

С. Ф. Кирилюк<sup>1,2</sup>, Є. С. Кирилюк<sup>1</sup>, Г.А. Баглюк<sup>1</sup>*Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна<sup>1</sup>  
Донецький фізико-технічний інститут імені О.О. Галкіна НАН України, Київ, Україна<sup>2</sup>***ВПЛИВ ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ  
ПОРШКОВИХ КОМПОЗИТИВ СИСТЕМИ Fe-ФХ800–TiB<sub>2</sub>**

*В статті наведені результати впливу деформованого стану матеріалу при гарячому штампуванні на структуру та фізико-механічні властивості порошкових композитів системи Fe-Cr-C. Аналіз деформованого стану матеріалу проводили на підставі моделювання процесу гарячого штампування пористої заготовки в відкритому штампі. Моделювання проводили методом скінченних елементів з використанням програмного комплексу DEFORM 2D/3D. Результати моделювання дали змогу встановити розподіл інтенсивності напружень та оцінити деформований стан матеріалу. Було встановлено, що в схемі котра реалізується визначаючою складовою деформації є радіальна складова. Також саме радіальна складова має безпосередній вплив на утворення зон малої течії матеріалу в об'ємі поковки. За результатами моделювання та локальної мікроскопії встановлений вплив інтенсивності деформації на мікроструктуру композитів. Аналіз мікроструктури досліджуваних композитів показав, що при деформуванні за запропонованою схемою відбувається лише ущільнення композиту без значного деформаційного зміцнення в зв'язку з відсутністю явної пластичної течії матеріалу. Проте, при цьому отримується однорідна структура що свідчить про низьку анізотропію механічних властивостей матеріалу. Отримані композити показали високі фізико-механічні властивості.*

*Ключові слова: гаряче штампування, деформація, карбідосталі, відносна густина, моделювання*

S. Kyryliuk, Y. Kyryliuk, G. Bagliuk

**INFLUENCE OF HOT FORGING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF  
POWDER COMPOSITES OF THE Fe-FKh800–TiB<sub>2</sub> SYSTEM**

*The results of the influence of the deformed state of the material during hot stamping on the structure and physical and mechanical properties of powder composites of the Fe-Cr-C system are presented. The analysis of the deformed state of the material was carried out on the basis of modeling the process of hot stamping of a porous workpiece in an open die. The modeling was carried out by the finite element method using the DEFORM 2D/3D software package. The modeling results made it possible to establish the distribution of stress intensity and evaluate the deformed state of the material. It was found that in the implemented scheme, the determining component of the deformation is the radial component. Also, it is the radial component that has a direct impact on the formation of zones of low material flow in the forging volume. According to the results of modeling and local microscopy, the influence of the deformation intensity on the microstructure of the composites was established. Analysis of the microstructure of the studied composites showed that during deformation according to the proposed scheme, only the compaction of the composite occurs without significant strain hardening due to the absence of obvious plastic flow of the material. However, a homogeneous structure is obtained, which indicates a low anisotropy of the mechanical properties of the material. The resulting composites showed high physical and mechanical properties.*

*Keywords: hot forging, deformation, carbide steels, relative density, modeling.*

**Вступ**

Забезпечення вимог щодо збільшення ресурсу роботи вузлів та механізмів потребує застосування матеріалів з максимально високими фізико-механічними та функціональними властивостями. Карбідосталі є одними із матеріалів котрі показали свою ефективність та використовуються в вузлах та механізмах для підвищення ресурсу роботи агрегату в цілому. На ряду з відомими матеріалами, котрі зміцнені карбідами вольфраму та титану, останнє десятиліття в якості інструментальних матеріалів стрімко отримали розвиток сталі та сплави зміцненні карбідом хрому. Один із найбільших виробників в Європі інструментальних сталей концерн «Bohler-Uddeholm Corporation» розробив лінійку інструментальних сталей з карбідом хрому котрі отримуються, як ливарним виробництвом так і методами порошкової металургії. А тому пошук нових залізохромистих карбідосталей та підвищення їх фізико-механічних властивостей є досі актуальним не зважаючи на значну кількість досліджень в даному напрямку.

На рівні з розробкою нових компонентних складів матеріалу важливим є розроблення технології їх отримання котрі забезпечать низьку дефектність та високу однорідність матеріалу. Методи порошкової металургії за роки досліджень вже доказали свою перевагу над ливарним виробництвом оскільки спечені матеріали вирізняються однорідною структурою та низькою анізотропією властивостей. Проте класичні технологічні схеми порошкової металургії, що включають в себе підготовку шихти, пресування та спікання матеріалу, не завжди забезпечують отримання абсолютно компактного матеріалу (особливо з високим вмістом карбідної складової). Внаслідок цього виникає потреба у застосуванні технологічних схем, що базуються на використанні

високотемпературного спікання за наявності рідкої фази, статичного гарячого пресування або електророзрядного спікання, тощо [1–3].

За результатами досліджень, для отримання та компактування матеріалу, гаряче штампування поруватих заготовок показало себе одним з найбільш ефективних процесів порошкової металургії [4–8]. Гаряче пластичне деформування, дозволяє забезпечити отримання напівфабрикатів як простої так і складної форми з низькою залишковою поруватістю. Крім високої щільності пластична гаряче деформування дає змогу отримати дрібнозернисту структуру без додаткової термічної обробки [9]. Дрібнозернистість в такому випадку забезпечується, як за рахунок деформування вихідної заготовки, так і за рахунок отримання компакту при температурах нижчих за температуру при якій відбувається ріст зерна. Тим самим це вирізняє технологію гарячого штампування відносно інших методів порошкової металургії та ливарного виробництва, оскільки дає змогу отримати матеріал з високими фізико-механічними властивостями за меншу кількість технологічних переходів.

Як зазначалось вище, є велика кількість досліджень щодо отримання матеріалів класичними методами порошкової металургії. Проте останні роки, впливу деформації на процес ущільнення, структуру та фізико-механічні властивості приділяється все більше уваги. В роботах [10–14] відзначено, що методи гарячого пластичного деформування дають змогу отримати високощільні композити з високими фізико-механічними властивостями. При цьому авторами зазначається, що на ряду з технологічними параметрами гарячого штампування такими, як швидкість та температурний інтервал деформування важливе значення має напружено-деформований стан, який є визначаючим при структуроутворенні, а також при формуванні фізико-механічних властивостей матеріалу. Тому при дослідженні впливу гарячого деформування на процеси ущільнення, формозміни та структуроутворення значну увагу потрібно приділяти саме напружено-деформованому стану матеріалу.

Значна кількість публікацій присвячена саме отриманню хромистих карбідосталей методами порошкової металургії [15,16], проте майже відсутні роботи з їх отримання методами обробки металів тиском (в тому числі гарячим штампуванням). Також відсутня інформація щодо впливу напружено-деформованого стану при гарячому деформуванні на структуру та фізико-механічні властивості матеріалу, що є критично важливим при розробленні технології виготовлення деталей та вузлів машин та механізмів. А тому наведені в роботі дослідження дають змогу, за рахунок іншого підходу до виготовлення компакту, отримати принципово новий матеріал з іншими фізико-механічними властивостями.

**Метою** даної роботи є аналіз впливу деформованого стану при гарячому штампуванні у відкритому штампі на процес ущільнення та структуроутворення хромистої карбідосталі.

**Методи і матеріали.** Вихідними матеріалами слугували порошок заліза «ПЖР», високовуглецевий ферохром ФХ800 і порошок бориду титану (ТУ 6-09-03-7–78). Порошок високовуглецевого ферохрому отримували з кускового ФХ800 механічним подрібненням у шоківій дробарці та подальшим помелом у кульовому млині. Суміші для досліджень були обрані опираючись на попередні наші роботи [15,16], що показали найвищі фізико-механічні та триботехнічні властивості отримані методом вакуумного спікання. Порошкові суміші готували шляхом мокрого розмелювання-змішування в кульовому млині у середовищі спирту, склад сумішей наведено у табл. 1.

Табл. 1.

№ суміші	Вміст елементів, (% мас.)		
	Fe	ФХ800	TiB <sub>2</sub>
1	65	35	-
2	64,25	35	0,75
3	63,5	35	1,5

Зразки формували в закритій прес-формі при тиску 800 МПа. Заготовки попередньо нагрівали у печі в середовищі аргону до температури 1200°C протягом 20 хв., після чого проводили гаряче деформування у відкритому штампі, схема якого представлена на рисунку 1. Температура нагріву для зразків наведених сумішей, обиралась базуючись на попередніх дослідженнях [15,17], а саме впливу температури спікання на густину, об'ємну усадку та кінцеву пористість виробу.

Комп'ютерне моделювання процесу гарячого штампування, проводили методом скінченних елементів [18] за допомогою програмного комплексу DEFORM 2D/3D.

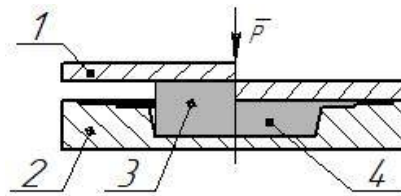


Рис. 1. Схема гарячого деформування: 1- бойок; 2 - матриця; 3 - заготовка; 4 – поковка

В якості реологічної моделі середовища, що деформується, була прийнята модель жорстко-пластичного поруватого тіла, матеріал якого підпорядковується умові пластичності виду [19, 20]:

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma_i^2 + 6,2(1-\rho)^{1,028} p^2 = \rho^5 \sigma_s^2. \quad (1)$$

Тут  $\rho$  — відносна густина поруватого матеріалу,  $\sigma_s$  — границя плинності твердої фази матеріалу при заданих температурно-швидкісних умовах деформування,  $\sigma_i$  — інтенсивність напружень в поруватому тілі;  $p$  — гідростатичний тиск, які визначаються як:

$$p = (\sigma_z + \sigma_r + \sigma_\phi) / 3, \quad \sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_z - \sigma_r)^2 + (\sigma_z - \sigma_\phi)^2 + (\sigma_r - \sigma_\phi)^2 + 6\tau_{rz}^2}. \quad (2)$$

У результаті моделювання визначали також розподіл по осьовому перерізу заготовки відносної щільності  $\rho$  та інтенсивності деформацій  $\varepsilon_i$ :

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \int_0^t \sqrt{(\dot{\varepsilon}_z - \dot{\varepsilon}_r)^2 + (\dot{\varepsilon}_z - \dot{\varepsilon}_\phi)^2 + (\dot{\varepsilon}_r - \dot{\varepsilon}_\phi)^2 + \frac{3}{2} \dot{\gamma}_{rz}^2} dt; \quad (3)$$

$$\dot{\varepsilon}_z = \frac{\partial V_z}{\partial z}, \quad \dot{\varepsilon}_r = \frac{\partial V_r}{\partial r}, \quad \dot{\varepsilon}_\phi = \frac{V_r}{r}, \quad \dot{\gamma}_{rz} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial V_r}{\partial z} + \frac{\partial V_z}{\partial r} \right), \quad (4)$$

де  $V_r$  та  $V_z$  — радіальна та осьова компоненти вектора швидкостей швидкостей.

На рис. 2, а приведена схема вихідної заготовки. Середовище що деформується має вихідну поруватість 27 %, матеріал – AISI 431 (14X17H2), та для повної аналогії з експериментом поміщена в сталеву обойму, матеріал обойми – DIN C15 (Сталь 15). Також на рис 2, б, в представлена заготовка до та після гарячого деформування.



Рис. 2. Схематичне зображення вихідної заготовки (а), а також зразок до (б) та після деформування (в): 1 – сталеві обойми, 2 – верхня кришка; 3 – нижня кришка; 4 – досліджуваний матеріал

Мікроструктуру одержаних композитів досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопу Tescan Vega 3 LMU виробництва чеської фірми Tescan Brno s.r.o. Tescan Vega 3 LMU, що дозволяє отримати зображення структури з високою просторовою роздільною здатністю та глибиною різкості у відбитих (BSE) та вторинних (SE) електронах, а також дає інформацію про хімічний склад та будову.

Визначення твердості АМКМ проводили на приладі Novotest ТС-БРВ по методу Роквелла (шкала HRA). Механічні випробування проводили на універсальній машині «Ceramttest» з автоматичною реєстрацією результатів. Тестування на одновісне стиснення виконували на прямокутних зразках 3x3x4,5 мм. Спеціальні програми розрахунку кривих навантаження при стисненні дозволяють з врахуванням жорсткості машини розрахувати основні механічні характеристики матеріалів для цього вигляду випробувань. Випробування на стиснення дозволяють визначати границю пропорційності  $\sigma_{001}$ , границю плинності  $\sigma_{02}$ , границю міцності  $\sigma_b$ , деформацію до руйнування  $\varepsilon_{пл}$  і оцінювати модуль пружності для високопоруватих станів.

**Результати досліджень та їх обговорення.** Досліджено вплив деформованого стану на структуру гарячештампованих композитів системи Fe-Cr-C-TiB<sub>2</sub>. На рис. 3 наведені епюри

розподілу інтенсивності деформацій по об'ємі поковки  $\varepsilon_i$ . З епюр бачимо, що на початковій стадії деформування (рис. 3, а) інтенсивна течія матеріалу спостерігається в верхній частині перерізу заготовки при цьому поширення відбувається в напрямку торця порожнини матриці. При подальшому деформуванні до моменту формування облою (рис. 3, б, в) характер розподілу інтенсивності деформацій не змінюється а відбувається накопичення величини деформації від 0,265 до 0,560. При цьому варто відмітити що в нижній частині перерізу зберігається зона понижених значень деформацій котра протягом процесу деформування змінює свою форму з конусоподібної на циліндричну. В кінці процесу (рис. 3, г) спостерігаємо вирівнювання інтенсивності деформацій по об'єму в межах  $\varepsilon_i=0,56\div 0,62$ . Варто також відмітити, що в кінці деформування в кутових зонах котрі граничать з зовнішньою циліндричною поверхнею утворюється зона застійних деформацій (в нижній частині перерізу) та зона підвищених значень деформацій (в об'ємі матеріалу біля облоїної канавки). На нашу думку, дані зони утворюються за рахунок того що на протязі всього процесу деформування матеріал перетікає переважно з об'єму біля вісі поковки в напрямку бічної стінки матриці, а на фінальній стадії при доущільненні течія спрямована в напрямку облоїної канавки.

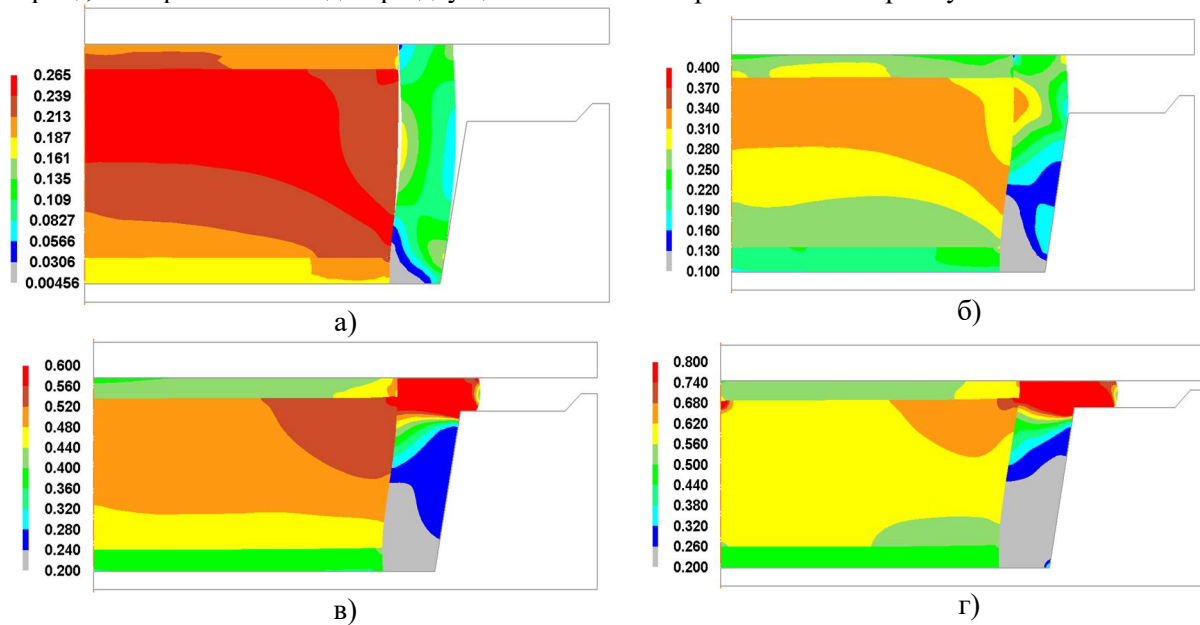


Рис. 3. Розподіл інтенсивності деформацій  $\varepsilon_i$  по об'єму поковки на різних стадіях деформування

З епюр (рис. 4) бачимо, що радіальна складова є вирішальною при утворенні зони застійних деформацій (в нижній частині перерізу) та зони підвищених значень деформацій (в об'ємі матеріалу біля облоїної канавки). Також з аналізу епюр бачимо, що на фінальній стадії деформування (рис. 4, а) спостерігається чітке розмежування в об'ємі поковки по величині деформацій. Так в верхній частині перерізу радіальна деформація коливається в межах від 0,018 до 0,07, а в нижній частині від  $-0,008$  до 0,018. Проаналізувавши величини осьових деформацій в верхній частині перерізу ( $\varepsilon_z=-0,82\div -0,730$ ) та нижній частині ( $\varepsilon_z=-0,73\div -0,64$ ) (рис. 4, б) бачимо що після заповнення порожнини матриці та вирівнювання деформацій по об'ємі поковки нижня частина майже не деформується в осьовому напрямку, що в свою чергу також підтверджує що саме радіальна складова має найбільший вплив на розподіл інтенсивності деформацій в об'ємі поковки. Аналіз розподілу сумарного вектору швидкостей (рис. 4, г) а також його направленість показує що радіальна складова течії матеріалу є домінуючою при деформуванні та направлена від вісі поковки до бічної поверхні матриці. З аналізу епюри розподілу щільності в об'ємі поковки (рис. 4, в) бачимо, що нижня частина поковки має нижчу відносну щільність ніж верхня (0,997 та 0,998 відповідно), що обумовлено тим що в верхній частині перерізу інтенсивність течії та величина складових деформацій була значно вища ніж в нижній.

Відповідно до розрахункової схеми було проведено експериментальне дослідження для встановлення впливу схеми гарячого деформування (рис. 1) на фазо- та структуроутворення. Після гарячого деформування, досліджуваний матеріал був вилучений з капсуля після чого були виготовленні зразки під подальший мікροструктурний аналіз (рис. 5). Зразки вирізались таким чином щоб досліджувана поверхня співпадала з діаметральною площиною, а отже поверхня, що досліджується повністю співпадає з перерізом котрий розглядається при комп'ютерному

моделюванні. Мікроструктуру досліджували в певних точках перерізу, котрі між собою принципово відрізнялись величинами деформацій та течії матеріалу.

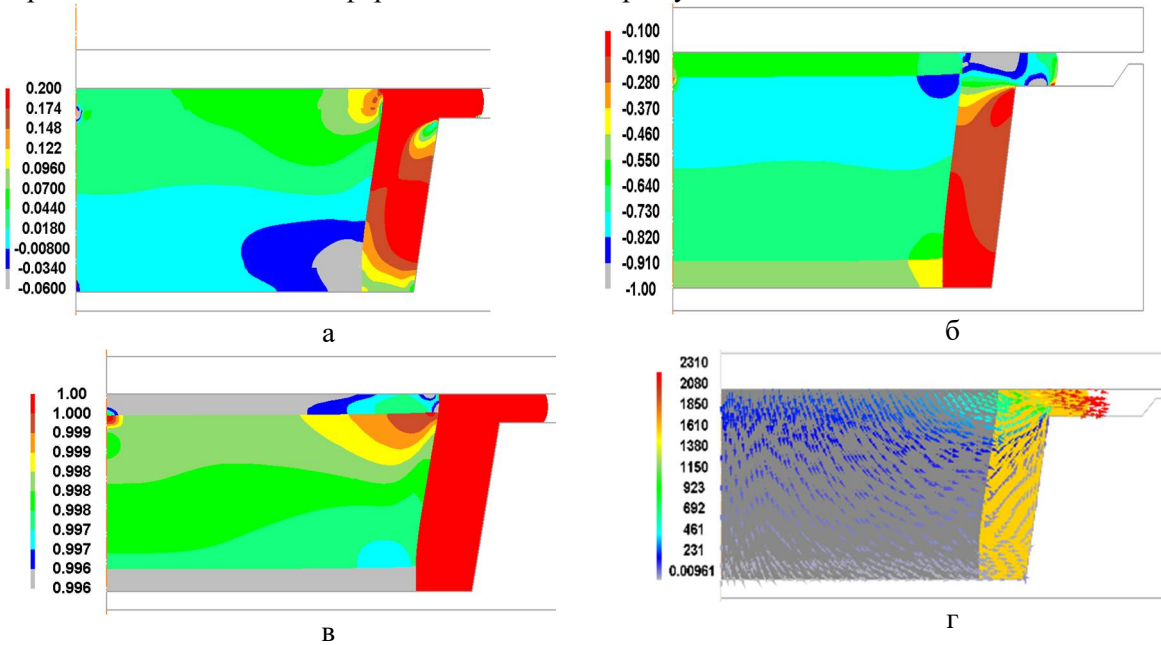


Рис. 4. Розподіл деформації та відносної щільності по перерізу поковки на фінальній стадії процесу: а – радіальна деформація  $\varepsilon_r$ ; б – осьова деформація  $\varepsilon_z$ ; в – відносна щільність  $\theta$ ; г - розподіл сумарного вектору швидкостей  $U$  по об'єму поковки



Рис. 5. Зразок для мікроструктурного аналізу:

1 - нижня частина перерізу матеріалу, зона з мінімальною течією матеріалу; 2 - центральна частина половини перерізу, зона з величиною деформацій котрі характерні для більшості перерізу; 3 - зона що граничить з бойком, найбільш навантажена зона перерізу; 4 - об'єм матеріалу біля облойної канавки, зона матеріалу з найбільш інтенсивною течією матеріалу.

Отримані знімки мікроструктури були накладені на епюру інтенсивності деформацій для подальшого аналізу (рис. 6). Як бачимо з залежності, мікроструктура матеріалу легованого 1,5 (% мас.)  $TiB_2$  в точках 1-3 не відрізняється між собою та відзначається однаковим середнім розміром зерна, величиною включень а також відсутня явна впорядкованість в напрямку деформування не зважаючи на різну направленість течії матеріалу в цих точках. В свою чергу, в тоці 4 матеріал відрізняється меншою залишковою поруватістю а також проглядається направленість в структурі матеріалу, а саме в напрямку розташування облойної канавки. Аналіз отриманих епюр показав, що в даному об'ємі, після заповнення порожнини матриці спостерігається зона інтенсивної течії матеріалу напрямком якої співпадає з направленістю структури. Враховуючи вище викладене можемо зробити висновок, що при інтенсивності деформацій на проміжку від 0,56 до 0,62 відбувалось лише ущільнення матеріалу без його пластичної течії, а отже дані величини деформацій забезпечують отримання компакту з відносно низькою залишковою поруватістю але без додаткового деформаційного зміцнення. При цьому, подальше збільшення інтенсивностей деформацій до 0,74 призводить до інтенсифікації процесу ущільнення, зниження залишкової поруватості а отже і до збільшення міжфазової адгезії.

Аналіз залежності між інтенсивністю деформацій та структурою для матеріалу Fe-35ФХ800-0,75  $TiB_2$  (рис. 7) показав що по всьому об'ємі поковки отримали матеріал з однорідною структурою. Детальний аналіз показав що для всіх точок середній розмір зерна не відрізняється, також відсутня будь яка направленість в структурі а залишкова поруватість не відрізняється.

© С. Ф. Кирилюк, Є. С. Кирилюк, Г.А. Баглюк

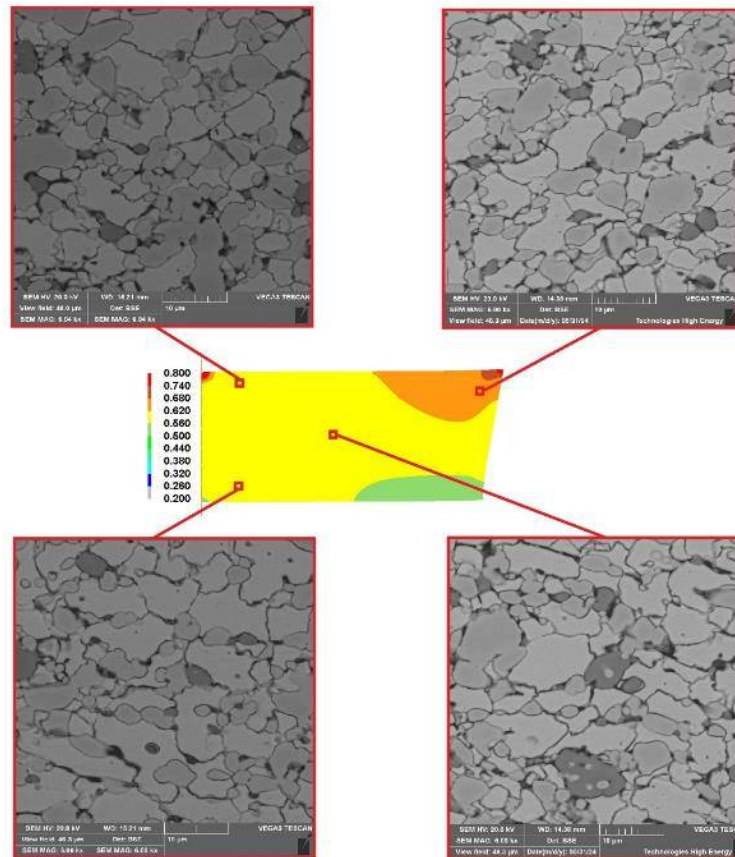


Рис. 6. Залежність між інтенсивністю деформацій та структурою матеріалу складу Fe-35ФХ800-1,5TiB<sub>2</sub>

З цього можемо зробити висновок, що для матеріалу Fe-35ФХ800-0,75 TiB<sub>2</sub> експериментальна схема забезпечує однорідність структури, а отже і низьку анізотропію властивостей, не зважаючи на наявні зони інтенсивної течії матеріалу. Також можемо зробити висновок, що досягнення інтенсивності деформацій величиною 0,74 для даного матеріалу, забезпечує лише його компактування без пластичної течії матеріалу.

Резюмуючи вище викладене бачимо що не зважаючи на однаковий напружено-деформований стан, схема гарячого деформування що досліджується по різному впливає на структуроутворення двох матеріалів близьких за хімічним складом. При більш детальному порівнянні результатів мікроскопії та локального мікрорентгеноспектрального аналізу було встановлено, що під час нагріву та при гарячому штампуванні в матеріалі Fe-35ФХ800-0,75TiB<sub>2</sub> утворюється більша кількість твердих включень (таких, як M<sub>2</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>x</sub>(CB)<sub>y</sub>) котрі перешкоджають пластичній течії матеріалу та знижують пластичність композиту в цілому порівняно з матеріалом Fe-35ФХ800-1,5TiB<sub>2</sub>. При цьому отримані композити показали досить високі механічні властивості наведені у таблиці 2.

Табл. 2.

Залежність фізико-механічних властивостей залізохромових композитів від вмісту легуючої добавки та температури деформування

%, мас. TiB <sub>2</sub>	T °C, нагріву	γ, г/см <sup>3</sup> після ГШ	HRA	σ <sub>02</sub> , МПа	σ <sub>в</sub> , МПа	ε <sub>пл</sub> , %
0	1200	6,92	67	997	2725	10,2
1,5	1200	7,32	71	1044	2514	8,5
0,75	1200	7,25	70	1099	2917	10,0

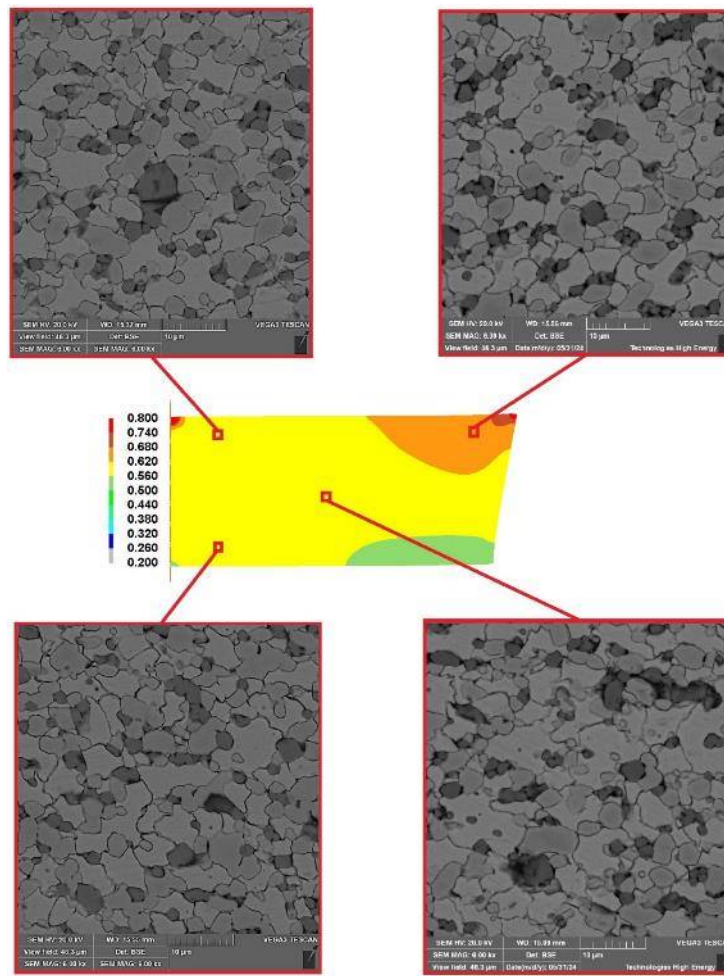


Рис. 7. Залежність між інтенсивністю деформацій та структурою матеріалу складу Fe-35ФХ800-0,75TiB<sub>2</sub>

### Висновки

1. Досліджувана схема гарячого деформування забезпечує однорідний розподіл інтенсивності деформацій в більшості об'єму поковки в межах  $0,560 \pm 0,620$ , проте варто відмітити застійну зону та зону інтенсивної течії матеріалу в нижній та верхній частині перерізу які утворюються за рахунок значної неоднорідності розподілу радіальних деформацій.
2. Такий характер розподілу деформацій по об'єму поковки не має значного впливу на мікроструктуру композиту, в більшості об'єму забезпечується однорідна мікроструктура без будь-якої направленості, що свідчить про низьку анізотропію механічних властивостей композиту.
3. Оскільки в процесі деформування відбувається в основному компактування композитів, то для додаткового деформаційного зміцнення досліджуваних матеріалів, необхідно використовувати схеми деформування котрі забезпечать аналогічний деформований стан при цьому величина інтенсивності деформацій має становити вища ніж 0,62 для Fe-35ФХ800-1,5TiB<sub>2</sub> та 0,74 для Fe-35ФХ800-0,75TiB<sub>2</sub>.
4. Гаряче деформування при температурі 1200° С призводить до перекристалізації та росту зерен матеріалу, такий характер структуроутворення безпосередньо впливає на міцнісні характеристики отриманих композитів.

### Література

1. Upadhyaya A., Upadhyaya G.S. Powder Metallurgy: Science, Technology and Materials. - Universities Press; 1st edition. 536 p. (2011).
2. Danninger H., Calderon R., Gierl-Mayer Ch. Powder Metallurgy and Sintered Materials. - In Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry, Wiley-VCH Verlag GmbH&Co KGaA, Weinheim. 57 p. (2017).
3. Сизоненко О.Н., Ивлиев А.И., Баглюк Г.А. Перспективные процессы изготовления порошковых материалов. – Николаев : НУК, 376 с. (2014).

4. Fischmeister H. F., Arén B., Easterling K. E. Deformation and densification of porous preforms in hot forging. *Powder Metallurgy*. 14 (27), 144-163 (2014).
5. Brian James W. Powder forging. *Reviews in particulate materials*. 2, 173-214 (1994).
6. Дорофеев Ю. Г., Гасанов Б. Г., Дорофеев В. Ю. и др. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий. – М.: Металлургия, 206с. (1990).
7. Huppman, W.J., Hirschvogel, M. Powder forging. *International Metals Reviews*, 23 (233), 209–239, (1978).
8. Hendrickson A. A., Machmeier P. M., Smith D. W. Impact forging of sintered steel preforms. *Powder Metallurgy*, 43 (4), 327–344 (2000).
9. Buckingham R.C., Argyrakis C., Hardy M.C., Biroasca S. The effect of strain distribution on microstructural developments during forging in a newly developed nickel base superalloy. *Materials Science & Engineering A*, 654, 317–328 (2016).
10. Губенко С. І., В. М. Беспалько. Вплив боридних включень на механічні та технологічні властивості сталі 04X14T3P1Ф [Електронний ресурс]. Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.]; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2024. – С. 365-369.
11. Bandhu, D., Barno, A.S., Ali, E. *et al.* Recycling of agro-industrial waste by fabricating laminated Al-metal matrix composites: a numerical simulation and experimental study. *Int J Interact Des Manuf* (2024). <https://doi.org/10.1007/s12008-024-01759-5>.
12. Li Wang, Xiaoguang Fan, Fangyuan Lu, Yongfeng Liang, Shuangbiao Li. Improving the formability and mechanical properties of TiAl alloy by direct forging of uncondensed powder *Materials Science and Engineering: A*, Volume 890, January 2024, 145890.
13. Gang Wu, Jianfeng Tang, Nan Wang, Yuguang Cao, Jinheng Luo, Yongnan Chen. Effect of strain rate-induced microstructure on mechanical behavior of dual-phase steel, *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 18, 2022, Pages 2093-2103, ISSN 2238-7854, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.123>.
14. Markovsky, P.E., Janiszewski, J., Bondarchuk, V.I. *et al.* Effect of Strain Rate on Mechanical Behavior and Microstructure Evolution of Ti-Based T110 Alloy. *Metallogr. Microstruct. Anal.* 10, 839–861 (2021). <https://doi.org/10.1007/s13632-021-00797-9>.
15. Kyryliuk, Y., Maslyuk, V., Mamonova, A. *et al.* The Structure and Properties of 65 wt.% Fe–35 wt.% FK<sub>h</sub>800 Chromium Carbide Steel Doped with Titanium Boride Additions. *Powder Metall Met Ceram* 59, 585–591 (2021).
16. Kyryliuk, Y., Maslyuk, V., Mamonova, Gripachevsky A., Varchenko V. The Effect of Titanium Boride Additives on the Structure, Phase Composition, Mechanical and Tribological Properties of the Fe-Cr-C System Powder Composite Materials *Proceedings - Euro PM2020 Congress and Exhibition2020* , 5-7 October 2020.
17. Y. Kyryliuk, G. Bagliuk, A. Mamonova, V. Maslyuk. Synthesis of Fe-Based Alloy Reinforced with Chromium Carbide Via Sintering of Iron-Ferrochrome Powder Mixture. *Powder Metallurgy Progress*, 2021, 21(1), pp. 18–26.
18. М.Б.Штерн, О.В.Михайлов, А.О. Михайлов, Узагальнена континуальна модель пластичності порошкових та пористих матеріалів (2021) Порошкова металургія, #01/02, Київ: ППМ ім.І.М.Францевича НАН України, С.27-44.
19. Ковальченко М. С. Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением. – Киев, Наукова думка, 1980, 240 с.
20. Shima, S., Oyane, M. Plasticity Theory for Porous Metals. *International Journal of Mechanical Sciences*. 18, 285–291 (1976).