

УДК 539.4; 669-176

РОЛЬ КРИСТАЛОГРАФІЧНОЇ ТЕКСТУРИ ПІД ЧАС КОРОЗІЇ ГАРЯЧЕВАЛЬЦЬОВАНИХ ПРУТКІВ З ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Н. М. ШКАТУЛЯК, О. М. ТКАЧУК

Південноукраїнський національний педагогічний університет ім. К. Д. Ушинського, Одеса

Досліджено кристалографічну текстуру і мікроструктуру вздовж і упоперек перерізу круглих гарячевальцьованих прутків із арматурних сталей 25Г2С і Ст3кп. Розподіл орієнтацій кристалів специфічний і його описано як подвійну “циліндричну” аксіальну текстуру з напрямками $\langle 100 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$, паралельними осі прутків. Анізотропія витягування зерен незначна. Обговорено механізми формування кристалографічної текстури, яка спричиняє анізотропію електрохімічної корозії гарячевальцьованих прутків круглого перерізу із сталей з низьким вмістом вуглецю. У сталевих прутках зі середнім і високим його вмістом вона обумовлена структурною текстурою.

Ключові слова: *текстура, мікроструктура, анізотропія, електрохімічна корозія.*

Під час виготовлення сталевих конструкцій метал обробляють тиском, термомеханічно та відпалюють. При цьому за пластичної обробки зерна зазвичай витягнені вздовж напрямку зовнішнього тиску і кристали переважно орієнтовані в полікристалах – кристалографічна текстура, що спричиняє анізотропію фізико-механічних властивостей полікристалічних матеріалів [1], яку часто ігнорують на практиці. Однак під час дослідження електрохімічної корозії у нержавних сталях виявлено, що щільно упаковані кристалографічні площини, паралельні до поверхні зразка, володіють поліпшеними корозійними характеристиками [2].

Анізотропія корозії високоміцного чавуну залежить від розташування витягнутих у напрямі вальцювання частинок графіту відносно фронту корозії, тобто структурної текстури [3]. Чітко виражена волоконна текстура з кристалографічними напрямками $\langle 111 \rangle$, паралельними напрямку нормалі (НН) до листа, яка утворюється за гарячого вальцювання, значно збільшує опір сталі водневому розтріскуванню [4, 5]. Водночас текстури, коли ребра куба $\langle 001 \rangle$ розташовані паралельно НН, посилюють схильність низьковуглецевих сталей до водневого розтріскування [6].

Анізотропію корозійних властивостей сталевих круглих прутків вивчали раніше [7, 8] і встановили, що в агресивному середовищі вони можуть істотно залежати від напрямку вирізання зразків. Однак розглядали лише вплив структурної текстури (витягнутість волокон стрижня) на анізотропію опору корозії, а кристалографічні аспекти залишались поза увагою.

Вважають, що під час холодного волочіння і пресування сталі з об'ємно-центрованою кубічною (ОЦК) ґраткою формується, як правило, аксіальна кристалографічна текстура з віссю $\langle 110 \rangle$, паралельною осі прутка, за якої кристали навкруги осі текстури розподіляються хаотично [1, 9]. Отже, за одноосьової гарячої деформації аксіальна текстура не утворюватиметься, оскільки тут одночасно відбуваються наклеп і динамічна рекристалізація [10]. Наприклад, у сплаві Fe–3%Si під час одноосьового пресування за високих температур формується аксіальна текстура [11], однак, може утворюватись і т. зв. аксіальна “циліндрична” [12],

коли в будь-кому радіальному напрямі прутка орієнтований певний кристалографічний напрямок.

Нижче вивчено закономірності формування кристалографічної і структурної текстур та оцінено їх вплив на анізотропію корозійного руйнування гарячевальцьованих прутків круглого перерізу із вуглецевих сталей.

Матеріал і методи дослідження. Використовували циліндричні гарячевальцьовані прутки діаметром 16 і 25 mm, виготовлені відповідно зі сталей 25Г2С і Ст3кп. Хімічний склад сталі 25Г2С (mass.%): 0,27 С; 1,6 Mn; 0,9 Si; 0,25 Ni; 0,035 S; 0,035 P; 0,25 Cr; 0,25 Cu, решта – залізо; сталі Ст3кп – 0,17 С; 0,5 Mn; 0,04 Si; 0,25 Ni; 0,035 S; 0,035 P; 0,25 Cr; 0,25 Cu, решта – залізо. З прутків вирізали зразки для дослідження текстури перпендикулярно і паралельно осі прутків. Паралельно вирізали по два зразка: один – з центральної частини, другий – з приповерхневої області прутка (рис. 1). Далі їх полірували і травили в 1,5%-му водному розчині азотної кислоти. Мікроструктуру досліджували на металографічному мікроскопі МІМ-7, використовуючи Веб-камеру E-TREK DEM 200.

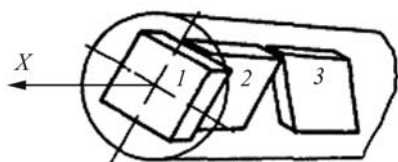


Рис. 1. Метод вирізання зразків для текстурних досліджень прутка: X – напрям протягування; 1–3 – зразки, вирізані в радіальному, аксіальному і тангенціальному напрямках [7].

Fig. 1. The method of samples cutting out for texture studies of rods: X – direction of drawing through; 1–3 – samples in radial, axial and tangential directions [7].

Для оцінювання текстури поверхні зразки полірували на глибину 0,1 mm, щоб зняти спотворений вирізанням шар. Згідно з методикою побудови обернених полюсних фігур (ОПФ) [9, 13, 14], виміряли інтегральні інтенсивності дифракційних рефлексів (ІДР) від сімейств кристалографічних площин $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$, $\{220\}$, $\{310\}$, $\{222\}$, $\{321\}$, $\{400\}$, $\{330\}$. За еталон брали зразок без текстури, виготовлений з дрібної рекристалізованої тирси сталевих прутків. Нормували співвідношення значень ІДР текстурованих I_T і нетекстурованих зразків I_0 за методикою Морріса [9, 13]. Для збільшення точності співвідношення I_T/I_0 від площин першого і вищих порядків (наприклад, від (110) і (220)) враховували як їх середнє арифметичне.

Для корозійних випробувань з прутків вирізали по три циліндричні зразки з кожної сталі (рис. 1). Товщина зразків 5 mm, діаметр для сталі 25Г2С 15 mm, а для Ст3кп – 25 mm. Шорсткість їх поверхонь не перевищувала 6 μm . Зразки ретельно обробляли, знежирювали, висушували, зважували, а потім заливали бакелітом, залишаючи вільною лише одну плоску поверхню. Далі їх занурювали у 20%-ий водний розчин H_2SO_4 . Тривалість випроб 6 h за періодичного перемішування. Через 1; 3 і 6 h експерименти переривали, зразки витягали з розчину, висушували і зважували з точністю 0,1 mg. Відносну втрату маси знаходили як середнє арифметичне втрати маси трьох відповідних зразків.

Результати досліджень та їх обговорення. У перерізі, перпендикулярному осі прутків (рис. 1, радіальні зразки 1), розкид значень полюсної густини суттєвіший, ніж за хаотичного розподілу (без текстури). Максимальна полюсна густина відповідає полюсу $\langle 001 \rangle$, трохи менша – полюсу $\langle 110 \rangle$, а в полюсі $\langle 112 \rangle$ становить 1,14.

У перерізі, паралельному осі прутка (аксіальні зразки 2), полюсна густина, що перевищує одиницю, також займає достатньо широку область, але максимальні її значення відповідають полюсу $\langle 110 \rangle$, дещо менші – $\langle 001 \rangle$, а в полюсі

$\langle 112 \rangle$ вона близька до одиниці. У тангенціальних зразках 3 (рис. 2) текстура виражена значно слабше. Поліусна густина або менша за одиницю, або дорівнює їй, за винятком полюса $\langle 123 \rangle$ для прутка зі сталі СтЗкп (рис. 2b).

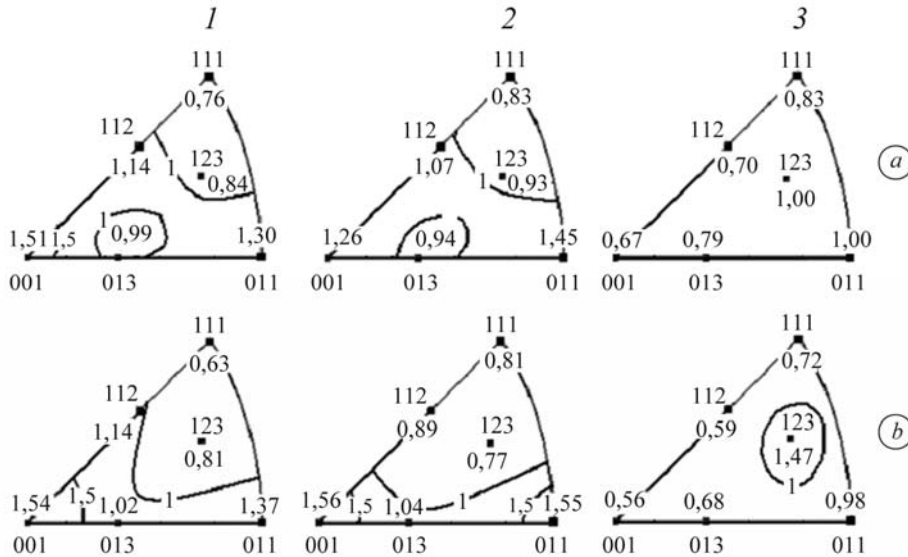


Рис. 2. Обернені полюсні фігури гарячевальцьованих прутків зі сталей 25Г2С (а) і СтЗкп (b) (позначення див. рис. 1).

Fig. 2. Inverse pole figures of hot-drawn rods of 25Г2С (a) and СтЗкп (b) steels (notations in Fig. 1).

Виявлено (рис. 3), що межі зерен звивисті, проявляють тенденцію до закручування. У радіальних зразках середній розмір зерна в двох взаємно ортогональних напрямках становив для сталі 25Г2С приблизно $(18 \times 22) \mu\text{m}$, для сталі СтЗкп – $(22 \times 25) \mu\text{m}$, а в аксіальних – відповідно $(30 \times 15) \mu\text{m}$ і $(26 \times 23) \mu\text{m}$ (рис. 3).

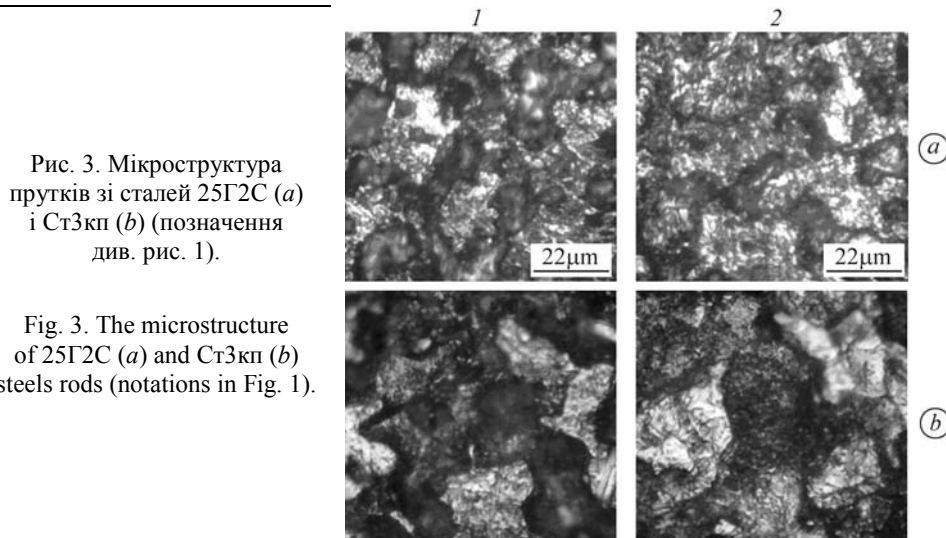


Рис. 3. Мікроструктура прутків зі сталей 25Г2С (а) і СтЗкп (b) (позначення див. рис. 1).

Fig. 3. The microstructure of 25Г2С (a) and СтЗкп (b) steels rods (notations in Fig. 1).

Радіальні зразки мають найбільшу відносну втрату маси, а тангенціальні – найменшу. Різниця втрати маси зразків зі сталі 25Г2С становила приблизно 3%, а зі сталі СтЗкп – 2,5%. Ця різниця для аксіальних і тангенціальних зразків значно менша – приблизно 0,5...0,8% (рис. 4).

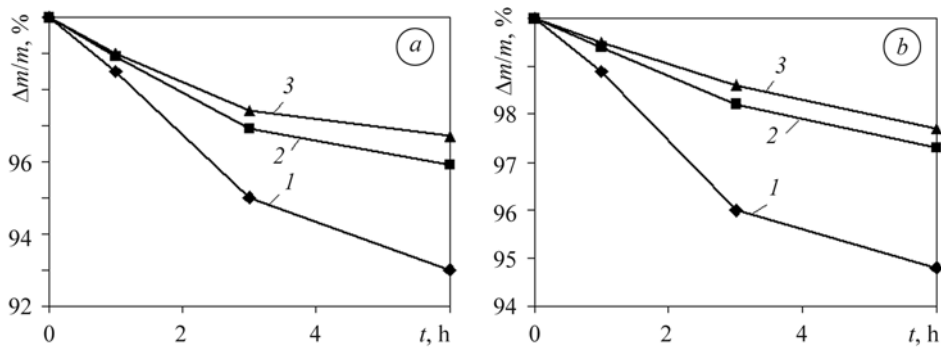


Рис. 4. Відносна втрата маси $\Delta m/m$ зразків, вирізаних із прутків зі сталей 25Г2С (а) і СтЗкп (б), під час корозії у 20%-му водному розчині H_2SO_4 (позначення див. рис. 1).

Fig. 4. Time dependence of relative mass loss $\Delta m/m$ of samples cutted out from 25Г2С (a) and СтЗкп (b) steels rods during corrosion in 20% aqueous solution of H_2SO_4 (notations in Fig. 1).

Обговорення результатів. Вважають, що за холодного волочіння і одноосового розтягу в дротах і прутках круглого перерізу з ОЦК металів і сплавів формується аксіальна текстура з віссю $\langle 110 \rangle$ паралельно напрямку протягування (осі дроту або стрижня). За звичайної аксіальної текстури кристали орієнтовані навкруги її осі хаотично (рис. 5). За “циліндричної” відповідний кристалографічний напрям завжди збігається із радіальним у прутку (рис. 6).

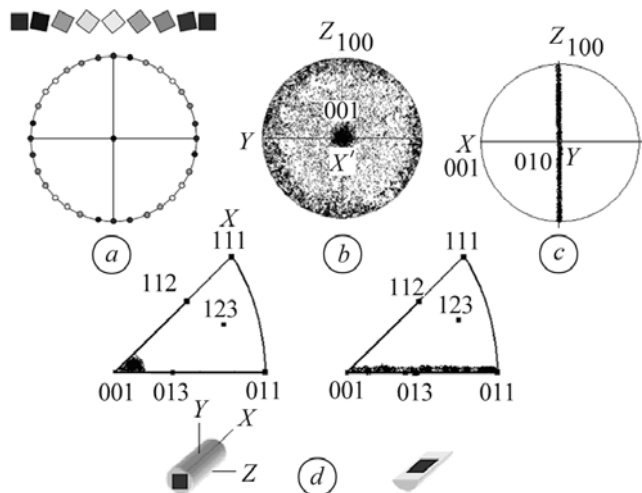


Рис. 5. Ідеалізована аксіальна текстура з напрямом $\langle 100 \rangle$, паралельним осі прутка: а – розподіл кристалів від осі прутка; б – пряма полюсна фігура $\{100\}$, вісь прутка збігається з напрямом (волочіння) X ; с – те саме, вісь прутка збігається із поперечним напрямом (Y) до осі прутка; Z – напрям нормалі до осі прутка; d – обернені полюсні фігури X і Y відповідно.

Fig. 5. Idealized axial texture with the direction $\langle 100 \rangle$ parallel to the rod axis: a – crystals distribution from the axis of the rod; b – direct pole figure $\{100\}$, axis of the rod coincides with the drawing direction (X); c – ibid, axis of the rod coincides with the transversal direction (Y) to the axis of the rod; Z – normal direction to the axis of the rod; d – inverse pole figures of X and Y directions, respectively.

Порівнюючи експериментальні ОПФ (див. рис. 2) з теоретичними (див. рис. 5 і 6), дійшли висновку, що розподіл орієнтацій кристалів, поданий на рис. 2, специфічний і його можна описати як подвійну “циліндричну” аксіальну текстуру з напрямками $\langle 100 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$, паралельними осі прутків X . Такі циліндричні аксіальні текстури формуються в ОЦК сплавах системи Fe–Al після екструзії через циліндричну волоку за достатньо високих температур (850...1300°C) [12], що можна пояснити так [11]. За осесиметричного розтягу завжди розвивається $\langle 110 \rangle$ волоконна текстура. Зерна з віссю розтягування $[011]$ мають $[100]$ і $[0-11]$ напрями, перпендикулярні до неї (рис. 6) з різною механічною поведінкою. Зокрема, зерна

з віссю волокна $\langle 110 \rangle$ переважно деформуються чистим зсувом, тобто шляхом плоскої деформації. Проте оскільки загальна деформація агрегатів має аксіальну симетрію, то для ослаблення напружень несумісності, може відбуватися обгортання або завивання агрегатів навкруги осі розтягування, тобто т. зв. “керлінг” (curling) (рис. 7) [11].

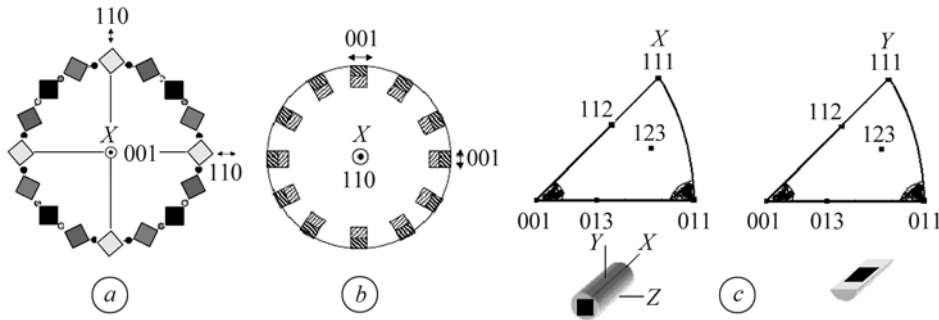


Рис. 6. Розподіл кристалів у прутку за циліндричної текстури: a, b – вісь прутка збігається з кристалографічними осями $[001]$ і $[110]$; c – ідеальні обернені полюсні фігури (позначення див. рис. 4).

Fig. 6. Crystals distribution in the rod at a cylindrical texture: a, b – the rod axis coincides with the crystallographic axes $[001]$ and $[110]$; c – ideal inverse pole figures (notations in Fig. 4).

Аналогічний механізм обгортання або завивання зерен навкруги напрямку, паралельного осі дроту, внаслідок чого в радіальному напрямі завжди розташовувалися осі $\langle 100 \rangle$ зерен, виявлено в холодновальцьованому дроті з перлітної сталі [15]. Беручи до уваги експериментальні полюсні фігури (див. рис. 2) і мікроструктуру (див. рис. 3), імовірно, такий механізм реалізуватиметься також під час виготовлення прутків.

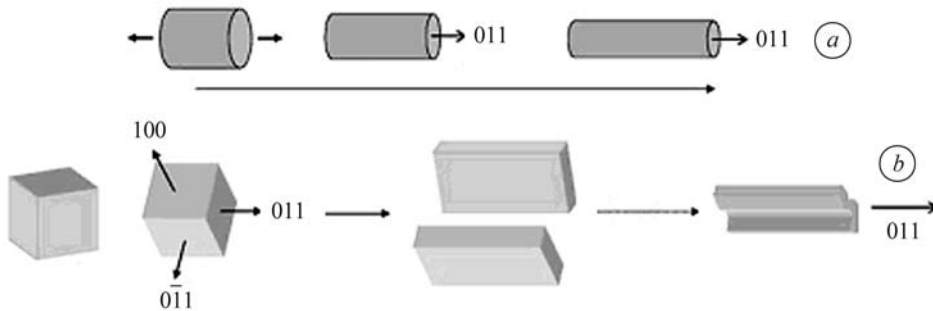


Рис. 7. Принцип “керлінга” (обгортання) під час аксіальної симетричної деформації зразка вздовж осі $\langle 110 \rangle$ (а); деформація зерна (б).

Fig. 7. Principle of “curling” (bending, folding) during axially symmetric deformation of a sample along axes $\langle 110 \rangle$ (a); deformation of a grain (b).

Показано [7, 8], що в різних рідких агресивних середовищах опір корозії зразків, вирізаних зі сталевого прутка (див. рис. 1), залежить від їх орієнтації: найменший – радіальних, найбільший – тангенціальних. Різниця в опорі зразків з легованої сталі 12X17 з низьким вмістом вуглецю [7] становила біля 4%. При цьому опір корозії тангенціального зразка перевищував аксіального лише на $\approx 0,4\%$. Однак для сталі з більшим вмістом вуглецю (наприклад, 45ХМНФА) різниця тут значно більша – біля 24% [8]. До того ж опір корозії тангенціального зразка більший, ніж аксіального, приблизно на 4%.

Автори пояснюють анізотропію опору корозії сталей механічною або структурною текстурою, сформованими під час вальцювання: опір корозії більший у тих перерізах, де волокна металу паралельні фронту корозії, тобто в аксіальному і тангенціальному зразках (див. рис. 1, зразки 2, 3). З іншого боку (див. рис. 3), зерна через невелику відмінність розмірів у радіальних і аксіальних зразках не можна назвати волокнами, витягнутими вздовж осей прутків. Водночас у радіальних (зразки 1, рис. 2а, б) значення полюсної густини компонента текстури $\langle 100 \rangle$ у 1,16 і 1,12 рази більші, ніж $\langle 110 \rangle$, відповідно для сталей 25Г2С і Ст3кп. В аксіальному зразку зі сталі 25Г2С (зразок 2, рис. 2а) маємо іншу тенденцію. Полюсна густина текстурного компонента $\langle 100 \rangle$ в 1,15 рази менша, ніж $\langle 110 \rangle$, а в аксіальному зі сталі Ст3кп вона практично однакова (зразок 2, рис. 2б).

В зразках протікає електрохімічна корозія [6, 7], яка охоплює і корозію в рідких середовищах [18]. Виконано [19] систематичний кількісний аналіз швидкості анодного розчинення сплаву Fe7,5Al7Cr залежно від орієнтації зерен. Максимальне розчинення в активному стані $2,7 \cdot 10^{-10} \text{ kg/m}^2$ зафіксовано для кристалів з площинами $\{100\}$, паралельними фронту корозії, тоді як для зерен з орієнтаціями $\{110\}$ і $\{111\}$ воно у 2,7 рази менше (приблизно $1,0 \cdot 10^{-10} \text{ kg/m}^2$).

Оцінимо гіпотетично можливий вплив орієнтування кристалів у сталевих прутках на анізотропію корозії. Вважаємо, що в досліджуваних сталях справедливе таке саме співвідношення швидкостей анодного розчинення, як і для сплаву Fe7,5Al7Cr. Знайдемо об'ємні частки кристалів з площинами $\{100\}$ і $\{110\}$, паралельними до площин радіального і аксіального зразків. Припускаємо, що полюсна густина на ОПФ пропорційна об'єму кристалів з відповідними індексами Міллера. Тоді об'ємну частку кристалів з орієнтаціями $\{100\}$ – $\frac{\Delta V}{V}\{100\}$ і $\{110\}$ –

$$-\frac{\Delta V}{V}\{110\} \text{ знайдемо за співвідношеннями } \frac{\Delta V}{V}\{100\} = \frac{P_{100}}{\sum_i P_i^{hkl}} \text{ і } \frac{\Delta V}{V}\{110\} =$$

$$= \frac{P_{110}}{\sum_i P_i^{hkl}}, \text{ де } P_{110} \text{ і } P_{100} \text{ – густини полюсів } \langle 110 \rangle \text{ і } \langle 100 \rangle \text{ на ОПФ відповідних}$$

зразків; $\sum_i P_i^{hkl}$ – сумарна полюсна густина на відповідних ОПФ (рис. 2). Для ста-

лі 25Г2С об'ємні частки кристалів з орієнтаціями $\{100\}$ і $\{110\}$ у радіальному зразку складають 0,231 (або 23,1%), і 0,198 (або 19,8%) (див. рис. 2). Різниця становить 3,3%. Для аксіального зразка – 0,198 (або 19,8%) і 0,223 (або 22,3%). Різниця становить 2,8%. Для сталі Ст3кп об'ємні частки кристалів у радіальному зразку складають 0,210 (або 21,0%) і 0,237 (або 23,7%). Різниця 2,7%. Для аксіального – 0,233 (або 23,3%) і 0,236 (або 23,6%). Тобто загальна різниця 2,4%. Отже, розбіжності в значеннях корозії обумовлені кристалографічною текстурою і за нашими оцінками могли б становити приблизно 2,5...3%. Оскільки об'ємна частка кристалів у тангенціальних зразках з орієнтацією $\langle 100 \rangle$ у 1,49 і 1,78 рази менша проти частки з орієнтацією $\langle 110 \rangle$, їх опір корозії може бути вищим, ніж у аксіальних.

Теоретичні оцінки анізотропії корозії сталей досить добре узгоджуються з експериментальними (див. рис. 4) [7, 8]. Анізотропію опору корозії 3...4% гарячевальцьованих прутків зі сталей з низьким вмістом вуглецю може спричинити різна швидкість розчинення кристалів з орієнтаціями $\langle 100 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$, різниця об'ємного вмісту яких у радіальних і аксіальних зразках становить ~3%.

У зразках зі сталі з середнім вмістом вуглецю анізотропія опору корозії більша, ніж з низьковуглецевих [8], що, ймовірно, обумовлено і кристалографічною, і

структурною текстурою, зокрема, утворенням ферито-перлітних смуг під час вальцювання. Вивчено [3] опір корозії високоміцного чавуну з перлітною і феритною матрицями. Перлітні зразки роз'їдалися у два–три рази швидше, ніж феритні. Це пояснюють тим, що цементит перліту – найефективніший катодний складник, і корозія пришвидшується зі збільшенням довжини його контакту з феритом, який діє як анод. Тому швидкість корозії деформованого чавуну незначна в площині вальцювання і вища у поперечних і поздовжніх перерізах зразків. Анізотропія опору корозії чавуну у 20%-му водному розчині сірчаної кислоти становить 230% [3]. Це трактують так [20]. Під час вальцювання в чавуні формується подібна до перліту структура, коли витягнуті графітні частинки розташовуються паралельно до зовнішньої поверхні і не пересікають її [20]. Це перешкоджає переміщенню фронту корозії, що найвідчутніше проявляється у напрямі, перпендикулярному площині вальцювання. Саме поверхням, паралельним площині вальцювання, притаманний максимальний опір корозії [3].

Оскільки після гарячого вальцювання і охолодження у повітрі в сталях зі середнім і високим вмістом вуглецю також утворюється смугаста ферито-перлітна структура [16, 17], то, найімовірніше, високий опір корозії аксіальних і тангенціальних зразків цих сталей проти радіальних [8] обумовлений вищеописаним механізмом. Таким чином, у гарячевальцьованих прутках зі сталей з низьким вмістом вуглецю анізотропію корозії у межах 3..4% забезпечує, в основному, кристалографічна текстура, а з середнім і високим – структурна.

ВИСНОВКИ

Досліджено структурну і кристалографічну текстуру гарячевальцьованих прутків круглого перерізу з низьковуглецевих арматурних сталей 25Г2С і Ст3кп. Встановлено, що їх структурна анізотропія незначна. Кристалографічну текстуру в прутках після гарячої деформації охарактеризовано як аксіальну циліндричну з осями $\langle 100 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$, паралельними осі прутка. В поперечному перерізі прутків полюсна густина орієнтації $\langle 100 \rangle$ в 1,16 і 1,12 рази вища, ніж $\langle 110 \rangle$, тоді як у поздовжньому тенденція протилежна.

Виявлено, що кристалографічна текстура є головною причиною анізотропії електрохімічної корозії гарячевальцьованих прутків круглого перерізу зі сталей з низьким вмістом вуглецю і зумовлена різною швидкістю розчинення кристалів, орієнтованих площинами $\{100\}$ і $\{110\}$, паралельними до поверхні зразків, вирізаних поперек і вздовж осі прутків. У прутках зі середнім і високим вмістом вуглецю основний внесок у анізотропію корозії структурної текстури.

РЕЗЮМЕ. Исследованы кристаллографическая текстура и микроструктура вдоль и поперек сечения круглых горячекатаных прутков из арматурных сталей 25Г2С и Ст3кп. Распределение ориентаций кристаллов специфическое и его описано как двойную “цилиндрическую” аксиальную текстуру с направлениями $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$, параллельными оси прутков. Анизотропия вытянутости зерен незначительна. Обсуждены механизмы формирования кристаллографической текстуры, которая обуславливает анизотропию электрохимической коррозии горячекатаных прутков круглого сечения из сталей с низким содержанием углерода. В стальных прутках со средним и высоким его содержанием она вызвана структурной текстурой.

SUMMARY. The crystallographic texture and microstructure along and across the cross-section of hot-drawn round rods of reinforced 25Г2С and Ст3кп steels are studied. The distribution of crystals orientations is specific and can be described as a double “cylindrical” axial texture with directions $\langle 100 \rangle$ and $\langle 110 \rangle$ parallel to the rods axis. The anisotropy of grains size is insignificant. The formation mechanisms of crystallographic texture and its influence on the electrochemical corrosion anisotropy of round section hot-rolled rods of low-carbon steel are discussed. Anisotropy of corrosion in steel rods with medium and high carbon concentration is caused by structural texture.

1. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Иностран. лит., 1962. – 408 с.
2. *Effect of texture on corrosion behavior of AISI 304L stainless steel* / B. R. Kumar, R. Singh, V. Mahato et al. // *Materials characterization*. – 2005. – **54**, № 2. – P. 141–147.
3. Баранов Д. А., Линичкина М. А., Нестерова А. И. Влияние прокатки на сопротивление коррозии высокопрочного чугуна // *Защита металлов*. – 2003. – **39**, № 4. – С. 420–423.
4. *Role of Crystallographic texture in hydrogen-induced cracking of low carbon steels for sour service piping* / V. Venegas, F. Caleyo, J. M. Hallen et al. // *Metallurgical and Materials Transactions*. – 2007. – A38(5). – P. 1022–1031.
5. *On the role of crystallographic texture in mitigating hydrogen-induced cracking in pipeline steels* / V. Venegas, F. Caleyo, T. Baudin et al. // *Corr. Sci.* – 2011. – **53**, № 12. – P. 4204–4212.
6. Усов В. В., Шкатуляк Н. М. Развитие слоистых водородных трещин в конструкционной стали // *Деформация и разрушение материалов*. – 2006. – № 11. – С. 36–40.
7. Vladimirov L. P. Anisotropy of corrosion properties of alloyed steel. – URL: <http://www.springerlink.com/content/xu14114rh085q732/>
8. Vladimirov L. P., Kargina E. I. Anisotropy of corrosion properties of carbon, low-alloyed and high-alloyed steels. – URL: <http://www.springerlink.com/content/101v57u2q8212641/>
9. *Теория образования текстур в металлах и сплавах* / Я. Д. Вишняков, А. А. Бабарэко, С. А. Владимиров, И. В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
10. Бельченко Г. И., Губенко С. И. Основы металлографии и пластической деформации стали. – К.; Донецк: Виш. шк., 1987. – 240 с.
11. Onuki Y., Okayasu K., and Fukutomi H. Formation of {001} fiber texture in Fe–3 mass.% Si alloy during uniaxial compression deformation at elevated temperatures // *ISIJ International*. – 2011. – **51**, № 9. – P. 1564–1565.
12. *Deformation and Recrystallization Textures in Iron Aluminides* / W. Skrotzki, R. Tamm, K. Kegler, and C.-G. Oertel // *Proc. Int. Conf. on Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*. – 2008, February 5–7, Jamshedpur, India. – P. 379–390.
13. Русаков А. А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
14. Иванов А. Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. – М.: МИСиС, 2009. – Ч. 3. – 22 с. – URL: http://www.crystallography.ru/Cryst_PhCh/01-Texture.pdf
15. Zelin M. Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing // *Acta Materialia*. – 2002. – **50**. – P. 4431–4447.
16. Йех Я. Термическая обработка стали. Справ. / Пер. с чешск. – М.: Металлургия, 1979. – 264 с.
17. *Микроструктуры сталей и сплавов*. – URL: http://www.microstructure.ru/ruqview1/forshura_4184.aspx?page=3
18. *Вопросы металловедения в гальванотехнике и коррозии* / С. Н. Родников, В. А. Лихачев, С. В. Шишкина, В. М. Кондратов. – Горький: ГГУ, 1989. – 104 с.
19. *Electrochemical investigation on the corrosion properties of new classes of light weight steels*. – URL: <http://www-brs.ub.ruhr-uni-bochum.de/netahtml/HSS/Diss/LillKirstenAgnes/diss.pdf>
20. Баранов Д. А. О механизме влияния пластической деформации на сопротивление коррозии высокопрочного чугуна // *Защита металлов*. – 2007. – **43**, № 1. – С. 55–58.

Одержано 10.02.2012