

Межі поділу та їх вплив на властивості полікристалів. Частина 2.

О. Д. Васильєв, доктор фізико-математичних наук

І. В. Бродніковська, кандидат технічних наук

Є. М. Бродніковський, кандидат технічних наук

С. О. Фірстов, доктор фізико-математичних наук, академік НАН України

Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І. М. Францевича, Київ

На прикладі керамічних електролітів на основі двоокису цирконію, кубічна будова яких стабілізована скандієм та церієм і які є сприйнятним модельним аналогом для дослідження впливу структури на руйнування крихких металевих матеріалів, вивчено вплив стану меж зерен на властивості полікристалів. Скануюча електронна фрактографія і імпедансна спектроскопія виявили два невідомі раніше типи структурних переходів в міжзеренних прошарках матеріалів при спіканні. Спостережувані переходи супроводжуються суттєвими змінами міцності та електричних властивостей.

У першій частині даної роботи [1] вказувалось на те, що у полікристалевих матеріалах, які використовуються для виготовлення твердих електролітів паливних комірок, межі поділу (зерен, субзерен тощо), незважаючи на їхню невелику питому частку відносно всього об'єму матеріалу, відіграють ключову роль у механізмах руйнування та транспорту йонів. Вони можуть зміцнювати, або навпаки, знемцнювати його, сприяти руйнуванню матеріалу, стримувати електропровідність через накопичення сегрегацій по межах зерен, або, навпаки, сприяти електропереносу при зменшенні висоти бар'єру Шоткі при зменшенні зерна до нановеличин. Такі нанорозмірні спечені матеріали є цікавими моделями для вивчення впливу меж поділу на властивості металевих матеріалів, причому стан самих меж поділу досить легко модифікується зміною параметрів спікання – температурою і часом.

Метою роботи було, використовуючи зразки матеріалу $10\text{Sc}1\text{CeSZ}$ (10 мол. % Sc_2O_3 – 1 мол. % CeO_2 – 89 мол. % ZrO_2), виготовлені з трьох різних типів порошку і спечені з варіацією температур ізотермічної витримки, дослідити особливості їхньої механічної поведінки, які можуть бути пов'язані з межами зерен і виявленими за допомогою двовісного навантаження, скануючої електронної фрактографії і імпедансної спектроскопії. У такий спосіб вивчався і порівнювався досить широкий спектр зразків, які різняться межами своїх зерен та їхніми межевими прошарками.

Порошок $10\text{Sc}1\text{CeSZ}$ типу 1 (розроблений В. Верещаком і вироблений на Вільногірському гірничо-металургійному комбінаті, Україна) отримано методом співосадження; типу 2 (DaiichiKigensoKagakuKogyo, DKKK, Японія)

отримано методом гідротермального синтезу; а типу 3 (Pрахair, США) методом спреї-піролізу. Порошок типу 1 складався з $\sim 2,5$ мкм напівм'яких-напівжорстких агломератів 11 ± 2 нм частинок; тип 2 був практично не агломерированим і складався з м'яких 73 ± 20 нм частинок; і тип 3 складався з $\sim 1,3$ мкм твердих керамічних частинок, які були нано-розмірними уламками добре спеченої кераміки [2 – 4]. Порошки додатково деагломерували у спирті протягом 24 годин, використовуючи керамічні кулі з ZrO_2 , і сушили на повітрі. Після цього порошки пресували при 30 МПа до дисків діаметром 20 мм і товщиною 1,5 – 2,0 мм. Вміст домішок у таблетках, зроблених з порошків типу 1 та 3 становив близько 0,01 мас. %. Зразки типу 2 були набагато чистішими – вони містили лише 0,001 мас. % домішок. Щодо природи забруднень, то зразки типу 1 мали у складі домішок, в основному, оксиди кремнію (0,05 %) і алюмінію ($< 0,025$ %), у зразках типу 3 оксиди кремнію (0,05 %) і титану ($< 0,14$ %). Також у зразках типів 1 і 3 було виявлено незначні сліди калію, натрію, кальцію і заліза. Дослідження методом вторинної йонної мас-спектрометрії показали, що у зразках типу 2 поверхня частинок збагачена Sc і Al; у зразках типу 3 скандій в кремній присутній переважно на поверхні; а у зразків типу 1 поверхня збіднена на скандій, у той час, як скандій і кремній локалізовані в об'ємі частинок. Зразки було спечено при температурах 1250 – 1550 °С протягом 1,5 години в атмосфері повітря у печі VK 1600, Linn, Німеччина.

Міцність спечених зразків було виміряно методом двовісного згину. Поверхні зламу зразків досліджено за допомогою скануючого електронного мікроскопу Superprobe 733, JEOL.

Метод імпедансної спектроскопії дозволив відрізнити внесок кожної структурної складової у загальний опір матеріалу. Для цього вимірюється електричний опір зразків залежно від частоти прикладеного змінного електричного струму в широкому частотному діапазоні. Повний опір зразка при змінному струмові складається з дійсної та уявної частини. Якщо по осі X відкласти дійсну частину, а по осі Y – уявну, то ми отримаємо діаграму Найквіста, яка, зазвичай, має вигляд кількох напівкіл. Півкола відповідають різним механізмам релаксації електричного напруження: в діапазоні середніх частот релаксації носіїв заряду на внутрішніх межах, і релаксації носіїв заряду у зерні полікристалевої кераміки у високоочастотному діапазоні. Таким чином, два півкола, які утворюються, відображають опір межевих прошарків та зерна. Дослідження методом імпедансної спектроскопії проводились за допомогою імпедансного аналізатора Solartron 1260 у діапазоні частот 10^{-2} – 10^6 Гц за 600 °С (робоча температура сучасних паливних комірок) в атмосфері повітря.

Механічні властивості Механізми руйнування та міцність матеріалу 1Ce10ScSZ при кімнатній температурі залежно від температури спікання докладно описано [2 – 5]. На рис. 1 наведено залежність міцності при випробуваннях на двовісний згин від температури спікання матеріалу, виготовленого з усіх трьох типів порошку.

Щодо фрактографічної візуалізації меж через їх поведінку під впливом механічних навантажень або їхню взаємодію з крихкими тріщинами,

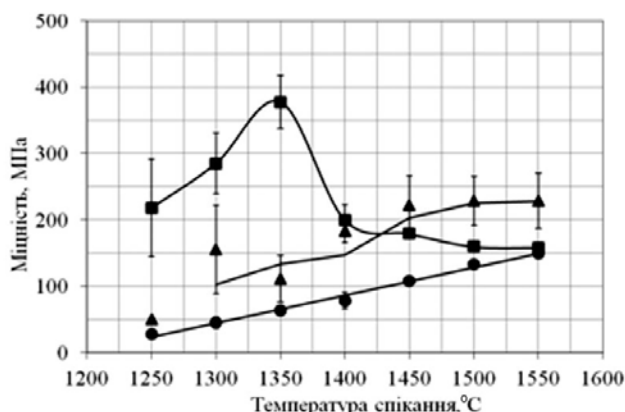


Рис. 1. Міцність при двовісному згині зразків 10Sc1CeSZ трьох типів в залежності від температури їхнього спікання. ● – тип 1, ■ – тип 2, ▲ – тип 3 [3].

межами субзерен і зерен. Перехід першого роду виникає у тій самій категорії меж, тобто є міжзеренним руйнуванням. Перехід другого роду це зміна виду руйнування по межах: від субзерен до меж цілого зерна. Він може виникати, наприклад, при покращенні (очищенні) зерна під час термічної обробки. В результаті, зерно звільняється від меж субзерен, забруднення перерозподіляються всередині зерен або переходять на їх межі. Таким чином, межі субзерен, більшою мірою, зникають, а межі зерен залишаються в своєму новому стані. Це може статися за деякого критичного інтервалу температур. В кінцевому результаті, при цій температурі термічної обробки (спікання) властивості матеріалу можуть різко змінюватися. Як буде показано нижче подібні явища, пов'язані з механізмами руйнування і електропровідністю.

Слід відзначити, що межі у матеріалі типу 1 не виявляються практично в усіх зламах (рис. 2 а, б). Хоча, термічно оброблені поверхні зразків свідчать, що деякі внутрішні межі є наявними (рис. 3 а).

У матеріалі типу 2 спостерігаються субзерна, які до спікання були частинками порошку. У процесі спікання відбулась їх коагуляція і утворилися зерна. Ці новостворені зерна добре видно у зразках, спечених при 1250 °C протягом 1,5 год. Вигляд зламів схожий, як при крихкому руйнуванні деформованих полікристалічних металів, таких як молібден, вольфрам, хром, де можна спостерігати одночасно два типи меж: межі великих первісних зерен і межі маленьких зерен, які як субзерна виникли у процесі пластичної деформації. Вже при температурі 1300 °C субзерна матеріалу типу 2 досить добре консолідовані. Місця їх з'єднання, межі частинок, є міцнішими навіть за тіло зерна. Руйнування проходить по тілу зерна за механізмом відколу. Підвищення температури спікання лише на 50 градусів, тобто до 1350 °C, призводить до різкого ущільнення та нових деталей у будові зламів. Фрагментація, яка виявляється на великих поверхнях відколу, є результатом нано- і мікророзтріскування вздовж меж частинок. Сумарним ефектом є максимально можливе для кубічного двоокису цирконію зміцнення межами частинок, які можна назвати межами субзерен. Міцність

то можна сказати, що вони виявляють крихке міжчастинкове і міжзеренне руйнування, а зміни площини відколу і розтріскування по межах зерен можуть утворювати так звані річкові візерунки. Вид зламу змінюється з температурою спікання, що є результатом межового структурного переходу, який можна визначити як перехід другого роду, фактично перехід між категоріями меж, між

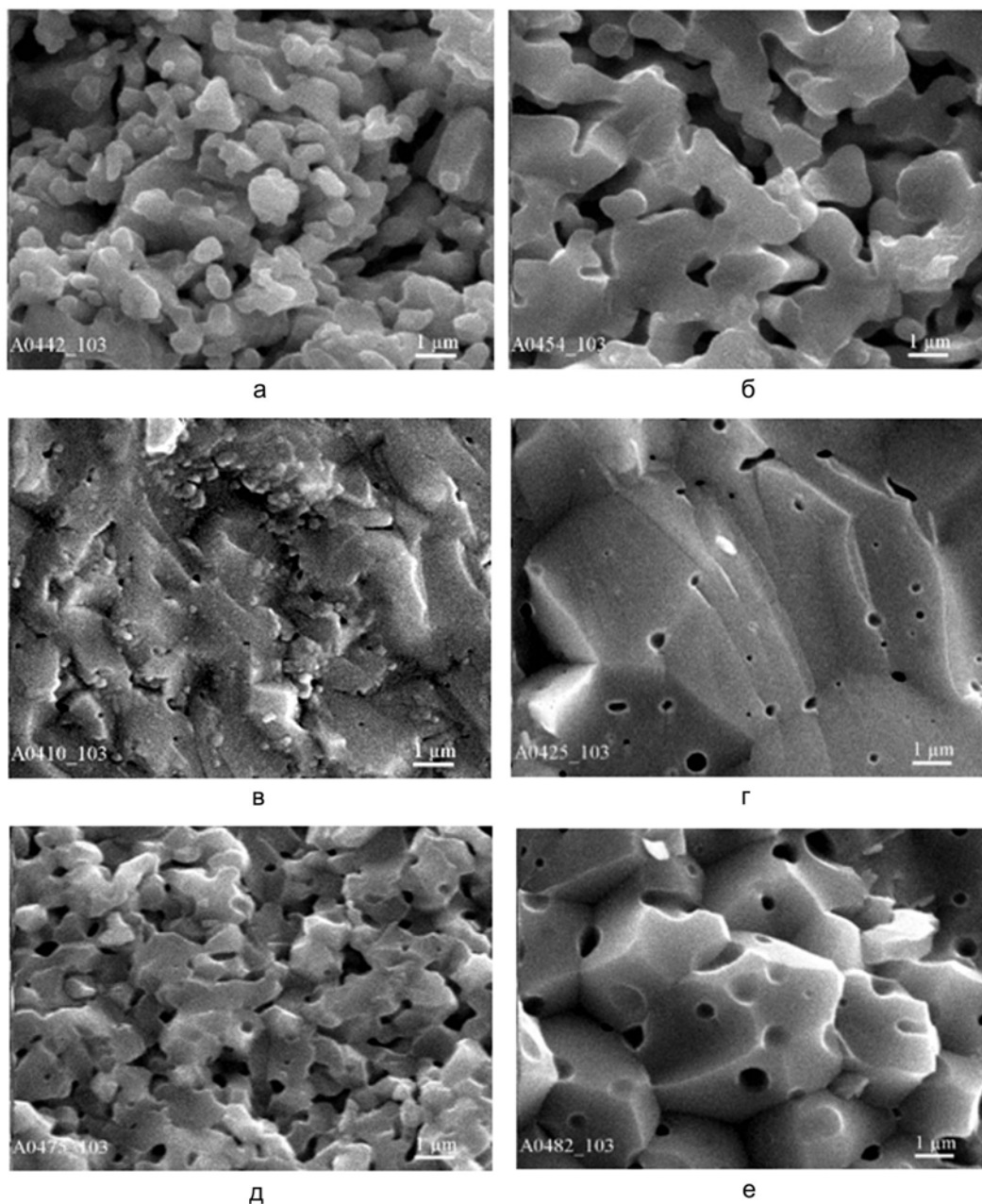


Рис. 2. Вигляд поверхні зламу зразків 10Sc1CeSZ трьох типів, спечених при різних температурах. Типу 1: а – 1400 °С; б – 1550 °С; типу 2: в – 1350 °С; г – 1550 °С; типу 3: д – 1450 °С; е – 1550 °С [3 – 5].

може перевищувати 400 МПа (рис. 1). Термічно протравлені поверхні зразків виявляють два типи елементів структури: субзерна і зерна, кожен з яких чітко виділяється в зразках, спечених при 1350 і 1450 °С.

За температур спікання вище 1350 °С, розтріскування, як результат взаємодії тріщин з межами частинок і субзерен, зникає. Спостерігається типова картина руйнування крихкого полікристалового матеріалу відколом, з «оздобненням» річковим візерунком і похилими тріщинами на кожній

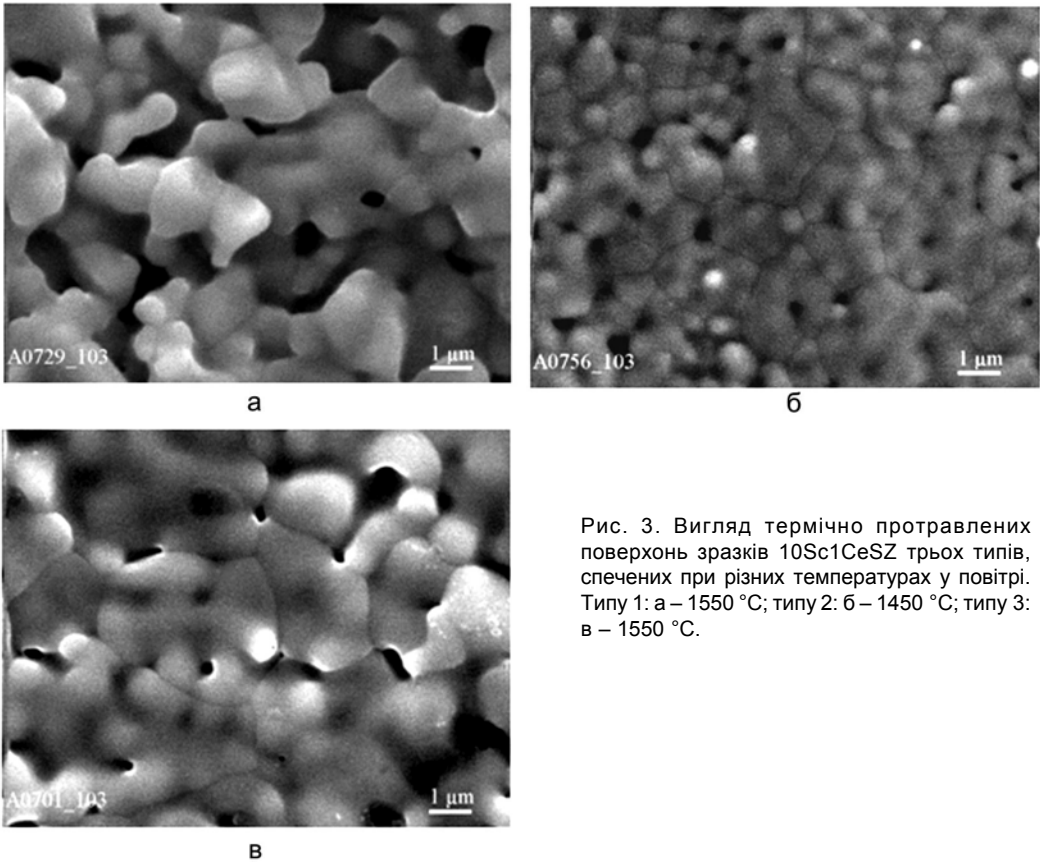


Рис. 3. Вигляд термічно протравлених поверхонь зразків 10Sc1CeSZ трьох типів, спечених при різних температурах у повітрі. Типу 1: а – 1550 °С; типу 2: б – 1450 °С; типу 3: в – 1550 °С.

межі зерна (рис. 3 г). В результаті, зміцнюючий ефект меж різко зменшується і міцність падає до ~200 МПа за 1400 °С спікання (рис. 2). Матеріал стає щільнішим, але значно крихкішим, тому що кількість зміцнюючих складових аномально зменшується. Подальше підвищення температури спікання призводить до збільшення розміру зерна і відповідного зменшення опору крихкому руйнуванню.

Фрактографічні дослідження зразків типу 3 показали, що руйнування має, в основному, крихкий міжчастинковий і міжзерений характер (рис. 2), та частково з відколом у зразках, які було спечено лише при температурі 1450 °С (рис. 2). Відбувається перехід від міжчастинкового до міжзереного руйнування, і міцність тіла зерна та міжзереного з'єднання є приблизно рівною. Температура зміни механізму руйнування знаходиться поблизу точки перегину температурної залежності зростання розміру зерна [5]. Зерна та субзерна добре видно на термічно протравлених поверхнях зразків (рис. 3).

Таким чином, у матеріалі типу 3 також проявляється межевий структурний перехід другого роду, але цей перехід від меж частинок до меж зерен ускладнюється тим, що він виникає у матеріалах з субзернами, межі яких сильно забруднені SiO_2 і TiO_2 . Якщо межевий перехід в матеріалі типу 2 виявляється при руйнуванні відколом (рис. 2), то перехід в матеріалі типу 3 виявляється при крихкому руйнуванні вздовж меж частинок при

більш низьких температурах спікання і меж зерен при більш високих температурах (рис. 2). Лише при температурі переходу близько 1450 °С, руйнування зразків має змішаний характер: міжчастинковий, міжзеренний та відколом. Це свідчить про те, що міцність тіла частинок (зерен) і їхніх меж є практично рівними і межевий перехід другого роду стає ймовірним (рис. 2). Поруватість, яка розвивається по межах зерен, лише сприяє переходові, незважаючи на порівняно високу міжзеренну міцність (рис. 1).

Електричні властивості Міжзеренний опір зразків типу 1 становить близько 30 Ом·см (рис. 4 а), і не залежить від температури спікання. Опір зерна зразків типу 1 становить 14 і 9,5 Ом·см при температурах спікання 1300 і 1350 °С, відповідно, а подальше підвищення температури до 1400 – 1500 °С зменшує опір до ~5 Ом·см. На відміну від порошків 2 та 3 типів, початкові агломерати порошку І типу не є рівновісними, що запобігає ущільненню зразків типу 1 (рис. 2). Опір зерна є оберненим пропорційно розміру зерна при температурі спікання 1300 – 1350 °С і залишається більш-менш сталим при вищих температурах спікання.

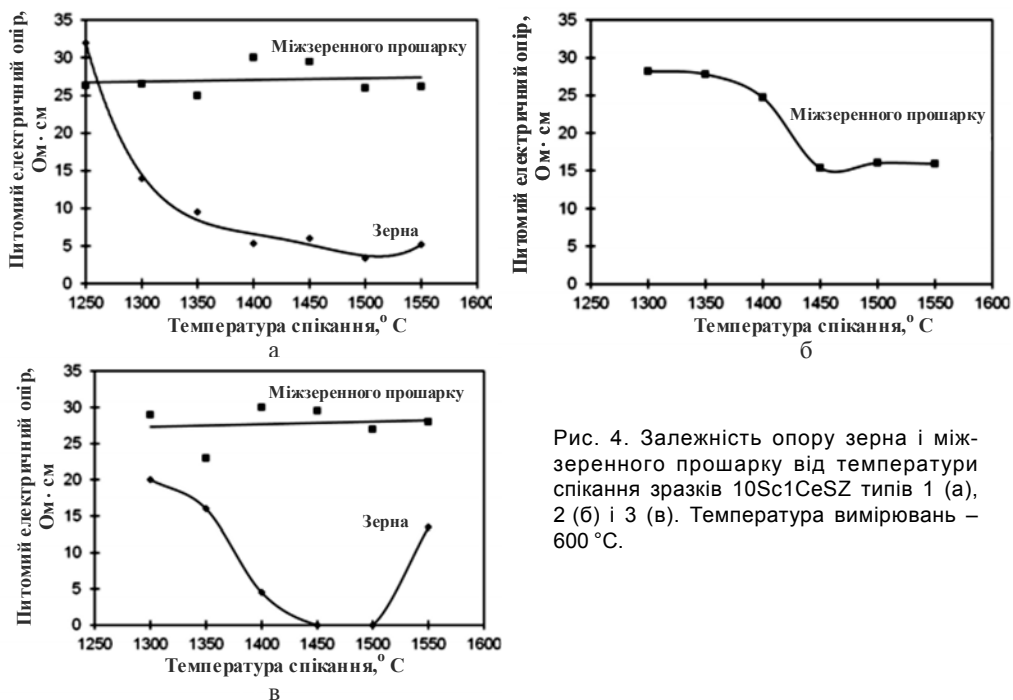


Рис. 4. Залежність опору зерна і міжзеренного прошарку від температури спікання зразків 10Sc1CeSZ типів 1 (а), 2 (б) і 3 (в). Температура вимірювань – 600 °С.

Всі зразки типу 2 на імпедансних діаграмах (рис. 4 б) мали лише одне півколо у частотному діапазоні 50 – 79 Гц, яке відповідало відгуків межевих прошарків. Саме тому зразки типу 2 мають найвищу загальну іонну провідність. Міжзеренний опір зразків, отриманих при 1300 – 1350 °С становить близько 30 Ом·см; він трохи зменшується при 1400 °С, і спадає вдвічі при 1450 – 1500 °С. Наслідком високої чистоти порошку типу 2 (<10⁻³ мас. % домішок) [3] в процесі спікання є значний ріст зерна. Це можна пояснити слабким впливом початкових меж зерен (субзерен) на

рекристалізацію зерна під час спікання. У зв'язку з цим дуже укладнюється ідентифікація меж зерен (субзерен), і повністю зникає фрагментація структури при температурах спікання вище 1400 °С. Припускаємо, що відсутність відгуку зерна і зменшення міжзеренного опору зразків, спечених при температурах вище 1450 °С, відбувається завдячуючи «покращенню» будови меж зерен.

Зразки типу 3, спечені при 1300 – 1400 та 1550 °С, на імпедансних діаграмах мають два півкола, які відповідають за опір межевих прошарків (63 – 316 Гц) і об'єм зерна (316 – 794 Гц). Всі інші зразки типу 3 демонструють лише одне півколо, пов'язане з реакцією меж зерен (126 – 158 Гц). Опір межевих прошарків (30 Ом·см), подібно до зразків типу 1, не змінюється зі зміною температури спікання. Хоча поруватість цього матеріалу є нижчою на 15 % за поруватість матеріалу 1-го типу, який через свою морфологію виявляв недостатнє ущільнення, міжзеренний опір їх виявився однаковим. Це можна пояснити наявністю SiO₂ на поверхні частинок в порошках цього типу, який збільшує міжзеренний опір [8, 9]. Оксид алюмінію відіграє роль «корисної домішки» у матеріалі 1-го типу, який знаходиться на поверхні частинок, і зв'язує діоксид кремнію, утворюючи з ним муліт. Опір об'єму зерна зменшується зі збільшенням температури спікання до 1450 – 1500 °С, однак, збільшується при 1550 °С, що пов'язано зі збільшенням поруватості в об'ємі зерна.

У чистих матеріалах типу 2 міжзеренний опір спадає вдвічі. Відповідні зміни спостерігаються і щодо їхньої механічної міцності, яка також різко зменшується. Зникають нанотріщини в околі меж субзерен, які є фрактографічною ознакою взаємодії тріщини відколу і субзеренних меж [2 – 5]. Сукупність цих ознак може свідчити про те, що в матеріалі 2 типу спікання в діапазоні 1350 – 1400 °С призводить до повного розчинення меж частинок, які відіграють роль меж субзерен, і виявляються фрактографічно через фрагментацію зламу зерна відколом (рис. 2) і високий електричний опір межевих прошарків (рис. 4 а).

Якщо розглянути вплив температури спікання на параметри структури і механічну поведінку матеріалу 10Sc1CeSZ, можна зробити висновок, що температура спікання 1300 – 1400 °С є критичною для матеріалу типу 2 [4]. Саме за цих температур змінюються енергії активації росту зерна і ущільнення, відбувається зміцнення або знеміцнення. А саме, в діапазоні 1300 – 1400 °С міцність матеріалу типу 2 різко знижується, що є результатом заміни основних зміцнюючих складових матеріалу, коли субзерна, межі яких покращується з підвищенням температури до ~1375 °С і розчиняються при подальшому підвищенні температури до ~1400 °С, замінюються зернами. Слід підкреслити, що розмір зерна не виявляє очевидних відхилень від експоненціального зростання, які можуть викликати такі різкі зміни механічної міцності і її зниження від більше, ніж 400 МПа до 150 МПа. Схематично, результати від сукупності суперечливих процесів наведено на рис. 5.

Дані імпедансної спектроскопії і скануючої електронної мікроскопії, теж свідчать про дві різні стадії зміни опору межевих прошарків, які

традиційно називаються міжзеренними. На першій стадії, до критичних температур 1300 – 1400 °С, міжзеренний опір у 10Sc1CeSZ становить ~30 Ом·см, і він не залежить від забруднень та інших властивостей порошку, який використовувався для виготовлення твердих електролітів. Покращення міжчастинкових або меж субзерен відображається у швидкому зростанні міцності матеріалу до більш ніж 400 МПа при згині. Високий електричний опір (~30 Ом·см) цих меж вказує на слабкий вплив температури на цій стадії спікання.

Протягом другої стадії, за температур близько 1300 – 1400 °С, ситуація змінюється радикально. При цьому самі зерна та їхні межі можна легко розрізнити фрактографічно через їх розорієнтацію, як у чистому матеріалі типу 2, так і з сегрегаціями домішок, як у типах 1 та 3. Міжзеренна складова опору може зменшуватись з різким зменшенням питомої поверхні меж, як у матеріалі типу 2. Цьому також сприяє хімічний склад, а саме, мінімальна кількість домішок, сегрегованих на поверхні частинок.

В матеріалах з великою кількістю забруднюючих речовин, реакція меж зерен стає несподіваною. Зростання розміру зерен з температурою, яке, у свою чергу, залежить від кількості домішок, які стримують ріст зерна, як у матеріалі типу 1, або стимулюють його, як у матеріалі 3-го типу, не відбивається значною мірою на міжзеренному опорі, незважаючи на доволі істотний вплив на механічну поведінку. Електрохімічно, різниця у складі домішок і їх кількості, так і в їх розподілі по структурі частинок порошоків [4], практично не відображається, і міжзеренний опір залишається сталим на рівні ~30 Ом·см.

Таким чином, в досліджених матеріалах, в об'ємах їх міжзеренних прошарків спостерігаються два невідомі раніше типи структурних переходів, які відбуваються під дією температури спікання: 1 – в матеріалі хімічної чистоти спостерігається перехід в меж субзерен на межі зерен; 2 – в матеріалі технічної чистоти, спостерігається перехід від міжчастинкового до міжзеренного руйнування через змішаний механізм, в якому до названих межевих тріщин додаються відкольні (через тіло зерен), що відбувається в дуже вузькому інтервалі температур спікання в околі 1450 °С. Переходи супроводжуються суттєвими змінами міцності, особливо в матеріалі хімічної чистоти, в якому за умов переходу міцність падає від більшої, ніж 400 МПа, яка має місце при 1350 °С спікання, до вдвічі меншої – менше за 200 МПа, яка здійснюється при більшій температурі спікання, а саме 1400 °С.

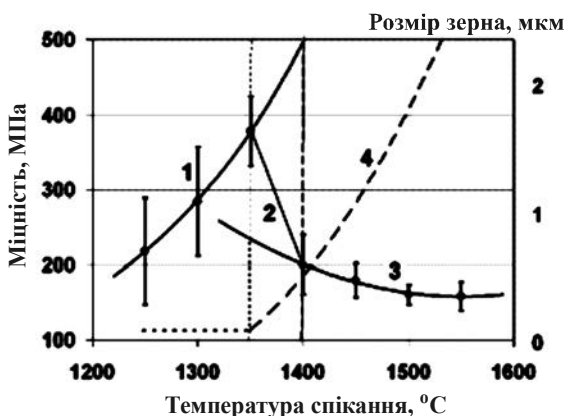


Рис. 5. Узагальнене схематичне зображення механізму зміцнення–зміцнення зразків 10Sc1CeSZ типу 2 в залежності від температури спікання в результаті відносної зміни структурних елементів: 1 – субзеренне зміцнення; 2 – перехід від субзеренного зміцнення до зеренного послаблення; 3 – послаблення з ростом зерна; 4 – розмір ефективного структурного елемента.

Література

1. Васильєв О.Д., Бродніковська І. В., Бродніковський Є.М., Фірстов С.О. Межі поділу та їх вплив на властивості полікристалів. Ч.1. // *Металознавство та обробка металів*. – 2018. – № 1. – С. 44 – 52.
2. Grzonka J., Vereshchak V., Shevchenko O., Vasylyev O., Kurzydiowski K. J. // *Microscopy and Microanalysis*. – 19 (S5). – 2013. – P. 29.
3. Vasylyev O. D., Smirnova A. L., Brychevskiy M. M., Brodnikovskiy I. M., Firstov S. O., Vereschak V. G., Akimov G. Ya., Komysa Yu. O., Irvine J. T. S., Savaniu C.-D., Sadykov V. A., Kosacki I. Structural, mechanical, and electrochemical properties of ceria doped scandia stabilized zirconia // *Mater. Sci. of Nanostructures*. – 1. – 2011. – P. 70 – 80.
4. Бричевський М. М., Васильєв О. Д., Бродніковський Є. М., Фірстов С. О., Самелюк А. В. Вплив температури спікання на структуру та механічну поведінку 1Ce10ScSZ кераміки // *Електронна мікроскопія і міцність матеріалів, Праці ІПМ НАН України, Київ, 2013. – Вип. 19. – С. 169 – 183.*
5. Курпа О., Vasylyev O., Brychev's'kyi M., Pryshchepa E., Smirnova A. On the dependence of oxygen ionic conductivity of 10Sc1CeSZ electrolytes on temperature of their sintering // *Oxide Materials for Electronic Engineering (OMEE), 2012 IEEE International Conference*, DOI: 10.13140/RG.2.1.3916.9360.
6. Guo C. X., Wang J. X., He C. R. Effect of alumina on the properties of ceria and scandia co-doped zirconia for electrolyte-supported SOFC // *Ceramics International*. – Vol. 39. – 2013. – P. 9575 – 9582.
7. Guo X., Waser R. Electrical properties of the grain boundaries of oxygen ion conductors: Acceptor-doped zirconia and ceria // *Progress in Materials Science*. – 51. – 2006. – P. 151 – 210.

References

1. Vasylyev O. D. , Brodnikovska I. V. , Brodnikovskiy Ye. M., Firstov S. A. (2018). Granicy rozdela i ih vlijanie na svojstva polikristallov. Chast' 1. [Grain boundaries and their influence on the properties of polycrystalline materials. Part 1.] *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv – Metal Science & Treatment of Metals*, 1, p. 44 – 52. [in Ukraine].
2. Grzonka J., Vereshchak V., Shevchenko O., Vasylyev O., Kurzydiowski K. J. // *Microscopy and Microanalysis*. – 19 (S5). – 2013. – P. 29.
3. Vasylyev O. D., Smirnova A. L., Brychevskiy M. M., Brodnikovskiy I. M., Firstov S. O., Vereschak V. G., Akimov G. Ya., Komysa Yu. O., Irvine J. T. S., Savaniu C.-D., Sadykov V. A., Kosacki I. Structural, mechanical, and electrochemical properties of ceria doped scandia stabilized zirconia // *Mater. Sci. of Nanostructures*. – 1. – 2011. – P. 70 – 80.
4. Brychevskiy M., Vasylyev O., Brodnikovskiy Ye., Firstov S. O., Samelyuk A. V. Vplyv temperatury spikannya na strukturu ta mehanichnu povedinku 1Ce10ScSZ keramiki // *Electron Microscopy and Strength of Materials*, 2013. – 19. – P. 169 – 183.
5. Kyrpa O., Vasylyev O., Brychev's'kyi M., Pryshchepa E., Smirnova A. On the dependence of oxygen ionic conductivity of 10Sc1CeSZ electrolytes on temperature of their sintering // *Oxide Materials for Electronic Engineering (OMEE), 2012 IEEE International Conference*, DOI: 10.13140/RG.2.1.3916.9360.

6. Guo C. X., Wang J. X., He C. R. Effect of alumina on the properties of ceria and scandia co-doped zirconia for electrolyte-supported SOFC // *Ceramics International*. Vol. 39. – 2013. – P. 9575 – 9582.
7. Guo X., Waser R. Electrical properties of the grain boundaries of oxygen ion conductors: Acceptor-doped zirconia and ceria // *Progress in Materials Science*. – 51. – 2006. – P.151 – 210.

Одержано 11.04.18

А. Д. Васильев, И. В. Бродниковская, Е. Н. Бродниковский, С. А. Фирстов

Границы раздела и их влияние на свойства поликристаллов. Часть 2.

Резюме

На примере керамических электролитов на основе двуокиси циркония $1\text{Ce}10\text{ScSZ}$, стабилизированного в кубической фазе скандием и церием, и которые приняты как модельный аналог для исследования влияния структуры на хрупкое механическое разрушение поликристаллических металлических материалов, изучено влияние состояния границ зерен на механическое поведение поликристаллического материала. Наблюдали два неизвестных ранее типа структурных переходов в материалах зернограничной фазы, которые происходят под действием температуры спекания. Указанные переходы сопровождаются разительными изменениями прочности и электрических свойств.

A. D. Vasylyev, I. V. Brodnikovska, Ye. M. Brodnikovskiy, S. A. Firstov

Grain boundaries and their influence on the properties of polycrystalline materials. Part 2.

Summary

The effect of the grain boundary state on the mechanical behavior of the polycrystalline material has been studied on the example of ceramic electrolytes based on zirconium dioxide $1\text{Ce}10\text{ScSZ}$ stabilized in its cubic structure by scandium and cerium, and which are an acceptable analogue model for studying the influence of the structure on the brittle mechanical behavior of polycrystalline metallic materials. Two types of structural transitions in intergranular layers, which occur during sintering, and which were previously unknown, were observed. These transitions are accompanied by dramatic changes in strength and electrical properties.