

КОРОЗИОННА УСТОЙЧИВОСТ НА АУСТЕНИТНИ И ФЕРИТНО-АУСТЕНИТНИ НЕРЪЖДАЕМИ СТОМАНИ И НИКЕЛОВИ СУПЕРСПЛАВИ

Инж. Апостол Учърджиев
Технически университет - Варна

Резюме: Представен е сравнителен анализ на корозионното поведение на аустенитни и феритно-аустенитни (дуплексни) неръждаеми стомани и корозионноустойчиви никелови суперсплави. Разгледани са равномерната корозия в H_2SO_4 , HCl и HNO_3 , точковата и корозия в процепи, корозионното разрушаване под напрежение, междукристалната корозия, ерозионно-корозионното износване и електрохимичните взаимодействия. Никел-хром-молибденовите и никел-хром-молибден-волфрамовите сплави обикновено осигуряват най-широк експлоатационен диапазон в редуциращи киселини и хлоридни среди, но предимството им зависи от химичния състав, микроструктурата, заваръчното състояние и електродния потенциал. Дуплексните стомани предлагат ефективен баланс между якост, устойчивост към локална корозия и себестойност. Поради това окончателният избор на материал следва да се основава на изпитвания, възпроизвеждащи реалните технологични условия.

Ключови думи: аустенитни стомани, дуплексни стомани, никелови суперсплави, питинг, корозионно разрушаване под напрежение, междукристална корозия, ерозионна корозия

CORROSION RESISTANCE OF AUSTENITIC AND FERRITIC-AUSTENITIC STAINLESS STEELS AND NICKEL-BASED SUPERALLOYS

Eng. Apostol Ucherdzhev
Technical University – Varna

Abstract: A comparative analysis of the corrosion behavior of austenitic and ferritic-austenitic (duplex) stainless steels and corrosion-resistant nickel-based superalloys is presented. The review covers general corrosion in H_2SO_4 , HCl , and HNO_3 , pitting and crevice corrosion, stress corrosion cracking, intergranular corrosion, erosion-corrosion wear, and electrochemical interactions. Nickel-chromium-molybdenum and nickel-chromium-molybdenum-tungsten alloys generally provide the broadest service envelope in reducing acids and chloride-containing environments. However, their advantages depend on the chemical composition, microstructure, weld condition, and electrode potential. Duplex stainless steels provide an effective balance among strength, resistance to localized corrosion, and cost. Consequently, the

final material selection should be based on tests that reproduce the actual process and service conditions.

Keywords: *austenitic stainless steels, duplex stainless steels, nickel-based superalloys, pitting corrosion, stress corrosion cracking, intergranular corrosion, erosion-corrosion*

1. Въведение

За целите на настоящото проучване са анализирани 17 литературни източника, подбрани от международни научни бази данни. Корозионната устойчивост на разглежданите групи материали произтича от различни съчетания на химичен състав, фазов строеж и способност за пасивизиране. Аустенитните стомани притежават γ -матрица, дуплексните стомани - приблизително балансирана феритна и аустенитна фаза, а никеловите сплави - матрица на никелова основа, легирана с Cr, Mo, W и, в зависимост от класа, с Cu, Nb или Fe. Хромът стабилизира пасивния оксиден слой, молибденът и волфрамът подпомагат репасивацията и ограничават локалното разтваряне, а никелът повишава устойчивостта в редуциращи среди. В настоящия текст понятието „никелови суперсплави“ се отнася предимно до корозионноустойчивите класове 625, C-276 и 59. Уякваемите високотемпературни сплави, например 718, не са автоматично еквивалентни по устойчивост към водна корозия. Следователно сравнението трябва да се основава на механизмите и конкретния клас сплав, а не единствено на търговското наименование [1], [2].

2. Сравнителен обзор на корозионното поведение

2.1. Равномерна корозия в сярна, солна и азотна киселина

При пасивизиращите се сплави общата загуба на материал може да протича едновременно с локална атака. Концентрацията и температурата на киселината, аерацията, примесите и хидродинамичният режим определят преходите между активно, пасивно и транспасивно състояние. Поради това не съществува универсална класация на материалите, валидна за всички киселинни среди.

Сярна киселина (H_2SO_4). Стоманите 304L/316L и дуплексната стомана 2205 имат ограничено приложение в горещи активни режими, докато 904L, 6Mo и супердуплексните класове разширяват експлоатационния диапазон. Ni-Mo сплавите са особено ефективни в чисти редуциращи разтвори, а Ni-Cr-Mo/W класовете запазват по-добър баланс при наличие на окислителни примеси и хлориди. Дори при тях скоростта на корозия може рязко да нарасне при повишаване на температурата или промяна на потенциала; изборът следва да се основава на изокорозионни данни за точния състав на средата.

Солна киселина (HCl). Хлоридите дестабилизируют пасивния слой, а ниската стойност на pH поддържа активно разтваряне. Стандартните аустенитни и дуплексни стомани не са универсално устойчиви в тази среда. В Ni-Mo и Ni-Cr-Mo/W сплавите Mo и W ограничават разтварянето и подпомагат репасивацията, поради което C-276, 59 и сродни класове притежават по-широк работен диапазон. Окислителни йони, замърсяване, застойни процепи и сегрегации в заваръчните съединения обаче могат съществено да променят реда на устойчивост.

Азотна киселина (HNO_3). Силно окислителната среда стабилизира богатия на Cr пасивен слой, поради което нисковъглеродните аустенитни и специалните високохромови класове често са рационален избор. Дуплексните стомани могат да показват ниска скорост на обща корозия, но не са автоматично по-устойчиви. При никеловите сплави високото съдържание на Cr е по-съществено от съдържанието на Mo в силно окислителни режими; при висока температура са възможни транспасивно разтваряне и междукристална атака [2].

2.2. Точкова и корозия в процепи

Точковата корозия се развива след локално разрушаване на пасивността, а корозия в процепи - след подкиселяване и концентриране на хлориди в зони с ограничен масопренос. Стоманите 304L/316L заемат по-нисък диапазон на устойчивост; 2205, супердуплексните и 6Mo стоманите обикновено притежават по-високи критични температури на питинг и корозия в процепи. Богатите на Cr-Mo-W никелови сплави показват високи потенциали на репасивация в много хлоридни среди, но включвания, груба повърхност, обеднени зони след заваряване и TCP-фази могат да формират локални анодни участъци. Показателят PREN е полезен за сравнение на близки стоманени системи, но не следва да се използва за пряко ранжиране на стомани спрямо никелови сплави. Необходими са данни за Epit, Eper, CPT/CCCT и реалистична геометрия на процепа; ASTM G48-25 [3] е сравнителен, а не ресурсен метод.

2.3. Корозионно разрушаване под напрежение

Корозионното разрушаване под напрежение (КРПН) изисква едновременно наличие на чувствителен материал, специфична среда и опънни напрежения. Аустенитните стомани от серия 300 са уязвими към хлоридно КРПН при повишена температура и концентриране на соли. Дуплексната структура повишава прага на инициране чрез различните механични и електрохимични свойства на α - и γ -фазата, но не осигурява имунитет в горещи хлоридни среди, при наличие на H_2S или при водородно насищане. Твърдоразтворните Ni-Cr-Mo/W сплави обикновено показват най-висока устойчивост към хлоридно КРПН, докато високоякостните уякчаеми никелови сплави могат да бъдат чувствителни към водородно подпомогнато разрушаване. Питингът, остатъчните заваръчни напрежения и прекомерната катодна поляризация остават критични фактори [4].

2.4. Междукристална корозия

При аустенитните стомани сенсбилизацията се свързва с отделянето на Cr_{23}C_6 и формирането на обеднени на Cr зони по границите на зърната. Рискът се намалява чрез нисковъглеродни L-класове, стабилизиране с Ti/Nb и правилно разтворно отгряване. При дуплексните стомани Cr_2N , карбиди и σ/χ -фази нарушават фазовия баланс и обедняват съседните области на Cr и Mo. При Ni-Cr-Mo/W сплавите карбиди и топологично плътно подредени P-, μ - и σ -фази могат да предизвикат селективно разтваряне, особено след неблагоприятно стареене или заваръчна сегрегация. Следователно ниското съдържание

на С не заменя контрола върху топлинния цикъл, хомогенизацията и охлаждането [1], [5], [6].

2.5. Ерозионно-корозионно износване

Ерозионната корозия представлява синергия между електрохимично разтваряне и механично разрушаване на пасивния слой от турбулентен поток, твърди частици, капков удар или кавитация. Дуплексните стомани често превъзхождат 316L поради по-високата си якост, а сплав 625 съчетава здрава Ni-Cr-Mo матрица с бърза репасивация. Това предимство може да се загуби при груби отложения, дефектна повърхност, неблагоприятна термична обработка или селективно увреждане на вторични фази. Оценката трябва да включва скоростта, размера и ъгъла на удара на частиците, кавитационния режим и корозивността на средата, а не само статични електрохимични данни [7].

2.6. Електрохимична и галванична корозия

Във водни електролити анодното разтваряне се балансира от катодна редукция на O_2 , H^+ или други окислители. Потенциалът и токът на корозия (E_{corr} и i_{corr}), пасивният ток, E_{pit} и E_{rep} описват различни аспекти на поведението. При дуплексните стомани α - и γ -фазата могат да образуват микрогалванична двойка; при никеловите сплави сходна роля изпълняват сегрегации, включвания и вторични фази. Пасивните Ni-Cr-Mo/W сплави обикновено се държат като благороден катод и при контакт с въглеродна стомана, Al или Zn могат да ускорят разтварянето на по-неблагородния материал. Рискът зависи от потенциала, отношението между площите на катода и анода, проводимостта и поляризацията; поради това са необходими електрическа изолация и контрол върху катодната защита.

2.7. Методологични критерии за сравнение

Надеждното ранжиране изисква последователност от взаимно допълващи се методи. Гравиметричните експозиции определят скоростта на обща корозия, но не доказват устойчивост към питинг. Потенциодинамичната поляризация трябва да отчита E_{pit} и E_{rep} , а цикличните режими - стабилността на репасивацията. СРТ/ССТ и изпитванията с контролирана изкуствен процеп се сравнява локална атака; при високолегирани Ni-Cr-Mo/W сплави температурата и агресивността на електролита трябва да са достатъчни, за да се избегне формално заключение за „имунитет“. КРПН се оценява чрез изпитване с бавна скорост на деформация, U-образни образци или предварително напукани проби при известни потенциал и напрежение. За трите групи материали е задължително да се изследват основният метал, зоната на термично влияние и заваръчният метал, последвани от металография и SEM/EDS анализ на язви, граници и вторични фази. Резултатите са преносими към експлоатацията само когато възпроизвеждат реалните примеси, отложения, поток и температурни цикли.

2.8. Обобщение на сравнителния анализ

Никеловите Ni-Cr-Mo/W суперсплави обикновено предлагат най-широка устойчивост в HCl, смесени киселини и тежки хлоридни режими, но са по-скъпи и чувствителни към неправилна термична история. Дуплексните стомани осигуряват силен технико-икономически баланс и висока устойчивост към питинг и КРПН, а високолегираните аустенитни класове остават конкурентни в определени окислителни киселини и когато е необходима еднофазна структура. Научно обосноваият избор изисква конкретен UNS/EN клас, химичен анализ, микроструктура, заваръчно състояние и изпитване при реални концентрации, температура, потенциал, геометрия на процепите, напрежения и хидродинамика.

3. Подробен анализ на основните механизми

3.1. Равномерна корозия

Аустенитните неръждаеми стомани 304 и 316 по принцип проявяват добра устойчивост към обща корозия, но поведението им се изменя съществено с температурата, режима на потока и присъствието на агресивни йони, особено хлориди [2]. При повишени температури, приблизително 50-80 °C, стомана 304 може да премине към активно или локално разтваряне след нарушаване на пасивния слой [2]. Молибденът в 316 повишава устойчивостта към локална корозия спрямо 304, но не гарантира устойчивост в силно кисели или горещи хлоридни среди.

Дуплексните неръждаеми стомани съчетават феритна и аустенитна фаза и обикновено превъзхождат стандартните аустенитни класове по устойчивост към точкова и корозия в процепи и към хлоридно КРПН. Предимството е свързано с високото съдържание на Cr, Mo и N и с двуфазната микроструктура, при условие че фазовият баланс е правилно контролиран [8], [9].

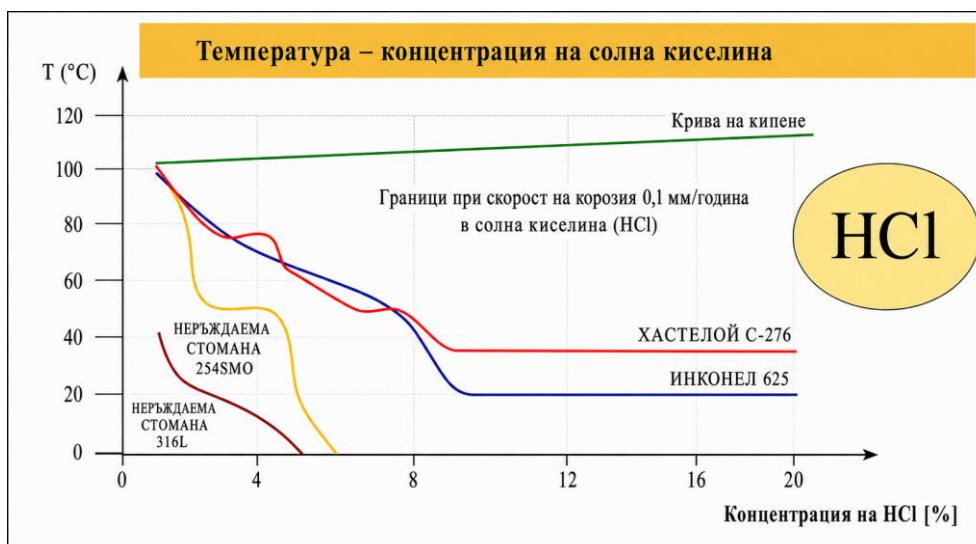
Сплавите Inconel и Hastelloy на никелова основа обичайно показват висока устойчивост при повишена температура и в агресивни химични среди. Богатите на Cr и Mo класове формират устойчив пасивен слой, но при специфични потенциали и в присъствие на агресивни аниони е възможно локално разрушаване. Nimonic сплавите са разработени предимно за високотемпературна якост и окислителна устойчивост; това не следва автоматично да се приема като доказателство за универсална устойчивост във водни електролити [1].

Изокорозионните диаграми на фигури 1 и 2 представят граници, съответстващи на скорост на корозия 0,1 mm/year за избрани сплави в HCl и H₂SO₄. От фигура 1 се вижда, че при приблизително 12% HCl Hastelloy C-276 достига тази скорост около 30 °C, докато за Inconel 625 границата е под 20 °C. Диаграмите имат ориентировъчен характер: всяко инженерно решение трябва да се основава на данни за точната концентрация, температура, примеси и хидродинамика.

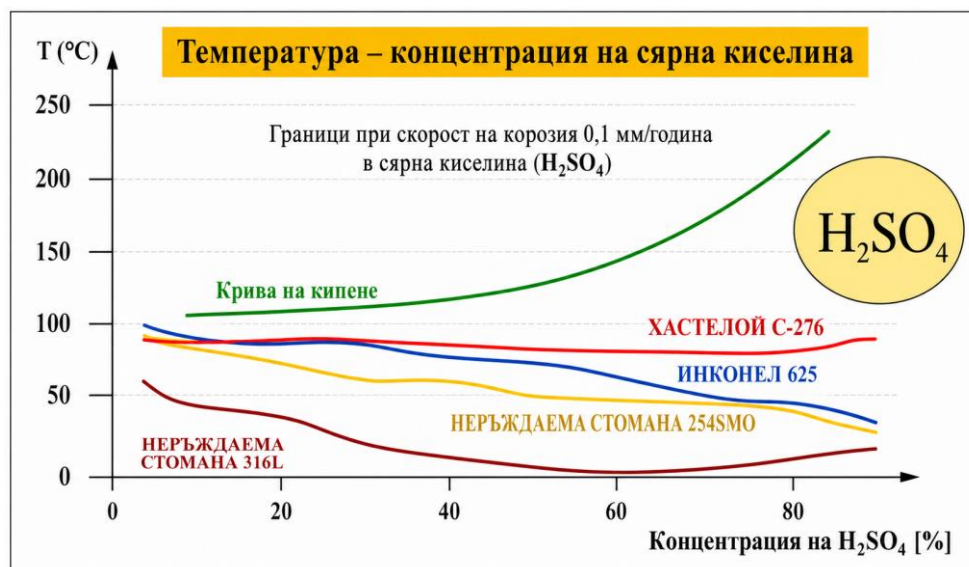
3.2. Точкова и процепна корозия

Точковата корозия е локална форма на разрушаване, при която пасивният слой се нарушава в отделни участъци и се образуват язви. Корозията в процепи се развива в

тесни зони с ограничен обмен на електролита, където изчерпването на кислорода, хидролизата на металните йони и миграцията на хлориди предизвикват локално подкиселяване. Стомана 316 обикновено е по-устойчива от 304 поради съдържанието на Мо, но и двата класа остават податливи при повишени концентрации на хлориди и температура [10].



Фигура 1. Влияние на температурата и концентрацията на солна киселина върху изокорозионните граници на избрани корозионноустойчиви сплави [1], [2]



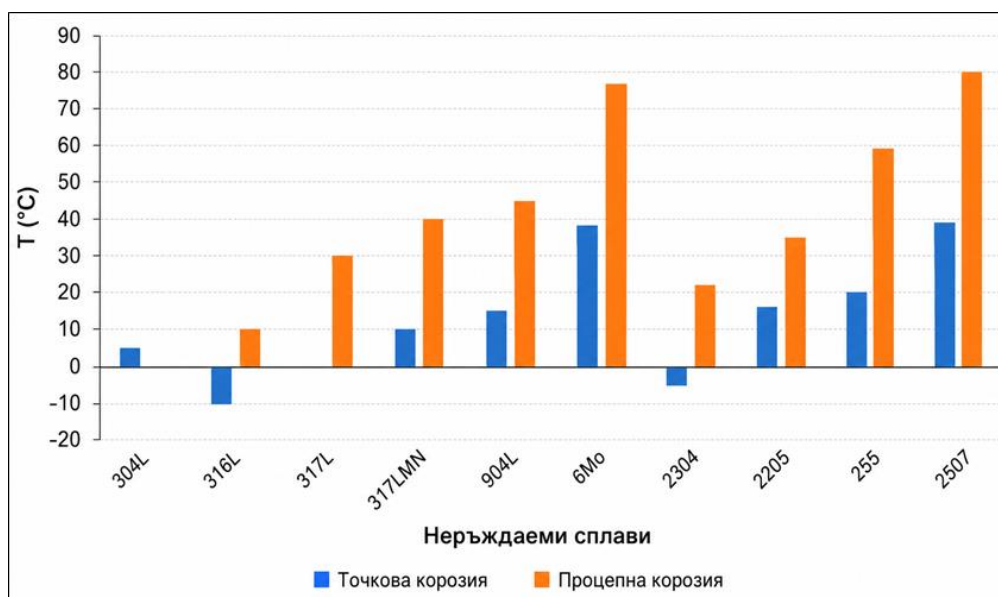
Фигура 2. Влияние на температурата и концентрацията на сярна киселина върху изокорозионните граници на избрани корозионноустойчиви сплави [1], [2]

Ориентировъчната устойчивост на неръждаемите стомани към питингова корозия се оценява чрез еквивалентния показател за устойчивост към питингова корозия (ЕПУПК; PREN). Показателят обобщава приноса на Cr, Мо и N, но не отчита всички микроструктурни и повърхностни фактори и не е валиден като универсална скала за сравнение с никелови сплави.

$$PREN = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N$$

Дуплексната стомана 2205 съчетава висока якост с добра устойчивост към локална корозия, ако феритно-аустенитният баланс и разпределението на легиращите елементи са правилно контролирани. Cr и Mo стабилизират пасивното състояние, а N подобрява устойчивостта на аустенитната фаза и подпомага репасивацията [8], [9]. Inconel 625 и Hastelloy C-276 също показват висока устойчивост поради съдържанието на Cr и Mo, но Inconel 718 не трябва да се поставя автоматично в същата категория на водна корозионна устойчивост.

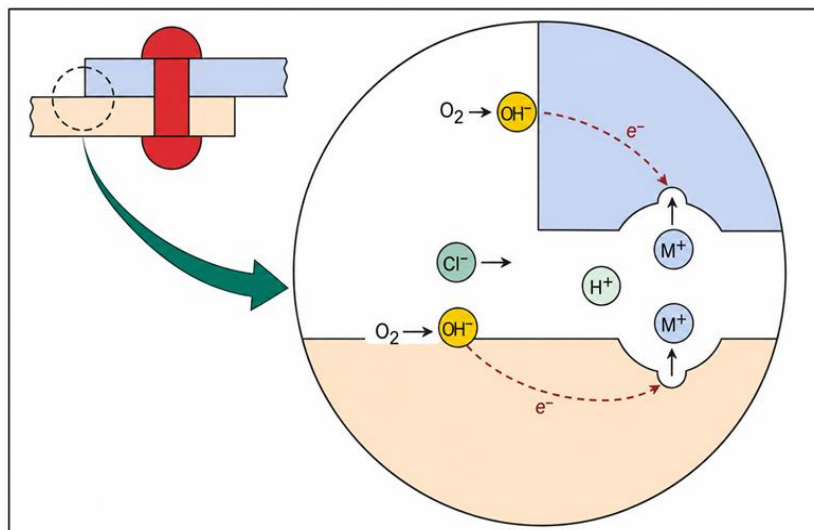
Повърхностното състояние може допълнително да повлияе на питинговата устойчивост. Киселинното пасивиране, подходящите защитни покрития и корозионните инхибитори могат да стабилизират повърхностния слой, но ефективността им зависи от средата и качеството на изпълнение [11]. Критичната температура на питинг и критичната температура на корозия в процепи, определяни чрез сравнителни изпитвания (фигура 3) по ASTM G48 [3], са полезни за ранжиране на материали при контролирани условия.



Фигура 3. Сравнителни критични температури на точкова и корозия в процепи за неръждаеми сплави, определени в разтвор на $FeCl_3$ по ASTM G48 [3], [12]

Механизмът на корозия в процепи е особено важен при фланци, уплътнения, резбови съединения и участъци с хлабини. В затворения обем консумацията на кислород понижава катодната активност, а хидролизата на разтворените метални йони понижава рН. Едновременно с това хлоридите мигрират към процепите за поддържане на електронеутралност, което ускорява локалното анодно разтваряне (фигура 4). След достигане на критичен състав на електролита процесът придобива автокаталитичен характер и може да продължи дори когато външната повърхност запазва пасивното си

състояние. Ограничаването на риска изисква минимизиране на застойните зони, подходящ избор на материал и уплътнение, както и оценка на устойчивостта при условия, представителни за реалната експлоатационна среда.

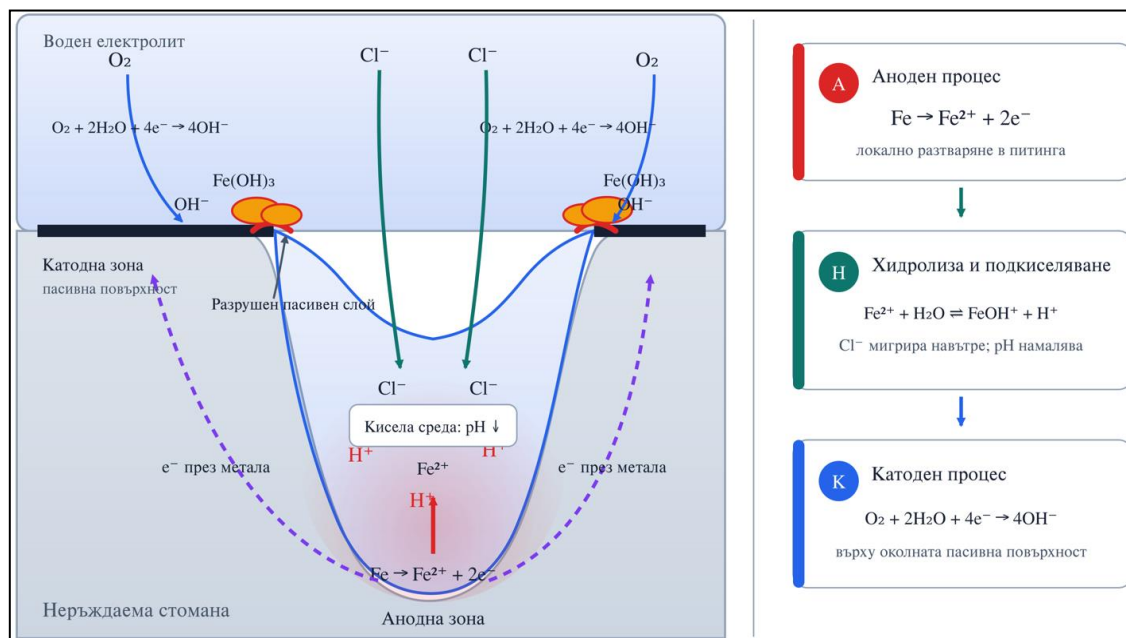


Фигура 4. Схематично представяне на електрохимичните процеси в процепи между метали при наличие на хлориди [8], [9]

Аустенитните стомани 316 и 316L не са напълно защитени от корозия в процепи при наличие хлориди. Високата концентрация на Cl^- , пониженото рН и повишената температура ускоряват разрушаването на пасивния слой и могат да доведат до съчетание от питинг и процепна корозия [8], [10], [11].

Hastelloy C-276 и Inconel 625 обикновено превъзхождат стандартните неръждаеми стомани в агресивни хлоридни среди поради високото съдържание на Ni, Cr и Mo и способността за бърза репасивация. Това предимство не означава абсолютен имунитет: при високи концентрации на хлориди, неблагоприятен потенциал или застойна геометрия могат да възникнат локални атаки [1], [8], [9]. Механизмът на питинга е обобщен на фигура 5. Устойчивостта на тези сплави се определя не само от номиналния химичен състав, но и от стабилността на пасивния слой, геометрията на процепа и локалните условия на масопренос. Ограниченият достъп на кислород в процепа предизвиква подкиселяване на електролита и концентриране на Cl^- , с което се създават условия за автокаталитично развитие на корозионния процес. Поради това изборът на материал следва да се основава на сравнителни стойности на критичната температура на питингова и процепна корозия, потенциала на репасивация и изпитвания в среда, представителна за реалните експлоатационни условия [1], [8], [9]. Определящо значение има съотношението между скоростта на локалното анодно разтваряне и способността на повърхността да се репасивира, тъй като от него зависи дали възникналият дефект ще бъде потиснат, или ще се развие като устойчив корозионен център. При Ni–Cr–Mo сплавите хромсъдържащият пасивен слой и молибденовите съединения подпомагат репасивацията, докато никелът повишава стабилността на материала в подкиселената

среда на процепа. За надеждна оценка на експлоатационното поведение трябва едновременно да се отчитат състоянието на повърхността, микроструктурните изменения след заваряване и вероятността от образуване на слабообменни области, в които могат да се натрупват хлориди.



Фигура 5. Механизъм на инициране и развитие на точкова корозия след локално разрушаване на пасивния слой [10], [11]

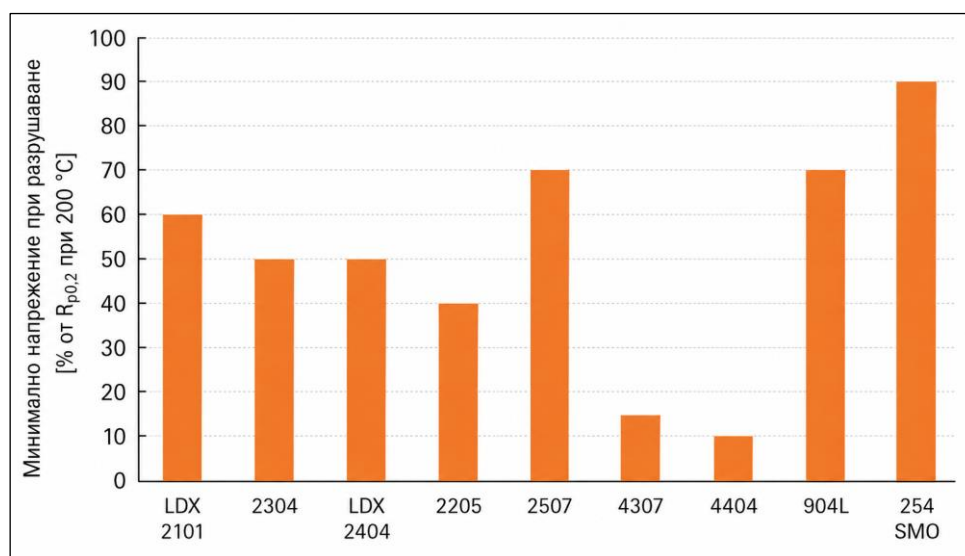
3.3. Корозионно разрушаване под напрежение

Нерждаемите стомани са широко използвани поради благоприятното съчетание на механични свойства и корозионна устойчивост, но аустенитните класове могат да бъдат податливи към КРПН в хлоридни среди. Пукнатините се иницират и разпространяват при съвместно действие на агресивен електролит и опънни напрежения - приложени или остатъчни от заваряване, студена деформация и механична обработка [4].

Устойчивостта към КРПН може да се оценява чрез капкови изпитвания при изпаряване, при които солени разтвори се подават върху нагрята и натоварена на опън проба. Праговото напрежение се определя след зададена продължителност - например 500 h при 80-120 °C - и се изразява като дял от условната граница на провлачване при 200 °C. Резултатът е сравнителен и зависи от метода, температурата, концентрацията и режима на изпаряване (фигура 6).

Дуплексните стомани, включително отливните класове от типа CD4MCu, показват по-висока устойчивост към хлоридно КРПН от стандартните аустенитни стомани. Поведението зависи от фазовото съотношение, локалното разпределение на легиращите елементи и пътя на пукнатината. Прехвърлянето на пукнатината между α- и γ-фазата и ефектите на „мостово“ свързване могат да понижат ефективната движеща сила за разпространение [4], [8], [9].

Ni-Cr-Mo сплавите обикновено притежават висока устойчивост към КРПН, но при окислителна свръхкритична вода, високи концентрации на хлориди, ниско рН или значителни остатъчни напрежения могат да се напукат. Това е наблюдавано за Hastelloy C-276 и Alloy 625 при специфични условия [1], [4]. При Nimonic и други уякчаеми никелови суперсплави вторичните фази, стареенето и високата якост могат допълнително да повлияят върху чувствителността към разрушаване [1].

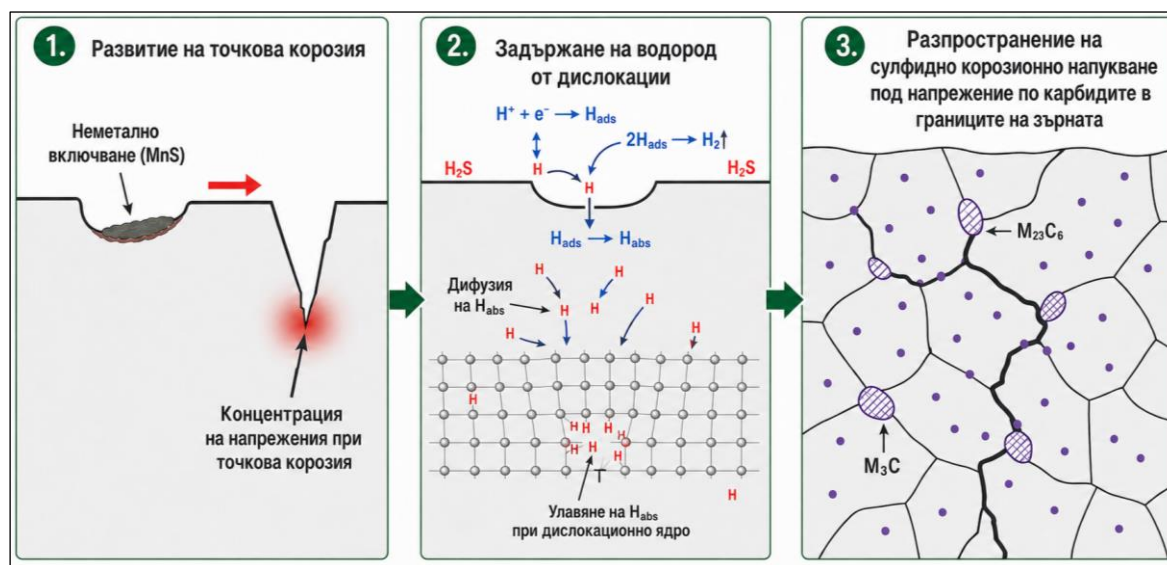


Фигура 6. Минимално напрежение при разрушаване за избрани неръждаеми сплави при хлоридно КРПН [13]

Сулфидното корозионно разрушаване под напрежение (СКРПН; SSC) е критично в среди, съдържащи H₂S. Сероводородът ускорява навлизането на атомен водород в метала; водородът се натрупва около дислокации, включвания и други концентратори на напрежение и улеснява крехкото разрушаване.

Съпътстващи механизми са водородно индуцираното разрушаване и ориентираното от напрежения водородно индуцирано разрушаване [14], [15].

Рискът от СКРПН се увеличава при по-ниско рН, по-висока активност на H₂S, неблагоприятен потенциал и условия, ускоряващи водородния транспорт. Температурата може едновременно да променя кинетиката на корозията, абсорбцията и дифузията на водород; поради това влиянието ѝ трябва да се оценява за конкретната сплав и среда [14], [15]. Основните етапи са показани на фигура 7.

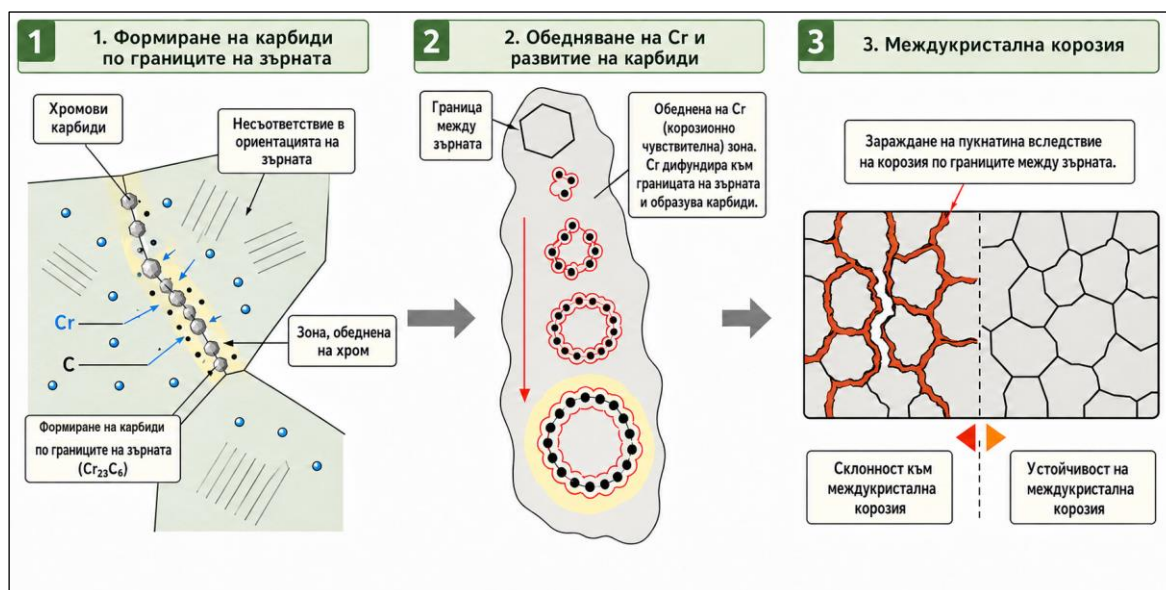


Фигура 7. Последователност на процесите при сулфидно корозионно разрушаване под напрежение в тръбни материали за нефтената и газовата промишленост [14], [15]

3.4. Междукристална корозия

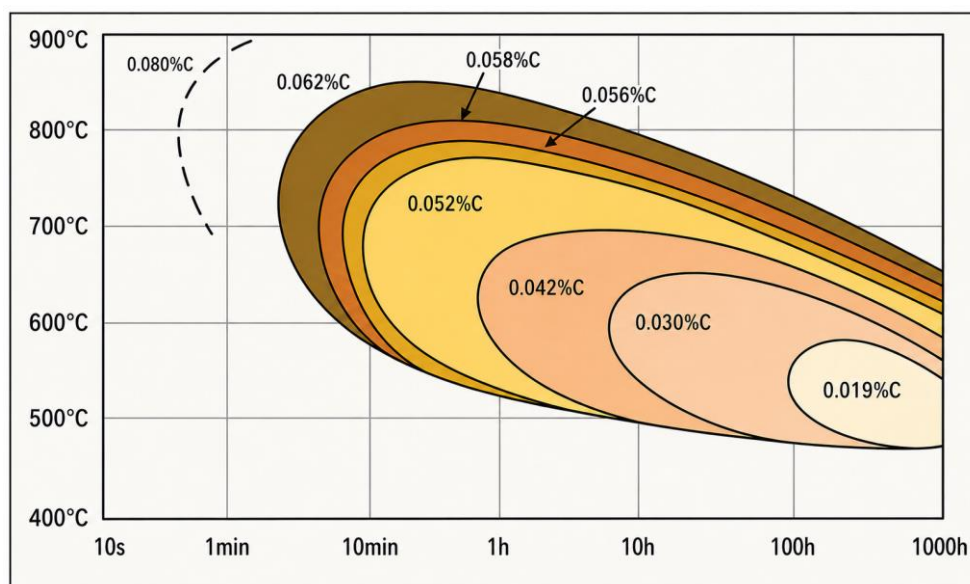
Междукристалната корозия представлява селективно разрушаване по границите на зърната и е особено характерна за сенсibiliзирани аустенитни неръждаеми стомани от типа AISI 304 и 316. При престой в критичен температурен интервал по границите се отделят богати на Cr карбиди $Cr_{23}C_6$. Съседните области се обедняват на Cr под концентрацията, необходима за поддържане на стабилен пасивен слой, и се превръщат в предпочитан път за анодно разтваряне [5], [6].

Кинетиката на сенсibiliзацията зависи от температурата, времето, съдържанието на C и предварителната деформация. В диапазона приблизително 480-815 °C дифузията е достатъчна за отделяне на карбиди, но не и за бързо хомогенизиране на обеднените зони. Ti и Nb могат да свържат C като по-стабилни карбиди и така да ограничат образуването на $Cr_{23}C_6$. При дуплексните стомани към този механизъм се добавят фазов дисбаланс и отделяне на интерметални фази [5], [6]. При заварените съединения най-висок риск възниква в участъците на зоната на термично влияние, преминали през температурно-времеви цикъл, благоприятстващ граничната преципитация. Склонността към сенсibiliзация може да бъде ограничена чрез използване на нисковъглеродни марки като 304L и 316L, разтварящо отгряване с последващо бързо охлаждане или стабилизиране с Ti и Nb. При дуплексните стомани термичният режим трябва да предотвратява и образуването на σ - и χ -фази, чието отделяне предизвиква локално обедняване на матрицата на Cr и Mo и допълнително понижава корозионната устойчивост. Степента на сенсibiliзация следва да се оценява чрез електрохимична реактивация, стандартизирани изпитвания за междукристална корозия (фигура 8) и микроструктурно характеризирание на граничните преципитати и обеднените области [5], [6].



Фигура 8. Образуване на хромови карбиди, локално обедняване на Cr и развитие на междукристална корозия [5], [6]

При продължителна високотемпературна експлоатация дифузионните процеси могат частично да хомогенизират основния метал и зоната на заваряване, но едновременно с това да стимулират вторични отделения. Скоростта и пространственото им разпределение зависят от температурата, съдържанието на C, продължителността на експозицията и термичната история. Схематичната зависимост между тези параметри е представена на фигура 9.



Фигура 9. Кинетични области на отделяне на Cr_{23}C_6 в аустенитна високолегирана сплав в зависимост от температурата, съдържанието на C и времето [5], [6]

Основните мерки за ограничаване на междукристалната корозия са намаляване на съдържанието на С, съкращаване на престоя в сенсibiliзиращия температурен интервал, разтворно отгряване с достатъчно бързо охлаждане и легиране с Ti или Nb. Нисковъглеродните L-класове ограничават наличното количество С за образуване на $Cr_{23}C_6$. При легираните стомани TiC и NbC се образуват при подходяща термична обработка и намаляват риска от обедняване на Cr. Ефективността на тези мерки зависи от точния състав и топлинния цикъл; прекомерното нагряване може да разтвори стабилизиращите карбиди, а неправилното охлаждане да възстанови чувствителното състояние.

3.5. Ерозионна корозия

Ерозионно-корозионното разрушаване възниква при едновременно механично отнемане на материал и електрохимична корозия. Разграничават се два взаимно свързани приноса: ерозия, усилена от корозия, и корозия, усилена от ерозия. Ударът на частици, високоскоростният поток или кавитацията разрушават пасивния слой и излагат активен метал; от своя страна корозията отслабва повърхностния слой и улеснява последващото механично отнемане [7].

Синергичният ефект зависи от типа сплав, размера и концентрацията на частиците, скоростта на потока и ъгъла на удара. При AISI 304 и AISI 420 са установени съществени изменения на скоростта на разрушаване при промяна на скоростта и ъгъла на частиците [7]. В газо-твърди и течностно-твърди струи наличието на NaCl допълнително увеличава материалната загуба, а при колена и други участъци със сложна хидродинамика локалното натоварване може да бъде особено високо [7].

Механичните свойства и способността за репасивация определят съотношението между ерозионния и корозионния принос. Намаляването на твърдостта увеличава податливостта към пластична деформация и отнемане на материал, докато бавната репасивация удължава времето, през което свежата повърхност се разтваря активно. Локалното разрушаване на слоя може да предизвика и питинг [7], [11].

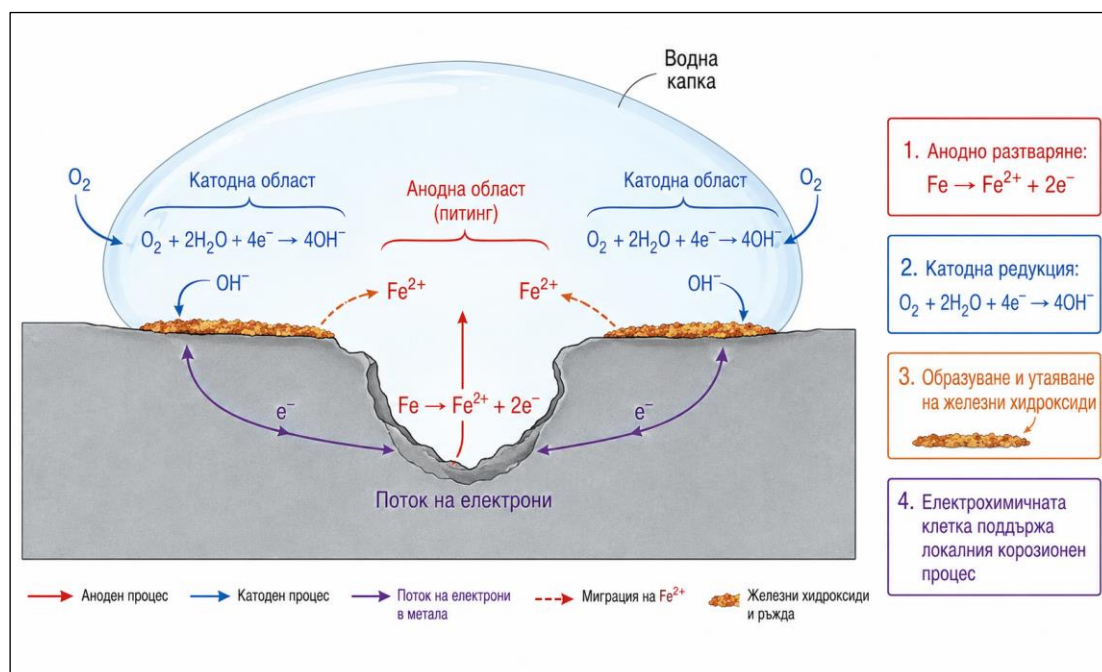
3.6. Електрохимична корозия

Електрохимичната корозия включва анодно разтваряне на метала и пространствено свързана катодна реакция. Устойчивостта на неръждаемите стомани се определя от формирането и възстановяването на пасивния слой, както и от локалните нееднородности на микроструктурата. Хлоридните йони могат да адсорбират върху повърхността, да проникнат през дефекти на слоя и да стабилизират локалното разтваряне; включванията и вторичните фази често действат като места за инициране [16], [17].

Потенциодинамичната и цикличната поляризация се използват за определяне на корозионния потенциал, пасивния ток, потенциала на пробив и потенциала на репасивация. Електрохимичната импедансна спектроскопия (EIS) дава информация за съпротивлението и капацитивното поведение на повърхностния слой. Тези техники са особено полезни за сравнителни лабораторни изследвания, но пренасянето на

результатите към реални съоръжения изисква контрол върху геометрията, масопреноса, отложенията и състава на електролита [17].

Механичното износване и електрохимичната корозия могат да протичат едновременно като трибокорозия. Абразивното или адхезионното повреждане отстранява пасивния слой, създава микропукнатини и повърхностна неравномерност и така увеличава локалната анодна активност. Скоростта на разрушаване се определя от конкуренцията между механичното отнемане, активното разтваряне и репасивацията [7], [17]. Обобщена схема на анодните и катодните процеси е представена на фигура 10. При неръждаемите сплави ключов параметър е времето за репасивация след единичен механичен контакт, тъй като то определя продължителността на експозицията на активния метал към електролита. Ако честотата на контактите надвиши кинетичната способност на повърхността да възстановява защитния слой, системата преминава към квазистационарно активно състояние с повишен аноден ток. Съотношението между механичния и електрохимичния принос не е адитивно, понеже пластичната деформация изменя локалния потенциал, дефектността на пасивния слой и масопреноса в контактната зона. Поради това количествената оценка на трибокорозията следва да съчетава измерване на коефициента на триене, загубата на материал и токовия отклик при строго контролирани нормално натоварване, скорост на плъзгане и химичен състав на средата. Интегрирането на тези параметри позволява да се разграничат режимите, контролирани от износване, корозия или синергично взаимодействие, и създава по-надеждна основа за прогнозиране на експлоатационния ресурс.



Фигура 10. Анодни и катодни процеси при локално електрохимично разтваряне на неръждаема стомана под воден електролит [16], [17]

4. Заключение

Корозионната устойчивост на аустенитните и дуплексните неръждаеми стомани и никеловите суперсплави не може да се оценява чрез единствен универсален показател. Поведението се определя от съвместното действие на химичния състав, фазовото и структурното състояние, качеството на повърхността и заваръчните съединения, както и от концентрацията, температурата, потенциала, хидродинамиката и механичните напрежения.

Ni-Cr-Mo/W сплавите осигуряват най-широк диапазон в редуциращи киселини и тежки хлоридни среди, но не са имунизирани срещу локална корозия, КРПН или микроструктурно обусловено разрушаване. Дуплексните стомани предлагат ефективен баланс между механична якост, локална корозионна устойчивост и цена, а високолегираните аустенитни класове запазват важни предимства в окислителни среди. Надеждният избор трябва да съчетава корозионни данни за конкретния клас със структурна характеристика и изпитване, което възпроизвежда реалните експлоатационни условия.

Литература

1. Cwalina, K.L., Demarest, C.R., Gerard, A.Y., Scully, J.R. Revisiting the effects of molybdenum and tungsten alloying on corrosion behavior of nickel-chromium alloys in aqueous corrosion. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 23 (2019) 129-141. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2019.03.002>.
2. Trentin, A., Mardoukhi, A., Lambai, A., et al. Pitting corrosion of austenitic and duplex stainless steels in dilute acids at elevated temperature. *Corrosion Science* 247 (2025) 112769. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2025.112769>.
3. ASTM International. ASTM G48-25: Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution. 2025.
4. Nuthalapati, S., Kee, K.E., Pedapati, S.R., Jumbri, K. A review of chloride-induced stress corrosion cracking characterization in austenitic stainless steels using acoustic emission. *Nuclear Engineering and Technology* 56 (2024) 688-706. <https://doi.org/10.1016/j.net.2023.11.005>.
5. Ławrynowicz, Z. (2019). Effect of The Degree of Cold Work and Sensitization Time on Intergranular Corrosion Behavior in Austenitic Stainless Steel. *Advances in Materials Science*. <https://doi.org/10.2478/adms-2019-0003>
6. Francesco Iacoviello, V. D. (2017). Intergranular corrosion susceptibility analysis in austeno-ferritic (duplex) stainless steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. <https://doi.org/10.1111/ffe.12743>
7. Diana María López, J. C. (2005). Effect of particle velocity and impact angle on the corrosion-erosion of AISI 304 and AISI 420 stainless steels. *Wear*. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.02.032>

8. Pornsak Srisungsitthisunti, S. D. (2017). Crevice Corrosion of Duplex Stainless Steels by Cyclic Potentiodynamic Polarization and Potentiostatic Techniques. Key Engineering Materials. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.728.123>
9. Chaofang Dong, H. L. (2011). Effect of temperature and Cl⁻ concentration on pitting of 2205 duplex stainless steel. Journal of Wuhan University of Technology-Mater Sci Ed. <https://doi.org/10.1007/s11595-011-0283-4>
10. Muhammad Kamran, F. H. (2013). Investigating the Pitting Resistance of 316 Stainless Steel in Ringer's Solution Using the Cyclic Polarization Technique. Defect and Diffusion Forum. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ddf.344.1>
11. Masoumeh Naghizadeh, D. N. (2015). The effect of dichromate ion on the pitting corrosion of AISI 316 stainless steel Part II: Pit initiation and transition to stability. Corrosion Science. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.02.025>
12. Swagelok. Pitting Corrosion vs. Crevice Corrosion in Stainless Steel. Available at: <https://www.swagelok.com/en/blog/pitting-corrosion-crevice-corrosion-identifying-the-differences> (accessed 20 August 2026).
13. Исследовательский центр Авеста. Дуплексная нержавеющая сталь. 2010.
14. Xuehui Zhao, H. W. (2020). Effect of CO₂/H₂S and Applied Stress on Corrosion Behavior of 15Cr Tubing in Oil Field Environment. Metals. <https://doi.org/10.3390/met10030409>
15. Zhe Wang, P. W. (2022). A Study on the Influential Factors of Stress Corrosion Cracking in C110 Casing Pipe. Materials. <https://doi.org/10.3390/ma15030801>
16. Xin Zhang, D. Z. (2018). Effect of Cl⁻ Concentration on Pitting Corrosion Property of Maraging Hardened Stainless Steel Based on Pourbaix Diagram. Materials Science Forum. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.940.59>
17. Burkert A, H. S. (2012). Novel strategies for assessing the pitting corrosion resistance of stainless steel surfaces. Materials and Corrosion. <https://doi.org/10.1002/maco.201206749>