплывы по толщине листа

Fig. 6. Changes of non-contact surfaces of a bolted joint after maintaining in SFC
a – grey stains (100x magnification, SEM), b – black stains (20x magnification, LM), v – bulging porous formation along sheet thickness

Следов растворения интерметаллидов и образования несплошностей в виде глубоких питтингов и язв на несопряженных поверхностях крупного сборочного узла после 90 сут в КСТ не наблюдалось.

По результатам работ установлено, что в стандартной атмосфере соляного тумана происходит избирательная коррозия компонентов сборных образцов из листового проката алюминиевого сплава 6082-T6 на стальном крепеже болтами. Наибольшие повреждения листов отмечены вокруг стяжки болтами.

Заключение. Экспериментально исследовано влияние хлоридсодержащей коррозионной среды на свойства триклического соединения в нахлестку листовых конструкций из алюминиевого сплава марки 6082-T6 стальными высокопрочными болтами с защитным цинковым покрытием.

По результатам 90 сут коррозионных воздействий в условиях камеры соляного тумана (имитации приморского климата) на разъемное соединение установлено, что в большей степени деградировали внешняя поверхность накладок соединения и комплект стального крепежа. Снижение среднего уровня напряжения, разрушающего лист из алюминиевого сплава 6082-T6, в разъемном соединении с коррозией по сравнению с контрольными образцами составило 13 %. При отсутствии дополнительных концентраторов напряжений от коррозии характер разрушения основного металла по ослабленному цилиндрическим отверстием сечению до и после коррозии не изменился.

У половины выборки образцов в процессе сборки алюминиевых листов с моментом затяжки болтов 60 Н·м при отсутствии повреждений природной защитной оксидной пленки уровень прочности сохранился.

Установлены места избирательного воздействия коррозии на основной металл болтового соединения: открытые поверхности накладок по периметру шайбы и зоны растекания конденсата.

Показано, что цинковое покрытие для стального крепежа в хлоридсодержащей среде, имитирующей приморский климат, разрушается, теряет свои защитные свойства и увеличивает глубину коррозионного поражения алюминиевого сплава. Покрытие цинком не предотвращает контактную коррозию сталей при сопряжении с деталями из алюминиевого сплава 6082-T6.

Для предотвращения деградации поверхности конструкционного сплава накладок внахлестке предлагается применять плакирование листа алюминием или изготовление накладок из технического алюминия, а для крепежа – замену цинка в защитном покрытии на кадмий с дополнительной изоляцией соприкасающихся поверхностей полимерными покрытиями, что может вызвать удорожание конструкции и ее обслуживания.

При отсутствии сырьевых ограничений для замены стального крепежа на алюминиевые легкие болты представляется целесообразным предотвратить контактную коррозию, обеспечить конструктивное и технологическое преимущество разъемных соединений.

По данным EN 755-2: 2016 “*Aluminium and aluminium alloys – Extruded rod/bar, tube and profiles – Part 2: Mechanical properties*” на рынок поставляется прессованный пруток из исследованного нами сплава 6082-T6 с механическими характеристиками: предел прочности 310 МПа, предел текучести 260 МПа, относительное удлинение 8 % для диаметров 20–150 мм, т.е. полностью соответствующими свойствам листового проката. Согласно EN 1999-1-1: 2007 с применением алюминиевых болтов возможен перевод сборной конструкции в категорию А по долговечности. Однако отсутствуют нормативная база выполнения расчетов соединений и коммерческие предложения на готовые алюминиевые болты, необходимые для замены материала крепежа. Решение задачи требует дополнительного проектного и экспериментального исследований.

Список источников

1. Полмеар Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов. М.: Техносфера, 2008. 464 с.
2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 8. С. 7–17.
3. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 2. С. 76–87.
4. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения / под ред. Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова. М.: ЛЕНАНД, 2018. 720 с.
5. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2. С. 16–21.
6. Луценко А.Н., Славин А.В., Ерасов В.С., Хвацкий К.К. Прочностные испытания и исследования авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии, 2017. № 8. С. 527–546.
7. Плювинаж Г., Сапунов В.Т. Статистическое прогнозирование деформационно-прочностных характеристик конструкционных материалов М.: Изд-во ЛКИ, 2008. 177 с.
8. Штремель М.А. Разрушение: В 2 кн. Кн. 2. Разрушение структур: Моногр. М.: Изд-дом МИСиС, 2015. 976 с.
9. Структура и коррозия металлов и сплавов. Атлас: Справ. / под ред. Е.А. Ульянина. М.: Металлургия, 1989. 400 с.

10. Синявский В.С., Вальков В.Д., Калинин В.Д. Коррозия и защита алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 224 с.
11. Шлугер М.А., Ажогин Ф.Ф., Ефимов Е.А. Коррозия и защита металлов. М.: Металлургия, 1981. 216 с.
12. Овчинников В.В., Андреева Л.П., Любимова Т.Д. Оксидные включения в швах алюминиевых сплавов, полученных методом сварки трением с перемешиванием // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2017. № 6. С. 3–13.
13. Рачев Х., Стефанова С. Справочник по коррозии: Пер. с болг. М.: Мир, 1982. 520 с.
14. Kamarska Kalina. Investigation of the corrosion behavior of aluminium alloys EN AW-6026 and EN AW-6082 // Scientific Works of the Union of Scientists in Bulgaria – Plobdiv. Series C. Tecnics and Technologies, 17, 2019.
15. Cicolin D., Trueba M., Trasattim S.P. Effect of chloride concentration, pH and dissolved oxygen, on the repassivation of 6082-T6 Al alloy // Electrochim. Acta. 2013. No. 124. P. 27–35.
16. Blanc C., Mankowsky G. Susceptibility to pitting corrosion of 6056 aluminium alloy // Corrosion science. 1997. Vol. 39, issue 5. P. 949–959.
17. Варченко Е.А., Курс М.Г. Влияние параметров коррозионной среды на свойства конструкционных металлических материалов при проведении испытаний в морской воде (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 5. С. 85–93.
18. Курс М.Г., Кутырев А.Е., Киричок В.Ф., Фомина М.А. Ускоренные циклические коррозионные испытания авиационных материалов // Труды ВИАМ. 2019. № 10. С. 61–75.
19. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учеб. для вузов. 3-е изд. М.: МИСИС, 1999. 416 с.
20. Muñoz Alejandro Fernández, Buenhombré José Luis Mier, García-Diez Ana Isabel, Fabal Carolina Camba, Díaz Juan José Galán. Fatigue study of the pre-corroded 6082-T6 aluminium alloy in saline atmosphere // Metals. 2020. Vol. 10, no. 9. P. 1260.
21. Shanari K., Finšgar M. Electrochemical analysis of AA6082 aluminium alloy in chloride media // Int. J. Electrochem. Sci. 2017. No. 12. P. 5845–5853.
22. Бенариб И., Романенко В.А., Клочкова Ю.Ю., Овчинников В.В., Сбитнева С.В. Применение высокотехнологичного сплава В-1341 системы Al-Mg-Si для трубопроводов изделий авиационной техники // Труды ВИАМ. 2020. № 11. С. 21–30.
23. Panagopoulos C.N., Georgiou E.P., Gavras A.G. Corrosion and wear of 6082 aluminum alloy // Tribology Int. 2009. No. 42. P. 886–889.
24. Wint N., Khan K., Sullivan J.H., McMurray H.N. Concentration effect on the spatial interaction of pits occurring on zinc in dilute aqueous sodium chloride // Journal of Electrochemical Society. 2019. Vol. 166, no. 11. P. C3028–C3038.
25. Синявский В.С., Калинин В.Д., Гладышев В.М. и др. Расслаивающая коррозия алюминиевых сплавов и способы защиты от нее покрытиями с использованием металлонаполненных грунтов // Защита металлов. 2005. Т. 41, № 1. С. 40–50.
26. Синявский В.С., Калинин В.Д. Коррозия и способы защиты алюминиевых сплавов в морской воде соответственно их составу и структуре // Защита металлов. 2005. Т. 41, № 4. С. 347–359.
27. Shuvalov A., Katanina A., Kornev O., Kovalev M. Low-cycle fatigue of high processible aluminum alloy flat products from alloyage system Al-Mg-Si // International Scientific Conference on Modelling and Methods of Structural Analysis 2019, MMSA 2019, Moscow, 2019, 1425, Issue 1, No. 012192.

References

1. Polmear I. Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals. Moscow, 2008. 464 p. (In Russ.).
2. Kablov E.N. Strategical areas of developing materials and their processing technologies for the period up to 2030. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*. 2012; (s): 7–17. (In Russ.).
3. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Review of international experience on corrosion and corrosion protection. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*. 2015; (2): 76–87. (In Russ.).
4. Strength, technogenic safety and structural materials science problems. Moscow, 2018. 720 p. (In Russ.).
5. Kablov E.N. New generation materials represent the basis for innovations, technological leadership and national security of Russia. *Intellekt i tekhnologii = INTEL&TECH*. 2016; (2): 16–21. (In Russ.).
6. Lutsenko A.N., Slavin A.V., Erasov V.S., Khvatckiy K.K. Strength tests and researches of aviation materials. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*. 2017. (s): 527–546. (In Russ.).
7. Plyuvinazh G., Sapunov V.T. Statistical prediction of deformation and strength characteristics of structural materials. Moscow, 2008. 177 p. (In Russ.).
8. Shtremel M.A. Fracture. Part 2. Fracture of structure: Monograph. Moscow, 2015. 976 p. (In Russ.).
9. Structure and corrosion of metals and alloys. Atlas. Reference book, edited by E.A. Ulyanin. Moscow, 1989. 400 p. (In Russ.).
10. Sinyavskiy V.S., Valkov V.D., Kalinin V.D. Corrosion and protection of aluminium alloys. Moscow, 1979. 224 p. (In Russ.).
11. Shluger M.A., Azhigin F.F., Efimov E.A. Corrosion and protections of metals. Moscow, 1981. 216 p. (In Russ.).
12. Ovchinnikov V.V., Andreeva L.P., Lyubimova T.D. Oxide inclusions in joints of aluminum alloys made by method of friction welding with mixing. *Naukoemkiye tekhnologii v mashinostroenii = Science intensive technologies in mechanical engineering*. 2017; (6): 3–13. (In Russ.).
13. Rachev H., Stefanova S. Reference book on corrosion. Moscow, 1982. 520 p. (In Russ.).
14. Kamarska Kalina. Investigation of the corrosion behavior of aluminium alloys EN AW-6026 and EN AW-6082. Scientific Works of the Union of Scientists in Bulgaria – Plodiv. Series C. Tecnics and Technologies, 17, 2019.
15. Cicolin D., Trueba M., Trasattim S.P. Effect of chloride concentration, pH and dissolved oxygen, on the repassivation of 6082-T6 Al alloy. *Electrochim. Acta*. 2013; (124): 27–35.
16. Blanc C., Mankowsky G. Susceptibility to pitting corrosion of 6056 aluminium alloy. *Corrosion science*. 1997; 39(5): 949–959.
17. Varchenko E.A., Kurs M.G. Influence of corrosion environmental parameters on properties of constructional metal materials while testing in sea water (review). *Trudy VIAM = Works of VIAM*. 2019; (5): 85–93. (In Russ.).
18. Kurs M.G., Kutyrev A.E., Kirichok P.F., Fomina M.A. Accelerated and cyclic corrosion tests of aviation materials. *Trudy VIAM = Works of VIAM*. 2019; (10): 61–75. (In Russ.).
19. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. Materials science and heat treatment of non-ferrous metals and alloys. Moscow, 1999. 416 p. (In Russ.).
20. Muñoz Alejandro Fernández, Buenhombre José Luis Mier, García-Diez Ana Isabel, Fabal Carolina Camba, Díaz Juan José Galán. Fatigue study of the pre-corroded 6082-T6 aluminium alloy in saline atmosphere. *Metals*. 2020; 10(9): 1260.

21. Shanari K., Finšgar M. Electrochemical analysis of AA6082 aluminium alloy in chloride media. *Int. J. Electrochem. Sci.* 2017; (12): 5845–5853.
22. Benarieb I., Romanenko V.A., Klochkova Yu.Yu., Ovchinnikov V.V., Sbitneva S.V. Application of high-tech aluminium alloy V-1341 of Al-Mg-Si system for pipelines of aircraft products. *Trudy VIAM = Works of VIAM*. 2020; (11): 21–30. (In Russ.).
23. Panagopoulos C.N., Georgiou E.P., Gavras A.G. Corrosion and wear of 6082 aluminium alloy. *Tribology Int.* 2009; (42): 886–889.
24. Wint N., Khan K., Sullivan J.H., McMurray H.N. Concentration effect on the spatial interaction of pits occurring on zinc in dilute aqueous sodium chloride. *Journal of Electrochemical Society*. 2019; 166(11): C3028–C3038.
25. Sinyavskiy B.S., Kalinin V.D., Gladyshev V.M. et al. Exfoliation corrosion of aluminium alloys and their protection by coatings with metal-filled primers. *Zashchita metallov = Protection of Metals*. 2005; 41(1): 40–50. (In Russ.).
26. Sinyavskiy B.S., Kalinin V.D. Marine corrosion and protection of aluminium alloys according to their composition and structure. *Zashchita metallov = Protection of Metals*. 2005; 41(4): 347–359. (In Russ.).
27. Shuvalov A., Katanina A., Kornev O., Kovalev M. Low-cycle fatigue of high processible aluminum alloy flat products from alloyage system Al-Mg-Si. International Scientific Conference on Modelling and Methods of Structural Analysis 2019, MMSA 2019, Moscow, 2019, 1425, Issue 1, No. 012192.

Информация об авторах

А.Г. Катанина – кандидат технических наук, доцент, главный инженер НИИ ЭМ, KataninaAG@mgsu.ru

А.Н. Шувалов – кандидат технических наук, директор НИИ ЭМ, edic@mgsu.ru

О.А. Корнев – заместитель директора НИИ ЭМ, kornev-o@live.ru

Е.В. Соколова – инженер НИИ ЭМ, jane10.08.98@yandex.ru

Information about the authors

A.G. Katanina – PhD, Ass. Professor, Head Engineer at SRI EM, KataninaAG@mgsu.ru

A.N. Shuvalov – PhD, Director of SRI EM, edic@mgsu.ru

O.A. Kornev – Deputy Director of SRI EM, kornev-o@live.ru

E.V. Sokolova – Engineer at SRI EM, jane10.08.98@yandex.ru

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article. The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 08.06.2022

Одобрена после рецензирования 08.07.2022

Принята к публикации 16.07.2022

The article was submitted 08.06.2022

Approved after reviewing 08.07.2022

Accepted for publication 16.07.2022