

ІНФОРМАЦІЙНІ ТЕХНОЛОГІЇ, СИСТЕМНИЙ АНАЛІЗ ТА КЕРУВАННЯ

УДК 666.76.1: 539.217.1: 539.376

О.Ю. Гусєв, канд. фіз.-мат. наук,
Ю.П. Рибальченко

Державний вищий навчальний заклад „Національний
гірничий університет“, м. Дніпропетровськ, Україна,
e-mail: gusev@metrology.dp.ua

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ПОВЗУЧОСТІ ФУТЕРОВКИ ДОМЕННОЇ ПЕЧІ В ПЕРІОД ЗАДУВАННЯ

O.Yu. Husiev, Cand. Sci. (Phys.-Math.),
Yu.P. Rybalchenko

State Higher Educational Institution "National Mining University",
Dnipropetrovsk, Ukraine, e-mail: gusev@metrology.dp.ua

MODELLING OF BLAST FURNACE LINING CREEPING PROCESSES DURING FIRST BLOW

Розроблено модифіковану методику моделювання фізико-хімічних процесів при нагріві футеровочних матеріалів, які використовуються в доменній печі. Визначено основні механізми деформації футеровочних матеріалів у реальних умовах роботи доменної печі. Показано, що при першому задуванні можлива „стрибкоподібна“ зміна температурних характеристик футеровки, пов'язана з фазовими переходами вогнетривкого матеріалу в іншу кристобалітну форму.

Ключові слова: футеровка, деформація, повзучість, доменна піч, кераміка

Вступ. Дуже рідко футеровочні матеріали руйнуються в результаті одного лише нагрівання. Руйнування, в основному, пов'язані з дією типу температура-навантаження. Розм'якшення вогнетривів і жаростійких матеріалів під навантаженням може викликати їх осідання, деформацію і обвалення. Тому міра деформації футеровочних матеріалів під навантаженням при високих температурах визначає їх здатність протистояти одночасній дії високих температур і стискаючого навантаження і є одним з важливих показників властивостей вогнетривких і жаростійких матеріалів.

Ретроспективний аналітичний огляд літератури, присвяченої дослідженню теплових процесів, що відбуваються у вогнетривах, показав, що нині відсутні систематичні дослідження цих процесів у період першої задувки доменної печі.

Початок руйнування футеровки доменної печі визначається виникненням і розвитком у ній процесу повзучості. Нині є багато досліджень і експериментальних результатів, що описують процес повзучості різних видів футеровочних матеріалів [1]. Проте ці дослідження, в основному, розглядають питання, що відносяться до виробництва вогнетривів. Але автори не торкалися проблеми зміни структури та властиво-

стей цих матеріалів у робочому режимі після першого нагріву до температур вище 1100–1500 °С при тиску близько 5 МПа і впливу цих змін на тепловий режим роботи усього агрегату.

Постановка завдання. Для опису процесів, що відбуваються у футеровці при першому нагріві (задування доменної печі), необхідно розглянути макроскопічний масоперенос, що проявляється у вигляді деформації тіла, причому, за його функціональною залежністю від указаних вище параметрів можна судити про макроскопічні механізми протікаючих процесів, що дає можливість управляти технологією на основі прогнозування зміни властивостей вогнетривів.

Особливості процесу деформації розглянемо, використовуючи Al_2O_3 як модельний матеріал, що широко застосовується у вогнетривкій кладці горна доменної печі.

Мета роботи. Теоретичний аналіз процесу повзучості і його впливу на властивості вогнетривкої футеровки горна доменної печі.

Виклад основного матеріалу. У сучасному розумінні повзучість полікристалічної кераміки, що виникає під дією прикладеної напруги і температури, представляє собою послідовність енергетичних переходів у спектрі системи атомів, складним чином пов'язаних один з одним, котрі і утворюють тверде тіло. У даному випадку деформація визначається процесами на макро-, мікро- і субмікронному і моле-

кулярному рівнях, а при високій механічній напрузі і температурах – ще й на атомному рівні, причому, в умовах активної участі зовнішнього середовища. Звідси надзвичайна складність і недостатня вивченість енергетичного спектру полікристалічної кераміки, що складається з однієї або декількох кристалічних фаз, аморфної фази та пор. Неможливість опису процесу повзучості на рівні аналізу енергетичних спектрів. Тому дослідження повзучості, проведені до цього часу, виконані, в основному, на феноменологічному рівні, за допомогою вивчення механічних властивостей макро-, мікро- і частково субструктури, характеру впливу технологічних параметрів отримання зразків і умов проведення експерименту на їх деформаційні властивості. Враховуючи складність процесів, оцінка повзучості кераміки, у більшості, має лише якісний характер.

У силу поставленого завдання далі проведено аналітичне вивчення явищ деформації під навантаженням і повзучості матеріалів з урахуванням впливу різних технологічних параметрів і умов роботи футеровки в інтервалі від 900 до 1500 °С і навантажень від 0,02 до 10 МПа. Тривалість роботи доменної печі складала більше 400 год.

У 1960-і роки почалося інтенсивне вивчення повзучості полікристалічних керамічних матеріалів, у яких деформаційні властивості в масштабах, доступних для вимірів, проявляються при температурах $T \geq 0,4T_m$, де T_m – температура плавлення або переходу в рідкотекучий стан. Встановлено, що закономірності процесу повзучості, отримані при дослідженні металів, спостерігаються і для кераміки: подібні кінетика деформації, характер її зміни залежно від температури і напруги, застосовані напівемпіричні рівняння, що виражають залежність величини і швидкості деформації від температури і напруги. Така схожість пояснюється подібністю процесів як у металах, так і в кераміці, що відбуваються при їх деформації (у металів при кімнатних температурах і нагріві, а у кераміки тільки при нагріві).

Швидкість деформації керамічних матеріалів при високих температурах (вище 1000 °С) у режимі, що встановився, може бути представлена наступним узагальненим рівнянням [2]

$$\varepsilon' = f(T, \sigma, S) \exp\left[\frac{-Q(T, \sigma, S)}{RT}\right], \quad (1)$$

де T – абсолютна температура, σ – напруга, Q – енергія активації повзучості, R – універсальна газова постійна, S – структурний чинник.

Така форма запису означає, що як передекспоненціальний множник, так і Q залежать, у загальному випадку, від величини температури, напруги і структурного чинника.

Енергія активації повзучості Q близька до енергії активації самодифузії. Вона постійна для досліджуваного матеріалу і міняється при зміні його структури. При значній напрузі (більше 5 МПа) відбувається зниження потенційного бар'єру опору деформації [3]

і, відповідно, зменшення значення Q . Нині конкретні аналітичні залежності енергії активації Q від T , σ , S для кераміки доки ще не встановлені.

Зауважимо, що S – складний параметр, який включає окрім структури ентропічний член залежності $\varepsilon' = f(\sigma)$, тому прямого зв'язку з ε' немає. Якщо взяти до уваги параметр Зінера-Холломана $Z = \varepsilon' \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$, то $Z = S \sigma n$.

Структура керамічних матеріалів визначається розмірами, формою, взаємним розташуванням і кількісним співвідношенням складових його елементів – однієї або декількох кристалічних фаз, скловидної фази та пор. В опис структури включають також і її дефекти.

Різноманіття структур керамічних матеріалів і складність процесів, що відбуваються в них при нагріві і деформаціях, а також та обставина, що протікання процесу повзучості залежить від структури матеріалу, роблять практично неможливим нині встановлення кількісної залежності величини повзучості від характеристик структури вогнетривкої кераміки. Проте, на якісному рівні можлива оцінка впливу на повзучість ряду чинників, пов'язаних із структурою кераміки: змісту, форми і розмірів пор; співвідношення і розмірів зерен; кількості склофази; механічної напруги і діючої температури.

При вивченні структури матеріалів виділяють три рівні: структура першого рівня (макроструктура), в якій елементи структури мають розміри більше за один міліметр ($d > 1$ мм); структура другого рівня помітна під мікроскопом ($d = 1 \div 10^3$ мм); структура третього рівня (субструктура) помітна при використанні електронної мікроскопії ($d < 10^{-3}$ мм).

Елементами макроструктури є великі кристали, пори і області склофази, агрегати дрібних кристалів (зерен), області впорядкованого розташування кристалів (текстури), волокна. Елементами мікроструктури є дрібні кристали, склофаза, мікропори, мікротріщини, граничні області, завтовшки близько мікрона (межі кристалічних і склофаз, пір, зерен і тріщин). Елементами субструктури є дрібні кристали, зародки, області склофази розміром менше 1 мкм, граничні міжкристалічні області і дефекти: дислокації, субпори, субтріщини, вакансії.

По мірі впливу на швидкість повзучості кераміки, дефекти її структури можна розташувати в наступний емпіричний ряд (у порядку зменшення дії):

- макропори і макротріщини;
- включення легкоплавких фаз, особливо склофази;
- межі кристалів, що проходять через мікропори (яких багато в дрібнокристалічних структурах), дислокаційні (малокутові) межі;
- дислокації;
- вакансії.

Приведений аналіз дозволяє зробити, принаймні, три важливі висновки:

- 1) при деформації пористих матеріалів, що містять аморфну фазу, переважаючу роль грають механізми повзучості, зв'язані з поведінкою макро-, мікропор і аморфної фази, тобто елементів макро-

мікроструктури. Роль елементів субструктури незначна, тобто повзучість кераміки – це дифузійно-в'язка течія, але не зрушення;

2) зернистість структури кераміки є найважливішим чинником, що впливає на повзучість: чим більше розміри зерен, тим менше граничних областей, відповідно, менше і повзучість;

3) домішки і добавки, що створюють аморфну фазу або збільшують концентрацію і рухливість дефектів структури (точкових і граничних), викликають збільшення повзучості. Наприклад, у роботі [4] відмічено різке збільшення швидкості деформації при вмісті в муліті 0,5% плавнів.

Дослідженню впливу на повзучість вмісту, форми і розмірів пор присвячений ряд робіт [5, 6]. Встановлено, що зміна розміру пор від 10 до 87 мкм при майже незмінній загальній пористості, близько 32%, мало позначається на швидкості деформації при повзучості.

З метою вивчення впливу вмісту склофази в кераміці на повзучість проведено дослідження повзучості склокристалічних корундових матеріалів [7], в якому вміст боросилікатного безлужного скла складав 3,6 і 10% (решта Al_2O_3 зернистістю менше 3 мкм). Зразки отримані пресуванням під тиском 30 МПа і обпалені при 1580 °С упродовж 6 годин. Аналізуючи отримані результати, висловлено припущення, що високотемпературна деформація матеріалів з просто-риво роздільними фазами (при вмісті в них склофази більше 10%) визначається в'язкістю

$$\eta^* = \eta(d/\omega)^2 = \eta_0(d/\omega)^2 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right),$$

де ω – товщина аморфного прошарку, d – величина зерна, η_0 – коефіцієнт в'язкості аморфної фази, Q – енергія активації в'язкої течії аморфної фази, близька за значенням до енергії активації повзучості.

Для матеріалів, що складаються з не реагуючих один з одним компонентів, коли одним з них є склофаза, правило адитивності ефективної в'язкості, сформульоване у [8], мабуть, виконується тільки при температурах, менших за температуру розм'якшення склофази.

З метою отримання кількісної оцінки впливу різних чинників і встановлення механізмів деформації процесу повзучості, членам рівняння (1) надають різний вигляд, вводячи параметр Зінера-Холомана (Z). Таким чином, рівняння (1) і параметр Зінера-Холомана набирають вигляду

$$\varepsilon' = S \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right] \text{ – при постійній напрузі } \sigma; \quad (2)$$

$$\varepsilon' = A \sigma^n \text{ – при постійній температурі } T; \quad (3)$$

$$\varepsilon' = S \sigma^n \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right] \text{ – для низької напруги; } \quad (4)$$

$$Z = \varepsilon' \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right]$$

$$\varepsilon' = S \exp(\beta\sigma) \exp\left[\frac{-Q}{RT}\right] \text{ – для високої напруги. } \quad (5)$$

У рівняннях (2) – (5): S, A – структурний параметр; n, β – постійні, визначаються після проведення експеримента.

Для опису повзучості пластичного ізотропного тіла, Вишневський І.І. та ін. [9] ввели спеціальний аргумент $\Phi = \int_0^{\varepsilon} \sigma^2 d\tau$ і вираз для деформації ε (1%) записали у вигляді

$$\varepsilon' = M \Phi^\alpha \sigma^n \exp\left[\frac{-\alpha Q}{RT}\right];$$

$$Z = \varepsilon \exp\left[\frac{-\alpha Q}{RT}\right] = M \Phi^\alpha,$$

де α і M – безрозмірні постійні, причому M – не залежить від температури і напруги; Φ – комбінований аргумент, $Pa^2 \cdot c$; Q – ефективна енергія активації деформації, kJ/mol .

Повзучість багатофазних керамічних матеріалів, якими є об'єкти досліджень у цій роботі, визначається їх слабкими ланками – порами і легкоплавкими фазами (домішки). У цьому сенсі аналогом може бути повзучість алюмосилікатних вогнетривів приблизно однакової структури, але з різним вмістом оксиду алюмінію і плавнів: зі збільшенням вмісту плавнів від 3,5 до 5,5% повзучість вогнетрива збільшується на 1,5–2 порядки, а вогнетриви, що містять усього 2,5% плавнів, за швидкістю деформації кращі за шамотний, незважаючи на майже двократно менший вміст у ньому Al_2O_3 .

Раніше було відмічено, що керамічні матеріали за складом і структурою відносяться до найбільш складних об'єктів, поведінка яких є різною в температурній області та інтенсивності прояву термодинамічного потенціалу (рушійній силі повзучості), котрий утворюється градієнтом напруги [10]. При виникненні напруги елементи макроструктури і субструктури поводяться по-різному, створюючи безліч паралельно діючих механізмів, внесок яких у загальну картину повзучості не лише різний, але й істотно змінюється при коливаннях температури і напруги. У багатокомпонентних композиціях картина повзучості сильно ускладнюється процесами, що безперервно відбуваються в міжзерновій єднальній фазі.

Тому на цьому етапі повзучість, або точніше „робоча усадка“ вогнетривкової кладки, при першому задуванні доменної печі може бути вивчена тільки якісно, а механізми деформації під навантаженням можуть бути пояснені в залежності від температури і з урахуванням результатів вивчення фазового складу і фазових перетворень у них.

За наявності паралельно діючих механізмів, вимірюється результуюча деформації (і повзучості)

$$\varepsilon' = \sum_i^N \varepsilon_i',$$

тому температурна залежність повзучості набуває вигляду

$$\dot{\varepsilon}(T) = A_1 \exp(-Q_1/RT) + \dots + A_n \exp(-Q_n/RT).$$

Таким чином, при обчисленні енергії активації коефіцієнта n визначають її величину адекватному конкретному механізму повзучості тільки у тому випадку, коли іншими механізмами можна знехтувати. У будь-якому іншому випадку, наприклад, в області зміни переважаючої ролі одного механізму іншим, необхідно розглядати дію кожного механізму окремо, відповідно визначати їх параметри.

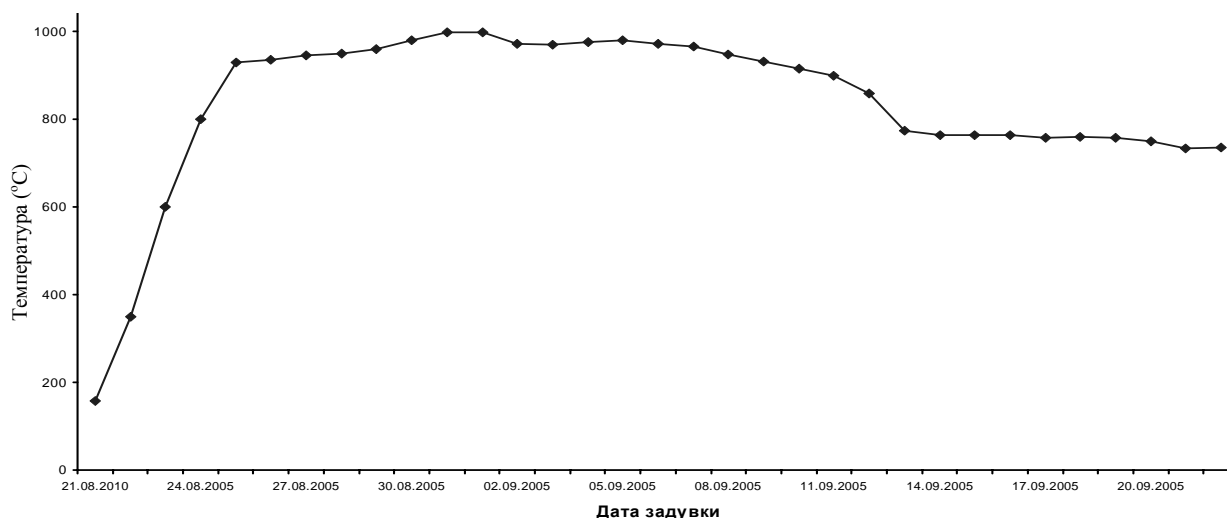


Рис. Вплив процесу повзучості на температуру футеровки при нагріві до 1300 °C та навантаженні 0,2–5 МПа під час першого нагріву (покази з терморпар – 5 рівня)

Повзучість зменшується за наступних умов: зниження вмісту плавнів, підвищення температури попередньої термообробки, збільшення часу термообробки, зростання кристалічних зерен матеріалу, застосування основи із зерен плавленого матеріалу замість спеченого, зменшення пористості, напруги, зниження температури.

Таким чином, при вивченні високотемпературних деформаційних характеристик керамічних матеріалів, що містять значну кількість (більше 30%) тонкої фракції, необхідно враховувати можливість виникнення в деяких температурних інтервалах і швидкостях навантаження значно більших деформацій, ніж у інших температурних областях.

Робоча усадка при першому нагріві. Результати досліджень були отримані при першому задуванні доменної печі для футеровки горна під навантаженням з використанням складу Al_2O_3 (корундова цеглина). Оскільки експериментально оцінити міру повзучості на працюючій доменній печі не представляється можливим, ми розглянули стадії розвитку повзучості і механізми процесу, орієнтуючись за температурними залежностями, вимірними у вер-

Встановлено, що залежно від робочих умов, хімічного складу і структури кераміки розрізняють наступні основні механізми повзучості: дифузійну повзучість (ДП), зернограничне прослизання (ЗГП), всереденізерне дислокаційне ковзання (ВДК) і в'язку течію.

Різновидами ДП є дифузійно-в'язка течія в об'ємі зерен і зерногранична дифузія. В'язка течія виникає тільки при появі рідкої фази в кількостях, зазвичай, більше 5% [7]. За величиною енергії активації механізми деформації розташовуються в послідовності, кДж/моль:

- дифузія об'ємна – 700;
- дифузія по межах зерен – 600;
- внутрішнє дислокаційне ковзання – 500;
- зернограничне прослизання – 300;
- в'язка течія – 100.

хніх шарах вогнетривкої кладки горна. Перший нагрів до 998 °C здійснювався під мінімальним навантаженням (відсутній розплавлений чавун) з плавною появою розплавленої маси. Це призводить до збільшення тиску на лекадь доменної печі до 5 МПа. Результати деформації наведені на рисунку. На кривій можна виділити часовий інтервал, який відповідає повзучості футеровки доменної печі, та має форму, близьку до експоненціальної, – це від 05.09 до 14.09.

У часовому інтервалі від 01.09 до 08.09 повзучість має „несталий характер“, а потім (з 08.09) знову настає повзучість, але тільки іншим ходом кривої деформації.

Перший часовий інтервал деформації повзучості відбувається внаслідок фазових перетворень, що викликають структурні зміни, пов'язані з протіканням реакції і переходом в іншу кристобалітну форму. Протікання реакції обумовлене процесами дифузії компонентів через шар новоутворень. Через добу після початку деформації і впродовж подальших 4–5 днів повзучість приймає сталий характер. При температурах близько 1000 °C, впродовж 14.09–17.09, основні фазові зміни завершуються, структура стабілізується і „робоча усадка“ також набуває сталого характеру.

Виходячи з вище сказаного, відбувається формування нової структури і властивостей результуючого матеріалу, яке більшою мірою залежить від процесу усадки. Усю складну послідовність процесів, що відбуваються при усадці, можна пояснити тим, що при температурі 1300 °С починається та триває при 1400 °С процес стягування і „заліковування“ пор великих розмірів основної фази, внаслідок чого формується якісна, щільна структура, переважно наявні лише замкнуті ізольовані пори й ущільнення тіла є наслідком зменшення числа і загальної об'єму ізольованих одна від однієї пор.

Висновки:

1. Високотемпературна деформація під навантаженням і повзучість спеченої оксидної вогнетривкої кераміки залежить від загальної пористості, форми і розмірів пор, зернового складу, міри чистоти, умов і методики експерименту.

Крім того повзучість залежить від зернистості і розподілу зерен за розмірами: зі зменшенням розмірів зерен, починаючи з розміру близько 1 мм, повзучість збільшується, а при розмірах зерен менше 10 мкм (особливо менше 1 мкм) можливі прояви надпластичної деформації.

2. Встановлені 4 основні види механізмів повзучості: дифузійна (дифузійно-в'язка течія за Набаро-Херінгом), зернограничне прослизання, всерединезерне дислокаційне ковзання (механізм дислокаційної повзучості за Віртманом) і в'язка течія. Дифузійний механізм, у свою чергу, підрозділяється на дифузійно-в'язку течію в об'ємі зерен і зернограничну дифузію.

3. Високотемпературна деформація композицій, що включає склофазу, істотно залежить від її розподілу і розмірів кристалів, і досягає найбільших значень при повному просторовому розділенні фаз. У цьому випадку (коли склофаза складає 10% і більше) при певних температурах виникає в'язкотекучий стан.

4. Визначена наступна ієрархія по мірі впливу на повзучість дефектів структури кераміки (у порядку зменшення дії): макропори і макротріщини; включення легкоплавких фаз; межі кристалів; дислокаційні (малокутові) межі; дислокації; вакансії.

Список літератури / References

1. Стрелов К.К. Теоретические основы технологии огнеупорных материалов / К.К. Стрелов, И.Д. Кашеев // – М.: Metallurgiya. 1996. – 601 с.

Strelov K.K. The theoretical foundations of the technology of refractory materials / K.K. Strelov, I.D. Kashcheyev // – М.: Metallurgiya. 1996. – 601 p.

2. Бакунов В.С. Высокотемпературная ползучесть огнеупорной керамики. Кинетика и влияние условий испытаний / Бакунов В.С. // Огнеупоры. – 1994. – № 6. – С. 2–8.

Bakunov V.S. High temperature creep of refractory ceramics. Kinetics and influence of test conditions / Bakunov V.S. // Огнеупоры. – 1994. – No.6. – P. 2–8.

3. Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности / Гарофало Ф. – Пер. с англ. – М.: Metallurgiya, 1968. – 304 с.

Garofalo F. Laws of creep rupture strength / Garofalo F. – Trans. from Eng. – М.: Metallurgiya, 1968. – 304 p.

4. Ползучесть муллитовой керамики в зависимости от ее строения / [Соколова Л.В., Бакунов В.С., Зайонц Р.М. и др.] // Стекло и керамика. – 1976. – №4. – С. 22–23

Creep of mullite ceramics depending on its structure / [Sokolova L.V., Bakunov V.S., Zayonts R.M. et al.] // Steklo i keramika. – 1976. – No.4. – P. 22–23

5. Вишне夫斯基 И.И. Осевое уплотнение пористых огнеупорных материалов в режиме ползучести / Вишне夫斯基 И.И., Смирнова Л.Д., Кущенко А.В. // Огнеупоры. – 1985. – № 6. – С. 17–22.

Vishnevskiy I.I. Axial compaction of porous refractory materials in creep mode / [Vishnevskiy I.I., Smirnova L.D., Kushchenko A.V.] // Огнеупоры. – 1985. – No.6. – P. 17–22.

6. Бакунов В.С. Высокотемпературная ползучесть огнеупорной керамики / Бакунов В.С. // Пористые материалы и Огнеупоры. – 1994. – № 10. – С. 2–6.

Bakunov V.S. High temperature creep of refractory ceramics / Bakunov V.S. // Poristyie materialy i ogneupory. – 1994. – No.10. – P. 2–6.

7. Структура и ползучесть одно- и двухфазной керамики в системе $ZrO_2 - CaO$ / Аксельрод Е.И., Вишне夫斯基 И.И., Усатиков И.Ф., Чистяков А.А., Шулик И.Г. // Огнеупоры. – 1989. – №2. – С. 7–12.

Structure and creep of single- and two-phase ceramic in the system $ZrO_2 - CaO$ / Akselrod Ye.I., Vishnevskiy I.I., Usatikov I.F., Chistyakov A.A., Shulik I.G. // Огнеупоры. – 1989. – No.2. – P. 7–12.

8. Соломин Н.В. Огнеупоры для стекловаренных печей / Соломин Н.В. // 2-е изд. – М.: Стройиздат. – 1961. С. 24

Solomin N.V. Refractories for glass furnaces / Solomin N.V. // 2nd edition. – М.: Stroyizdat. – 1961. – P. 24

9. О ползучести муллитокорундовых огнеупоров для воздушнонагревателей доменных печей / [Питак Н.В., Турчинова Л.Н., Ансимова Т.А., Булах В.Л. и др.] // Огнеупоры. – 1983. – №5. – С. 36–39.

About the creep of mullite refractories for blast furnace stoves / [Pitak N.V., Turchinova L.N., Ansimova T.A., Bulakh V.L. et al.] // Огнеупоры. – 1983. – No.5. – P. 36–39

10. Бакунов В.С. Высокотемпературная ползучесть огнеупорной керамики. Движущие силы и механизмы / Бакунов В.С. // Огнеупоры. – 1994. – № 7. – С. 12–17.

Bakunov V.S. High temperature creep of refractory ceramics. Driving forces and mechanisms / Bakunov V.S. // Огнеупоры. – 1994. – No.7. – P. 12–17.

Разработана модифицированная методика моделирования физико-химических процессов при нагреве футеровочных материалов, используемых в доменных печах. Определены основные механизмы деформации футеровочных материалов в реальных условиях работы доменной печи. Показано, что при первой задувке возможно „скачкообразное“ изменение температурных характеристик футеровки, связанное с фазовыми переходами огнеупорного материала в другую кристобалическую форму.

Ключевые слова: футеровка, деформация, ползучесть, доменная печь, керамика

A modified technique for modeling physical and chemical processes while heating lining materials used in blast furnaces is developed. The basic mechanisms of lining materials deformation under actual conditions of a blast furnace are defined. It is shown that a “saltatory” change in temperature characteristics of the lining may

take place at the first blow that is associated with phase transitions of a refractory material into another cristobalite form.

Keywords: lining, deformation, creep flow, blast furnace, ceramics

Рекомендовано до публікації докт. техн. наук Г.В. Кузнецовим. Дата надходження рукопису 29.03.11

УДК 681.515: 519.7

В.И. Корниенко, д-р техн. наук,
И.Г. Гулина

Государственное высшее учебное заведение
„Национальный горный университет“, г. Днепропетровск,
Украина, e-mail: vikor7@ukr.net

ОБОСНОВАНИЕ ПРИНЦИПОВ ПОСТРОЕНИЯ СИСТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ТЕПЛОМ СОСТОЯНИЕМ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

V.I. Korniyenko, Dr. Sci. (Tech.),
I.G. Gulina

State Higher Educational Institution “National Mining
University”, Dnipropetrovsk, Ukraine, e-mail: vikor7@ukr.net

SUBSTANTIATION OF CONSTRUCTION PRINCIPLES OF BLAST FURNACE THERMAL STATE CONTROL SYSTEMS

Выполнен анализ принципов построения систем автоматического управления тепловым состоянием доменной печи, исходя из особенностей доменного процесса как объекта управления. Рассмотрены методы робастного, адаптивного, оптимального, синергетического и нейросетевого управления. Обосновано, что повышение качества управления достигается путем создания безпоисковой системы непрямого адаптивного управления с идентификацией посредством обучения нейросетевых прогнозирующих моделей.

Ключевые слова: система управления, оптимальный регулятор, адаптация, идентификация, нейронная сеть, тепловое состояние, доменная печь

Введение. Доменное производство занимает значительную часть в структуре потребления ресурсов металлургическими переделами, поэтому актуальным является проведение исследований с целью снижения расходов на производство чугуна путем повышения качества систем автоматического управления (САУ) им.

С позиций управления доменный процесс (ДПР) является сложным объектом управления (ОУ), имеющим нелинейные зависимости, нестационарные параметры, зависимые (многосвязные) переменные, высокий уровень помех, а также значительную инерционность и время запаздывания [1].

Наиболее актуальным является совершенствование САУ тепловым состоянием (ТС) доменной печи (ДП), поскольку эта система создает условия, при которых наблюдается рациональное соотношение процессов прямого и косвенного восстановления железа, что позволяет достичь экономичности ДПР.

Постановка задачи. Использование математических моделей не только на стадии проектирования, но и в процессе функционирования систем, позволяет реализовать управление сложными технологическими процессами, поскольку проблема реализации адаптивных регуляторов такими ОУ определяется принципом внутренней модели [2].

Необходимость перехода к синтезу управления в процессе функционирования систем обусловлена отсутствием информации, достаточной для принятия решений во всех ситуациях, которые возникают при эксплуатации ДП. Кроме того, имеют место ограничения не только в отношении априорной и текущей информации, но и в отношении статистических характеристик различных шумов, возмущений и параметров. Экспериментальное же определение многомерных законов распределения вероятностей требуют совершенно недопустимых затрат.

Пусть динамика ОУ описывается нелинейным уравнением

$$x[k+1] = F\{x[k], u[k], w[k], \xi[k], a[k], k\},$$

где F – обобщенная функция (алгоритм) превращения; $x[k], u[k], w[k], \xi[k], a[k]$ – векторы (матрицы) состояния процесса, его управления, возмущения, шумов и параметров до текущего времени k .

Управляющие воздействия формируются на основе наблюдений переменных, которые описывают ОУ, а стратегия управления базируется на априорной информации о характеристиках ОУ и на предыстории изменения входных и выходных переменных.

Цель статьи. Обоснование принципов построения систем и методов синтеза, обеспечивающих повышение качества управления ТС ДП.