

УДК 622.276.5

DOI: 10.52531/1682-1696-2026-26-1-92-100

Научная статья

EDN: MARGXM

МЕХАНИЗМ ИНГИБИРОВАНИЯ КОРРОЗИИ СТАЛИ ПЕСОЧНЫХ ФИЛЬТРОВ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ И ВЫСОКОНАПРЯЖЕННЫХ CO_2 -СРЕДАХ НОВЫМ ИНГИБИТОРОМ НА ОСНОВЕ ЧЕТВЕРТИЧНОЙ АММОНИЕВОЙ СОЛИ СТ2-20

Ван Цзюньсян¹,
Е.С. Юшин¹, Ян Юймин¹,
Чу Цзюнь^{2,3}, Ефенди Иван⁴

¹Российский университет дружбы народов
им. Патриса Лумумбы, Москва, РФ

²Российский государственный
геологоразведочный университет
им. С. Орджоникидзе, Москва, РФ

³Московский государственный
университет им. М. В. Ломоносова,
Москва, РФ

⁴Китайский нефтяной университет,
Пекин, КНР

Материалы песочных фильтров в добывающих скважинах подвержены интенсивной коррозии под воздействием высокотемпературного и высоконапряженного CO_2 , что приводит к нарушению целостности систем контроля песка. В работе исследовано коррозионное поведение сталей N80, 3Cr и 13Cr в моделированной пластовой воде (130 °C, общее давление – 24,76 МПа, парциальное давление CO_2 – 1,21 МПа) и изучен механизм ингибирования нового ингибитора СТ2-20 на основе четвертичной аммониевой соли. Результаты показали, что в отсутствие ингибитора скорость коррозии стали N80 составляла 0,171 мм/год с образованием рыхлой пленки FeCO_3 , стали 3Cr – 0,082 мм/год, а стали 13Cr – 0,017 мм/год. Добавление СТ2-20 повышало эффективность ингибирования для стали N80 до 89,47% при концентрации 1000 ppm, полностью подавляя образование продуктов коррозии и обеспечивая защиту, сопоставимую со сталью 13Cr. Установлено, что СТ2-20 хемосорбируется на стали по механизму Ленгмюра с образованием мономолекулярного слоя ($\Delta G_{\text{ads}} = -49,68$ кДж/моль). Применение СТ2-20 позволяет использовать низколегированные стали для изготовления фильтров в агрессивных средах, снижая затраты при сохранении надежности.

Ключевые слова: ингибирование коррозии, высокотемпературный, высокое давление, CO_2 -коррозия, ингибитор на основе четвертичной аммониевой соли, песочный фильтр

Original article

MECHANISM OF CORROSION INHIBITION OF SAND FILTER STEEL IN HIGH-TEMPERATURE AND HIGH-PRESSURE CO_2 ENVIRONMENTS BY A NOVEL QUATERNARY AMMONIUM SALT-BASED INHIBITOR CT2-20

Wang Junxiang¹, E.S. Yushin¹,
Yang Yuming¹, Chu Jun^{2,3}, Efendi Ivan⁴

¹PEOPLES' FRIENDSHIP UNIVERSITY OF
RUSSIA NAMED AFTER PATRICE LUMUMBA,
Moscow, RF

²SERGO ORDZHONIKIDZE RUSSIAN STATE
UNIVERSITY FOR GEOLOGICAL PROSPECTING,
Moscow, RF

³LOMONOSOV MOSCOW STATE UNIVERSITY,
Moscow, RF

⁴CHINA UNIVERSITY OF PETROLEUM,
BEIJING, CHINA

Sand screen materials in production wells are subject to severe corrosion in high-temperature high-pressure CO_2 environments, compromising sand control integrity. This study investigates the corrosion behavior of N80, 3Cr, and 13Cr steels in simulated formation water (130 °C, total pressure 24,76 MPa, CO_2 partial pressure 1,21 MPa) and examines the inhibition mechanism of a novel quaternary ammonium salt inhibitor, CT2-20. Without inhibitor, N80 steel exhibited a corrosion rate of 0,171 mm/year with a loose FeCO_3 layer, while 3Cr and 13Cr showed 0.082 mm/year and 0,017 mm/year, respectively. CT2-20 addition increased inhibition efficiency for N80 to 89,47% at 1000 ppm, completely suppressing corrosion products and achieving protection comparable to 13Cr steel. CT2-20 chemisorbs on steel via Langmuir monolayer adsorption ($\Delta G_{\text{ads}} = -49,68$ kJ/mol). The use of CT2-20 enables low-cost steel screens in aggressive environments, balancing cost and reliability.

KEY WORDS: corrosion inhibition, high temperature, high pressure, CO_2 corrosion, quaternary ammonium salt inhibitor, sand filter

© Ван Цзюньсян, Е.С. Юшин, Ян Юймин, Чу Цзюнь,
Ефенди Иван
Поступила в редакцию 16.03.2026

ВВЕДЕНИЕ

CO₂-коррозия является одной из основных причин разрушения песочных фильтров и эксплуатационных колонн в нефтегазодобыче [4]. Высокая обводненность, температура, парциальное давление CO₂ и минерализация пластовой воды создают агрессивные условия, приводящие к скорости коррозии углеродистых сталей до 20 мм/год [5], что критически снижает эффективность систем контроля песка. Коррозионное истончение фильтров изменяет размеры щелей, а отслаивающиеся продукты засоряют каналы, увеличивая перепад давления и риск локального разрушения.

Для защиты применяются различные стратегии: катодная защита, покрытия, ингибиторы коррозии и коррозионно-стойкие сплавы (CRA) [13]. CRA, особенно высокохромистые стали, эффективны благодаря пассивирующим слоям [6, 24], однако, высокая стоимость ограничивает их применение на мало-рентабельных месторождениях. Низколегированные стали с содержанием Cr менее 3% не образуют непрерывных защитных пленок и подвержены питтинговой коррозии в присутствии Cl [21, 25–26]. Покрытия на сложных сетчатых структурах фильтров неизбежно имеют микродефекты, которые становятся очагами локальной коррозии.

Ингибиторы коррозии представляют собой наиболее гибкий метод защиты, позволяющий обрабатывать как внутренние, так и внешние поверхности фильтров путем закачки в скважину. Эффективность ингибиторов зависит от температуры, давления, состава среды [7, 11]. Для высокотемпературных условий (120–150 °C) в основном используются имидазолиновые ингибиторы [15], однако, их эффективность при высоких парциальных давлениях CO₂ часто недостаточна. Ингибиторы на основе четвертичных аммониевых солей (ЧАС) экономичнее, но их работоспособность при температурах выше 120 °C и давлении CO₂ более 150 psi изучена слабо [1, 12].

Цель настоящей работы – оценка коррозионного поведения сталей N80, 3Cr и 13Cr, используемых для изготовления песочных фильтров, в условиях, моделирующих высокотемпературную высоконапряженную среду морского месторождения, и исследование механизма ингибирования новым ингибитором СТ2-20 на основе ЧАС для обеспечения долговременной целостности фильтров.

ТАБЛИЦА 1.
Ионный состав моделированной пластовой воды

Ион	Cl ⁻	SO ₄ ²⁻	HCO ₃ ⁻	CO ₃ ²⁻	Mg ²⁺	Ca ²⁺	Na ⁺	K ⁺
Концентрация, мг/л	3307	293	2948	10	5	35	3088	449

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Материалы и подготовка

Использованы стали N80, 3Cr и 13Cr, химический состав которых соответствует стандартам для нефтепромышленного оборудования. Образцы размером 50×13×3 мм³ предназначены для гравиметрических измерений, образцы 10×10×3 мм³ – для анализа продуктов коррозии. Перед испытаниями все поверхности шлифовали SiC-бумагой до зернистости 1000, обезжиривали ацетоном и этанолом, сушили азотом и хранили в эксикаторе. Массу измеряли на аналитических весах с точностью 0.1 мг, геометрические размеры – штангенциркулем (0.01 мм).

Моделированная пластовая вода приготовлена на основе анализа состава вод целевого месторождения (общая минерализация 10135 мг/л). Ионный состав приведен в табл. 1. Перед экспериментом раствор деаэрировали барботированием азота (99,95%) в течение 24 ч.

Ингибитор СТ2-20 относится к классу ЧАС; его молекула содержит кислород- и азотсодержащие функциональные группы, сопряженные π-связи, а также катионы четвертичного аммония и галогенид-анионы.

Процедура испытаний

Динамические испытания проводили в автоклаве с вращающейся клеткой (рис. 1) в соответствии с ASTM G111-97 (2013) и ASTM G1-03 (2017). Образцы закрепляли на держателях, добавляли ингибитор СТ2-20 в заданных концентрациях. После

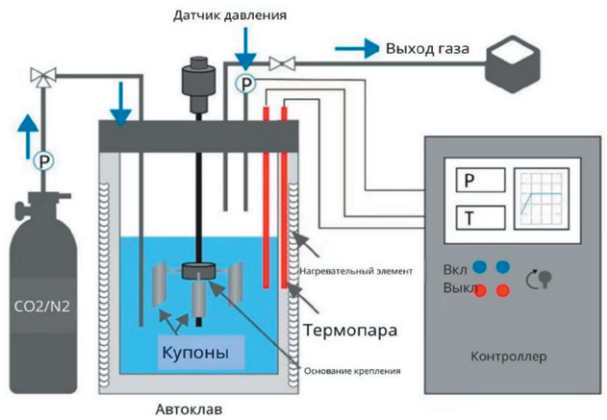


РИС. 1.
Схема установки для испытаний в автоклаве с CO₂

герметизации систему продували азотом для удаления кислорода, затем создавали рабочее давление смесью CO₂/N₂. Условия эксперимента: температура – 130 °С, общее давление – 24,76 МПа, парциальное давление CO₂ – 1,21 МПа, линейная скорость потока – 0,638 м/с, длительность – 14 сут. Матрица испытаний представлена в таблице 2.

Измерение потери массы и характеристика морфологии

После испытаний образцы извлекали, продукты коррозии удаляли с поверхности гравиметрических образцов кислотным раствором (500 мл HCl + 500 мл H₂O + 3,5 г гексаметилентетрамина) механически мягкой щеткой, затем промывали водой, ацетоном, сушили азотом и взвешивали. Скорость коррозии (CR, мм/год) рассчитывали по формуле [2].

CR = (8.76 × 10⁷ Δm) / (ρAt) (1)

где CR – скорость коррозии (мм/год); Δm – потеря массы (г); ρ – плотность материала (г/см³); A – открытая площадь (см²); t – время экспозиции (ч).

Образцы 10 × 10 × 3 мм³ инкапсулировали эпоксидной смолой. После отверждения поперечный шлиф полировали SiC бумагой до зернистости 1000, промывали ацетоном и этанолом, сушили азотом.

Морфологию поверхности и состав коррозионных продуктов характеризовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, FEI Quanta 200F автоэмиссионный микроскоп) и рентгеновской дифракции (РФА, Rigaku SmartLab 9 кВт, CuKα излучение, диапазон 10–90° 2θ, скорость 4°/мин).

РЕЗУЛЬТАТЫ

Оценка скорости коррозии

Для определения экономически эффективной стратегии снижения коррозии, пригодной для систем песочных фильтров, проведены сравнительные эксперименты на сталях 3Cr, 13Cr и N80 при различных концентрациях СТ2-20. На рис. 2 показана макроскопическая морфология стали N80 после 14 суточной коррозии в динамической CO₂ насыщенной

пластовой воде. В отсутствие ингибитора (рис. 2А) поверхность N80 потеряла металлический блеск и покрыта черными продуктами коррозии. При добавлении 20 ppm СТ2-20 (рис. 2Б) покрытие значительно уменьшилось. При 1000 ppm СТ2-20 (рис. 2В) частично сохраняется металлический блеск, что указывает на эффективное ингибирование.

На рис. 3 сравнивается морфология сталей 3Cr и 13Cr после экспозиции. Поверхность 3Cr (рис. 3А) покрыта темными слоями продуктов, тогда как 13Cr (рис. 3Б) сохранила первоначальный металлический вид с видимыми следами механической обработки, демонстрируя незначительную коррозию.

На рис. 4 представлены скорости коррозии. Для N80 в отсутствие ингибитора CR = 0,171 мм/год. Добавление 20 ppm СТ2-20 снижает CR до 0,090 мм/год (эффективность 47,37%), при 1000 ppm – до 0,018 мм/год (эффективность 89,47%). Сталь 3Cr без ингибитора имеет CR = 0,082 мм/год, сталь 13Cr – 0,017 мм/год. При 1000 ppm СТ2-20 скорость коррозии N80 практически равна таковой для 13Cr.

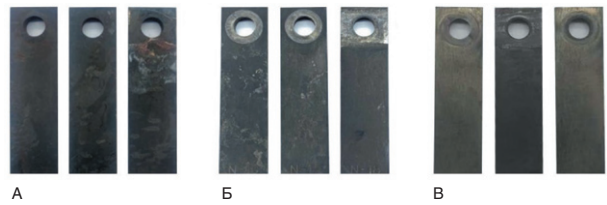


Рис. 2. Макроскопические морфологии углеродистой стали N80 после экспозиции в динамической пластовой воде, содержащей CO₂, с различными концентрациями ингибитора коррозии СТ2-20: А – 0 ppm, Б – 20 ppm, В – 1000 ppm

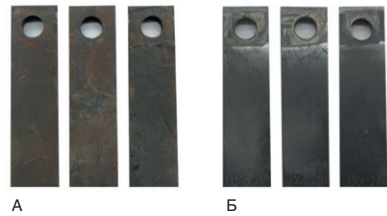


Рис. 3. Макроскопические морфологии 3Cr/13Cr после экспозиции в динамической пластовой воде, содержащей CO₂: А – 3Cr, Б – 13Cr

ТАБЛИЦА 2. Матрица коррозионных испытаний

Материал	Темп., °С	Общее давл., МПа	Парц. давл. CO ₂ , МПа	Время погр., сут.	Скорость потока, м/с	Конц. ингибитора, ppm
N80 3Cr 13Cr	130	24,76	1,21	14	0,638	0
N80						20
N80						1000

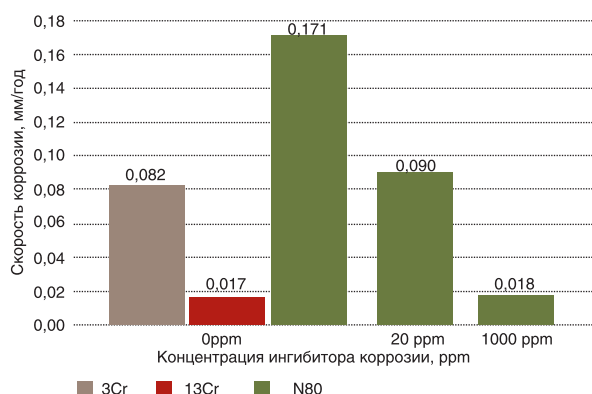


РИС. 4.

Скорость коррозии N80/3Cr/13Cr при различных концентрациях ингибитора коррозии

ХАРАКТЕРИСТИКА КОРРОЗИОННЫХ ПРОДУКТОВ

СЭМ-характеристика морфологии

На рис. 5 и 6 представлены морфология поверхности и поперечные профили сталей после экспозиции. На неингибированной стали N80 (рис. 5А, 6А) явно обнаруживаются толстые гранулированные продукты коррозии, полностью покрывающие поверхность. При 20 ppm СТ2-20 (рис. 5Б, 6Б) поверхность N80 сохраняет более тонкие продуктные пленки. При 1000 ppm СТ2-20 (рис. 5В, 6В) поверхность N80 становится свободной от продуктных пленок, видны следы шлифовки и гладкий поперечный профиль. Морфология поверхности N80 при 1000 ppm (рис. 5В) близко напоминает таковую у стали 13Cr (рис. 5Д). Сталь 3Cr без ингибитора (рис. 5Г, 6Г) покрыта продуктами, но слой тоньше, чем на N80.

РФА-анализ

Морфология поверхности стали N80 показала, что концентрация СТ2-20 критически определяет структуру коррозионных продуктов, тем самым модулируя

ее коррозионную стойкость в условиях динамического потока с низким парциальным давлением CO_2 . На рис. 7 представлен РФА-анализ стали N80 при различных концентрациях СТ2-20. При концентрациях СТ2-20 0 ppm и 20 ppm коррозионные продукты преимущественно состояли из FeCO_3 . В противоположность этому, когда концентрация СТ2-20 достигала 1000 ppm, РФА-картины исключительно проявляли дифракционные пики, соответствующие α -Fe, указывая на эффективное подавление образования коррозионных продуктов.

Аналогично, на рис. 8 демонстрируются РФА-результаты для стали 3Cr после 14-дневной экспозиции в пластовой воде, содержащей CO_2 , в динамических условиях. FeCO_3 оставался доминирующей фазой коррозионного продукта для стали 3Cr, аналогично наблюдениям для неингибированной стали N80.

ОБСУЖДЕНИЕ

Механизм CO_2 -коррозии

В водной фазе CO_2 -коррозии диоксид углерода сначала растворяется в воде и гидратируется с образованием угольной кислоты H_2CO_3 , которая затем диссоциирует с выделением ионов H^+ , создавая кислую коррозионную среду. Процессы растворения и ионизации включают следующие стадии: растворение газообразного CO_2 с образованием гидратированного CO_2 ; гидратация CO_2 с образованием H_2CO_3 ; первая ступень диссоциации H_2CO_3 на H^+ и HCO_3^- ; вторая ступень диссоциации HCO_3^- на H^+ и CO_3^{2-} ; а также диссоциация воды. После этого на поверхности стали протекают электрохимические реакции. Анодная реакция заключается в растворении железа ($\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$). Катодные реакции включают восстановление ионов H^+ , молекул воды, H_2CO_3 и HCO_3^- с выделением водорода [14]. Следует отметить, что диссоциация HCO_3^- может поставлять дополнительные

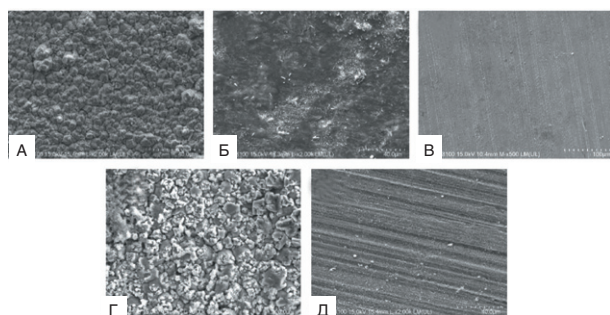


РИС. 5.

СЭМ поверхностные морфологии N80/3Cr/13Cr после экспозиции в динамической пластовой воде, содержащей CO_2 , с различными концентрациями ингибитора коррозии: А – N80 0 ppm, Б – N80 20 ppm, В – N80 1000 ppm, Г – 3Cr 0 ppm, Д – 13Cr 0 ppm

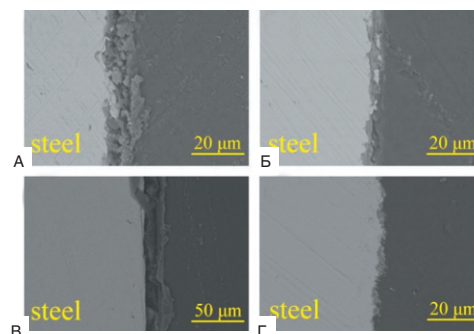


РИС. 6.

Поперечные морфологии коррозионной продуктной пленки N80/3Cr после экспозиции в динамической пластовой воде, содержащей CO_2 , с различными концентрациями ингибитора коррозии: А – N80 + 0 ppm, Б – N80 + 20 ppm, В – N80 + 1000 ppm, Г – 3Cr 0 ppm

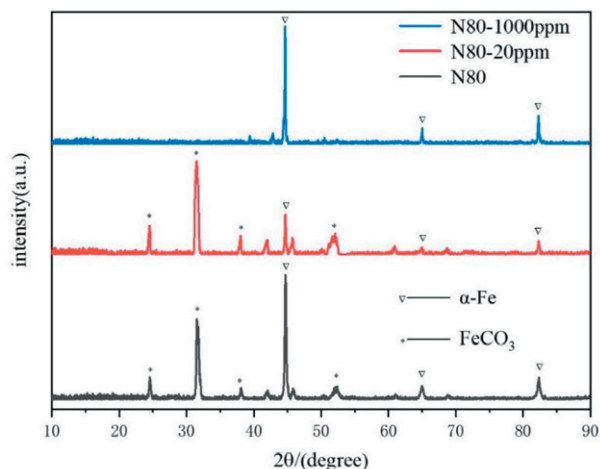


Рис. 7.

РФА-анализ коррозионных продуктов стали N80 при различных концентрациях ингибитора коррозии

ВАН ЦЗЮНЬСЯН, Е. С. ЮШИН,
ЯН ЮЙМИН, ЧУ ЦЗЮНЬ, ЕФЕНДИ ИВАН
МЕХАНИЗМ ИНГИБИРОВАНИЯ КОРРОЗИИ СТАЛИ
ПЕСОЧНЫХ ФИЛЬТРОВ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ
И ВЫСОКОНАПРЯЖЕННЫХ CO₂-СРЕДАХ НОВЫМ
ИНГИБИТОРОМ НА ОСНОВЕ ЧЕТВЕРТИЧНОЙ
АММОНИЕВОЙ СОЛИ СТ2-20

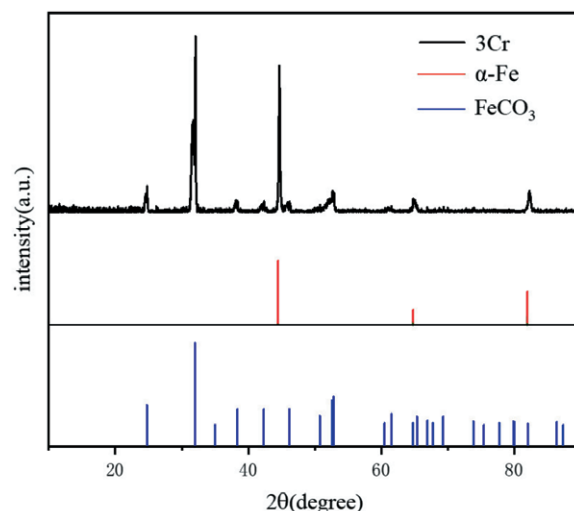


Рис. 8.

РФА-анализ коррозионных продуктов стали 3Cr после экспозиции в динамической пластовой воде, содержащей CO₂

ионы H⁺ для катодных реакций, однако, из-за слабой второй ступени диссоциации ее вклад пренебрежимо мал.

В процессе CO₂-коррозии необходимо определить растворимость CO₂. Для равновесий, описывающих растворение CO₂ (K_{sol} (molar/bar)), его гидратацию (K_{hyd}), первую (K_{ca} (molar)) и вторую (K_{bi} (molar)) ступени диссоциации H₂CO₃, а также диссоциацию H₂O (K_{wa} (molar²)), константы равновесия рассчитываются на основе температуры, давления и ионной силы, как показано в уравнениях (2)–(6) [16, 19]:

$$K_{sol} = \frac{14,5}{1,00258} \times 10^{-(2,27 + 5,65 \times 10^{-3} T_f - 8,06 \times 10^{-6} T_f^2 + 0,075 I)} = \frac{[CO_2]}{p} \quad (2)$$

$$K_{hyd} = 2,58 \times 10^{-3} = \frac{[H_2CO_3]}{[CO_2]} \quad (3)$$

$$K_{ca} = 387,6 \times 10^{-(6,41 - 1,594 \times 10^{-3} T_f + 8,52 \times 10^{-6} T_f^2 - 3,07 \times 10^{-5} p - 0,4772 I^{0,5} + 0,118 I)} = \frac{[HCO_3^-][H^+]}{[H_2CO_3]} \quad (4)$$

$$K_{bi} = 10^{-(10,61 - 4,97 \times 10^{-3} T_f + 1,331 \times 10^{-5} T_f^2 - 2,624 \times 10^{-5} p - 1,66 I^{0,5} + 0,3466 I)} = \frac{[CO_3^{2-}][H^+]}{[HCO_3^-]} \quad (5)$$

$$K_{wa} = 10^{-(29,3868 - 0,0737549 T_k + 7,47881 \times 10^{-5} T_k^2)} = [H^+][OH^-] \quad (6)$$

где T_f – температура по Фаренгейту (°F), T_k – температура по Кельвину (K), p – парциальное давление CO₂

(бар), [i] – концентрация вида i (моль/л), I – ионная сила (моль/л), рассчитываемая по стандартному определению $I = \frac{1}{2} \sum_i [i] z_i^2$, где z_i – зарядное число ионного вида I.

Поскольку число независимых уравнений на единицу меньше числа независимых переменных, добавляем уравнение электронейтральности, которое для данного состава воды имеет вид (7):

$$[Cl^-] + [HCO_3^-] + 2[CO_3^{2-}] + 2[SO_4^{2-}] + [OH^-] = [H^+] + 2[Ca^{2+}] + [Na^+] + 2[Mg^{2+}] + [K^+] \quad (7)$$

Подставляя экспериментальные параметры в уравнения (2)–(7), получаем концентрацию растворенного CO₂ – 0,327 моль/л и равновесное значение pH раствора 6,23.

Основываясь на расчетах растворимости, использовался модуль коррозии OLI Analyzer Studio для моделирования этой системы пластовой воды, содержащей CO₂. Построенная потенциал-pH диаграмма (Пурбе) очертила термодинамические области стабильности коррозии, пассивации и иммунитета, одновременно идентифицируя возможные коррозионные продукты.

Как показано на рис. 9А, pH моделируемой системы составляла 6,158, что очень близко к расчетному результату 6,23. В пределах зоны пассивации, отмеченной на рис. 9Б, FeCO₃(тв.) был идентифицирован как доминирующий коррозионный продукт, что согласуется с РФА-результатами. Часть зоны пассивации FeCO₃ (тв.) располагалась непосредственно над линией выделения водорода, указывая, что катодная реакция включает реакцию выделения водорода, тем самым подтверждая предыдущее обсуждение катодного механизма.

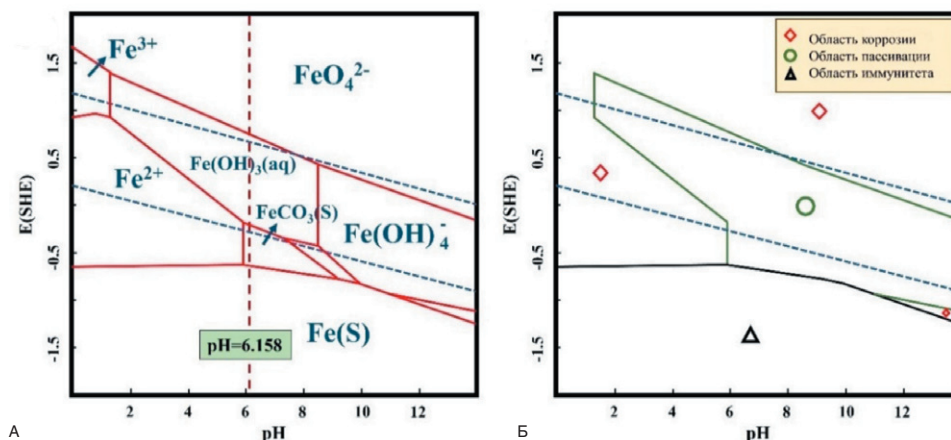


РИС. 9.

Моделированная OLI гидрохимическая диаграмма железа после экспозиции в пластовой воде, содержащей CO_2 : А – гидрохимическая диаграмма, Б – схематическая диаграмма

Прежде чем обсуждать общий процесс реакции, нам необходимо рассмотреть, как количественно оценить процесс роста FeCO_3 . Рост кристалла FeCO_3 зависит от скорости зародышеобразования и скорости роста. Однако во время процесса коррозии рост FeCO_3 контролируется относительно более медленной скоростью роста, а не скоростью зародышеобразования, и процесс роста связан с концентрацией Fe^{2+} и CO_3^{2-} на поверхности образца. Следовательно, мы можем использовать пересыщение для представления процесса роста FeCO_3 [9], которое может быть рассчитано по формуле 8:

$$S = \frac{C_{\text{Fe}^{2+}} \times C_{\text{CO}_3^{2-}}}{K_{sp}} \quad (8)$$

где $C_{\text{Fe}^{2+}}$ and $C_{\text{CO}_3^{2-}}$ – концентрации ионов Fe^{2+} и CO_3^{2-} , (моль/л), and K_{sp} (моль²) – произведение растворимости FeCO_3 , являющееся функцией температуры и ионной силы [22].

На начальной стадии коррозии растворение и ионизация CO_2 высвобождают ионы H^+ , понижая pH у поверхности. Анодное растворение генерирует Fe^{2+} . Катодные реакции потребляют H^+ , повышая локальный pH и обогащая приповерхностный слой ионами HCO_3^- и CO_3^{2-} . Накопление Fe^{2+} и CO_3^{2-} выше предела растворимости ($S > 1$) запускает осаждение FeCO_3 . Когда S снижается до 1, рост FeCO_3 прекращается, но из-за градиентов концентрации в объеме раствора массоперенос продолжается, что приводит к локальному $S < 1$ и растворению пленки. В конечном итоге формируется стабильная пленка FeCO_3 . Для песочных фильтров равномерное коррозионное истончение снижает общую прочность, а локальная коррозия может вызвать перфорацию и отказ контроля песка. Кроме того, рыхлые отложения FeCO_3 и отслаивающиеся продукты могут смешиваться с песком,

засоряя щели фильтра и увеличивая перепад давления. Поэтому контроль скорости коррозии и морфологии продуктов является ключом к долговременной эффективной работе систем контроля песка.

Механизм ингибирования коррозии СТ2-20

Для лучшего понимания процесса адсорбции-десорбции молекул ингибитора коррозии на поверхности металла использовалась модель изотермы адсорбции Ленгмюра для обсуждения режима диффузии молекул ингибитора коррозии. Эта модель количественно определяет поверхностное покрытие θ как функцию концентрации ингибитора C (молярная), с параметрами адсорбции, определяемыми через линейную регрессию наклона и пересечения [40]. Модель изотермы адсорбции Ленгмюра показана в уравнении 9 [10].

$$\frac{C}{\theta} = \frac{n}{K_{ads}} + nC, \quad (9)$$

где K_{ads} – константа равновесия адсорбции-десорбции, и n может использоваться для прогнозирования количества молекул ингибитора, адсорбированных на каждом активном центре на поверхности металла [10, 20].

Расчет поверхностного покрытия молекулами θ (эффективности ингибирования коррозии) показан в формуле 10 [18].

$$\theta = \frac{CR - CR_1}{CR_0} \times 100\%, \quad (10)$$

где CR_0 – скорость равномерной коррозии без добавления ингибитора коррозии (мм/год), а CR_1 – скорость равномерной коррозии с добавлением ингибитора коррозии (мм/год).

Изотерма адсорбции Ленгмюра была аппроксимирована к экспериментальным данным, как пока-

зано на рис. 10. При $n = 1$ линейная аппроксимация давала наклон 1,097 (близкий к единице), подтверждающая монослойную адсорбцию СТ2-20 и подтверждающая применимость модели Ленгмюра. При $n = 2$ или 3 значение наклона линейной регрессии меньше 1 указывает на отсутствие механизма связывания нескольких ингибиторов на индивидуальных активных центрах. Это наблюдение исключает возможность многоцентровой адсорбции и согласуется с предположением о монослойном покрытии модели адсорбции Ленгмюра. Пересечение при $n = 1$ составляло

$$2,03 \times 10^{-5} \text{ М} \left(K_{ads} = \frac{1}{2,03 \times 10^{-5}} = 4,9261 \times 10^4 \right).$$

Энергия адсорбции Гиббса $\Delta G_{ads} = -RT(55,5K_{ads})$ [23], где R – универсальная газовая постоянная (Дж/(моль·К)), и T – абсолютная температура (К).

Рассчитанное $\Delta G_{ads} = -49,68$ кДж/(моль·К) < -40 кДж/(моль·К) подтвердило спонтанную хемосорбцию СТ2-20 [3, 8, 10, 17].

Этот механизм включает связывание отдельных молекул СТ2-20 с индивидуальными активными центрами, подавляя анодное растворение и блокируя транспорт коррозионных ионов. При 20 ppm частичное покрытие оставляет открытые центры, что дает эффективность 47,37%. Почти полное покрытие при 1000 ppm обеспечивает эффективность 89,47%. Адсорбция снижает локальное пересыщение ($S < 1$), предотвращая зародышеобразование и рост FeCO_3 , что согласуется с отсутствием продуктов коррозии на СЭМ и РФА. Формирование плотной защитной пленки путем монослойной адсорбции имеет положи-

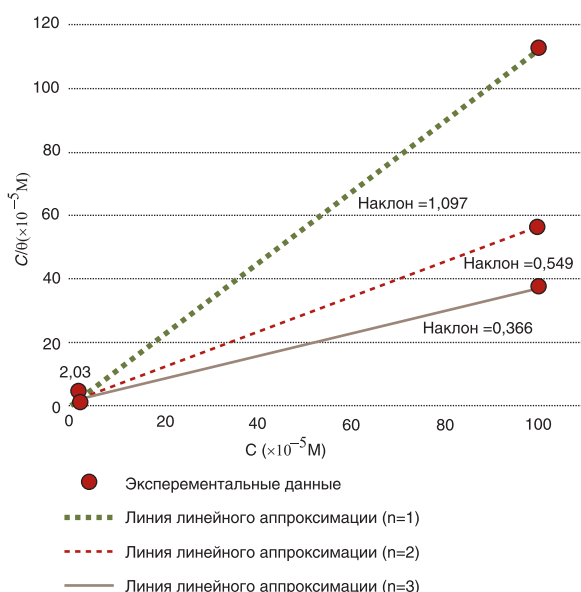


Рис. 10.

Изотермы адсорбции Ленгмюра для ингибитора СТ2-20 на стали N80 после экспозиции в пластовой воде, содержащей CO_2

ВАН ЦЗЮНЬСЯН, Е. С. ЮШИН,
ЯН ЮЙМИН, ЧУ ЦЗЮНЬ, ЕФЕНДИ ИВАН
МЕХАНИЗМ ИНГИБИРОВАНИЯ КОРРОЗИИ СТАЛИ
ПЕСОЧНЫХ ФИЛЬТРОВ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ
И ВЫСОКОНАПРЯЖЕННЫХ CO_2 -СРЕДАХ НОВЫМ
ИНГИБИТОРОМ НА ОСНОВЕ ЧЕТВЕРТИЧНОЙ
АММОНИЕВОЙ СОЛИ СТ2-20

тельное значение для защиты фильтров: она образует относительно однородный слой на сложной геометрии фильтра, менее склонна к отслаиванию, чем толстые слои продуктов, и избегает вторичных проблем засорения. Результаты показывают, что добавлением 1000 ppm СТ2-20 недорогая сталь N80 достигает коррозионной стойкости, близкой к высококачественной стали 13Cr. Это предлагает новый технический вариант для песочных фильтров при проектировании заканчивания скважин: комбинированная стратегия «углеродистая или низколегированная сталь фильтра + эффективный ингибитор коррозии» вместо дорогостоящего решения из коррозионно стойкого сплава.

ВЫВОДЫ

В агрессивной среде (130°C , $P_{\text{CO}_2} = 1,21$ МПа) сталь N80 подвергается интенсивной коррозии со скоростью 0,171 мм/год и образованием рыхлого слоя FeCO_3 . Сталь 3Cr корродирует медленнее (0,082 мм/год), но ее защитная пленка недостаточно стабильна. Сталь 13Cr проявляет высокую стойкость (0,017 мм/год) и может обеспечить длительную работу фильтра без дополнительной защиты.

Ингибитор СТ2-20 хемосорбируется на стали N80 по механизму Ленгмюра с образованием мономолекулярного слоя ($\Delta G_{ads} = -49,68$ кДж/моль). Эффективность ингибирования возрастает с концентрацией: при 20 ppm – 47,37%, при 1000 ppm – 89,47%. При 1000 ppm продукты коррозии (FeCO_3) полностью отсутствуют, что исключает риск засорения фильтра отслаивающимися отложениями.

Применение СТ2-20 в концентрации 1000 ppm позволяет использовать сталь N80 в условиях, где ранее требовалась сталь 13Cr, обеспечивая сопоставимую коррозионную стойкость. Это дает возможность применения экономически эффективной комбинации «недорогая сталь + ингибитор» для систем контроля песка в высокотемпературных высоконапряженных CO_2 -средах.

ЛИТЕРАТУРА

1. ABAYARATHNA D., NARAGHI A., OBEYESEKERE N. Inhibition of corrosion of carbon steel in the presence of CO_2 , H_2S and S // NACE CORROSION. 2003. Paper 03319.
2. ASTM G1-03. Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens. 2017.
3. BADR G.E. The role of some thiosemicarbazide derivatives as corrosion inhibitors for C-steel in acidic media // Corrosion Science. 2009. Vol. 51. N 11. P. 2529–2536.
4. BONIS M. Managing the corrosion impact of dense phase CO_2 injection for an EOR purpose // Abu Dhabi International Petroleum Exhibition and Conference. SPE, 2012. SPE-160969-MS.
5. CHOI Y.S., YOUNG D., NEŠIĆ S. Effect of impurities

- on the corrosion behavior of carbon steel in supercritical CO₂-water environments // *Corrosion*. 2010. Vol. 66, N 12. P. 125005.
6. CHOI Y.S., NEŠIĆ S., JUNG H.G. Effect of alloying elements on the corrosion behavior of carbon steel in CO₂ environments // *Nace corrosion*. 2018. Paper 11142.
 7. CROSSLAND A., WOOLLAM R., VERA J. ET AL. Corrosion inhibitor efficiency limits and key factors // *NACE CORROSION*. 2011. Paper 11265.
 8. ELEWADY G.Y., EL-SAID I.A., FOUDA A.S. Anion surfactants as corrosion inhibitors for aluminum dissolution in HCl solutions // *International Journal of Electrochemical Science*. 2008. Vol. 3. N 2. P. 177–190.
 9. GAO M., PANG X., GAO K. The growth mechanism of CO₂ corrosion product films // *Corrosion Science*. 2011. Vol. 53. N 2. P. 557–568.
 10. ITUEN E., AKARANTA O., JAMES A. Evaluation of performance of corrosion inhibitors using adsorption isotherm models: an overview // *American Chemical Science Journal*. 2017. Vol. 18. N 1. P. 1–34.
 11. JAAL R.A., ISMAIL M.C., ARIWAHOEDI B. A review of CO₂ corrosion inhibition by imidazoline-based inhibitor // *MATEC Web of Conferences*. 2014. Vol. 13. P. 04013.
 12. JENKINS A. Performance of high-temperature, biodegradable corrosion inhibitors // *NACE CORROSION*. 2011. Paper 11267.
 13. KADHIM M.G., ALI M.T. A critical review on corrosion and its prevention in the oilfield equipment // *Journal of Petroleum Research Studies*. 2017. Vol. 7. N 2. P. 162–189.
 14. KAHYARIAN A., BROWN B., NEŠIĆ S. Mechanism of CO₂ corrosion of mild steel: A new narrative // *Nace corrosion*. 2018. Paper 11523.
 15. OBOT I.B., ONYEACHU I.B., UMOREN S.A. ET AL. High temperature sweet corrosion and inhibition in the oil and gas industry: Progress, challenges and future perspectives // *Journal of Petroleum Science and Engineering*. 2020. Vol. 185. P. 106469.
 16. ODDO J.E., TOMSON M.B. Simplified calculation of CaCO₃ saturation at high temperatures and pressures in brine solutions // *Journal of Petroleum Technology*. 1982. Vol. 34. N 7. P. 1583–1590.
 17. OGUZIE E.E. Corrosion inhibition of aluminium in acidic and alkaline media by *Sansevieria trifasciata* extract // *Corrosion Science*. 2007. Vol. 49. N 3. P. 1527–1539.
 18. OLIVO J.D., BROWN B., NEŠIĆ S. Modeling of corrosion mechanisms in the presence of quaternary ammonium chloride and imidazoline corrosion inhibitors // *Nace corrosion*. 2016. Paper 7397.
 19. PALMER D.A., VAN ELDIK R. The chemistry of metal carbonate and carbon dioxide complexes // *Chemical Reviews*. 1983. Vol. 83. N 6. P. 651–731.
 20. SHABAN S.M., AIAD I., EL-SUKKARY M.M. ET AL. Inhibition of mild steel corrosion in acidic medium by vanillin cationic surfactants // *Journal of Molecular Liquids*. 2015. Vol. 203. P. 20–28.
 21. SUN C., LI J., SHUANG S. ET AL. Effect of defect on corrosion behavior of electroless Ni-P coating in CO₂-saturated NaCl solution // *Corrosion Science*. 2018. Vol. 134. P. 23–37.
 22. SUN W., NEŠIĆ S., WOOLLAM R.C. The effect of temperature and ionic strength on iron carbonate (FeCO₃) solubility limit // *Corrosion Science*. 2009. Vol. 51. N 6. P. 1273–1276.
 23. TANSUĞ G., TÜKEN T., KICIR N. ET AL. Investigation of 2-aminoethanethiol as corrosion inhibitor for steel using response surface methodology (RSM) // *Ionics*. 2014. Vol. 20. P. 287–294.
 24. WEI L., GAO K. Understanding the general and localized corrosion mechanisms of Cr-containing steels in supercritical CO₂-saturated aqueous environments // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 792. P. 328–340.
 25. XIU-QING X., JIAN M., ZHEN-QUAN B. ET AL. The corrosion behavior of electroless Ni-P coating in Cl⁻/H₂S environment // *Applied Surface Science*. 2012. Vol. 258. N 22. P. 8802–8806.
 26. ZHANG Q., ZHANG C., ZHANG Z. ET AL. Galvanic corrosion behavior of dissimilar casing steels in high sulfur-containing gas wells // *Engineering Failure Analysis*. 2020. Vol. 108. P. 104320.

REFERENCES

1. ABAYARATHNA D., NARAGHI A., OBEYESEKERE N. Inhibition of corrosion of carbon steel in the presence of CO₂, H₂S and S. *Nace corrosion*. 2003:03319.
2. ASTM G1-03. Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens. 2017.
3. BADR G.E. The role of some thiosemicarbazide derivatives as corrosion inhibitors for C-steel in acidic media. *Corrosion Science*. 2009;51;(11):2529–2536.
4. BONIS M. Managing the corrosion impact of dense phase CO₂ injection for an EOR purpose. Abu Dhabi International Petroleum Exhibition and Conference. SPE, 2012. SPE-160969-MS.
5. CHOI Y.S., YOUNG D., NEŠIĆ S. Effect of impurities on the corrosion behavior of carbon steel in supercritical CO₂-water environments. *Corrosion*. 2010;66;(12):125005.
6. CHOI Y.S., NEŠIĆ S., JUNG H.G. Effect of alloying elements on the corrosion behavior of carbon steel in CO₂ environments. *Nace corrosion*. 2018:11142.
7. CROSSLAND A., WOOLLAM R., VERA J. ET AL. Corrosion inhibitor efficiency limits and key factors. *Nace corrosion*. 2011:11265.
8. ELEWADY G.Y., EL-SAID I.A., FOUDA A.S. Anion surfactants as corrosion inhibitors for aluminum dissolution in HCl solutions. *International Journal of*

- Electrochemical Science*. 2008;3;(2):177–190.
9. GAO M., PANG X., GAO K. The growth mechanism of CO₂ corrosion product films. *Corrosion Science*. 2011;53;(2):557–568.
 10. ITUEN E., AKARANTA O., JAMES A. Evaluation of performance of corrosion inhibitors using adsorption isotherm models: an overview. *American Chemical Science Journal*. 2017;18;(1):1–34.
 11. JAAL R.A., ISMAIL M.C., ARIWAHOEDI B. A review of CO₂ corrosion inhibition by imidazoline-based inhibitor. *Matec Web of Conferences*. 2014;13:04013.
 12. JENKINS A. Performance of high-temperature, biodegradable corrosion inhibitors. *Nace corrosion*. 2011:11267.
 13. KADHIM M.G., ALI M.T. A critical review on corrosion and its prevention in the oilfield equipment. *Journal of Petroleum Research Studies*. 2017;7;(2):162–189.
 14. KAHYARIAN A., BROWN B., NEŠIĆ S. Mechanism of CO₂ corrosion of mild steel: A new narrative. *Nace corrosion*. 2018:11523.
 15. OBOT I.B., ONYEACHU I.B., UMOREN S.A. ET AL. High temperature sweet corrosion and inhibition in the oil and gas industry: Progress, challenges and future perspectives. *Journal of Petroleum Science and Engineering*. 2020;185:106469.
 16. ODDO J.E., TOMSON M.B. Simplified calculation of CaCO₃ saturation at high temperatures and pressures in brine solutions. *Journal of Petroleum Technology*. 1982; 34;(7):1583–1590.
 17. OGUZIE E.E. Corrosion inhibition of aluminium in acidic and alkaline media by Sansevieria trifasciata extract. *Corrosion Science*. 2007;49;(3):1527–1539.
 18. OLIVO J.D., BROWN B., NEŠIĆ S. Modeling of corrosion mechanisms in the presence of quaternary ammonium chloride and imidazoline corrosion inhibitors. *Nace corrosion*. 2016:7397.
 19. PALMER D.A., VAN ELDIK R. The chemistry of metal carbonate and carbon dioxide complexes. *Chemical Reviews*. 1983;83;(6):651–731.
 20. SHABAN S.M., AIAD I., EL-SUKKARY M.M. ET AL. Inhibition of mild steel corrosion in acidic medium by vanillin cationic surfactants. *Journal of Molecular Liquids*. 2015;203:20–28.
 21. SUN C., LI J., SHUANG S. ET AL. Effect of defect on corrosion behavior of electroless Ni-P coating in CO₂-saturated NaCl solution. *Corrosion Science*. 2018;134:23–37.
 22. SUN W., NEŠIĆ S., WOOLLAM R.C. The effect of temperature and ionic strength on iron carbonate (FeCO₃) solubility limit. *Corrosion Science*. 2009;51;(6):1273–1276.
 23. TANSUĞ G., TÜKEN T., KICIR N. ET AL. Investigation of 2-aminoethanethiol as corrosion inhibitor for steel using response surface methodology (RSM). *Ionics*. 2014;20:287–294.
 24. WEI L., GAO K. Understanding the general and localized corrosion mechanisms of Cr-containing steels in supercritical CO₂-saturated aqueous environments. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;792:328–340.
 25. XIU-QING X., JIAN M., ZHEN-QUAN B. ET AL. The corrosion behavior of electroless Ni-P coating in Cl⁻/H₂S environment. *Applied Surface Science*. 2012;258;(22):8802–8806.
 26. ZHANG Q., ZHANG C., ZHANG Z. ET AL. Galvanic corrosion behavior of dissimilar casing steels in high sulfur-containing gas wells. *Engineering Failure Analysis*. 2020;108:104320.

ВАН ЦЗЮНЬСЯН, Е. С. ЮШИН,
ЯН ЮЙМИН, ЧУ ЦЗЮНЬ, ЕФЕНДИ ИВАН
МЕХАНИЗМ ИНГИБИРОВАНИЯ КОРРОЗИИ СТАЛИ
ПЕСОЧНЫХ ФИЛЬТРОВ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ
И ВЫСОКОНАПРЯЖЕННЫХ СО₂-СРЕДАХ НОВЫМ
ИНГИБИТОРОМ НА ОСНОВЕ ЧЕТВЕРТИЧНОЙ
АММОНИЕВОЙ СОЛИ СТ-20

Ван Цзюньсян,
аспирант Российского университета дружбы народов
им. Патриса Лумумбы

✉ 117198, г. Москва, ул. Миклухо-Маклая, д. 6,
117198, 6 Miklukho-Maklaya Street, Moscow, Russia,
e-mail: 1042218149@pfur.ru

Юшин Евгений Сергеевич,
к.т.н., доцент Российского университета дружбы народов
им. Патриса Лумумбы

✉ 117198, г. Москва, ул. Миклухо-Маклая, д. 6,
117198, 6 Miklukho-Maklaya Street, Moscow, Russia,
e-mail: yushin-es@rudn.ru

Ян Юймин,
аспирант Российского университета дружбы народов
им. Патриса Лумумбы

✉ 117198, г. Москва, ул. Миклухо-Маклая, д. 6,
117198, 6 Miklukho-Maklaya Street, Moscow, Russia,
e-mail: 1042218150@pfur.ru

Чу Цзюнь,
аспирант Российского государственного геологоразведочного университета им. Серго Орджоникидзе (МГРИ) и Московского государственного университета имени М.В. Ломоносова

✉ 117997, г. Москва, ул. Миклухо-Маклая, д. 23,
117997, 23 Miklukho-Maklaya Street, Moscow, Russia*
e-mail: vladimirchujun@yandex.ru

Ефенди Иван,
аспирант Китайского нефтяного университета

✉ 102249, Пекин, район Чанпин, ул. Фусюэ, д. 18,
102249, 18 Fuxue Road, Changping District, Beijing, China
e-mail: Ivan.efndi@gmail.com