

КІНЕТИКА ПРОСОЧУВАННЯ ПОРИСТОГО КАРКАСУ NbC РОЗПЛАВОМ СТАЛІ ГАДФІЛЬДА У ПРОЦЕСІ ОТРИМАННЯ КЕРМЕТІВ

П.М. Присяжнюк, Я.А. Криль

ІФНТУНГ, 76019, м. Івано-Франківськ, вул. Карпатська, 15, тел. (03422) 717277,
e-mail: zvd@nimg.edu.ua

У роботі досліджено кінетику просочування в середовищі аргону розплавом сталі Гадфільда пористих каркасів NbC, що складаються з частинок розмірами близько 1 мкм з відкритою пористістю у межах від 30 до 45 %. Показано, що закономірності просочування у вказаній системі можуть бути описані із високою точністю рівняннями на основі закону Дарсі. При цьому враховано температурно-концентраційні залежності поверхневого натягу та в'язкості сталі, а також особливості морфології пористого каркасу. Запропоновано модель для математичного опису глибини просоченого шару залежно від температури та часу. Отримане рівняння може бути використане для вибору технологічних параметрів виготовлення виробів різних розмірів із керметів тугоплавка сполука-сталь Гадфільда методом просочування пористого керамічного каркасу.

Ключові слова: поверхневий натяг сталі, змочуваність, в'язкість сталі, безвольфрамові тверді сплави.

В работе исследовано кинетику пропитки в атмосфере аргона расплавом стали Гадфильда пористых каркасов NbC, которые состоят из частиц размерами приблизительно 1 мкм и открытой пористостью в пределах от 30 до 45 %. Показано, что закономерности пропитки в указанной системе могут быть описаны с высокой точностью уравнениями на основе закона Дарси. При этом учтены температурно-концентрационные зависимости поверхностного натяжения и вязкости стали, а также особенности морфологии пористого каркаса. Предложена модель для математического описания глубины пропитанного слоя в зависимости от температуры, времени и пористости. Полученное уравнение может быть использовано для выбора технологических параметров изготовления изделий различных размеров из керметов NbC-сталь Гадфильда методом пропитки пористого керамического каркаса.

Ключевые слова: поверхностное натяжение стали, смачиваемость, вязкость стали, безвольфрамовые твердые сплавы.

In this work, the treating kinetics in the argon atmosphere by molten NbC Hadfield steel are studied; a particle size is approximately 1 μm and porosity ranging from 30 to 45 %. It is shown that regularities of treating kinetics in this system can be described with high accuracy by the equation based on Darcy's law. The temperature and concentration dependences of surface tension and viscosity of molten steel and porous frame morphology features are included in treating kinetics equation. A model has been proposed for mathematical description of treating height depending on temperature, time and porosity. Derived equation can be used for technology parameters choosing in manufacturing products of different size from refractory compound –Hadfield steel cermet's by treating technique.

Key words: steel surface tension, wetting ability, steel viscosity, tungsten free hard alloys.

Вступ

Розробка нових безвольфрамових твердих сплавів є актуальною проблемою сучасного матеріалознавства. Найбільш розповсюдженими керметами, що використовуються у нафтогазовій галузі є вольфрамові тверді сплави типу ВК. В умовах постійного росту цін на вольфрам виникає необхідність заміни вольфрамових твердих сплавів у загальному машинобудуванні та металообробці на безвольфрамові, однак важливим при цьому є забезпечення достатнього рівня їх фізико-механічних властивостей. Це дає можливість зосередження більшого об'єму вольфрамових твердих сплавів в нафтогазовій галузі, зокрема у бурінні де їх високий комплекс властивостей порівняно з іншими керметами проявляється в повній мірі. Одними із класів керметів, що можуть застосовуватись, як альтернатива сплавам типу ВК як конструкційні та інструментальні матеріали є зокрема карбідосталі (кермети кераміка-сталь). При цьому важливим є використання для їх виготовлення недефіцитної сировини, яка є в Україні. За даними геологічної служби США (USGS) Україна

є одним із лідерів світових запасів одного із найбільш важливих легуючих елементів – марганцю (займає 2-ге місце). Сталь із високим вмістом марганцю (~ 13%) – сталь Гадфільда характеризується високою зносостійкістю в умовах динамічних навантажень, що при використанні її як матричної фази у керметах, за умови вибору оптимального фазового складу та методу отримання дає змогу компенсувати основний недолік керамічних матеріалів, а саме низьку тріщиностійкість, тому привертає увагу дослідників безвольфрамових твердих сплавів [1].

Відомі теоретичні підходи для опису процесів просочування пористих тіл носять, як правило, загальний характер і, в більшості випадків, не враховують такі особливості як температурну та концентраційну залежності поверхневого натягу та в'язкості сплавів, структурні особливості пористих тіл (дисперсність частинок, їх форму, характер взаємного розташування). Тому для коректної оцінки кінетики просочування для кожного конкретного випадку врахування вище наведених чинників є необхід-

ним. Крім цього, у випадку металокерамічних систем важливим чинником є можливість зміни структури пористого керамічного каркасу через розвиток міжфазової взаємодії з рідкою фазою. Тому проблема розроблення математичної моделі для опису кінетики просочування пористих карбідних каркасів розплавами високолегованих марганцевих сталей у даний час є невирішеною.

Мета роботи полягає у вивченні кінетики просочування пористого каркасу NbC сталлю Гадфільда для вибору найбільш оптимальних технологічних режимів (температура, тривалість процесу) отримання виробів різних розмірів із безвольфрамових твердих сплавів з матричною фазою на основі сталі Гадфільда.

Методика та об'єкти досліджень

Карбідосталі отримують, зазвичай, традиційними методами порошкової металургії: рідкофазовим спіканням та просочуванням. Враховуючи, що сталь Гадфільда, яка виготовляється в Україні під маркою 110Г13Л (далі Г13) згідно з ГОСТ 977-88 призначена для отримання виробів методом литва, найбільш раціональним способом отримання керметів, у яких вона виконує роль матричної фази, є просочування пористого керамічного каркасу. Крім цього, отримання матеріалу вказаним методом сприяє зменшенню впливу шкідливих домішок, оскільки при просочуванні вони захоплюються рідкою, рівномірно розподіляються по об'єму тіла або виносяться на його поверхню.

Недоліки процесу просочування пояснюються ускладненнями, які викликають наступні чинники: висока температура проведення процесу, можливість взаємодії пористого каркасу з розплавом, який використовується для просочування, утворення нових сполук, інтерметалідів та необмежених твердих розчинів, можливість взаємодії з газовою фазою, випаровування легуючих елементів.

Термодинаміка просочування передбачає умови, за яких заповнення капілярів пористого тіла розплавом відбувається самовільно, тобто без прикладання зовні додаткового впливу (значний перегрів вище температури плавлення сплаву-зв'язки, прикладання надлишкового тиску інертного газу і т.д.). Найважливішим чинником, що визначає принципову можливість отримання матеріалу методом просочування є змочуваність. Оптимальне значення крайового кута змочування (θ) при цьому знаходиться в межах 0-15°, зі збільшенням його значення швидкість просочування різко знижується. Крім цього, виникає ризик утворення непросочених мікрооб'ємів, які є концентраторами напружень і відповідно знижують рівень механічних властивостей матеріалу. Зниження крайового кута змочування шляхом значного перегріву сплаву вище точки ліквідус для сталі Гадфільда не є раціональним, оскільки це призводить до втрати її властивостей внаслідок випаровування марганцю, крім цього високі темпе-

ратури перегріву призводять до розвитку небажаних дифузійних процесів.

Враховуючи необхідність змочуваності, як передумову для забезпечення необхідної ефективності процесу просочування, як матеріал карбідного каркасу було вибрано монокарбід ніобію (NbC), який за даними [2], змочується залізом та сталями із крайовим кутом $\sim 0^\circ$. При цьому NbC володіє високою мікротвердістю (~ 21 ГПа). Це робить його перспективним для отримання зносостійких матеріалів.

Як вихідний матеріал використовувався порошок NbC з середнім розміром частинок $d_c \leq 1$ мкм виробництва ДЗХР (ТУ 6-09-03-75).

Для виготовлення пористих каркасів для просочування, порошок карбиду замішувався на 5%-ному розчині каучуку в бензині, який після сушіння та грануляції пресувався у сталій прес-формі методом двостороннього пресування у брикети циліндричної форми діаметром 30 мм та висотою 50 мм. Отримання карбідних каркасів із різною відкритою пористістю (від 30 до 45%) проводилось шляхом підбору температури спікання в діапазоні від 1400 до 1600°C та тривалості витримки від 30 до 60 хв.

Просочування проводилось наступним чином: на пористі каркаси поміщались брикети сталі Г13 з розрахунку на заповнення 100% пор, каркаси з розміщеними на них брикетами сталі поміщались в алундові тиглі із засипкою оксиду цирконію марки "Ч" (хімічно інертного до сталей) з метою виключити вплив сторонніх домішок на процес просочування. Процес проводився у середовищі аргону з надлишковим тиском 0,2 МПа. Нагрів проводився до температури 1450°C, контроль температури проводився за допомогою вольфрам-ренієвої термопари ВР5/ВР20. Тривалість процесу просочування становила 100–300 с. Картину розподілу просочуючого сплаву у зразку одержували шляхом металографічного дослідження поверхні поперечного перерізу просочених карбідних каркасів.

Електронномікроскопічні дослідження морфології частинок порошку NbC, рельєфу пористого каркасу та структури просочених матеріалів проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопа ZEISS EVO 40XVP.

Результати та їх обговорення

Показником просочування, що визначає міцність зчеплення між розплавом та пористим каркасом є величина роботи адгезії W_a згідно з рівнянням Юнга:

$$W_a = \gamma_{pr} (\cos(\theta) + 1), \quad (1)$$

де θ – крайовий кут змочування,
 γ_{pr} – поверхневий натяг у системі розплав – газ.

Значення поверхневого натягу ($\gamma_{стали}$), що є рушійною силою при просочуванні для високомарганцевої сталі є функцією від її хімічного складу та температури і у залежності від кількості та капілярної активності легуючих елементів згідно [3] розраховується за формулою:

Таблиця 1 – Розрахунок поверхневого натягу сталі 110Г13Л

Елемент	C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P	Fe
Вміст, %	1,1	13	0,65	1,0	1,0	0,05	0,12	83,08
Атомна маса	12	55	28	52	58,7	32	31	56
F_i	2,0	5,0	2,2	2,5	1,4	500	1,5	1
$n_i = \% \text{ i/ат.}$	0,091	0,236	0,023	0,019	0,017	0,001	0,003	1,483
Σn_i	1,876							
$X_i = n_i/\Sigma n_i$	0,048	0,125	0,012	0,010	0,009	0,001	0,002	0,791
$X_i \cdot F_i$	0,097	0,629	0,027	0,025	0,012	0,416	0,003	0,791
$\Sigma X_i \cdot F_i$	2,003							

$$\gamma_{\text{сталі}} = \gamma_{Fe} - 2000 \cdot \lg \sum_{i=1}^n F_i \cdot x_i, \quad (2)$$

де γ_{Fe} – поверхневий натяг чистого заліза – 1860 мДж/м²;

x_i – атомна частка i -го компоненту у сплаві;

n_i – число молей i -го компоненту;

F_i – параметр, отриманий дослідним шляхом, що характеризує капілярну активність i -го легуючого елемента.

Для сталі Г13 розраховані параметри згідно з дослідними даними [3] для підстановки у рівняння 2 зведено у таблицю 1.

Таким чином, поверхневий натяг для сталі 110Г13Л при 1600 °С згідно з формулою 2 буде становити:

$$\gamma_{110Г13Л} = 1860 - 2000 \lg 2,003 = 1246 \text{ мДж/м}^2.$$

Капілярна активність легуючих елементів за різних температур (F_i^T) змінюється за залежністю:

$$F_i^T = (F_i^{1600})^{1600/T}, \quad (3)$$

де F_i^{1600} – значення капілярної активності при 1600°С;

T – температура, °С.

Для більшості металевих розплавів температурна залежність поверхневого натягу від температури описується рівнянням:

$$\gamma^T = \gamma^{T_{пл}} + \frac{d\gamma}{dT}(T - T_{пл}), \quad (4)$$

де γ^T – поверхневий натяг при даній температурі, мДж/м²;

$\gamma^{T_{пл}}$ – поверхневий натяг поблизу температури плавлення, мДж/м²;

$\frac{d\gamma}{dT}$ – температурний коефіцієнт поверхневого натягу, мДж/м²·°С,

$T_{пл}$ – температура плавлення розплаву.

Експериментальні дослідження поверхневого натягу сплавів Fe-Mn та Fe-Mn-C із різним хімічним складом, залежно від температури, проведені у роботах [4,5]. Результати свідчать, що поверхневий натяг досліджуваних сплавів з підвищенням температури знижується за лінійною залежністю. Для сплаву з вмістом 1,07 % С та 9,89 % Мп на основі оброблення експериментальних даних авторами виведено емпірич-

ну формулу залежності поверхневого натягу від температури:

$$\gamma^T = 2855 - 0,693T. \quad (5)$$

Порівняння розрахованого поверхневого натягу при 1600°С без урахування впливу інших легуючих елементів за формулою (2) (1541 мН/м) та (1557 мН/м) за формулою (4) для вказаного сплаву свідчить про високу відповідність (похибка 1%). Кутовий коефіцієнт нахилу прямих - k , які описують зниження поверхневого натягу для сплавів із різним вмістом С (від 0 до 4,2 %) та Мп (від 1,07 до 10 %) з підвищенням температури за даними [4,5] залишається практично незмінним. Згідно формули (5) його значення: $k \sim -0,692666$. Таким чином, шляхом екстраполяції значень поверхневого натягу розрахованих при температурі 1600°С за формулою (2) згідно з таблицею 1, розраховували його значення за нижчих температур за формулою:

$$\gamma^T = \gamma_{110Г13Л}^{1600} - 1600k + kT. \quad (6)$$

Змінюючи у рівнянні (2) співвідношення Мп та Fe (при цьому вміст інших легуючих елементів залишаючи незмінним) та підставляючи отримані значення поверхневого натягу при 1600°С у рівняння (6), отримано залежність поверхневого натягу сталей від вмісту Мп за різних температур (рис. 1).

Таким чином, марганець є адгезійно-активним елементом у марганцевих сталях (знижує поверхневий натяг), що при заданому значенні роботи адгезії згідно рівняння (1), сприяє розтіканню розплаву (зниженню крайового кута змочування) відносно тугоплавких сполук.

У даний час, для опису кінетики просочування існують два основні підходи: рівняння Дарсі для потоку та фізична модель руху рідини в одиночному капілярі з урахуванням його параметрів. Для стаціонарного ламінарного потоку рідини, що не стискається, рівняння Дарсі має вигляд:

$$\frac{dh(t)}{dt} = -\frac{k dp}{\mu dx}, \quad (7)$$

де $\frac{dh(t)}{dt}$ – об'ємна швидкість просочування розплавом;

p – тиск;

μ – динамічна в'язкість розплаву;

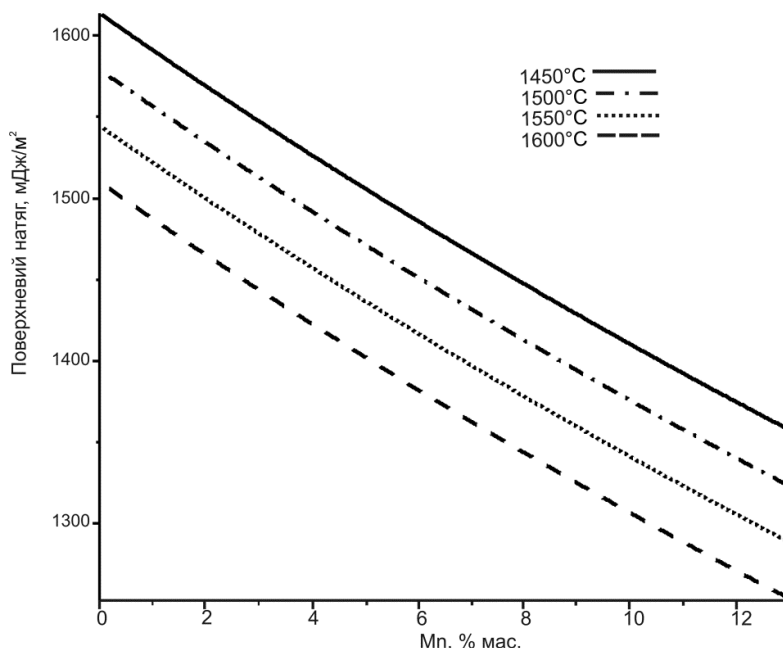


Рисунок 1 – Залежність поверхневого натягу сталі від вмісту марганцю

x – висота пористого тіла;
 k – коефіцієнт проникності, що враховує геометрію капілярів пористого тіла.

Коефіцієнт проникності k згідно з рівнянням Козені [6] розраховується за формулою:

$$k = C \frac{\Pi^3}{\varepsilon S^2}, \quad (8)$$

де Π – пористість;

ε – коефіцієнт звивистості пористого каркасу, що враховує відхилення капіляру від прямолінійного;

c – коефіцієнт;

S – питома поверхня частинок.

Рівняння (8) було видозмінено Карманом на основі аналізу експериментальних даних та отримало вигляд рівняння Козені – Кармана, що базується на розв'язку рівняння Нав'є-Стокса для пористого тіла, що складається зі сферичних частинок [7]:

$$k = \frac{\Pi^3}{5S^2 \varepsilon (1 - \Pi)^2}. \quad (9)$$

Питома поверхня частинок у даному рівнянні – це відношення площі частинки до її об'єму. За результатами аналізу морфології частинок вихідного порошку (рис. 2) та структури пористого каркасу (рис. 3) приймаємо за основу сферичну форму частинок.

У випадку сферичної частинки діаметром d_c , питома поверхня буде становити:

$$S = \frac{s_{cf}}{v_{cf}} = \frac{4\pi \left(\frac{d_c}{2}\right)^2}{\frac{4}{3}\pi \left(\frac{d_c}{2}\right)^3} = \frac{6}{d_c}. \quad (10)$$

Для розрахунку коефіцієнту звивистості ε існує ряд емпіричних функцій, що пропонуються різними авторами (розглянуті в роботі [8]),

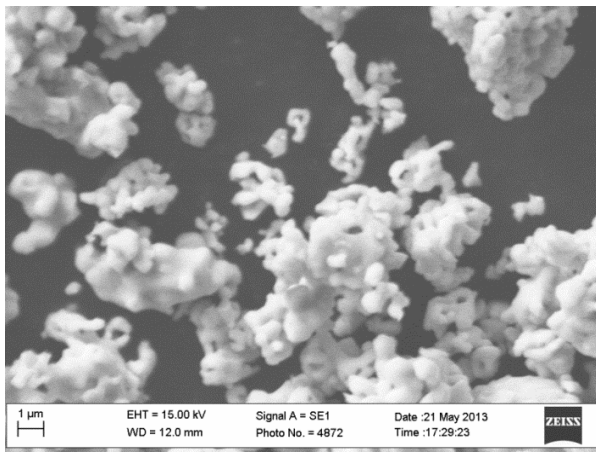


Рисунок 2 – Морфологія частинок порошку NbC



Рисунок 3 – Фрактограма злому пористого каркасу NbC (×2000)

найбільш оптимальними для отриманого спеченого керамічного пористого каркасу є метод розрахунку, залежно від пористості, за формулою Арчі:

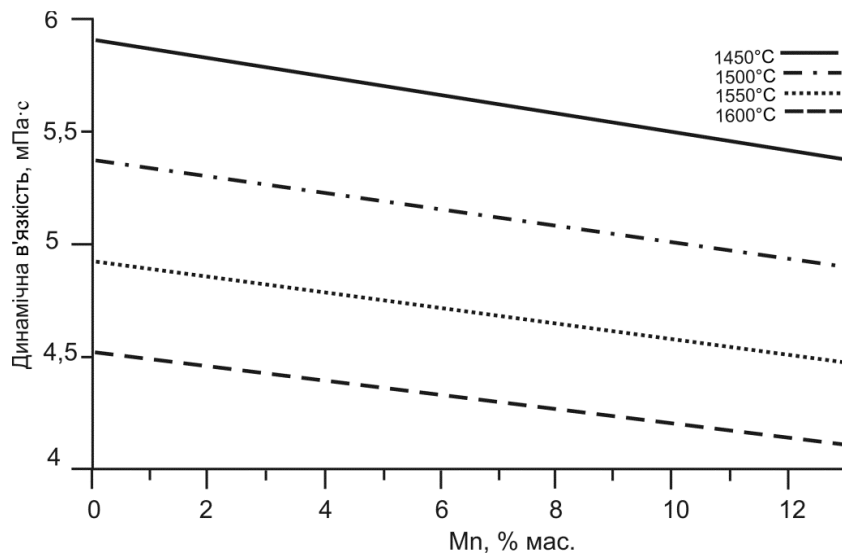


Рисунок 4 – Залежність динамічної в'язкості сталі від вмісту Mn

$$\varepsilon = \frac{1}{\Pi^n}, \quad (11)$$

де показник степеня n змінюється від 0,4 до 0,5 залежно від щільності запакування частинок (приймаємо 0,4).

Таким чином, загальний вигляд рівняння для визначення коефіцієнту проникності пористого каркасу із урахуванням кількості пор та їх геометрії після підстановки рівнянь (10) та (11) у рівняння (9) набуде вигляду:

$$k = \frac{d_c^2 \Pi^3}{180 \varepsilon (1 - \Pi)^2}. \quad (12)$$

Закон росту глибини просоченого шару для пористого тіла згідно із законом Дарсі описується рівнянням:

$$\frac{dh}{dt} = \frac{k \Delta P}{\mu h \Pi}, \quad (13)$$

де h – глибина просоченого шару;
 t – час;

ΔP – перепад тиску.

Розв'язуючи рівняння (13) відносно h , отримуємо залежність глибини просоченого шару від часу:

$$h(t) = \sqrt{\frac{2k}{\mu \Pi} \Delta P t}. \quad (14)$$

З урахуванням гравітаційної складової перепад тиску ΔP при просочуванні “знизу - вгору” буде визначатись як різниця капілярного тиску P_c (тиск Лапласа у капілярі) та гідралічного тиску стовпа рідини P_z :

$$\Delta P = P_c - P_z = \frac{2\gamma \cos \theta}{r} - \rho g h, \quad (15)$$

де r – радіус капіляра, для пористих каркасів із дисперсних частинок застосовується поняття гідралічного або “ефективного” радіуса капілярів r_{ef} . Розрахунок r_{ef} у роботі [9] на основі аналізу експериментальних даних пропонується проводити з урахуванням пористості за формулою Кармана:

$$r_{ef} = \frac{r}{2} = \frac{d_c \Pi}{6(1 - \Pi)}. \quad (16)$$

Для розрахунку кінетики просочування необхідне значення в'язкості високомарганцевої сталі μ , яке як і поверхневий натяг залежить від її хімічного складу та температури, для розрахунку в'язкості сталі використовувалась методика розрахунку [10], згідно якої розрахункова формула для в'язкості розплаву легованих сталей має вигляд:

$$\mu_{стали} = \mu_{Fe} \left(1 + \sum_{i=1}^{n-1} \xi_i X_i \right), \quad (17)$$

де $\mu_{стали}$ та μ_{Fe} – в'язкість сталі Гадфільда та чистого заліза відповідно,

ξ_i – коефіцієнт, що характеризує вплив i -того компонента на в'язкість сталі,

X_i – молярна частка i -того компонента (табл. 1).

Значення величин ξ_i для легуючих елементів без урахування їх зміни залежно від молярного складу становлять: $\xi_c = +1,246$; $\xi_{Mn} = -0,7387$; $\xi_{Si} = -5,0923$; $\xi_{Cr} = +1,9906$; $\xi_{Ni} = +2,7353$; $\xi_s = 1,07$; $\xi_p = -0,94$.

Залежність в'язкості чистого заліза від температури згідно [11] виражається емпіричною залежністю:

$$\mu_{Fe} = 0,211 \cdot e^{\frac{5669}{T}}. \quad (18)$$

Після підстановки значень ξ_i та X_i та рівняння 18 у рівняння 17 загальне рівняння для визначення в'язкості сталі Гадфільда набуде вигляду:

$$\mu_{стали} = 0,198 \cdot e^{\frac{5669}{T}}. \quad (19)$$

Змінюючи вміст Mn у формулі 17 та враховуючи температурну залежність в'язкості чистого заліза (18), отримуємо концентраційні залежності в'язкості сталі за різних температур (рис. 4).

Із побудованих залежностей видно, що підвищення вмісту марганцю у сталі сприяє зниженню її в'язкості, а це, у свою чергу, згідно рівняння 7 приводить до збільшення швидкості просочування.

Враховуючи залежність “ефективного” радіусу від розмірів частинок та пористості (рівняння 16), а також значення перепаду тиску (15) рівняння 7 для швидкості просочування керамічного пористого каркасу сталлю згідно закону Дарсі набуває вигляду:

$$\frac{dh(t)}{dt} = \frac{k}{\Pi\mu h(t)} \left(\frac{6\gamma\cos\theta(1-\Pi)}{d\Pi} - \rho gh(t) \right). \quad (20)$$

Враховуючи залежність поверхневого натягу від хімічного складу сталі (2) та в'язкості сталі Гадфільда від температури (19), а також значення коефіцієнта проникності (12) при цьому нехтуючи гравітаційною складовою, рівняння 20 для визначення глибини просочування розв'язане відносно $h(t)$ після підстановки набуває вигляду:

$$h(t, T) = \sqrt{\frac{d_u \Pi \gamma^T \cos(\theta) t}{15 \cdot 0,198 e^{\frac{5669}{T}} \varepsilon (1-\Pi)}}. \quad (21)$$

Інший підхід для опису кінетики просочування пористих тіл, базується на розв'язку рівняння руху рідини вздовж одиночного капіляру під комплексною дією на неї сил різного характеру [12]. Для просочування прямого циліндричного капіляра “ефективним” радіусом r із урахуванням дії: сили поверхневого натягу $F_{пн}$, сили тяжіння стовпа розплаву $F_{мс}$, сили, що виникає внаслідок в'язкості розплаву $F_{ем}$ (сила в'язкого тертя згідно із законом Пуазейля), $F_з$ – зовнішньої сили на вході в капіляр при цьому враховуючи напрямки дії сил (рис. 5), рівняння для визначення кінетики просочування має вигляд:

$$\pi r^2 \rho \frac{d}{dx} \left(h_c \frac{dh_c}{dt} \right) = F_{пн} - F_{мс} - F_{вт} - F_з. \quad (22)$$

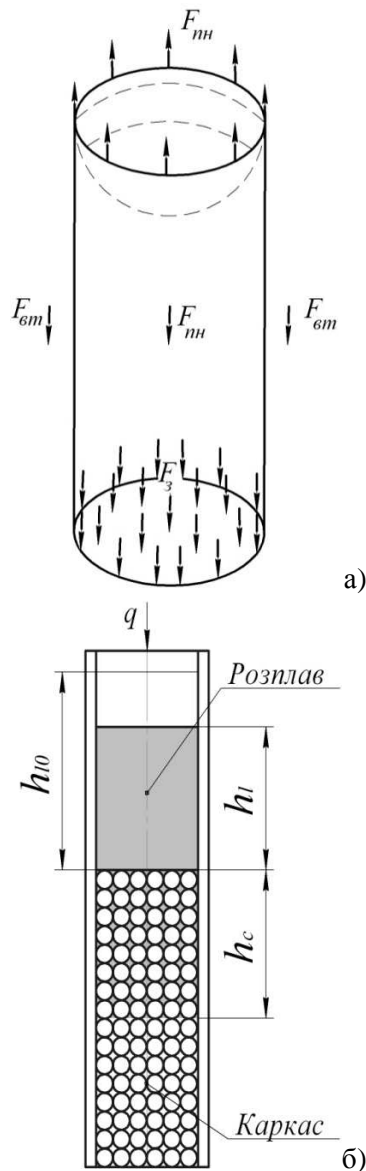
Після підстановки значень сил у рівняння 22, воно набуває вигляду:

$$\pi r^2 \rho \frac{d}{dx} \left(h_c \frac{dh_c}{dt} \right) = 2\pi r \gamma \cos\theta - \pi r^2 \rho g h_c - 8\pi \mu h_c \left(\frac{dh_c}{dt} \right) - \frac{1}{4} \pi r^2 \rho \left(\frac{dh_c}{dt} \right)^2, \quad (23)$$

де h_c – відстань просочена за час t ;
 ρ – питома маса розплаву;
 μ – в'язкість розплаву;
 g – прискорення вільного падіння.

Аналітичне вирішення рівняння 23 має вигляд:

$$h_c(t)^2 = \left[\frac{r\gamma\cos\theta}{2\mu} \right] t - \left[\frac{\rho g h_c(t) r^2}{4\mu} \right] t - \frac{\rho^2 r^4}{32\mu^2} \left[e^{-\frac{8\mu}{\rho r^2}} - 1 \right]. \quad (24)$$



а – сили, що діють в одиночному капілярі;
 б – схема процесу просочування

Рисунок 5 – Схема для розрахунку кінетики просочування

Якщо тривалість процесу незначна, то рівняння 24 для просування фронту розплаву при просочуванні пористого каркасу набуває вигляду (рівняння Уошборна):

$$h_c(t)^2 = \left(\frac{\rho r^2}{4\mu} \right) \left[\frac{2\gamma\cos\theta}{\rho r} - g h_c(t) \right] t. \quad (25)$$

Якщо знехтувати гравітаційною складовою, то рівняння 25 набуває вигляду:

$$h_c(t) = \sqrt{\frac{r\gamma\cos\theta}{2\mu}} t. \quad (26)$$

Після підстановки значення “ефективного” радіусу (16), рівняння Уошборна для просування розплаву сталі по одиночному капіляру набуває вигляду:

$$h_c(t, T) = \sqrt{\frac{d_u \Pi \gamma \cos(\theta)}{12(1-\Pi)\mu}} t. \quad (27)$$

Для перевірки відповідності розроблених моделей до реальних умов просочування результати розрахунку проведені за рівняннями 21 (на основі закону Дарсі) та рівняння 27 (на основі рівняння Уошборна) порівнювались із експериментальними даними. Просочування сталлю Гадфільда проводилось за температури 1450°C, пористість каркасів спресованих та спечених із порошків NbC становила 30-45%, тривалість просочування становила 200 с (рис. 6). В іншому випадку змінювали тривалість процесу для каркасів з однаковою пористістю ~ 40 % (рис. 7). При розрахунках приймалися значення: $\gamma_{\text{сталі}}=1349 \text{ мДж/м}^2$; $\mu_{\text{сталі}}=5,5 \text{ мПа}\cdot\text{с}$; $\theta=0$; $d_{\text{ч}}=1 \text{ мкм}$.

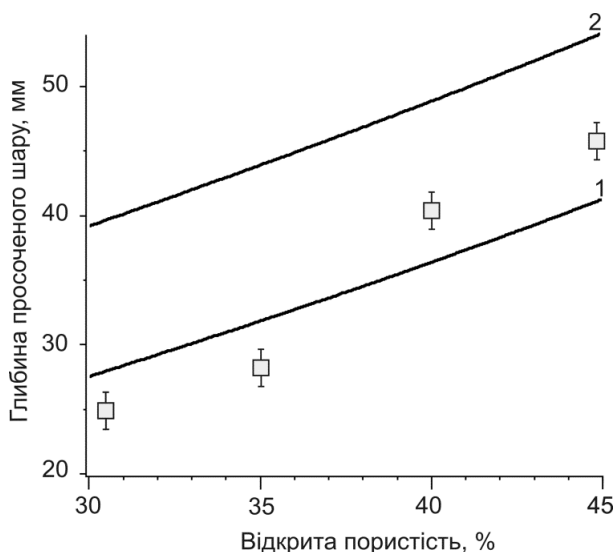


Рисунок 6 – Залежність глибини просоченого шару від пористості (T=1450, t=200 с) для пористих за експериментальними даними та за рівняннями 21 (1) і та 27 (2)

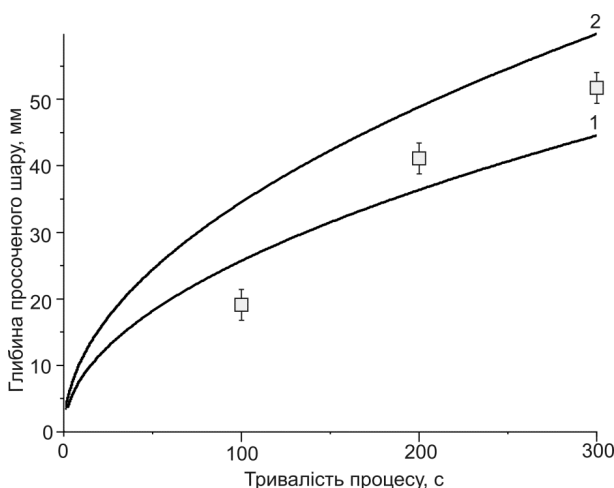


Рисунок 7 – Залежність глибини просоченого шару від пористості (T=1450°C, П=40% с) для пористих за експериментальними даними та за рівняннями 21 (1) і та 27 (2)

Результати порівняння розрахованих та експериментальних даних свідчать, що більш точно кінетика просочування пористого тіла

розплавом сталі Гадфільда описується рівнянням, виведеним на основі закону Дарсі (рівняння 21). Різниця значень дослідних даних від розрахованих, ймовірно, викликана зміною розмірів зерен та форми каркасу у результаті проходження процесів розчинення – осадження. Як видно із структури просочених зразків (рис. 8) частинки набувають призматичну форму. Це призводить до зміни геометрії капілярів і відповідно коефіцієнту звивистості пористого каркасу.

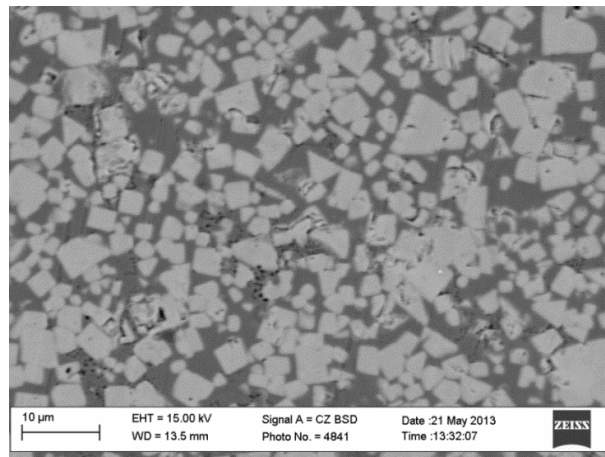


Рисунок 8 – Просочений карбідний каркас NbC (пористість ~40%, тривалість $t=200$ с)

Таким чином, за допомогою рівняння 21 можливо з достатньою точністю проводити оцінку необхідної тривалості процесу просочування залежно від пористості карбідного каркасу при заданій температурі (рис. 9). Це дає змогу оптимізувати технологічні параметри отримання виробів різних розмірів із карбідосталей NbC – сталь Гадфільда.

Висновки

У статті показано, що підвищення вмісту марганцю у сталі сприяє зниженню її поверхневого натягу та в'язкості, тобто марганець у сталях є адгезійно активним елементом, підвищення його вмісту сприяє зниженню крайового кута змочування.

Виведено рівняння, що дає змогу комплексно оцінити вплив різних чинників (температура, концентрація, структура пористого каркасу) на кінетику просочування. Це дає можливість обрати оптимальні технологічні режими отримання виробів заданих розмірів методами просочування пористих карбідних каркасів сталей.

Наступним етапом роботи є дослідження впливу зміни морфології частинок каркасу у результаті взаємодії із розплавом сталі (та відповідно параметрів, що характеризують коефіцієнт проникності пористого тіла). При цьому важливим чинником є оцінка характеру взаємодії у системі сталь – карбід з позиції рівноважної термодинаміки.

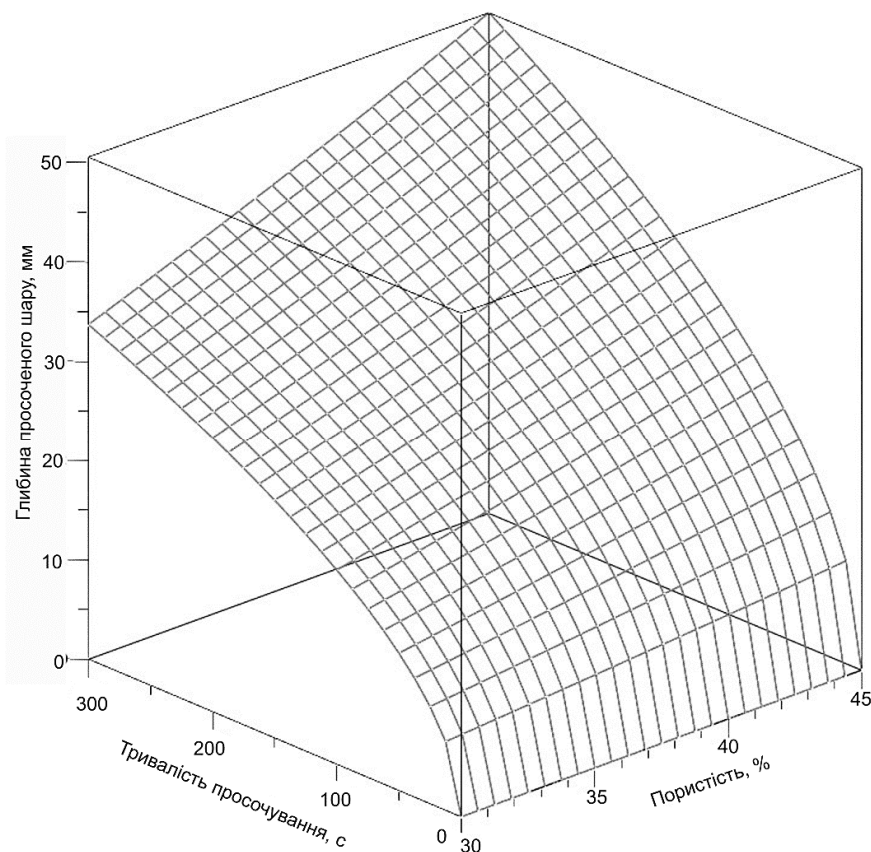


Рисунок 9 – Розраховані залежності глибини просоченого шару каркасу NbC від пористості та тривалості процесу (температурі 1450°C)

Література

1 Кульков С.Н. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама / С.Н. Кульков, С.Ф. Гнусов. –Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 240 с.

2 Панасюк А.Д. Стойкость неметаллических материалов в расплавах: Справочник / Панасюк А.Д., Фоменко В.С., Глебова Г.Г. – К.: Наукова думка, 1986. – 351 с.

3 Попель С.И. Теория металлургических процес сов / С.И. Попель. – М.: ВИНТИ, 1971. – 132 с.

4 Le Thu Hoai Effect of surface adsorption of carbon on the surface tension of liquid Fe–Mn–C alloys / Le Thu Hoai , Joonho Lee // Journal of Materials Science. – 2012. – Vol.47, №24. – PP. 8303–8307.

5 Joonho Lee Density and surface tension of liquid Fe-Mn alloys/ Joonho Lee, Le Thu Hoai, Minsoo Shin // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2011. – Vol.42, №3. – PP. 546–549.

6 Kozeny J. Ueber kapillare Leitung des Wassers im Boden / J. Kozeny. – Wien: Sitzungsber Akad. Wiss. – 1927. – 136(2a). – PP. 271–306.

7 Scheidegger E. The physics of flow through porous media (3rd ed.) / E. Scheidegger. – Toronto: University of Toronto Press, 1974. – PP. 353.

8 Mohammed Nasif Abbas. Modeling of porosity equation for water flow through packed bed of monosize spherical Packing / Nasif Abbas Mohammed// Of Engineering And Development – 2011 – Vol. 15, No.4. –PP. 205–226.

9 Zahedi A.M. Processing and impact behavior of Al/SiCp composites fabricated by the pressureless melt infiltration method / A.M. Zahedi , H.R. Rezaie, J. Javadpour, Mehdi Mazaheri, M.G. Haghghi // Ceramics International. – 2009. – No.35. – PP. 1919–1926.

10 Макуров С.Л. Метод расчета вязкости расплавов высоколегированных сталей / С.Л. Макуров, М.В. Епишев // Вісник Приазов. держ. техн. ун-ту: Зб. наук. пр. – Мариуполь, 2005. – Вип. 15.– С. 46-49.

11 Арсентьев П.П. Металлические расплавы и их свойства / П.П. Арсентьев, Л.А. Коледов. – М.: Металлургия, 1976. – 376 с.

12 Martins G.P. Modeling of infiltration kinetics for liquid metal processing of composites / G.P. Martins, D.L. Olson, G.R. Edwards // Met. Trans. B – 1988 – Vol.29B. – PP. 95–111.

Стаття надійшла до редакційної колегії 31.10.13

Рекомендована до друку професором Коцкуличем Я.С. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) д-ром техн. наук Бондаренком М.О. (Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М.Бакуля НАН України, м. Київ)