ISSN 0543-5749

Металургійна та гірничорудна ®

ПРОМИСЛОВІСТЬ

Металлургическая и горнорудная ®

ПРОМЫШЛЕННОСТЬ



2020 № 3

АТ "Нікопольський завод феросплавів"



– стрімкий розвиток технології
– швидке впровадження інноваційних проектів
– створення нових продуктів
– дбайливе ставлення до навколишнього середовища
– надійність у відносинах з партнерами



м. Нікополь, вул. Електрометалургів, 310,
Дніпропетровська область, Україна, 53200
www.nzf.com.ua

МЕТАЛУРГІЙНА ТА ГІРНИЧОРУДНА ПРОМИСЛОВІСТЬ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ И ГОРНОРУДНАЯ ПРОМЫШЛЕННОСТЬ

ISSN 0543-5749

3 (324)

2020

Видається з 1960 р.

НАУКОВЕ ФАХОВЕ ВИДАННЯ

Засновники та видавці

Національна металургійна академія України

Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»

ТОВ «Укрметалургінформ науково-технічне агентство»

Свідоцтво про державну реєстрацію друкованого засобу масової інформації: серія КВ № 23354-13194ПР от 24.05.2018 р.

Періодичність видання – 6 раз на рік.

Наказами № 975 від 11.07.2019 та 1301 від 15.10.2019 Міністерства освіти і науки України журнал «Металургійна та гірничорудна промисловість» внесено до категорії «Б» переліку наукових фахових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата наук за спеціальностями:

122 – Комп'ютерні науки та інформаційні технології;

132 – Матеріалознавство;

133 – Галузеве машинобудування;

136 – Металургія;

151 – Автоматизація та комп'ютерно-інтегровані технології;

161 – Хімічні технології та інженерія

РАДА ЖУРНАЛУ

Грищенко С.Г.	д.т.н., проф., Голова ради журналу, Голова ради директорів Об'єднання «Укрцветмет»
Гриньов А.Ф.	к.т.н., проф., заступник Голови ради, Почесний головний науковий редактор журналу
Булат А.Ф.	академік НАН України, директор ІГТМ НАН України
Півняк Г.Г.	академік НАН України, ректор НТУ «Дніпровська політехніка»
Величко О.Г.	чл.-кор. НАН України, ректор НМетАУ
Бабаченко О.І.	д.т.н., директор ІЧМ ім. З.І Некрасова НАН України
Безус Р.М.	д.е.н., зав. каф. ДАЄУ
Білокуров Д.Е.	к.т.н., віце-президент ОП «Укрметалургпром»
Довбня С.Б.	д.е.н., проф., зав. каф. НМетАУ
Должанський А.М.	д.т.н., проф., зав. каф. НМетАУ
Ємченко А.В.	к.т.н., директор з технічного розвитку ТОВ «Метінвест холдинг»
Кашакашвили Г.Б.	д.т.н., проф., віце-президент Міжнародного Союзу Металургів
Козенков Д.Є.	д.т.н., проф., зав. каф. НМетАУ
Король Р.М.	к.т.н., директор ДП «НДТІ»
Куцин В.С.	д.т.н., проф., генеральний директор ПАТ «НФЗ»
Куцова В.З.	д.т.н., проф., зав. каф. НМетАУ
Лялюк В.П.	д.т.н., проф., КНУ
Міленін А.А.	д.т.н., проф, AGH University of Science and Technology, Польща
Моркун В.С.	д.т.н., проф., проректор КНУ
Нізяєв К.Г.	д.т.н., проф., НМетАУ
Перегудов В.В.	д.т.н., проф., директор ДП ДПІ «Кривбаспроект»
Пройдак Ю.С.	д.т.н., проф., проректор НМетАУ
Ступник Н.І.	д.т.н., проф., ректор КНУ
Тубольцев Л.Г.	к.т.н., зав. відділом ІЧМ НАН України
Хричіков В.Є.	д.т.н., проф., зав. каф. НМетАУ
Чигиринець О.Е.	д.т.н., проф., КПІ
Шифрін Є.І.	д.т.н., проф., НМетАУ
Шматков Г.Г.	д.б.н., проф., зав. каф. ПДАБА

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Губинський М.В.	головний редактор, д.т.н., проф., НМетАУ
Пілов П.І.	заступник головного редактора, проф., д.т.н., НТУ «Дніпровська політехніка»
Балакін В.Ф.	д.т.н., проф., НМетАУ
Булат А.Ф.	академік НАН України, ІГТМ ім. М. С. Полякова НАН України
Гасик М.І.	академік НАН України, НМетАУ
Головко О.М.	д.т.н., проф., Produktionstechnisches Zentrum Hannover, Institut für Werkstoffkunde, Німеччина
Мазур В.Л.	член кор. НАН України, ФТІМС НАН України
Моркун В.С.	д.т.н., проф., КНУ
Овчинников О.В.	д.т.н., проф., НУ«Запорізька політехніка»
Пінчук В.О.	д.т.н, проф., НМетАУ
Смірнов О.М.	д.т.н., проф., ФТІМС НАН України
Сталінський Д.В.	д.т.н., проф., НТЦ «Энергосталь»
Старовойт А.Г.	проф., д.т.н., НМетАУ
Тараканов А.К.	д.т.н., проф., НМетАУ
Четверик М.С.	д.т.н., проф., ІГТМ ім. М. С. Полякова НАН України

УДК 621.774.35

С.Р. Рахманов[1], С.В. Білодіденко[2], В.І. Ганущ[2], І.П. Хацкелян[3], В.В. Поворотний[1]

[1] НВП «Восток Плюс»
[2] Національна металургійна академія України
[3] Інтерпайп Україна

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ НАДІЙНОСТІ СТАНИНИ РОБОЧОЇ КЛІТІ ПРОШИВНОГО СТАНУ ТПА 350 ПІСЛЯ ЇЇ ДОВГОТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Наведено результати досліджень 3D моделі станин прошивного стану ТПА 350. Визначено напружено-деформований стан робочої кліті прошивного стану ТПА 350. Встановлено, що в станині робочої кліті прошивного стану виникають максимальні напруження в зонах виявлених раніше тріщин, місця концентрації максимальних напружень «мігрують» при зміні умов закріплення станіни. Виявлено, що небезпеку представляють дефекти (тріщини), які з'являються в напружених зонах станини робочої кліті. Виявлено, що початкові розміри дефектів малі для надійного діагностування, але їх критичні розміри достатньо великі, щоб їх не виявити при обстеженнях. Встановлено, що безпека станини прошивного стану при більш жорстких умовах експлуатації, які фактично спостерігаються у реальності, була вичерпана після 75 років експлуатації. Розрахунки показують, що в даний момент станина прошивного стану працює в зоні повного ризику, що супроводжується утворенням тріщин. Період живучості сферичного дефекту становить близько 5 років, після цього дефект трансформується в тріщину з погано визначною геометрією й розвивається по закономірностях, що вимагають окремого вивчення. Показано, що найбільш ефективно в цьому плані здійснювати її контроль неруйнуючими діагностичними методами. Для продовження експлуатації станини прошивного стану пропонується: надійно закріпити верхню кришку станини прошивного стану гвинтовим механізмом фіксації. Дослідженнями напружено-деформованого стану встановлено, що зазори в місці з'єднання кришки й станини робочої кліті сприяють росту локальних напружень, наслідки появи яких аналізувалися в даній роботі. Запропоновано максимально знизити (виключити) кількість труб, що виготовляються, із сплавів, що важко деформуються, робити діагностування кліті й регулярно перевіряти розміри тріщин.

DOI: 10.34185/0543-5749.2020-3-3-17

Вступ

Подальший розвиток процесів виробництва гарячекатаних труб ставить завдання підвищення якості продукції, що випускається, а також пошуку нових підходів до модернізації і забезпечення довговічності робочих елементів прошивних станів трубопрокатних агрегатів (ТПА). Вирішення даного завдання нерозривно пов'язане з удосконалюванням існуючого обладнання, а також зі створенням принципово нових деталей і вузлів робочих клітей прошивних станів. Численні результати аналізу руйнувань базових деталей прошивних станів ТПА 350 показали, що ці руйнування пов'язані зі старінням усього обсягу матеріалу деталі в процесі тривалої експлуатації (більше 80 років). Причини руйнування у вигляді локальних зон, конструктивних і технологічних концентраторів напружень, існували із самого початку експлуатації і могли бути "закладені" у конструкцію прошивних станів ТПА 350, як заводом-виготовлювачем на стадіях проектування, виготовлення і монтажу, так і

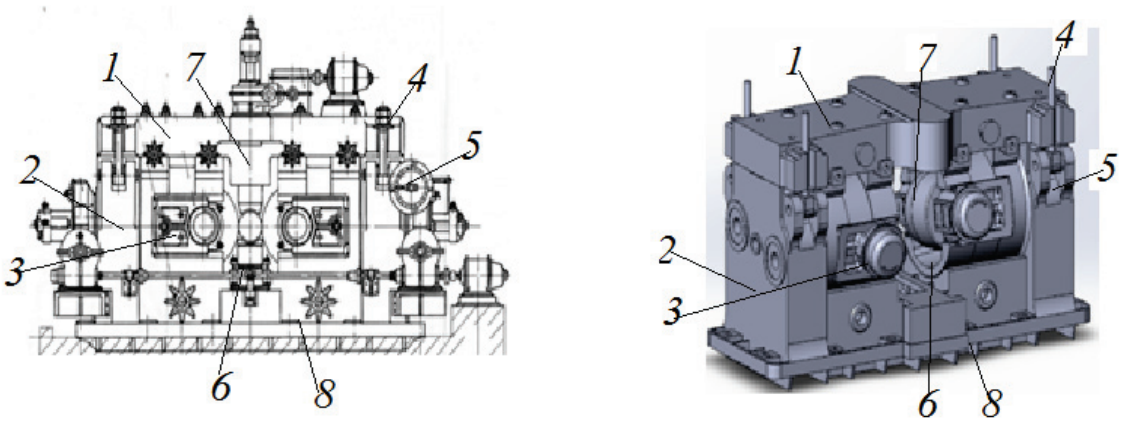
© Рахманов С.Р., Білодіденко С.В., Ганущ В.І., Хацкелян І.П., Поворотний В.В., 2020

в процесі експлуатації. Зі збільшенням строків експлуатації інтенсифікуються процеси накопичення втомних пошкоджень, виникнення і росту втомних тріщин, що призводить до руйнування станин прошивних станів ТПА 350.

Постановка задачі

Станини прошивних станів ТПА (рис. 1, а), які є базовими конструкціями, проектували за критеріями забезпечення міцності. Питання про їхню довговічність не виникало, хоча саме строк служби станини, багато в чому, визначає дату виведення з експлуатації всього агрегату. Конструктивно станина прошивного стану складається з вертикально розташованих стійок, відлитих разом з основою [1].

Розрахований запас міцності не завжди забезпечує безаварійну надійну роботу станини прошивного стану. У ряді випадків вони руйнуються, тому що діючі змінні напруження виявляються вище границі витривалості. Зростання напруженості станини може відбуватися, як через велику концентрацію напружень, не оцінену належним чином при проектуванні станини, так і у результаті збільшення навантажень, пов'язаних з інтенсифікацією режимів прокатки труб. Об'єктами досліджень напружено-деформованого стану були робочі кліті прошивних станів № 1 і № 2 ТПА 350. На підставі існуючої технічної документації робочої кліті прошивного стану ТПА 350 розроблена її тривимірна модель (рис. 1, б).



а) б)

Рис. 1. Робоча кліть (а) і тривимірна модель кліті (б) прошивного стану ТПА 350, розроблена на базі існуючої технічної документації: 1 – кришка; 2 – станина; 3 – барабан з валком; 4 – кріплення кришки; 5 – механізм встановлення валка; 6 – лінійкоутримувач нижній; 7 – лінійкоутримувач верхній; 8 – основа

Ціль роботи

Дослідження напружено-деформованого стану станин кліті прошивних станів ТПА 350 ТОВ «ІНТЕРПАЙП НІКО-ТЬЮБ»; комплексне експертно-технічне обстеження її стану при прокатці основного сортаменту; постановка завдання на розробку моделі кліті з метою її застосування для обґрунтування стратегії подальшої експлуатації прошивного стану ТПА 350.

Метод вирішення задачі

У процесі дослідження в рамках науково-дослідної роботи проводилися виміри напружень, що виникають у станині прошивних станів 50 при прокаті обраних пакетів труб. Напруження замірялися у найбільш активних зонах станин. Закріплення «розеток» (систем із трьох тензодатчиків) на станині прошивного стану ТПА 350 наведені на рис. 2. Також були виконані виміри зусиль на натискних гвинтах робочої кліті двох прошивних станів ТПА 350. З осцилограм сили тиску металу на натискні гвинти прошивного стану № 1 ТПА 350 встановлено, що елементи робочої кліті сприймають значні знакозмінні технологічні навантаження. Відповідні цьому процесові деформації в найбільш навантажених елементах робочої кліті напряму впливають на якість продукції, що випускається.

Для дослідження напружено-деформованого стану елементів конструкцій кліті використано методу скінчених елементів (МСЕ) на базі стандартного пакета програмної продукції Solid Works Simulation [2, 3]. Для цього були створені тривимірні комп'ютерні моделі станини робочої кліті прошивного ТПА 350 у двох варіантах виконання. Схема навантаження станини робочої кліті прошивного стану № 1 ТПА 350 з урахуванням параметрів 3D моделі наведена на рис. 2.

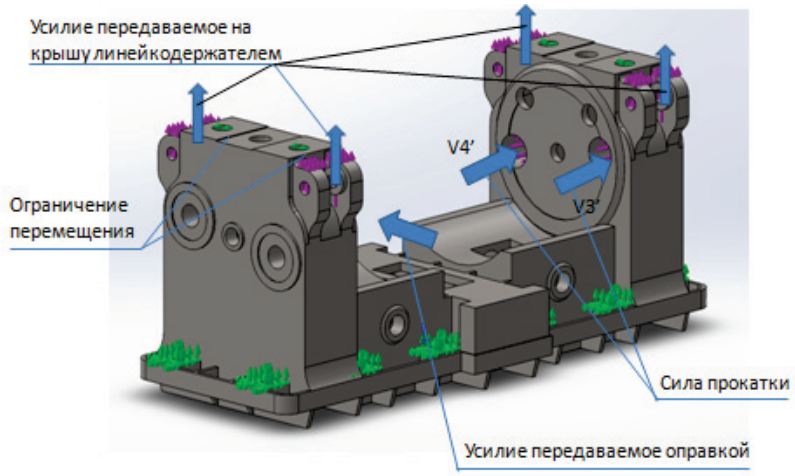


Рис. 2. Схема навантаження станини робочої кліті прошивного стану № 1 ТПА 350

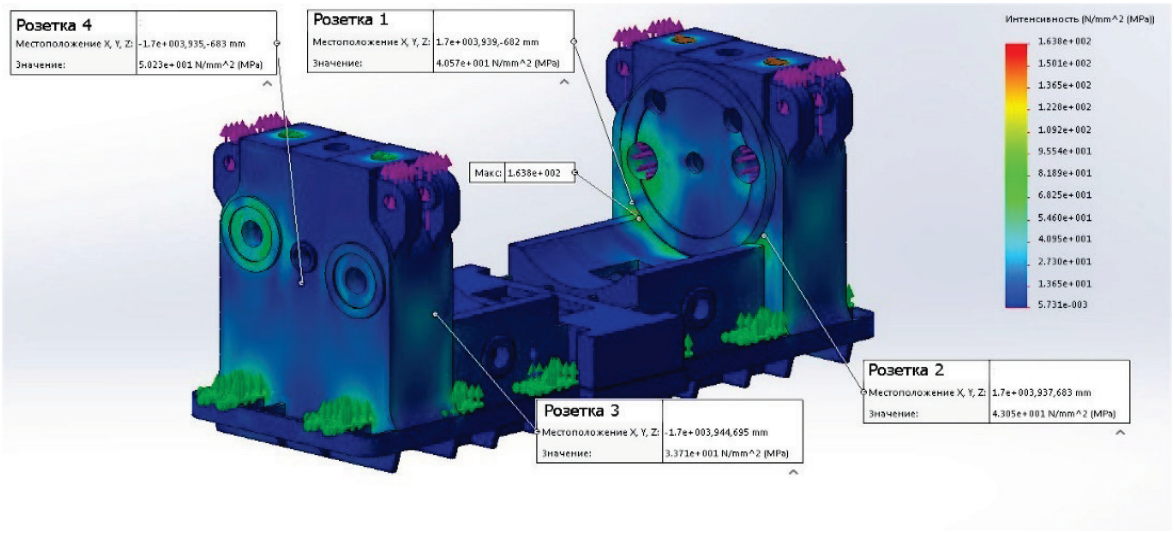


Рис. 3. Поля напружень у конструкції станини прошивного стану № 1 ТПА 350 (номінальний діаметр труби – 323,9 мм, номінальна товщина стінки – 20 мм, діаметр гільзи – 274 мм, товщина стінки труби після прокату – 44 мм, сталь 20)

Поля напружень в станині прошивного стану № 1 ТПА 350 наведені на рис. 3 (номінальний діаметр труби – 323,9 мм, номінальна товщина стінки – 20 мм, діаметр гільзи – 274 мм, товщина стінки труби після прокату – 44 мм, сталь 20). З картин напружено-деформованого стану (рис. 3). видно, що в станині робочої кліті прошивного стану № 1 ТПА 350 виникають високі напруження в зонах, де виникають тріщини.

З 3D моделі напружено-деформованого стану станини прошивного стану № 1 ТПА 350 встановлено, що місця концентрацій максимальних напружень «мігрують» при зміні умов закріплення (фіксації) кришки робочої кліті. Базуючись на характерних картинах напружено-деформованого стану усіх елементів робочої

кліті прошивного стану ТПА 350 оцінено довговічність самої станини. При несприятливих комбінаціях умов експлуатації і стану обладнання в станині прошивного стану (ПС) виникають напруження σ_1=133 МПа при прошиванні рядових сталей (це 80 % труб, тобто, відносна тривалість дії 1-го рівня блока навантаження c_1=0,8) і напруження σ_2=149 МПа при прошиванні сталей, що важко деформуються (20 % труб, c_2=0,2).

Станина виконана зі сталі 35Л с межею міцності $\sigma_в$=500 МПа і експлуатується близько 80 років. Порівняння результатів напружено-деформованого стану (НДС), отриманих за допомогою методу скінчених елементів і тензометричного методу для ПС № 1 ТПА 350 наведено в таблиці 1.

При дослідженні напружено-деформованого стану станин прошивних клітей трубопрокатних агрегатів були виявлені місця максимальних значень напружень, що виникають в районі кріплення гвинта. Подібна картина спостерігається в автомат стані та станах, що мають рамну конструкцію з вибіркою під натискний гвинт і в разі виникнення руйнувань, проводяться заходи, щодо продовження ресурсу станини при мінімальних фінансових витратах [4, 5]. Однак в порівнянні з реальною картиною руйнувань станин, місця максимальних значень напружень не збігаються з місцями виникнення тріщин.

Таблиця 1. Порівняння результатів НДС, отриманих МСЕ і тензометричного методу для ПС №1 ТПА 350

Метод дослідження	Вид напружень	Напряжения в местах крепления датчиков, МПа							
		Труба 323,9х8 Гільза 277х24 V3=416кН, V4=1675кН V4/V3=4,02				Труба 323,9х20 Гільза 277х44 V3=735кН, V4=1513кН V4/V3=2,06			
		1вх	2вих	3вих	4вх	1вх	2вих	3вих	4вх
Тензометричний метод	σ^{III}	53,28	27,16	28,1	27,49	51,55	29,57	28,15	27,35
	σ_1	51,28	50,94	37,38	49,51	54,35	57,22	39,4	53,2
	σ_3	-2	23,78	9,28	22,02	2,8	27,65	11,25	25,85
МСЕ	σ^{III}	39,7	30,5	31	47,46	40	43	33	50
	σ_1	36,7	39	33,5	49,8	38	43	36	50
	σ_3	-3	8,5	2,5	2,34	-2	8	2,5	4,3
	σ^{IV}	25,8	23,7	18,5	33,9	35,2	38,2	29,2	44

Провівши ретельний огляд прошивного стану під час його роботи, було виявлено наявність зазору між кришкою станини та самою станиною, що досягає 3 – 5 мм. Після дослідження напружено-деформованого стану за допомогою методу скінченних елементів, було встановлено, що місця максимальних напруг перемістились із отвору під натискний гвинт на місце реального формування тріщини (рис. 4 – 6). Така ситуація є наслідком розвитку зазорів. Збільшення зазорів призводить до зменшення максимальних напружень в цілому по станині (рис. 7). Це пояснюється зменшенням жорсткості станини і можливістю деформування з меншим опором. Але в цьому випадку максимальні напруження, які змістились в зону переходу плітовіни в циліндричну поверхню (рис. 6), призводять до більших коефіцієнтів інтенсивності напружень. Саме ця характеристика відповідальна за поширення тріщини. Їх збільшення обумовлено геометричним чинником, що стає несприятливим в кутовій зоні. Тому тріщина в цьому місці інтенсивніше поширюється, ніж в інших зонах. Отже, в кінцевому рахунку зазори зменшують надійність станини і з ними потрібно боротися.

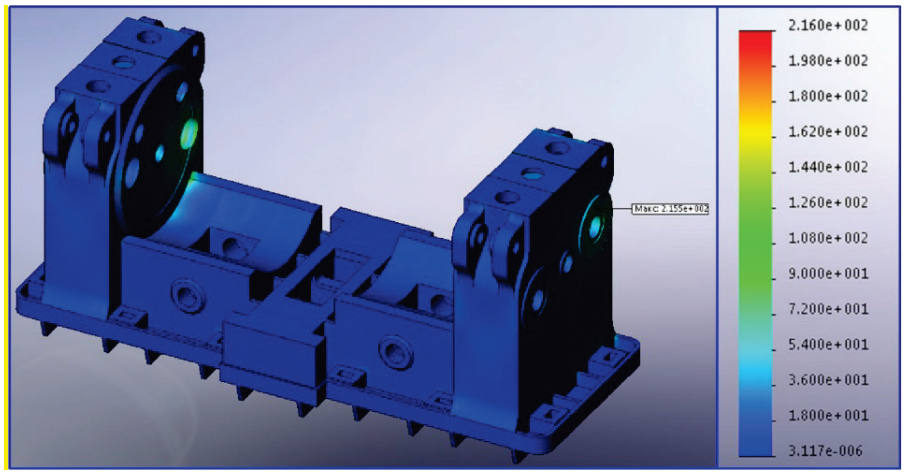


Рис. 4. Поля напружень станин прошивного стану при прокатці труби із нержавіючої сталі при правильному кріпленні кришки

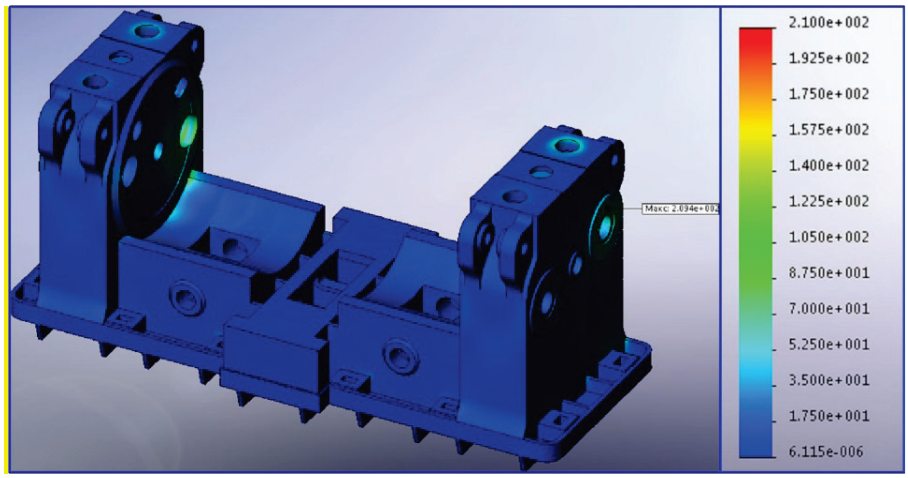


Рис. 5. Поля напружень станин прошивного стану при прокатці труби із нержавіючої сталі при зазорі між кришкою та станиною в 1 мм

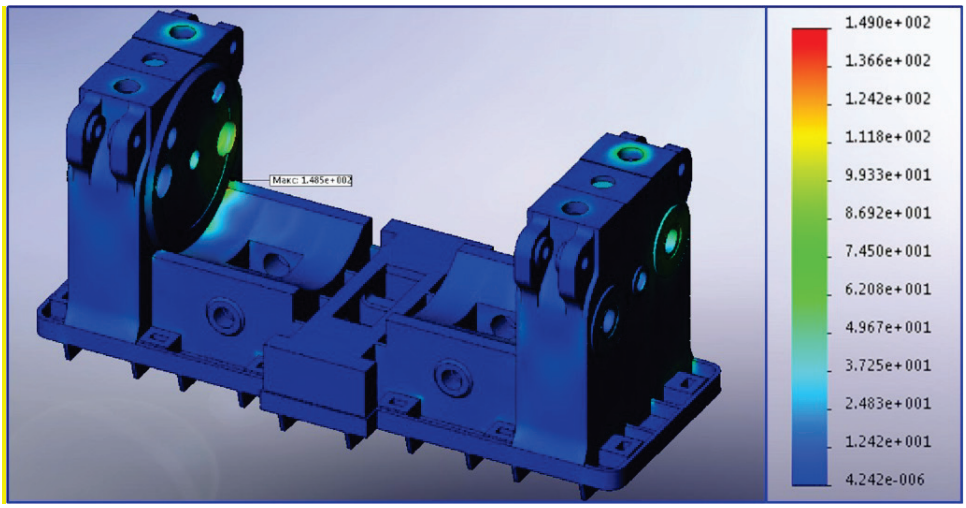


Рис. 6. Поля напружень станин прошивного стану при прокатці труби із нержавіючої сталі при зазорі між кришкою та станиною в 3 мм

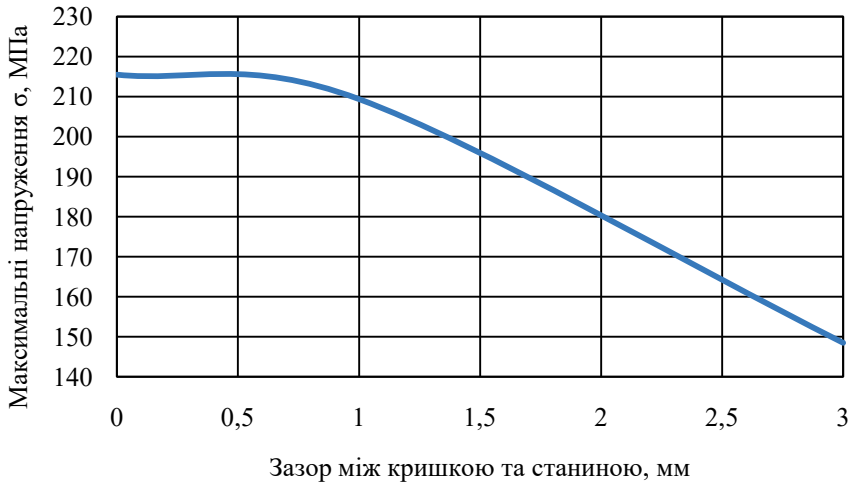


Рис. 7. Залежність максимальних напружень в станині ПС взалежності від зазору між кришкою та станиною при прокатці труби із нержавіючої сталі

Зазначені напруження вище допустимих (зазвичай для базових конструкцій допускають напруження до 120 МПа), а також існує небезпека вичерпання резервів міцності. Циклонавантаженість ПС при річній продуктивності ТПА 200000 тон, при середній масі однієї труби 0,7 тон, становить 2,86·10 ^{5} труб/рік. Якщо прийняти, що 1 цикл навантаження дорівнює 1 трубі, то за рік у станині виникає 2,86·10 ^{5} циклів з максимальними значеннями напружень σ_2 і σ_1. Асиметрія циклу близька до нуля, із чого випливає, що максимальні напруження рівні подвоєним амплітудним: $\sigma_{2(1)}=2\cdot\sigma a_{2(1)}$. У зв'язку з вищевикладеним оцінка довговічності до появи тріщини N і формування функції надійності P(t) представляються вельми актуальними.

Розрахунок проводиться для дворівневого блоку з параметрами напружень σ_1, σ_2 і коефіцієнтів c_1, c_2. Коефіцієнт варіації напружень окремих рівнів при цьому становить v_σ=0,17.

В умовах складного напруженого стану матеріалу станини (сталь 35Л) доцільно проводити оцінку довговічності за деформаційними критеріями втоми. Треба відзначити, що для аналогічного прокатного обладнання успішно апробована деформаційна модель втоми типу [6]:

$$\varepsilon_a = \frac{1}{4N^{0,6}} \ln \frac{1}{1-\psi} + \frac{\sigma_{aR}}{E} \left(\frac{2\cdot 10^6}{N} \right)^{\frac{1}{m}}, \qquad (1)$$

де ψ – коефіцієнт відносного звуження; σ_{aR} – границя витривалості на базі 2·10 ^{6} циклів, E – модуль пружності сталі, m – показник нахилу кривої втоми в багатоцикловій області.

Для сталі 35Л у умовах крутіння експериментально була знайдена амплітудна границя витривалості τ_{-1}= 104 МПа в дотичних напруженнях [6]. Використовуючи рекомендації для розрахункового визначення характеристик опору втомі, перераховуємо границю витривалості в нормальних напруженях і одержуємо σ_{aR}=125 МПа [4, 5]. Прийнято показник нахилу m=10, який підтверджений експериментально для конструкційної сталі після тривалої експлуатації.

Окрихчення матеріалу, властиве металам у результаті тривалого їхнього використання, відбивається в прийнятті зниженої величини показника пластичності ψ=0,25 (звичайно для подібних сталей ψ>0,5). З урахуванням вищенаведеного, модель втоми буде:

$$\varepsilon_a = 0,07N^{-0,6} + 0,000625\left(\frac{2\cdot 10^6}{N} \right)^{0,1}. \qquad (2)$$

По даній моделі одержуємо довговічність при стаціонарному навантаженні на рівні щаблів одержуємо: $N_1=9,4\cdot10^8$ циклів, $N_2=3,1\cdot10^8$ циклів. Для умов лінійного підсумовування пошкоджень одержуємо підсумкову довговічність при нестаціонарному режимі $N_0=6,65\cdot10^8$ циклів.

Функція розподілу довговічності (ФРД) представляється логарифмічно нормальним законом. Середньоквадратичне відхилення (СКВ) логарифма довговічності визначається з урахуванням внутрішнього й зовнішнього факторів:

$$S_{\lg N} = \sqrt{S^2_{a\lg N} + S^2_{y\lg N}}. \qquad (3)$$

СКВ від внутрішнього фактора ухвалюємо як максимально можливе S_{algN}=0,32. СКВ від зовнішнього фактора одержуємо як $S_{ylgN}=(m\cdot v_\sigma)/2,3$. З урахуванням цього одержуємо S_{lgN}=0,78. Остаточно ФРД має вигляд:

$$\lg N_P = (\lg N_0 - 1{,}15 S_{\lg N}^2) \pm u_P S_{\lg N}, \qquad (4)$$

де P – імовірність безвідмовної роботи, u_p - нормований квантиль нормального розподілу.

Чисельна форма ФРД станини прошивного стану наступна:

$$S_{\lg N} = 8{,}12 \pm 0{,}78 u_P \ . \qquad (5)$$

На її основі одержуємо функцію надійності в графічній формі (рис. 8).

Звідси випливає, що після двох років експлуатації надійність залишається високою і становить P=0,9988. Критичного для загального машинобудування рівня надійності P=0,98 станина досягає через 13 років експлуатації, а надійність опускається до величини P=0,96 після 20 років експлуатації. Якщо припустити, що станина протягом попередньої експлуатації не обслуговувалася і її властивості не відновлювалися, то за 80 років виробіток ресурсу (накопичене пошкодження) складає $a=(80\cdot 2{,}86\cdot 10^5)/10^{8,12}=0{,}0035$. Додатковий час експлуатації до капітального ремонту незначно збільшить пошкодження металу.

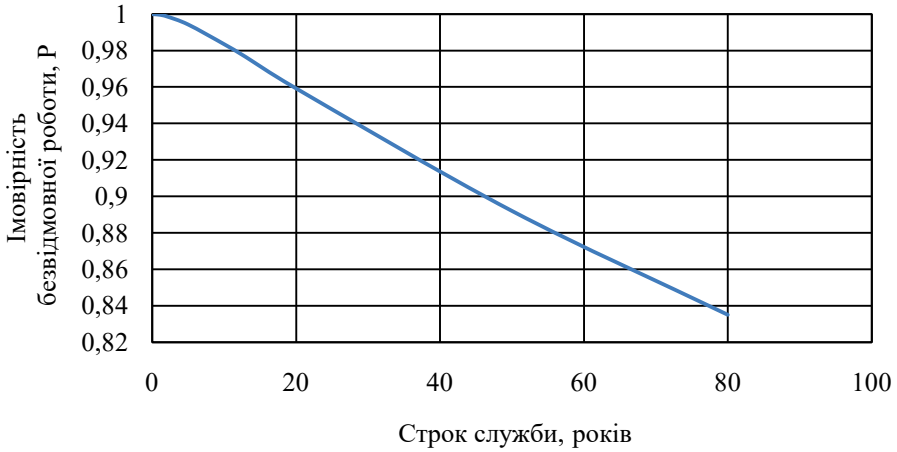


Рис. 8. Функція надійності станини прошивного стану, отримана по довговічності металу в небезпечних місцях

Найбільший інтерес представляє оцінка довговічності станини прошивного стану ТПА 350 при наявності існуючих дефектів. Для вуглецевих конструкційних сталей типу сталь 35Л граничне значення коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) прийняте K_{Ith}=6 МПа·м^{0,5}. З часом, відбувається окрихчення матеріалу станини, що веде до зниження критичного КІН, який ухвалюємо за аналогією з конструкційними сталями після тривалої експлуатації K_{Ic}=60 МПам ^{0,5}. Показник ступеня рівняння Періса прийнятий n=3. Для оцінки небезпеки дефектів використовується модель живучості, розроблена для листопрокатних валків [7].

Мінімальний радіус кругового дефекту, який може розвиватися в полі розтягувальних напружень буде:

$$r = \frac{K_{Ith}^2}{1{,}28 \cdot \sigma^2} \ . \qquad (7)$$

Тоді радіус небезпечних дефектів буде r_2=0,00126 м (2 рівень) і r_1=0,00159 м (1 рівень). Величина радіуса критичного дефекту r_c пов'язана з небезпечним радіусом співвідношенням: $r_c/r=(K_{Ic}/K_{Ith})^2$.

Критичний радіус буде в 100 разів більше початкового: r_{c2}=0,126 м і r_{c1}=0,159 м.

Довговічність розвитку дефекту від початкового до критичного (живучість) визначається як:

$$N_g = \frac{2\cdot 10^7 K_{Ic}^3}{(1{,}28\sigma)^3 \pi^{1,5}\sqrt{r}}\left(1 - \sqrt{\frac{r}{r_c}}\right). \qquad (8)$$

З цього рівняння одержуємо число циклів живучості $N_{g1}=3{,}5\cdot 10^6$ циклів (1 рівень) і $N_{g1}=2{,}3\cdot 10^6$ циклів (2 рівень). Підсумкова живучість станини стану при нестаціонарному режимі складе $N_g=3{,}2\cdot 10^6$ циклів.

Показник нахилу кривої живучості – N_g менше, ніж для моделі втоми (більш крутий нахил діаграми) і становить m=2,27. Тоді складова СКВ від зовнішнього фактора становить S_{ylgN}=0,17. Загальне СКВ логарифма живучості буде S_{lgN}=0,36. Функція розподілу живучості за аналогією із ФРД підкоряється логнормальному закону:

$$\lg N_{gP} = 6,35 \pm 0,36\, u_P . \qquad (9)$$

Для гарантованих значень довговічності в даних рівняннях слід використовувати знак мінус (P>0,5). Функція надійності, побудована по даному рівнянню, визначає живучість станини в детермінованій постановці в 7,82 року. В імовірнісній постановці, що враховує розсіювання параметрів опору руйнуванню, через 2 роки експлуатації надійність становить P=0,945 (рис. 9).

Критичний рівень надійності P=0,98 при живучості, що відповідає 1,42 року, а рівень надійності P=0,96 буде досягнуто після 1,82 року експлуатації станини. Таким чином, інтенсивність вичерпання надійності функціонування станини при розвитку дефектів приблизно в 10 разів вище, ніж для початково бездефектного металу.

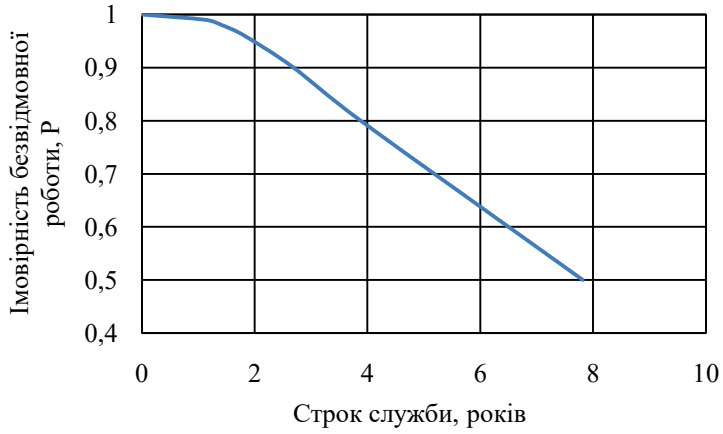


Рис. 9. Функція надійності станини прошивного стану, отримана по живучості метала в небезпечних місцях

На підставі розробленого алгоритму була продовжена оцінка надійності для більш жорстких умов експлуатації станин прошивних станів ТПА 350, які фактично склалися при роботі прошивного стану. Зміни умов експлуатації полягають в наступному: зростання продуктивності до 240000 тон на рік регламентує інтенсивність циклозмін у розмірі 343000 циклів (труб) на рік; при прокатці сплавів, що важко деформуються, максимальні напруження в станині зростають до 190 МПа, а при прокатці рядових сталей у станині виникають напруження 149 МПа. В силу цього розглядалися блоки навантаження з рівнем напруженості σ_1=149 МПа й σ_2=190 МПа. При цьому варіювався параметр відносної тривалості щаблів c_1 і c_2. Параметр c_2 характеризує частку обробки заготовок із сталей і сплавів, що важко деформуються. Для основного режиму навантаження станини прийнято c_1=0,8 і c_2=0,2. У якості показника надійності замість імовірності безвідмовної роботи P використовується безрозмірний рівень ризику ρ=(1-P)/P. При ρ=1 ризик стає повним і експлуатація прошивного стану не припустима.

Зі збільшенням частки обробки металів, що важко деформуються, довговічність до появи тріщини знижується: до величини c_2=0,2 спостерігається інтенсивне падіння ресурсу в 2,7 рази (при c_2=0 режим навантаження стаціонарний із напруженням σ_1), після чого спостерігається плавний спад графіка (ресурс знижується в 2 рази при c_2=0,5 у порівнянні з основним режимом (рис. 10)).

Результати розрахунків надійності в більш жорстких умовах експлуатації представлені на рис. 11– 13. З них випливає, що строк безпечної експлуатації минув через 73 – 75 років від її початку.

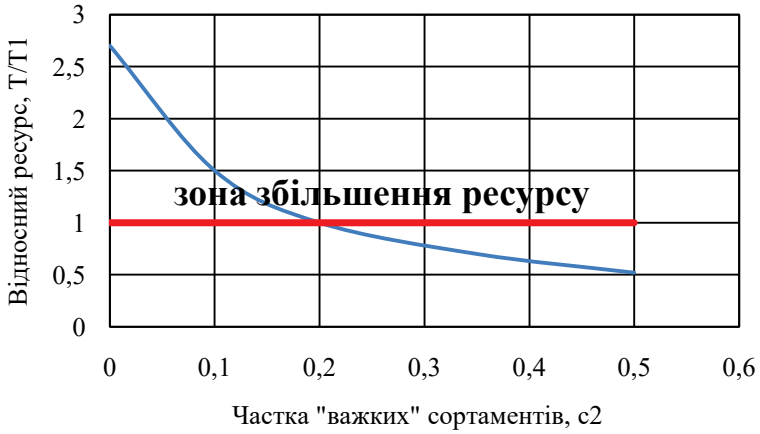


Рис. 10. Вплив частки прокатки металів, що важко деформуються (параметра блоку c_2) на відносний термін служби станини прошивного стану T/ T_1, де T_1 - термін служби при c_2=0,2

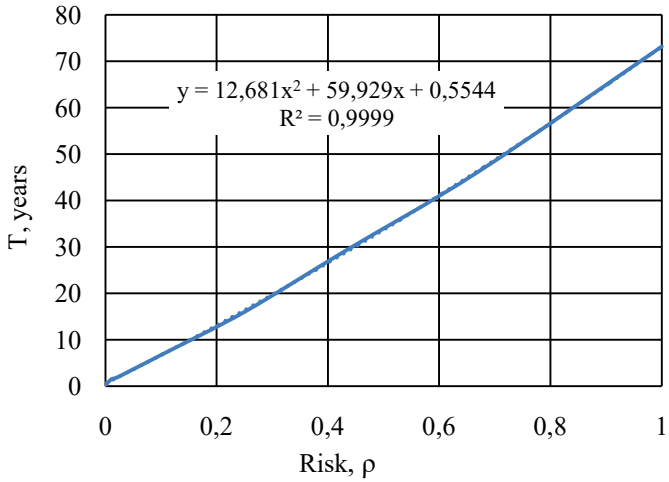


Рис. 11. Функція розподілу терміну служби станини прошивного стану ТПА 350 за рівнем ризику, отримана при двоступінчастому основному блоці навантаження

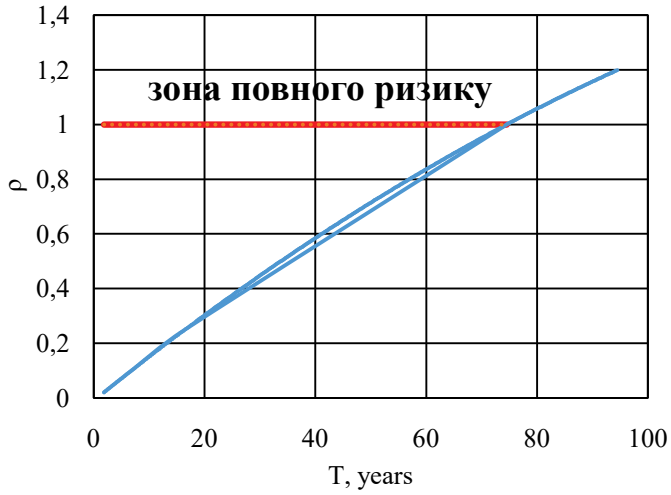


Рис. 12. Функція ризику станини прошивного стану ТПА 350, отримана при об'єднанні втомних пошкоджень двох небезпечних місць

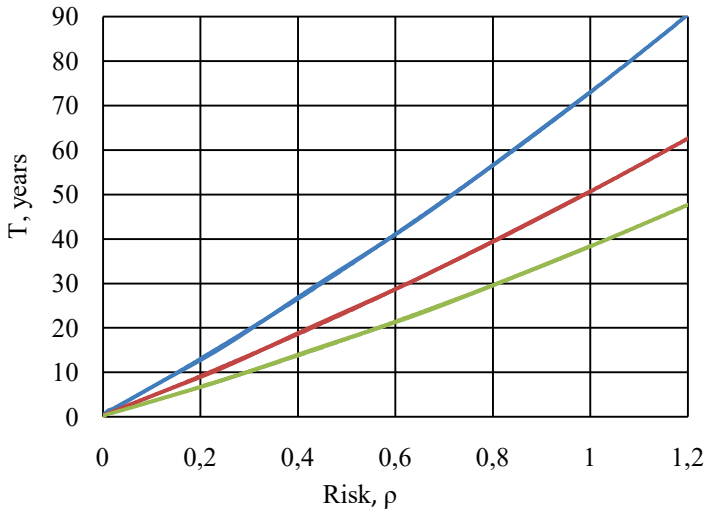


Рис. 13. Функція розподілу терміну служби станини прошивного стану ТПА 350 за рівнем ризику, отримана при двоступінчастих блоках навантаження з відносними тривалостями c_2=0,2 (верхня крива), c_2=0,35 (середня крива), c_2=0,5 (нижня крива)

При збільшенні частки обробки сталей, що важко деформуються, безпечна експлуатація минула б через 50 років (c_2=0,35) або через 38 років (c_2=0,5) (рис. 14).

При основному режимі навантаження станини ПС знижується розмір радіуса сферичного дефекту, який може збільшуватися. Він становить r_2=0,00077 м. Сторазове збільшення дефекту відбувається за період живучості N_1= 2,84·10^6 циклів і N_2= 1,7·10^6 циклів. Отримані на цій підставі функції розподілу живучості і ризику (рис. 14 і 15) показують, що за запропонованим критерієм ризик руйнування наступає через 5,2 року експлуатації.

Для продовження експлуатації станини ПС пропонується: надійно закріпити верхню кришку станини прошивного стану (рис. 16), тому що зазори в місці з'єднання сприяють росту локальних напружень, наслідки появи яких і аналізувалися в даній роботі; максимально знизити (виключити) кількість труб, що виготовляються, із металів, що важко деформуються; робити діагностування кліті, перевіряти розміри тріщин не рідше ніж, через 2 – 3 місяця.

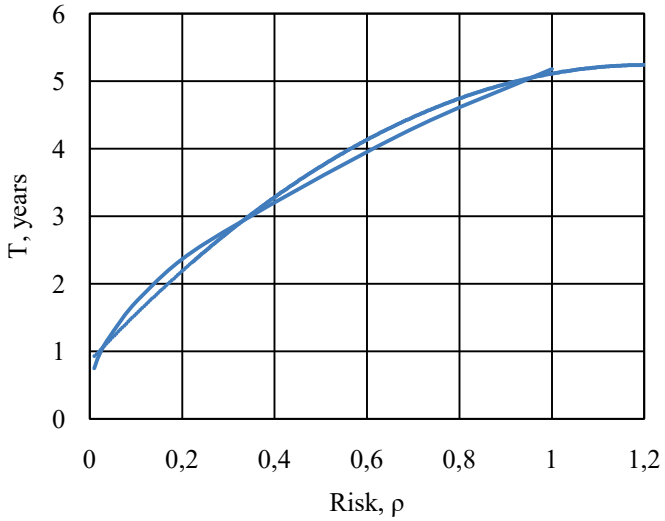


Рис. 14. Функція розподілу живучості за рівнем ризику при рості сферичного дефекту в станині прошивного стану ТПА 350 під дією основного блоку навантаження



Рис. 15. Функція ризику при рості сферичного дефекту в станині прошивного стану ТПА 350 під дією основного блоку навантаження

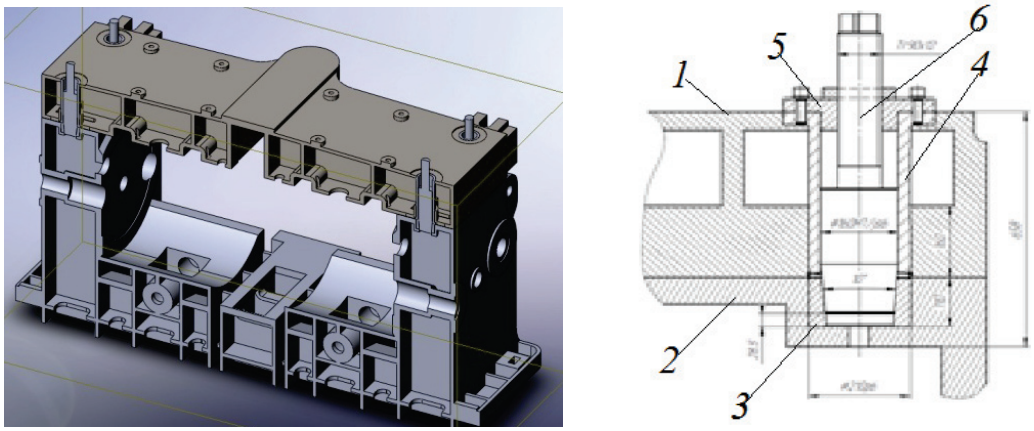
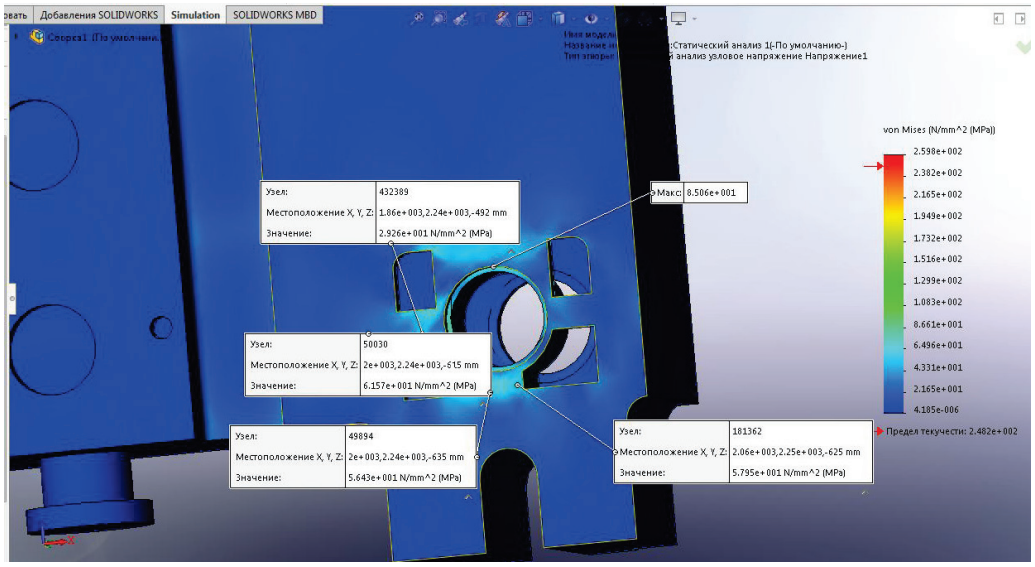


Рис. 16. Робоча кліть прошивного стану ТПА 350 із гвинтовим механізмом фіксації кришки: 1 – кришка; 2 – станина; 3 – склянка; 4 – гільза; 5 – фланець; 6 – гвинт регулювальний



а) б)

Рис. 17. Напружено-деформований стан станини а) і кришки б) робочої кліті прошивного стану ТПА 350 з урахуванням гвинтового механізму фіксації кришки

Дослідження напружено-деформованого стану станини і кришки робочої кліті прошивного стану ТПА 350 (рис. 17) показує, що фіксація кришки в місцях їх надійного закріплення сприяє зниженню локальних напружень при виготовленні труб із металів, що важко деформуються. Максимальні напруження в місцях їх локалізації відповідно становлять: на станині 140 МПа (рис. 17 а), а на кришці приблизно 109 МПа (рис. 17 б).

Висновки

1. Небезпеку становлять дефекти, які з'являються в напружених зонах. Їхні початкові розміри малі для надійного діагностування. Але їх критичні розміри досить великі, щоб їх не виявити при обстеженнях.

2. Безпека станини при умовах експлуатації зі збільшенням жорсткості, фактично спостережуваних у реальності, була вичерпана після 75 років експлуатації. У даний момент станина прошивного стану працює в зоні повного ризику, супроводжуваного утворенням тріщин.

3. Період живучості сферичного дефекту становить близько 5 років. Після цього дефект трансформується в тріщину з погано визначною геометрією і розвивається по закономірностях, що вимагають окремого вивчення. Найбільш ефективно в цьому плані здійснювати її контроль відомими діагностичними методами.

4. Встановлено, що шляхом надійного закріплення кришки станини прошивного стану знижуються напруження при виготовленні труб зі сплавів, що важко деформуються,так як досягається локалізація напружень у зоні їх концентрації. У зв'язку із цим запропоновано максимально знизити (виключити) кількість труб, що виготовляються із металів, що важко деформуються; робити діагностування робочої кліті ПС ТПА 350, перевіряти розміри тріщин не рідше, ніж через 2 – 3 місяця.

Бібліографічний перелік

1. Коликов А. П., Романенко В. П., Самусев С. В., Шейх-Али А. Д., Фролочкин В. В. Машины и агрегаты трубного производства: учебное пособие для вузов. М. : МИСиС, 1998. 536 с.

2. Галлагер Р. Метод конечных элементов. Основы : пер с англ. М. : Мир, 1984. 428 с.

3. Алямовский А. А. Инженерные расчёты в SolidWorksSimulation. М. : БМК Пресс, 2010. 464 с.

4. Гребеник В. М., Цапко В. К. Надёжность металлургического оборудования: справочник. М. : Металлургия, 1980. 343 с.

5. Рахманов С. Р., Белодеденко С. В., Поворотний В. В., Вышинский В. Т. Оценка надежности станины рабочей клети автоматического стана ТПА 350 после длительной эксплуатации. *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2020. Т. 76. № 1. С. 59–67. DOI: 10.32339/0135-5910-2020-1-59-67.

6. Трощенко В. Т., Сосновский Л. А. Сопротивление усталости металлов и сплавов: справочник. Ч.1. Киев : Наукова думка, 1987. 511 с.

7. Белодеденко С. В., Угрюмов Д. Ю. Эффективность прогнозирования ресурса элементов прокатного оборудования и деформационные критерии усталости. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2003. № 5. С. 86–90.

8. Белодеденко С. В., Яцуба А. В., Клименко Ю. М. Оценка технического состояния и прогнозирование живучести прокатных валков. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2015. № 3. С. 87–94.

References

1. Kolikov A. P., Romanenko V. P., Samusev S. V., Sheikh-Ali A. D., Frolochkin V. V. (1998). *Mashiny i agregaty trubnogo proizvodstva.* Moskva: MISIS

2. Gallager R. (1984). *Metod konechnykh ehlementov. Osnovy*. Moskva: Mir

3. Aliamovskii A. A. (2010). *Inzhenernye raschety v SolidWorksSimulation*. Moskva: BMK Press

4. Grebenik V. M., Tsapko V. K. (1980). *Nadezhnost metallurgicheskogo oborudovaniia*: spravochnik. Moskva: Metallurgiia

5. Rakhmanov S. R., Belodedenko S. V., Povorotnii V. V., Vyshinskii V. T. (2020). Otsenka nadezhnosti staniny rabochei kleti avtomaticheskogo stana TPA 350 posle dlitelnoi ehkspluatatsii. *Chernaia metallurgiia. Biulleten nauchno-tekhnicheskoi i ehkonomicheskoi informatsii*, 76 (1), 59-67. https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-1-59-67

6. Troshchenko V. T., Sosnovskii L. A. (1987). *Soprotivlenie ustalosti metallov i splavov*. Chast 1. Kiev : Naukova dumka

7. Belodedenko S. V., Ugriumov D. IU. (2003). Ehffektivnost prognozirovaniia resursa eh-

lementov prokatnogo oborudovaniia i deformatsionnye kriterii ustalosti. *Metallurgicheskaia i gornorudnaia promyshlennost*, (5), 86-90

8. Belodedenko S. V., Iatsuba A. V., Klimenko IU. M. (2015). Otsenka tekhnicheskogo sostoianiia i prognozirovanie zhivuchesti prokatnykh valkov. *Metallurgicheskaia i gornorudnaia promyshlennost*, (3), 87-94

Рахманов Сулейман Рахманович, НВП «Восток Плюс» (м. Дніпро, Україна). E-mail: npfvostokplus@gmail.com

Білодіденко Сергій Валентинович, професор, доктор технічних наук, завідувач кафедри машин і агрегатів металургійного виробництва, Національна металургійна академія України (Дніпро, Україна). ORCID ID: 0000-0002-5768-594X. E-mail: sergeibelo@gmail.com

Гануш Василь Іванович, старший викладач, кафедра машин і агрегатів металургійного виробництва, Національна металургійна академія України (Дніпро, Україна). E-mail: HanushVasiliy@gmail.com

Хацкелян Ігор Павлович, Інтерпайп Україна (м. Дніпро, Україна). E-mail: npfvostokplus@gmail.com

Поворотний Віктор Володимирович, НВП «Восток Плюс» (м. Дніпро, Україна). E-mail: vicktorpovar@gmail.com

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ НАДІЙНОСТІ СТАНИНИ РОБОЧОЇ КЛІТІ ПРОШИВНОГО СТАНУ ТПА 350 ПІСЛЯ ЇЇ ДОВГОТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Мета. Дослідження напружено-деформованого стану станини робочої кліті прошивного стану трубопрокатного агрегату 350 (ТПА 350). Розробка методики визначення надійності станини робочої кліті прошивного стану ТПА 350 після її довготривалої експлуатації. Розробка стратегії подальшої експлуатації прошивного стану ТПА 350.

Методика. При виконанні роботи проводилися тензометрічні виміри напружень, що виникають у станині прошивних станів ТПА 350, проводилися дослідження 3D моделі станини. Було розроблено математичні моделі для визначення функції розподілу довговічності станини прошивного стану та показника безпеки, а також для визначення довговічності станини при наявності існуючих дефектів.

Результати. Наведено результати досліджень 3D моделі станин прошивного стану ТПА 350. Визначено напружено-деформований стан робочої кліті прошивного стану ТПА 350. Встановлено, що в станініробочої кліті прошивного стану виникають максимальні напруження в зонах виявлених раніше тріщин, місця концентрації максимальних напружень «мігрують» при зміні умов закріплення станіни. Виявлено, що небезпеку представляють дефекти (тріщини), які з'являються в напружених зонах станини робочої кліті. Виявлено, що початкові розміри дефектів малі для надійного діагностування, але їх критичні розміри достатньо великі, щоб їх не виявити при обстеженнях. Встановлено, що безпека станини прошивного стану при більш жорстких умовах експлуатації, які фактично спостерігаються у реальності, була вичерпана після 75 років експлуатації. Дослідженнями напружено-деформованого стану встановлено, що зазори в місці з'єднання кришки й станини робочої кліті сприяють росту локальних напружень, наслідки появи яких аналізувалися в даній роботі.

Наукова новизна. Вперше проведено дослідження надійності станини прошивного стану ТПА 350 після 80 років експлуатації. При розробці математичної моделі опору втомному руйнуванню використано I та II моди руйнування.

Практична цінність. Розрахунки показують, що в даний момент станина прошивного стану працює в зоні повного ризику, що супроводжується утворенням тріщин. Період живучості сферичного дефекту становить близько 5 років, після цього дефект трансформується в тріщину з погано визначною геометрією й розвивається по закономірностях, що вимагають окремого вивчення. Показано, що найбільш ефективно в цьому плані здійснювати її контроль неруйнуючими діагностичними методами. Для продовження експлуатації станини прошивного стану пропонується: надійно закріпити верхню кришку станини прошивного стану гвинтовим механізмом фіксації. Запропоновано максимально знизити (виключити) кількість труб, що виготовляються, із сплавів, що важко деформуються, робити діагностування кліті й регулярно перевіряти розміри тріщин.

Ключові слова: трубопрокатний агрегат, прошивний стан, станина, кришка, напружено-деформований стан, поля напружень, тріщина, дефекти, надійність, довговічність, живучість.

Suleiman Rakhmanov, "Vostok Plus" (Dnipro, Ukraine). E-mail: npfvostokplus@gmail.com
Sergey Belodedenko, Professor, Doctor of Technical Sciences, Manager of the department of metallurgical production machines and units, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). ORCID ID: 0000-0002-5768-594X. E-mail: sergeibelo@gmail.com
Vasiliy Hanush, Senior teacher, Department of Metallurgical Production Machines and Units, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). E-mail: HanushVasiliy@gmail.com
Ihor Khatskelian, Interpipe Ukraine (Dnipro, Ukraine). E-mail: npfvostokplus@gmail.com
Viktor Povorotniy, "Vostok Plus" (Dnipro, Ukraine). E-mail: vicktorpovar@gmail.com

ESSURING OF THE WORKING STAND FRAME RELIABILITY OF THE PIERCING MILL 350 FOR ROLLING PIPES AFTER ITS LONG TERM OPERATION

Purpose. Investigation of the stress-strain state of the frame of the working stand of the piercing mill of the pipe rolling unit 350. Development of a method for determining the reliability of the frame of the working stand of the piercing state pipe rolling unit 350 after its long-term operation. Development of a strategy for further operation of the pipe rolling unit 350 piercing mill.

Methods. The tensometric measurements of the stresses arising in the frame of pipe rolling unit 350 piercing mills were carried out; studies of the 3D model of the frame were carried out. Mathematical models have been developed to determine the function of the distribution of the durability of the frame of the piercing mill and the safety index, as well as to determine the durability of the frame in the presence of existing defects.

Results. The results of the 3D model research of the piercing mill of pipe rolling mill 350 are presented. The stress-strain state of the working stand of the piercing millof pipe rolling mill350 is determined. It is established that maximum stresses occur in zones of the working stand of the piercing mill in the zones of previously detected cracks, places of concentration of maximum stresses "migrate" when changing the conditions of fixing of the frame.Defects (cracks) occurring in the stressed areas of the working standare found to be dangerous. Initial defect sizes were found to be small for reliable diagnosis, but their critical dimensions were large enough to not be detected in the examinations. It has been established that the safety of the piercing millunder the tougher operating conditions actually observed in reality has been exhausted after 75 years of operation. Studies of stress-strain state found that the gaps at the junction of the cover and the frame of the workingstand contribute to the growth of local stresses, the consequences of which were analyzed in this work.

Originality. For the first time the research of reliability of the frame of a piercing condition of pipe rolling mill 350 after 80 years of operation is carried out. In developing a mathematical model of resistance to fatigue failure, I and II modes of destruction were used.

Practical implications. The calculations show that at the moment the workingstand of the piercing millis operating in the zone of complete risk, which is accompanied by the formation of cracks. The survivability period of a spherical defect is about 5 years, after which the defect is transformed into a crack with badly defined geometry and develops according to regularities that require separate study. It is shown that the most effective in this regard is to control it with non-destructive diagnostic methods. To continue the operation of the piercing mill it is proposed to securely fasten the upper cover of the piercing millwith a screw fixing mechanism. It is suggested to minimize (exclude) the number of tubes being manufactured from deformed alloys, to diagnose stands and to regularly check the size of cracks.

Key words: pipe rolling mill, piercing mill, frame, cover, stress-strainstate, tensions' fields, crack, defects, reliability, durability, survivability.

Рахманов Сулейман Рахманович, НПП «Восток Плюс» (г. Днепр, Украина). E-mail: npfvostokplus@gmail.com
Белодеденко Сергей Валентинович, профессор, доктор технических наук, заведующий кафедрой машин и агрегатов металлургического производства, Национальная металлургическая академия

Украины (г. Днепр, Украина). ORCID ID: 0000-0002-5768-594X. E-mail: sergeibelo@gmail.com

Гануш Василий Иванович, старший преподаватель, кафедра машин и агрегатов металлургического производства, Национальная металлургическая академия Украины (г. Днепр, Украина). E-mail: HanushVasiliy@gmail.com

Хацкелян Игорь Павлович, Интерпайп Украина (г. Днепр, Украина). E-mail: npfvostokplus@gmail.com

Поворотний Виктор Владимирович, НПП «Восток Плюс» (г. Днепр, Украина). E-mail: vicktorpovar@gmail.com

ОБЕСПЕЧЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ СТАНИНЫ РАБОЧЕЙ КЛЕТИ ПРОШИВНОГО СТАНА ТПА 350 ПОСЛЕ ЕЕ ДОЛГОВРЕМЕННОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Цель. Исследование напряженно-деформированного состояния станины рабочей клети прошивного стана трубопрокатного агрегата 350 (ТПА 350). Разработка методики определения надежности станины рабочей клети прошивного стана ТПА 350 после ее длительной эксплуатации. Разработка стратегии дальнейшей эксплуатации прошивного стана ТПА 350.

Методика. При выполнении работы проводились тензометрические измерения напряжений, возникающих в станине прошивных станов ТПА 350, проводились исследования 3D модели станины. Были разработаны математические модели для определения функции распределения долговечности станины прошивного стана и показателя безопасности, а также для определения долговечности станины при наличии существующих дефектов.

Результаты. Приведены результаты исследований 3D модели станин прошивного стана ТПА 350. Определено напряженно-деформированное состояние рабочей клети прошивного стана ТПА 350. Установлено, что в станине рабочей клети прошивного стана возникают максимальные напряжения в зонах выявленных ранее трещин, места концентрации максимальных напряжений «мигрируют» при изменении условий закрепление станины. Выявлено, что опасность представляют дефекты (трещины), которые появляются в напряженных зонах станины рабочей клети. Выявлено, что начальные размеры дефектов малы для надежного диагностирования, но их критические размеры достаточно велики, чтобы их обнаружить при обследованиях. Установлено, что безопасность станины прошивного стана при более жестких условиях эксплуатации, которые фактически наблюдаются в реальности, была исчерпана после 75 лет эксплуатации. Исследованиями напряженно-деформированного состояния установлено, что зазоры в месте соединения крышки и станины рабочей клети способствуют росту локальных напряжений, последствия появления которых анализировались в данной работе.

Научная новизна. Впервые проведено исследование надежности станины прошивного стана ТПА 350 после 80 лет эксплуатации. При разработке математической модели сопротивления усталостному разрушению использованы I и II моды разрушения.

Практическая ценность. Расчеты показывают, что в данный момент станина прошивного стана работает в зоне полного риска, сопровождаемого образованием трещин. Период живучести сферического дефекта составляет около 5 лет, после этого дефект трансформируется в трещину с плохо определяемой геометрией и развивается по закономерностям, требующим отдельного изучения. Показано, что наиболее эффективно в этом плане осуществлять ее контроль неразрушающими диагностическими методами. Для продолжения эксплуатации станины прошивного стана предлагается: надежно закрепить верхнюю крышку станины прошивного стана винтовым механизмом фиксации. Предложено максимально снизить (исключить) количество труб, изготавливаемых из сплавов, труднодеформируемых, делать диагностирования клети и регулярно проверять размеры трещин.

Ключевые слова: трубопрокатный агрегат, прошивной стан, станина, крышка, напряженно-деформированное состояние, поля напряжений, трещина, дефекты, надежность, долговечность, живучесть.

Рукопис надійшов 18.05.2020 р.

УДК 621.762

І.Г. Рослик[1]

[1] Національна металургійна академія України

НОВІ НАНОКОМПОЗИТИ НА МІДНІЙ ОСНОВІ, АРМОВАНІ ВУГЛЕЦЕВИМИ НАНОТРУБКАМИ

Методами порошкової металургії отриманий композитний матеріал на основі міді з додаванням у якості армуючого компоненту вуглецевих нанотрубок (ВНТ). Вуглецеві нанотрубки додавали до складу шихти у кількості 0,08 мас. % шляхом змішування у розчині полівінілового спирту та додатковою обробкою ультразвуком. Результати досліджень показали, що ВНТ після спікання зберігаються в мідній матриці і розташовуються по границям зерен та в порах, переважно у вигляді агломератів. Рідкофазне змішування порошку міді та суспензії ВНТ у полівініловому спирті, попередня обробка останньої ультразвуком, сприяють рівномірному розподілу ВНТ в об'ємі спеченого матеріалу. Результати роботи можуть бути використані для виготовлення матеріалів електротехнічного призначення.

DOI: 10.34185/0543-5749.2020-3-18-27

Вступ

Великі перспективи в матеріалознавстві пов'язані з розробкою технологій отримання нанокомпозитів, тобто матеріалів, в яких один з компонентів має нанорозмірну величину. В якості армуючого елементу особливий інтерес викликають вуглецеві нанотрубки (ВНТ), які володіють унікальним комплексом властивостей, а саме – високі міцність, модуль пружності (до 1 ТПа), електрична і теплова провідність (в 5 разів вище ніж у міді) [1 – 2]. Однак, ВНТ дуже легкі, їх щільність змінюється від 1,3 до 1,6 г/см^3 (в залежності від способу виготовлення) і це створює певні труднощі для їх додавання до металу в рідкому стані при створенні металоматричних композитів.

Відомо намагання виготовити ВНТ-армовані металевокерамічні нанокомпозити за допомогою технологій порошкової металургії, що складаються з приготування шихти шляхом змішування ВНТ та порошку метала-матриці, формування суміші і подальшого спікання пресовок [3].

На формування структури спеченого матеріалу в значній мірі впливають рівномірність розподілу нанотрубок в металі-матриці та способи спікання. За рахунок дії сил Ван-дер-Ваальса ВНТ збираються у клубки. І тому важко розподілити на окремі трубки в обємі суміші.

З метою рівномірного розподілу ВНТ у шихті застосовують наступні способи: функціоналізацію – цілеспрямовану зміну властивостей поверхні ВНТ [4 – 5], або механічний синтез [6], або обробку суспензії з ВНТ ультразвуком [7 – 8].

З метою підвищення щільності спечених матеріалів також застосовують різноманітні технологічні прийоми а саме: гаряче пресування [9 – 10], електроіскрове спікання [11 – 12], мікрохвильове спікання [13] та інш. Відомі роботи в яких успішно поєднали отримання пресованого брикету з порошку і операцію екструзії, реалізувавши метод електроіскрової екструзії [14].

Першими були спроби створення армованих ВНТ металоматричних композитів на основі алюмінію. Цей метал широко застосовують у літакобудуванні, автомобільній та спортивній техніці. В роботах [15 – 17] відзначають, що додавання ВНТ значно підвищує твердість та властивості міцності таких композитів.

Наряду з цим, високі електро- і теплопровідність ВНТ, є підставою для створення композитів електротехнічного призначення на основі

©Рослик І.Г., 2020

міді [11, 18 – 22], яка у чистому виді відрізняється низькою твердістю.

В роботі [21] для створення композитів Cu-ВНТ нанотрубки функціоналізували в суміші сірчаної та азотної кислот (в молярному співвідношенні 3:1). В суміш вводили від 0 до 3,5 % мас. ВНТ. Спікання пресовок з такої шихти проводили в атмосфері аргону у два етапи, перше - при температурі 100°С протягом 1 години, друге – при температурі 850, 900 и 950 °С протягом двох годин. Результати досліджень показали, що з підвищенням температури процесу спікання збільшується щільність композиту. Твердість зі збільшенням вмісту ВНТ від 1 до 3 % зростає, потім знижується при подальшому збільшенні вмісту ВНТ у сумішах. Автори рекомендують у якості оптимальної температури спікання 900 °С.

В роботі [22] досліджували фізичні та механічні властивості електричних контактів із сумішей на основі міді, армованих ВНТ у кількості 0,5 – 5 мас. %. Зразки були одержані теплим пресуванням та спіканням в атмосфері аргону при температурі 950 °С протягом 2 годин. Результати досліджень показали, що електропровідність композиту мідь-ВНТ зменшувалась в залежності від збільшення вмісту ВНТ. Найвище значення щільності відповідало зразкам із суміші з вмістом 0,5 % ВНТ.

Таким чином, аналіз літературних публікацій показав, що введення ВНТ у мідну матрицю підвищує твердість, міцність, електропровідність матеріалу. Кількість ВНТ в суміші повинна складати, за різними оцінками, до 0,5 % мас. При збільшенні вмісту ВНТ під час спікання зростає пористість спечених виробів, що знижує їх електропровідність. У більшості наведених робіт [10, 21, 22,] у якості атмосфери спікання використовували аргон. Але проведені нами дослідження показали, що при спіканні в атмосфері водню щільність зразків складу мідь-ВНТ підвищується.

Метою даної дослідницької роботи є отримання методами порошкової металургії композитного матеріалу на основі міді з додаванням у якості армуючого компоненту вуглецевих нанотрубок та дослідження структури цього матеріалу.

Методика

Для виготовлення спечених зразків у якості матриці використовували мідний порошок марки ПМС-1 (ГОСТ 4960-2009) фракції менше 45 мкм. В якості армуючого компонента використані багатостінні ВНТ, які були виготовлені CVD методом, що полягає в розкладенні пропілена при температурі 650 °С в присутності каталізатора Al_2O_3-Fe_2O_3-MoO_3. Характерний діапазон діаметрів усіх частинок ВНТ складав від 8 до 28 нм, а довжини – в межах від 0,5 до десятків мікрон. Вуглецеві нанотрубки додавали в шихту у стані суспензії в розчині полівінілового спирту. Для зразка № 2 суспензію обробляли ультразвуком упродовж 15 хвилин при частоті коливань 14,1 кГц. В отриманий розчин вводили наважку порошку міді у такій кількості, щоб вміст ВНТ склав 0,08 мас.%, що було вибрано за даними попередніх експериментів. Далі застосовували механічне змішування композиції протягом 30 хвилин для рівномірного розподілу ВНТ у об’ємі шихти. Приготовлену суміш просушували при температурі 150 °С для виділення зайвої вологи. Для зразка № 1 обробку суспензії ультразвуком та сушку шихти не проводили.

Зразки для досліджень виготовляли у вигляді таблеток діаметром 12 мм і висотою 6 мм однобічним пресуванням на гідравлічному пресі з подальшим спіканням в атмосфері водню.

Дослідження структурних характеристик порошку міді виконані з використання електронного скануючого мікроскопу (Tescan Mira 3 LMU). Для визначення елементного складу зразків використовували метод енергодисперсійної спектроскопії з використання систем локального аналізу (ЕДС), використовували детектор випромінювання «X-max 80» ("Oxford Instruments" Англія).

Результати та їх обговорення

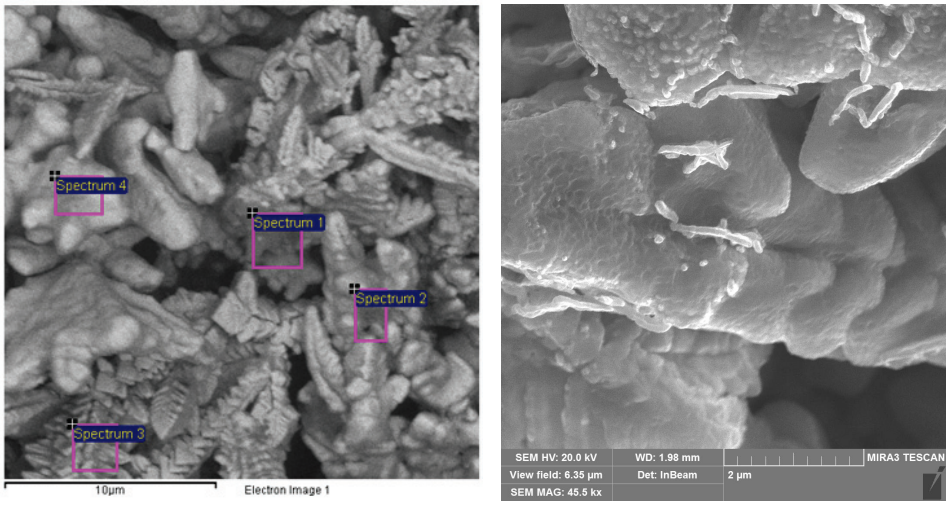
Для розділення скупчень ВНТ під час приготування шихти використовували полівініловий спирт (ПВС). Цей синтетичний водорозчинний полімер аліфатичного ряду має гідроксильні групи і належить до полімерів і співполімерів вінілацетату. Його температура плавлення 225 °С, температура розкладання – 230 °С, тобто при температурах спікання зразків з міді (850 – 950 °С) він видаляється [23]. Додавання полівінілового спирту під час змішування полегшує розподілення вуглецевих нанотрубок в об’ємі матриці й сприяє збільшенню міцності композиту. Зазвичай його додають до порошків у якості зв’язки під час пресування.

На рисунку (рис. 1) зображені частинки

шихти після змішування з додаванням полівінілового спирта та обробки суспензії ультразвуком. Як видно з рисунку 1, а, розчин полівінілового спирту обволікає поверхню трубок та частинок порошку. Додаткове травлення кислотою дозволило видалити полівініловий спирт та отримати більш чітку картину (рис. 1, б).

Вуглецеві нанотрубки доволі рівномірно розподіляються серед частинок порошку міді, значно більш рівномірно у порівнянні з результатами, що були отримані при змішуванні шихти без обробки ультразвуком.

Аналіз результатів спектрального аналізу (таблиця 1) свідчить про те, що ВНТ рівномірно розташовані серед частинок мідного порошку, а вміст вуглецю складав від 11 до 33 %.



а) б)

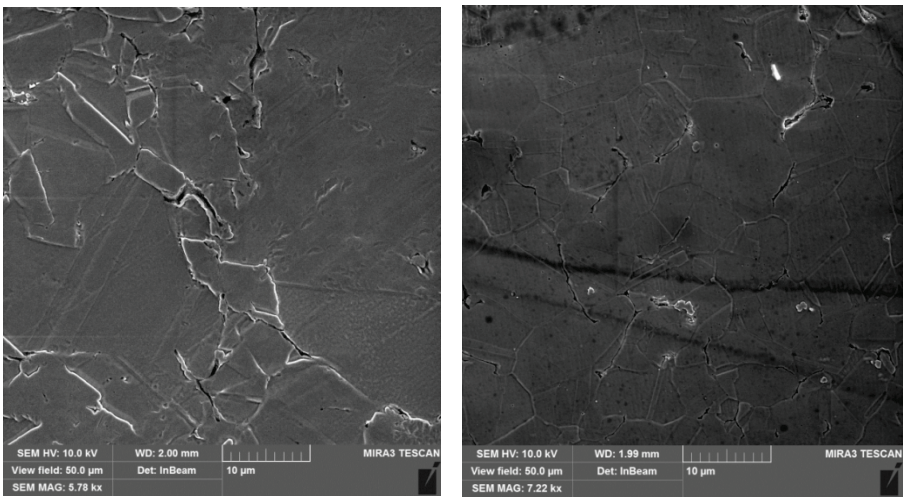
Рис. 1. Зображення суміші мідного порошку й ВНТ з додаванням полівінілового спирту (а) та після додаткового травлення (б)

Таблиця 1. Елементний склад (%мас.) шихти, виготовленої з додаванням ПВС, в наведених на рис .1 спектрах

Спектри	Вуглець	Кисень	Мідь
Спектр 1	33,04	10,13	56,83
Спектр 2	15,10	8,97	75,92
Спектр 3	11,82	3,51	84,66
Спектр 4	17,29	5,47	77,24
Відхилення стандартне	9,42	3,07	11,87

Дослідні зразки виготовляли за двома технологічними схемами, які включали двократні пресування та спікання. За обома схемами перше пресування проводили при тиску 200 МПа, що мало забезпечити достатньо високу пористість пресовки. Це важливо, тому що при спіканні у середовищі водню він легко дифундує в мідь і з'єднується з киснем оксидів, в результаті чого утворюється велику кількість парів води. Якщо щільність пресовок висока і в них переважають закриті пори, виникають високі тиски, що призводить до руйнування міжчастинкових контактів і утворення мікротріщин. Друге пресування при тиску 700 МПа виконували з метою надання більш високої щільності. Перше спікання в обох випадках виконували при 700 °С протягом 2-х годин в відновній атмосфері водню, що сприяє утворенню дрібних по. При такій температурі відбувається процес термоліза полімерного зв'язуючого та формування міжчастинкових зв'язків. При другому спіканні за схемою 1 температура складала 950 °С, а за схемою 2 була більш висока температура , а саме 1050 °С, тобто така, що яка майже доходила до температури плавлення міді (1083 °С).

На рисунку 2 наведені мікроструктури спечених зразків. Зразок, отриманий за схемою 2, має більш щільну структуру.



а) б)

Рис. 2. Мікроструктури експериментальних зразків, спечених за схемами 1 і 2, відповідно

На рисунку 3 показано, що при іншому збільшенні добре видний рівномірний розподіл пор у об'ємі зразка. Аналіз зображень (рис. 2, 3) показав, що при спіканні ВНТ розташовуються по границям зерен та у порах (рис. 4). Чим більша за розміром пора, тим в ній більший вміст ВНТ. Таким чином, рівномірний розподіл мікропор у зразку спеченому за схемою 2, призводить до більш рівномірного розподілу ВНТ у матеріалі.

Низьку пористість зразка, виготовленого за технологічною схемою 2 можна пояснити високою температурою спікання (1050 °С), наближеною до температури плавлення міді.

На рисунку 5 наведені карти розподілу міді, кисню та вуглецю (ВНТ) в зразках, отриманих за технологічною схемою 2.

Аналіз карт розподілу компонентів в зразках, виготовлених за двома схемами показують, що кисень та мідь розподілені рівномірно у зразках, а вуглець (ВНТ) в більшій концентрації розташовується в порах, в яких також був зафіксований підвищений вміст кисню. Мікроструктура зразка 2 (рис. 3) відповідає структурі дисперснозміцнених композитів, в яких в металіматриці (тобто міді) однорідно розміщені ВНТ.

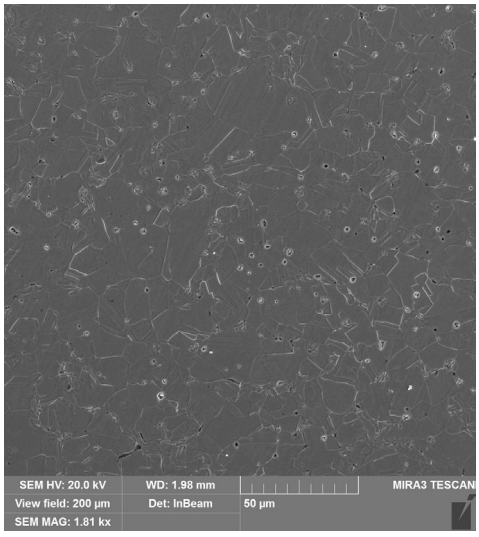
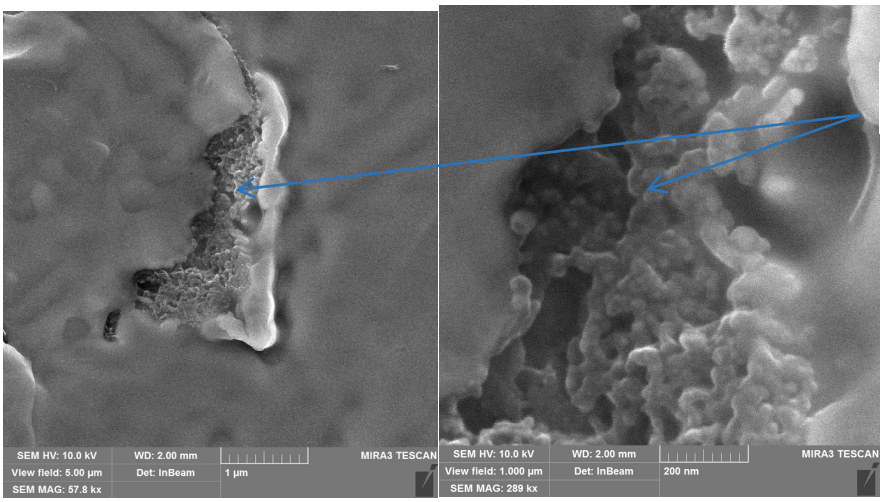


Рис. 3. Мікроструктура зразка, спеченого за схемою 2



Агломерати ВНТ

Рис. 4. Скупчення ВНТ в порах спечених зразків

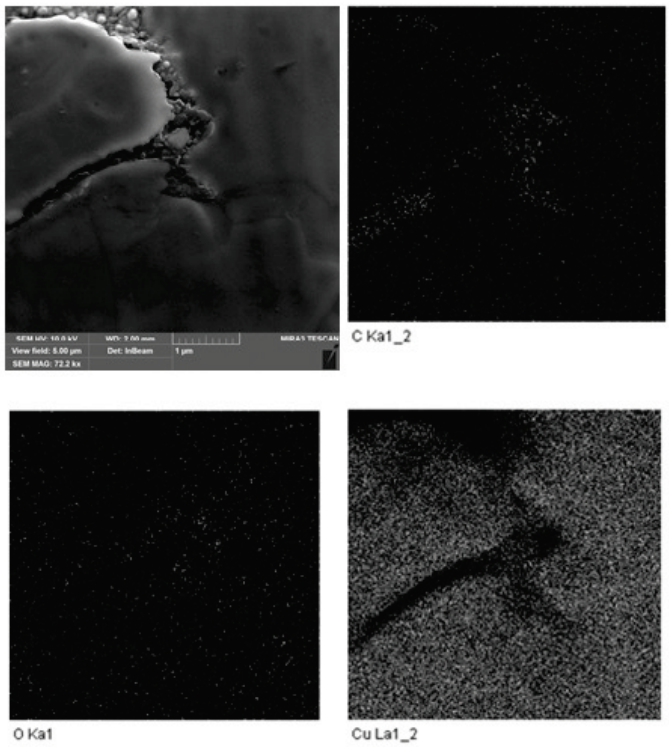


Рис. 5. Карти розподілу вуглецю, кисню та міді в зразках з вмістом 0,08 % ВНТ, виготовлених за схемою 2

Висновки

Рідкофазне змішування порошку міді та суспензії ВНТ у полівініловому спирті, попередня обробка останньої ультразвуком сприяє рівномірному розподілу ВНТ в об'ємі спеченого матеріалу.

Вуглецеві нанотрубки після спікання розташовуються в мідній матриці по границях зерен та в порах, переважно у вигляді скупчень.

Високотемпературне друге спікання за схемою 2 при температурі, наближеної до температури плавлення міді, призводить до зниження пористості спеченого матеріалу. Мікроструктура зразка такого матеріалу відповідає структурі дисперснозміцнених композитів. В мідній матриці рівномірно розташовані пори, які заповнені скупченнями ВНТ.

Бібліографічний список

1. Глухова О. Е., Колесникова А. С. Механические свойства углеродных нерегулярных нанокластеров. *Наноструктуры. Математическая физика и моделирование*. 2010. Том 2. №1. С. 5–24.

2. Das S. A review on Carbon nano-tubes – A new era of nanotechnology. *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering*. 2013. Vol. 3. Issue 3. P. 774–781.

3. Curtin W. A., Sheldon B. W. CNT-reinforced ceramics and metals. *Mater. Today.* Vol. 7. Issue 11. P. 44–49. https://doi.org/10.1016/S1369-7021(04)00508-5

4. Vesali-Naseh Masoud, Khodadadi Abbas Ali, Mortazavi Yadollah, Pourfayaz Fathollah, Alizadeh Sahraei Ommolbanin, Maghrebi Morteza. Fast and clean functionalization of carbon nanotubes by dielectric barrier discharge plasma in air compared to acid treatment. *Carbon*. 2010. Vol. 48, Issue 5. P. 1369–1379. https://doi.org/10.1016/j.carbon.2009.12.027.

5. Wei Xia, Chen Jin, Shankhamala Kundu, Martin Muhler. A highly efficient gas-phase route for the oxygen functionalization of carbon nanotubes based on nitric acid vapor. *Carbon*. 2009. Vol. 47. Issue 3. P. 919–922.

6. S. J. Yoo, S. H. Han, W. J. Kim. A combination of ball milling and high-ratio differential speed rolling for synthesizing carbon nanotube/copper composites. *Carbon*. 2013. Vol. 61. P. 487–500.

7. Пат. 1827827 RU2511154C1. Способ получения композитного материала на основе алюминиевой матрицы / Алексеев А. В., Предтеченский М. Р. опубл. 10.04.2014. 5 с.

8. Пат. 20110180968 C22C26/00. Alloys containing diamond or cubic or wurtzitic boron nitride, fullerenes or carbon nanotubes / Chun-Hua, HuChang-Hong, LiuShou-Shan Fan; Application 28.07.2011, Grant 06.08.2013. 4 p.

9. Sadeghian Z., Pourjafar D., Alehoseini M. Evaluation of Cu-CNT nanocomposite fabricated by powder metallurgy. Sci. of Sint. 2010. Vol. 42.

10. Sheikh M. Uddin, Tanvir Mahmud, Christoph Wolf, Carsten Glanz, Ivica Kolaric, Christoph Volkmer, Helmut Höller, Ulrich Wienecke, Siegmar Roth, Hans-Jörg Fecht. Effect of size and shape of metal particles to improve hardness and electrical properties of carbon nanotube reinforced copper and copper alloy composites. *Composites Science and Technology*. 2010. Vol. 70. Issue 16. P. 2253-2257. https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.07.012.

11. Kyung Tae Kim, Seung Il Cha, Soon Hyung Hong. Hardness and wear resistance of carbon nanotube reinforced Cu matrix nanocomposites. *Materials Science and Engineering*: *A*. 2007. Vol. 449–451. P. 46–50. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.310.

12. R. Sule, P.A. Olubambi, I. Sigalas, J.K.O. Asante, J.C. Garrett. Effect of SPS consolidation parameters on submicron Cu and Cu–CNT composites for thermal management. *Powder Technology*. 2014. Vol. 258. P. 198–205. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2014.03.034.

13. K. Rajkumar, S. Aravindan. Tribological performance of microwave sintered copper–TiC–graphite hybrid composites. *Tribology International*. 2011. Vol. 44. Issue 4. P. 347–358. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2010.11.008.

14. Hansang Kwon, Mehdi Estili, Kenta Takagi, Takamichi Miyazaki, Akira Kawasaki. Combination of hot extrusion and spark plasma sintering for producing carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites. *Carbon*. 2009. Vol. 47. Issue 3. P. 570–577. https://doi.org/10.1016/j.carbon.2008.10.041.

15. A. M. K. Esawi, K. Morsi, A. Sayed, A. Abdel Gawad, P. Borah. Fabrication and properties of dispersed carbon nanotube-aluminum composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 508, Issue 1-2. P. 167–173. https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.01.002.

16. A.M.K. Esawi, K. Morsi, A. Sayed, M. Taher, S. Lanka. Effect of carbon nanotube (CNT) content on the mechanical properties of CNT-reinforced aluminium composites. *Composites Science and Technology*. 2010. Vol. 7, Issue 16. P. 2237–2241.
https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.05.004.

17. H. J. Choi, G. B. Kwon, G. Y. Lee, D. H. Bae. Reinforcement with carbon nanotubes in aluminum matrix composites. *Scripta Materialia*. 2008. Vol. 59. Issue 3. P. 360–363. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.04.006.

18. Toth G., Mäklin J., Halonen N., Palosaari J., Juuti J., Jantunen H., Kordas K., Sawyer W. G., Vajtai R., Ajayan P. M. Carbon-Nanotube-Based Electrical Brush Contacts. *Adv. Mater*. 2009. Vol. 21. P. 2054–2058. https://doi.org/10.1002/adma.200802200.

19. Savas Berber, Young-Kyun Kwon, David Tománek. Unusually High Thermal Conductivity of Carbon Nanotubes. *Phys. Rev. Lett*. 2000. Vol. 84.

Issue 20. P. 4613–4616. https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.84.4613.

20. L. Zheng, J. Sun, Q. Chen. Carbon nanotubes reinforced copper composite with uniform CNT distribution and high yield of fabrication. *Micro & Nano Letters.* 2017. Vol. 12. Issue 10. P. 722–725. https:// doi.org/10.1049/mnl.2017.0317.

21. Van Trinh Pham, Hung Thang Bui, Bao Trung Tran, Van Tu Nguyen, Dinh Quang Le, Xuan Tinh Than, Van Chuc Nguyen, Dinh Phuong Doan, Ngoc Minh Phan. The effect of sintering temperature on the mechanical properties of a Cu/{CNT} nanocomposite prepared via a powder metallurgy method. *Advances in Natural Sciences: Nanoscience and Nanotechnology*. 2011. Vol. 2. Issue 1. https://doi.org/10.1088/2043-6262/2/1/015006

22. T. Varol, A. Canakci. Effect of the CNT Content on Microstructure, Physicaland Mechanical Properties of Cu-Based Electrical ContactMaterials Produced by Flake Powder Metallurgy. *Arab. J. Sci. Eng.* 2015. Vol. 40. P. 2711–2720. https://doi.org/10.1007/s13369-015-1734-6.

23. Гупало О. П., Ватаманюк Н. М. Високомолекулярні сполуки : підручник. К. : Вид-во НМКВО. 2000. 243 с.

Reference

1. Glukhova, O. E., & Kolesnikova, A. S. (2010). Mekhanicheskie svoistva uglerodnykh nereguliarnykh nanoklasterov. Nanostruktury. *Matematicheskaia fizika i modelirovanie*, 2(1), 5-24

2. Das, S. (2013). A review on Carbon nanotubes – A new era of nanotechnology. *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering*, 3(3), 774-781

3. Curtin, W. A., & Sheldon, B. W. CNT-reinforced ceramics and metals. *Mater. Today,* 7(11), 44-49. https://doi.org/10.1016/S1369-7021(04)00508-5

4. Vesali-Naseh Masoud, Khodadadi Abbas Ali, Mortazavi Yadollah, Pourfayaz Fathollah, Alizadeh Sahraei Ommolbanin, & Maghrebi Morteza. (2010). Fast and clean functionalization of carbon nanotubes by dielectric barrier discharge plasma in air compared to acid treatment. *Carbon*, 48(5), 1369-1379. https://doi.org/10.1016/j.carbon.2009.12.027

5. Wei Xia, Chen Jin, Shankhamala Kundu, & Martin Muhler. (2009). A highly efficient gas-phase route for the oxygen functionalization of carbon nanotubes based on nitric acid vapor. *Carbon*, 47(3), 919-922

6. S. J. Yoo, S. H. Han, & W. J. Kim. (2013). A combination of ball milling and high-ratio differential speed rolling for synthesizing carbon nanotube/copper composites. *Carbon*, 61, 487-500

7. Alekseev, A. V., & Predtechenskii, M. R. (2014). Patent No. 1827827 RU2511154C1. Sposob polucheniia kompozitnogo materiala na osnove aliuminievoi matritsy

8. Chun-Hua, Hu Chang-Hong, & Liu Shou-Shan Fan. (2013). Patent No. 20110180968 C22C26/00. Alloys containing diamond or cubic or wurtzitic boron nitride, fullerenes or carbon nanotubes. Application 28.07.2011. Grant 06.08.2013

9. Z. Sadeghian, D. Pourjafar, & M. Alehoseini. (2010). Evaluation of Cu- CNT nanocomposite fabricated by powder metallurgy. *Sci. of Sint*., 42

10. Sheikh M. Uddin, Tanvir Mahmud, Christoph Wolf, Carsten Glanz, Ivica Kolaric, Christoph Volkmer... Hans-Jörg Fecht. (2010). Effect of size and shape of metal particles to improve hardness and electrical properties of carbon nanotube reinforced copper and copper alloy composites. *Composites Science and Technology,* 70(16), 2253-2257. https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.07.012

11. Kyung Tae Kim, Seung Il Cha, & Soon Hyung Hong. (2007). Hardness and wear resistance of carbon nanotube reinforced Cu matrix nanocomposites. *Materials Science and Engineering*: *A,* 449-451, 46-50. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.310

12. Sule, R., Olubambi, P.A., Sigalas, I., Asante, J.K.O., & Garrett, J.C. (2014). Effect of SPS consolidation parameters on submicron Cu and Cu–CNT composites for thermal management. *Powder Technology,* 258, 198-205. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2014.03.034

13. Rajkumar, K., & Aravindan, S. (2011). Tribological performance of microwave sintered copper–TiC–graphite hybrid composites. *Tribology International*, 44(4), 347-358. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2010.11.008

14. Hansang Kwon, Mehdi Estili, Kenta Takagi, Takamichi Miyazaki, & Akira Kawasaki. (2009). Combination of hot extrusion and spark plasma sintering for producing carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites. *Carbon*, 47(3), 570-577. https://doi.org/10.1016/j.carbon.2008.10.041

15. A. M. K. Esawi, K. Morsi, A. Sayed, A. Abdel Gawad, & P. Borah. (2009). Fabrication and properties of dispersed carbon nanotube-aluminum composites. *Materials Science and Engineering: A*, 508(1-2), 167-173. https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.01.002

16. A.M.K. Esawi, K. Morsi, A. Sayed, M. Taher, & S. Lanka. (2010). Effect of carbon nanotube (CNT) content on the mechanical properties of CNT-reinforced aluminium composites. *Composites Science and Technology*, 7(16), 2237-2241. https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.05.004

17. H. J. Choi, G. B. Kwon, G. Y. Lee, & D. H. Bae. (2008). Reinforcement with carbon nanotubes in aluminum matrix composites. *Scripta Materialia*, 59(3), 360-363. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.04.006.

18. Toth, G., Mäklin, J., Halonen, N., Palosaari, J., Juuti, J., Jantunen,H. ... Ajayan, P. M. (2009). Carbon-Nanotube-Based Electrical Brush Contacts. *Adv. Mater*, 21, 2054-2058. https://doi.org/10.1002/adma.200802200

19. Savas Berber, Young-Kyun Kwon, & David Tománek. (2000). Unusually High Thermal Conductivity of Carbon Nanotubes. *Phys. Rev. Lett*, 84(20), 4613-4616. https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.84.4613

20. L. Zheng, J. Sun, & Q. Chen. (2017). Carbon nanotubes reinforced copper composite with uniform CNT distribution and high yield of fabrication. *Micro & Nano Letters,* 12(10), 722-725. https:// doi.org/10.1049/mnl.2017.0317

21. Van Trinh Pham, Hung Thang Bui, Bao Trung Tran, Van Tu Nguyen, Dinh Quang Le, Xuan Tinh Than, ..., Ngoc Minh Phan (2011). The effect of sintering temperature on the mechanical properties of a Cu/CNT nanocomposite prepared via a powder metallurgy method. *Advances in Natural Sciences: Nanoscience and Nanotechnology*, 2(1). https://doi.org/10.1088/2043-6262/2/1/015006

22. T. Varol, & A. Canakci. (2015). Effect of the CNT Content on Microstructure, Physicaland Mechanical Properties of Cu-Based Electrical ContactMaterials Produced by Flake Powder Metallurgy. *Arab. J. Sci. Eng.,* 40, 2711-2720. https://doi.org/10.1007/s13369-015-1734-6

23. Hupalo, O. P., Vatamaniuk, N. M. (2000). *Vysokomolekuliarni spoluky* [High-molecular compound]: pidruchnyk. Kyiv: Vyd-vo NMKVO

Рослик Ірина Геннадіївна, доцент, кандидат технічних наук, професор кафедри покриттів, композиційних матеріалів і захисту металів, Національна металургійна академія України (м. Дніпро, Україна). ORCID ID: 0000-0002-7168-6623. E-mail: roslyk67@gmail.com

НОВІ НАНОКОМПОЗИТИ НА МІДНІЙ ОСНОВІ, АРМОВАНІ ВУГЛЕЦЕВИМИ НАНОТРУБКАМИ

Мета - отримання методами порошкової металургії композитного матеріалу на основі міді з додаванням у якості армуючого компоненту вуглецевих нанотрубок та дослідження структури цього матеріалу.

Методика. Дослідні зразки виготовляли з порошку міді марки ПМС-1 (ГОСТ 4960-2009) фракції менше 45 мкм. В якості армуючого компонента використані багатостінні ВНТ діаметром від 8 до 28 нм, які були отримані CVD методом. Вуглецеві нанотрубки додавали в шихту у кількості 0,08 мас. % у стані суспензії в розчині полівінілового спирту та додатковою обробкою ультразвуком упродовж 15 хвилин при частоті коливань 14,1 кГц. Приготовлену суміш просушували при температурі 150 °С для виділення зайвої вологи. Зразки для досліджень виготовляли у вигляді таблеток діаметром 12 мм і висотою 6 мм однобічним пресуванням з подальшим спіканням у атмосфері водню. Дослідні зразки виготовляли за двома технологічними схемами, які включали двократне пресування та спікання. При другому спіканні за схемою 1 температура складала 950 °С, а за схемою 2 температура була більш висока , а саме 1050 °С. Дослідження структурних характеристик порошку міді виконані з використання електронного скануючого мікроскопу (Tescan Mira 3 LMU). Для визначення елементного складу зразків використовували метод енергодисперсійної спектроскопії з використання систем локального аналізу (ЕДС), використовували детектор випромінювання «X-max 80» ("Oxford Instruments" Англія).

Результати. Експериментально встановлено, що спосіб додавання ВНТ до порошку міді шляхом рідкофазного змішування в розчині полівінілового спирту та обробкою суспензії ультразвуком спри-

яє рівномірному розподілу ВНТ в об'ємі спеченого матеріалу. Вуглецеві нанотрубки після спікання розташовуються в мідній матриці по границях зерен та в порах, переважно у вигляді скупчень. Високотемпературне друге спікання при температурі, наближеної до температури плавлення міді, призводить до зниження пористості спеченого матеріалу з мікроструктурою, що відповідає структурі дисперснозміцнених композитів. В мідній матриці рівномірно розташовані пори, які заповнені скупченнями ВНТ.

Наукова новизна. Вперше встановлено, що спосіб обробки ультразвуком суспензії ВНТ в розчині полівінілового спирту під час приготування шихти перед пресуванням та застосування другого високотемпературного спікання при температурі наближеної до температури плавлення металу-матриці призводить до утворення структури, яка характерна дисперсно-зміцненим матеріалам.

Практична цінність. Результати роботи можуть бути використані для виготовлення матеріалів електротехнічного призначення.

Ключові слова: нанокомпозит, ВНТ, мідь, рідкофазне змішування, пресування, спікання.

Iryna Roslyk, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of Department of Coatings, composite materials and metal protection, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). ORCID ID: 0000-0002-7168-6623. E-mail: roslyk67@gmail.com

NEW COPPER BASED NANOCOMPOSITES REINFORCED WITH CARBON NANOTUBES

Purpose. The research was aimed to obtain by methods of powder metallurgy a composite material based on copper with the addition of carbon nanotubes as a reinforcing component and studying the structure of this material.

Methods. The samples were made from copper powder of grade ПМС-1 (GOST 4960-2009) with a fraction of less than 45 μm. As a reinforcing component, we used multi-walled CNTs with a diameter of 8 to 28 nm, which were obtained by the CVD method. Carbon nanotubes were added to press-ready mix in an amount of 0.08 wt % in the state of suspension in a solution of polyvinyl alcohol and additional sonication for 15 minutes at a vibration frequency of 14.1 kHz. The prepared mixture was dried at a temperature of 150 ° C to release excess moisture. Samples for research were made in the form of tablets with a diameter of 12 mm and a height of 6 mm by one-sided pressing with subsequent sintering in a hydrogen atmosphere. The prototypes were made according to two technological schemes, which included double pressing and sintering. In the second sintering according to scheme 1, the temperature was 950 °C, and according to scheme 2, there was a higher temperature at 1050 °C. The study of the structural characteristics of copper powder was carried out using a scanning electron microscope (Tescan Mira 3 LMU). To determine the elemental composition of the samples, we used the method of energy dispersive spectroscopy using systems of local analysis.

Results. It has been experimentally established that the method of introducing CNTs into copper powder by liquid-phase mixing in a solution of polyvinyl alcohol and treating the suspension with ultrasound promotes a uniform distribution of CNTs in the bulk of the sintered material. After sintering, CNTs are located in a copper matrix along grain boundaries and in pores, mainly in the form of agglomerate. High-temperature second sintering at a temperature close to the melting temperature of copper leads to a decrease in the porosity of the sintered material and the formation of a microstructure, which corresponds to the structure of dispersion-strengthened composites. Pores filled with CNT agglomerate are evenly distributed in the copper matrix.

Originality. It has been found for the first time that ultrasonic treatment of a CNT suspension in a solution of polyvinyl alcohol during the mix preparation before pressing and high-temperature second sintering at a temperature close to the melting point of the matrix metal contribute to the formation of a structure characteristic of dispersion-strengthened materials.

Practical implications. The results of the work can be used for the manufacture of materials for electrical purposes.

Key words: nanocomposite, CNTs, copper, liquid phase mixing, pressing, sintering

Рослик Ирина Геннадиевна, доцент, кандидат технических наук, профессор кафедры покрытий, композиционных материалов и защиты металлов, Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина). ORCID ID: 0000-0002-7168-6623. E-mail: roslyk67@gmail.com

НОВЫЕ КОМПОЗИТЫ НА МЕДНОЙ ОСНОВЕ, АРМИРОВАННЫЕ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ

Цель - получение методами порошковой металлургии композитного материала на основе меди с добавлением в качестве армирующего компонента углеродных нанотрубок и исследование структуры этого материала.

Методика. Опытные образцы изготавливали из порошка меди марки ПМС-1 (ГОСТ 4960-2009) фракции менее 45 мкм. В качестве армирующего компонента использованы многостенные УНТ диаметром от 8 до 28 нм, которые были получены CVD методом. Углеродные нанотрубки добавляли в шихту в количестве 0,08 мас. % в вмде суспензии в растворе поливинилового спирта с последующей обработкой ультразвуком в течение 15 минут при частоте колебаний 14,1 кГц. Приготовленную смесь просушивали при температуре 150 °С для удаления лишней влаги. Образцы для исследований изготавливали в виде таблеток диаметром 12 мм и высотой 6 мм односторонним прессованием с последующим спеканием в атмосфере водорода. Опытные образцы изготавливали по двум технологическим схемам, которые включали двукратное прессование и спекание. При втором спекании по схеме 1 температура составляла 950 °С, а по схеме 2 температура была более высокая, а именно 1050 °С. Исследования структурных характеристик порошка меди выполнены с использованием электронного сканирующего микроскопа (Tescan Mira 3 LMU). Для определения элементного состава образцов использовали метод энергодисперсионный спектроскопии (ЭДС).

Результаты. Экспериментально установлено, что способ ввода УНТ в порошок меди путем жидкофазного смешивания в растворе поливинилового спирта и обработкой суспензии ультразвуком способствует равномерному распределению УНТ в объеме спеченного материала. Углеродные нанотрубки после спекания располагаются в медной матрице по границам зерен и в порах, преимущественно в виде скоплений. Высокотемпературное второе спекания при температуре, близкой к температуре плавления меди, приводит к снижению пористости спеченного материала и образованию микроструктуры, что соответствует структуре дисперсноупрочненных композитов. В медной матрице равномерно расположены поры, заполненные скоплениями УНТ.

Научная новизна. Впервые установлено, что способ обработки ультразвуком суспензии УНТ в растворе поливинилового спирта во время приготовления шихты перед прессованием и высокотемпературное второе спекание при температуре близкой к температуре плавления металла-матрицы способствуют образованию структуры, характерной дисперсно-упрочненным материалам.

Практическая ценность. Результаты работы могут быть использованы для изготовления материалов электротехнического назначения.

Ключевые слова: нанокомпозит, УНТ, медь, жидкофазное смешивание, прессование, спекание.

Рукопис надійшов 01.06.2020 р.

УДК 006.82:629.5.035:620.22

Т.В. Кімстач[1], К.І. Узлов[1], С.І. Реп'ях[1], Л.І. Солоненко[2]

[1] Національна металургійна академія України
[2] Одеський національний політехнічний університет

АНАЛІЗ НОРМАТИВНИХ ВИМОГ ДО МАТЕРІАЛУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ГРЕБНИХ ГВИНТІВ

Розглянуто вимоги щодо механічних властивостей матеріалу гребних гвинтів, умов та особливостей їх експлуатації. Розглянуто відмінності щодо властивостей сплавів для гребних гвинтів, які експлуатують в різних кліматичних умовах та воді з різної концентрацією розчинених домішок. Проаналізовано сучасні тенденції до підвищення їх якості. Визначені ефективні напрями удосконалення складів та технологій обробки сплавів для виготовлення гребних гвинтів морських суден. Надана актуальна інформація щодо проблеми підвищення надійності та довговічності роботи гребних гвинтів, одним з методів вирішення якої є цілеспрямований вибір матеріалу для їх виготовлення. Запропоновані у якості перспективних матеріалів для виготовлення виконавчих рушійних елементів морських суден алюмінієві бронзи з аргументовано обґрунтованою кількістю легуючих домішок.

DOI: 10.34185/0543-5749.2020-3-28-38

Вступ

В останні десятиліття до надводних і підводних кораблів пред'являються підвищені вимоги по надійності, економічності їх обслуговування в процесі експлуатації і зниження їх собівартості в цілому. Аналогічні вимоги пред'являють до всіх складових і комплектуючих суден, до додаткового і допоміжного устаткування, у тому числі до гребних гвинтів.

Розвиток сучасного суднобудування, яке характеризується збільшенням водотоннажності суден, потужності їх двигунів і швидкості ходу, диктує жорсткі вимоги до рівня шуму і вібрації при русі, а також до експлуатаційної надійності гребних гвинтів.

З урахуванням особливостей виробництва і експлуатації гребних гвинтів матеріали для їх виготовлення повинні мати такі загальні властивості [1 – 3]:

– високі механічні властивості – міцність і пластичність, які забезпечують можливість протистояти втомним навантаженням, що сприймають лопаті;

– підвищена корозійна і ерозійна стійкість та здатність зберігати первинну чистоту поверхні тривалий час;

– кавітаційна стійкість, яка забезпечує опір руйнуванню при дії гідравлічних ударів;

– високі технологічні і задовільні ливарні властивості;

– ремонтопридатність – здатність легко піддаватися правці, заварюванню, наплавленню і т. д.

Мета роботи

На підставі порівняльного аналізу нормативних вимог до використовуваних матеріалів визначити перспективні напрями удосконалення складів та технологій обробки сплавів для виготовлення гребних гвинтів річкових та морських суден.

З урахуванням одержаних даних, встановити перспективні матеріали та шляхи підвищення надійності і довговічності роботи виробів для судноплавства.

© Кімстач Т.В., Узлов К.І., Реп'ях С.І., Солоненко Л.І., 2020

Постановка проблеми та аналіз шляхів її вирішення

Відповідно до ГОСТ 8054-81 [4] для виготовлення гребних гвинтів, в залежності від призначення судна, рекомендується застосовувати такі матеріали: спеціальні бронзи, спеціальні латуні, нержавіючі і вуглецеві сталі (табл. 1).

Механічні властивості матеріалів, що застосовують для виготовлення гребних гвинтів і лопатей, повинні бути не нижче показників наведених в таблиці 2 [4].

З огляду на дефіцитність кольорових сплавів і високу вартість неіржавчої сталі гребні гвинти річкових і озерних судів рекомендовано виготовляти з вуглецевих сталей марок 25Л, 30Л і 35Л. Хімічний склад сталей наведено в таблиці 3 [5].

Таблиця 1. Класи гребних гвинтів за ГОСТ 8054-81

Клас гребного гвинта	Матеріал гребного гвинта	Області застосування
Особливий	Спеціальні сплави, спеціальні бронзи, нержавіючі сталі	Судна морські швидкохідні, внутрішнього плавання
Вищий	Спеціальні сплави, спеціальні бронзи, спеціальні латуні, нержавіючі сталі	Судна морські, внутрішнього плавання, рибопромислового флоту необмеженого району плавання
Середній	Спеціальні сплави, спеціальні бронзи, спеціальні латуні, сталі неіржавчі та вуглецеві	Судна морські, внутрішнього плавання, шлюпки зі швидкістю ходу менш ніж 15 вузлів
Звичайний	Спеціальні сплави, спеціальні бронзи, спеціальні латуні, нержавіючі сталі, вуглецеві сталі	Судна і плавучі засоби морські, для яких швидкість ходу не є визначальним параметром, судна внутрішнього плавання

Таблиця 2. Механічні властивості матеріалів, що застосовують для виготовлення гребних гвинтів і лопатей за ГОСТ 8054-81

Матеріал гребного гвинта	Тимчасовий опір розриву, $\sigma_в$, МПа	Умовна межа плинності, $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження, δ_5, %	Відносне звуження, ψ, %	Ударна в'язкість при 0 ºС KCU, Дж/см^2	Робота удару при -10 ºС KV, Дж
Спеціальні бронзи	607	245	16	–	–	–
Спеціальні латуні	460	176	20	–	–	–
Неіржавчі сталі	637	510	15	40	–	21
Вуглецеві сталі	412	235	20	30	39,2	–

Таблиця 3. Хімічний склад вуглецевих сталей, які використовують для виготовлення гребних гвинтів за ГОСТ 997-88

Марка сталі	Вміст елементів, % мас							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
				не більше				
25Л	0,22 - 0,30	0,20 - 0,52	0,35 - 0,90	0,30	0,30	0,30	0,045	0,04
30Л	0,27 - 0,35	0,20 - 0,52	0,40 - 0,90	0,30	0,30	0,30	0,045	0,04
35Л	0,32 - 0,40	0,20 - 0,52	0,40 - 0,90	0,30	0,30	0,30	0,045	0,04

Вуглецеві сталі недорогі, але схильні до крихких руйнувань при низьких температурах, що неприпустимо для судів льодового плавання.

Гребні гвинти зі звичайної вуглецевої сталі, які застосовують на річних суднах, мають низьку зносостійкість, вони погано пручаються корозії і особливо кавітаційній ерозії. Вже до кінця першої навігації шорсткість їх поверхні досягає значень Rz = 300 – 500 мкм. Надалі це призводить до значних перевитрат палива і зниження швидкості судна за рахунок зростання моменту тертя і зниження коефіцієнта упору [6].

Гвинти, виготовлені з вуглецевих сталей, виходять з ладу внаслідок корозійного зносу через 6 – 18 місяців [2].

Експлуатація суден з такими гвинтами недоцільна і неекономічна. Проте в силу дефіцитності та коштовності кольорових металів і їх сплавів, а також, високої вартості неіржавчих сталей гвинти з вуглецевих сталей поки ще виготовляють, а з метою підвищення їх корозійної стійкості і втомної міцності іноді виконують електролітичне покриття лопатей спеціальними сплавами.

Для заміни абсолютно непридатної вуглецевої сталі у суднобудуванні поширення набули гвинти з литої неіржавчої сталі марок 08Х14НДЛ, 10Х14НДЛ, 08Х15Н4ДМЛ. Хімічний склад сталей наведено в таблиці 4 [1, 5, 7].

В порівнянні з іншими матеріалами, гребні гвинти з неіржавчих сталей мають більш високу міцність (див. табл. 2), характеризуються високими корозійно-втомними властивостями, високою антикавітаційною стійкістю, що дозволяє виготовляти їх лопати зменшеної товщини.

Неіржавча сталь має і свої недоліки. По-перше, ливарні властивості і оброблюваність неіржавчих сталей нижче, ніж у латуні та бронзи. По-друге, вартість неіржавчої сталі досить висока.

Більш придатними матеріалами для виготовлення гребних гвинтів є спеціальні сплави, зокрема латуні і бронзи. Відповідно до класифікації Міжнародної асоціації класифікаційних товариств (МАКТ) кольорові метали для виготовлення гребних гвинтів поділяють на чотири категорії з різним нижнім рівнем механічних властивостей (табл. 5) [8, 9].

Основні марки латуні і бронзи, що застосовують для виготовлення гребних гвинтів в різних країнах, наведені в таблиці 6 [8].

Гребні гвинти з манганової латуні мають достатню корозійну стійкість в умовах дії протекції сталевого корпусу судна. Ливарні і корозійні властивості латуней в сто разів перевищують аналогічні властивості вуглецевих сталей.

Таблиця 4. Хімічний склад неіржавчих сталей , які використовують для гребних гвинтів [1, 5, 7]

Марка сталі	Вміст елементів, % мас								
	C	Si	Mn	Ni	Mo	S	P	Cr	Cu
08Х14НДЛ	до 0,08	до 0,4	0,50–0,80	1,20–1,60	–	до 0,025	до 0,025	13,0–14,5	0,80 – 1,20
10Х14НДЛ	до 0,1	до 0,4	0,30-0,60	1,20-1,60	–	до 0,030	до 0,030	13,5-15,0	1,20-1,60
08Х15Н4ДМЛ	до 0,08	до 0,4	1,00-1,50	3,50-3,90	0,30-0,45	до 0,025	до 0,025	14,0-16,0	1,00-1,40

Таблиця 5. Категорії мідних сплавів по МАКТ [8, 9]

Позначення сплаву	Найменування сплаву	Нижній рівень механічних властивостей		
		Тимчасовий опір розриву, $\sigma_в$, МПа	Умовна межа плинності, $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження, δ_5, %
Cu1	Манганова латунь Mn	440	175	20
Cu2	Нікель-манганова латунь NiMn	440	175	20
Cu3	Нікель-алюмінієва бронза NiAl	590	245	16
Cu4	Манганова алюмінієва бронза MnAl	630	275	18

Таблиця 6. Марки латуні і бронзи, що застосовують для гребних гвинтів [8]

Країна, фірма	Манганова латунь	Нікель- алюмінієві бронзи NiAl	Манганові алюмінієві бронзи MnAl
Росія	ЛМцЖ 55-3-1, ГОСТ 1019-47 (ЛЦ40Мц3Ж ОСТ5.9208-81)	БрАЖН9-4-4 (БрА9Ж4Н4 ОСТ5.9208-81)	Нева-60 Нева-70
Англія, «Стоун»	Стоун (НТВІ)	Нікаліум АВ-2	Новостон (СМ1) Суперстон 70 Соностон (50МД)
Голандія	Ліма бронза	Куніал бронза 66	Ліндрунель 66 Ліндрунель 905
Італія, «Ансальдо»	Бронза А1-М	Ніальма	–
Франція, «Сосьєте Нантіз»	–	Нантіал UAR19-QR60	Мангал 99
Німеччина, «Теодор Цайзе»	G-SM57F45 G-SMN15 G-SMN17	G-NiB F60 Алкунік NiAlBz(DMR)	G-MnAlBzFe45 Al-MnBzl3 Куманал Куманал OZE1
США, «Болдуін Ліма Гамільтон», «Інтернейшнл Нікель компані», «Бетліхем Стіл Корпорейшн», «Неві Ярд»	– – QQB-726C –	Ніаліт Нібрал Куніал –	ASS Type 5 – – –
Японія, «Нікашіба Міцубісі», «Амагасаки»	ASB2 – ASB8 ASB3	ASB4 и ASB6 A1BC3 Міцубісі –	– ASB7 – –

Для виготовлення гребних гвинтів найбільш часто використовують манганову латунь марки ЛЦ40Мц3Ж, хімічний склад якої наведено в таблиці 7 [10].

Манганові латуні задовільно зварюються різними способами, що дуже цінно при виготовленні гребних гвинтів і їх ремонті. Висока пластичність манганових латуней дозволяє порівняно легко здійснювати правку лопатей при їх нагріванні до температур 550 – 700 ºС [11].

Манганові латуні вигідно відрізняються від інших сплавів на мідній основі для гребних гвинтів і з економічної точки зору. Однак, по міцності та експлуатаційної стійкості ці сплави виявилися малопридатними для гребних гвинтів суден окремих типів [11]. Так, гребні гвинти з латуні марки ЛЦ40Мц3Ж, особливо при роботі в тропіках під час відсутності протекторного або катодного захисту, мають схильність до виділення зі сплаву цинку. В результаті цього під час експлуатації знижується міцність латуні і в гвинтах з'являються тріщини [12].

Основні недоліки манганових латуней наступні: схильність до корозійного розтріскування, відносно невисокі показники міцності, корозійно-втомна міцність і ерозійна стійкість і порівняно висока питома вага [11]. Через ці недоліки виникає ряд проблем, від вирішення яких залежить надійність гребних гвинтів при експлуатації. Ці проблеми пов'язані з природою сплаву і тому можуть бути вирішені тільки в разі його заміни.

Підвищення міцності гребних гвинтів при одночасному збереженні необхідної корозійної стійкості привела до створення спеціальних алюмінієвих латуней. Хімічний склад деяких високоміцних алюмінієвих латуней, які використовують в країнах пострадянського простору для виготовлення гребних гвинтів, надано в таблиці 8 [11].

Таблиця 7. Хімічний склад сплаву ЛЦ40Мц3Ж, ГОСТ 17711- 93

Вміст елементів,% мас											
Fe	Si	Mn	Ni	P	Al	Cu	Pb	Zn	Sb	Sn	Домішок
0,5-1,5	до 0,2	3,0-4,0	до 0,5	до 0,05	до 0,6	53,3 – 58,8	до 0,5	34,8-43,5	до 0,1	до 0,5	всього 1,7

Таблиця 8. Хімічний склад високоміцних алюмінієвих латуней для виготовлення гребних гвинтів [11]

Марка сплаву	Вміст елементів,% мас				
	Cu	Al	Mn	Fe	Zn
ЛАМцЖ 67-5-2-2	67-70	5-6	2-3	2-3	Решта
ЛАМцЖ 68-5,5-2-2	68-70	5,4-5,8	2-3	2-3	Решта

Легування латуні алюмінієм призвело до різкого підвищення характеристик міцності (табл. 9), деякого підвищення корозійної стійкості, корозійної втоми і стійкості проти руйнувань під впливом кавітації і зниження питомої ваги. Алюмінієві латуні перевершують манганові по корозійно-ерозійної стійкості в морській воді. Зварювання алюмінієвих латуней не викликає особливих труднощів.

Однак, слід зазначити, що ливарні властивості алюмінієвих латуней гірші, ніж манганових. Це пояснюється наявністю в їх складі алюмінію, що підсилює в процесі плавки і литва утворення плівок оксидів. Виникаючі на поверхні сплаву плівки оксидів алюмінію ускладнюють видалення з нього розчинених газів. Також легування алюмінієм значно погіршує пластичність. Тому на сьогодні гвинти з алюмінієвих латуней не знаходять широкого застосування для великих суден і використовують лише в малому суднобудуванні [12].

Таблиця 9. Механічні властивості латуней, що застосовують для виготовлення гребних гвинтів [10,11]

Марка сплаву	Тимчасовий опір розриву, $\sigma_в$, МПа	Відносне подовження, δ_5, %
ЛЦ40Мц3Ж	480	20
ЛАМцЖ 67-5-2-2	620	12
ЛАМцЖ 68-5,5-2-2	550	16

Необхідність підвищення корозійно-втомної міцності, ерозійної стійкості гребних гвинтів, зниження їх ваги для забезпечення надійності роботи діючого пристрою сучасних судів призвела до розробки і впровадження у виробництво високоміцних корозійностійких бронз.

Найбільш перспективними і якісними матеріалами для виготовлення сучасних гребних гвинтів є нікель-алюмінієві, і в ще більшому ступені манган-алюмінієві бронзи.

Ці сплави, в якості матеріалу для виготовлення гребних гвинтів, мають наступні переваги в порівнянні з латунями [11]:

– за рахунок меншої питомої ваги, більш високих значень межі плинності, тимчасового опору розриву, відношення міцності до ваги і корозійної витривалості може бути істотно знижена вага гребного гвинта. Зменшення ваги гребного гвинта забезпечує зниження зносу підшипників валопроводу, а також економію матеріалу;

– за рахунок більш високої стійкості алюмінієвих бронз проти корозії і ерозії в морській воді істотно сповільнюється процес утворення шорсткості на поверхні лопатей. Більш високий рівень міцності алюмінієвої бронзи дозволяє зменшувати товщини лопатей на 8 – 10 %. Ці переваги забезпечують підвищення коефіцієнта корисної дії гребних гвинтів приблизно на 2 %, що створює можливість істотної економії палива;

– відсутність у алюмінієвої бронзи схильності до корозійного розтріскування в морській воді і на повітрі і в 1,5 – 2,0 рази вищий рівень корозійної витривалості. Тобто, при правильно-

му розрахунку гребного гвинта на міцність і правильної технології його виготовлення, практично виключається можливість поломок його лопатей з утворенням зламів втоми;

– підвищується упор гвинта при однаковій потужності суднових двигунів;

– момент інерції гребного гвинта знижується приблизно на 15 – 19 %;

– з високоміцних алюмінієвих бронз можна виготовляти досить надійні гребні гвинти для плавання в льодових умовах. Це спрощує експлуатацію суден при змішаному плаванні в чистих водах і льодових умовах. Відпадає необхідність зміни штатних гребних гвинтів з бронзи на льодові сталеві гвинти. Гвинти з алюмінієво-нікелевої бронзи цілком можуть замінити гребні гвинти з конструкційної і неіржавчої сталі при плаванні в льодових умовах. Пошкодження від удару об лід у гребних гвинтів з манган-алюмінієвої бронзи значно менше, ніж у гребних гвинтів з манганової латуні;

– внаслідок більш високої корозійної стійкості в морській воді гребні гвинти з алюмінієвої бронзи менш схильні до корозійних руйнувань у випадках порушень протекторного захисту;

– більш висока стійкість алюмінієвих бронз в порівнянні зі спеціальними латунями проти гідроабразивного зносу підвищує довговічність гребних гвинтів при їх експлуатації в водах, що містять значну кількість мулу і піску;

– незважаючи на більш високу вартість виробництва (~ на 25 – 35 %), гребні гвинти з алюмінієво-нікелевої бронзи, внаслідок більш високої стійкості і надійності, дешевше латунних в експлуатації майже на 21 – 33 %, без урахування прибутку від економії палива за рахунок більш високого КПД.

Хімічний склад та механічні властивості бронз, що застосовують в країнах пострадянського простору для виготовлення гребних гвинтів представлені в таблиці 10 [9, 13, 14].

Таблиця 10. Хімічний склад бронз для гребних гвинтів [9, 13, 14]

Марка сплаву	Вміст елементів,% мас						Механічні властивості		
	Al	Mn	Ni	Fe	Zn	Cu	Тимчасовий опір розриву, $\sigma_в$, МПа	Умовна межа плинності, $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне подовження, δ_5, %
							не менше		
БрА9Ж4Н4	9,0-9,8	0,5-1,2	4,0-5,0	4,0-5,0	–	Решта	607	245	16
БрА7Мц14Ж3Н2	7,4-7,9	13,0-15,0	1,5-2,5	2,5-3,5	–	Решта	686	294	18
Нева 60	6,6-7,0	14,0-16,5	1,5-2,5	2,5-3,5	1,5-2,5	Решта	590	275	20
Нева 70 (БрА7Мц15Ж3Н2Ц2)	6,6-7,5	14,0-15,5	1,5-2,5	2,5-3,5	1,5-2,5	Решта	685	295	16

Нікель-алюмінієві бронзи, які застосовують для відливання гребних гвинтів, є п'ятикомпонентними сплавами, до складу яких зазвичай входять мідь, алюміній, нікель, залізо і манган. Ці бронзи мають порівняно складну структуру, від якої значною мірою залежать їх механічні, фізичні і технологічні властивості, а також стійкість проти корозії. На структуру алюмінієво-нікелевих бронз впливають багато факторів, у тому числі головні – хімічний склад і умови охолодження виливків у формах [11].

Гребні гвинти з нікель-алюмінієвої бронзи, маючи підвищену стійкість проти корозійних і ерозійних руйнувань, тривалий час зберігають первісну чистоту поверхні лопатей. Крім того, ця бронза практично не має схильності до корозійного розтріскування і після нагрівання не вимагає термообробки.

Одним з основних недоліків цього сплаву є поява крихкості при нагріванні від 200 до 500 °С. При цьому при температурі 360 – 400 °С спостерігається зона максимальної крихкості. Якщо лопать гребного гвинта з такої бронзи нагріти в межах цього інтервалу температур, то вона втрачає свої пластичні властивості (рис. 1) і при прикладенні навантаження (наприклад, при правці) може зламатися. Після збільшення температури до 700 °С і вище пластичні властивості цього матеріалу підвищуються [12, 13].

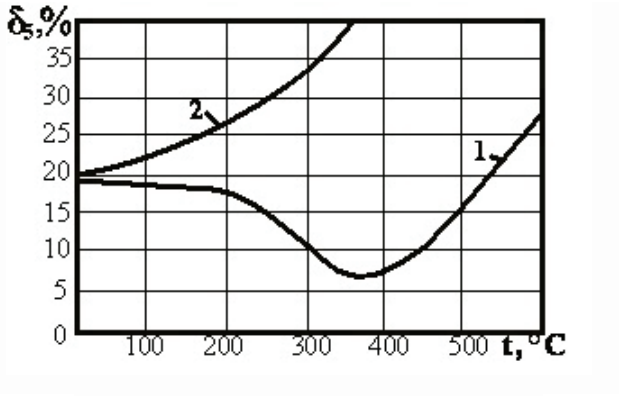


Рис. 1. Пластичні властивості нікель-алюмінієвих і манган-алюмінієвих бронз [13]: 1 – відносне подовження нікель-алюмінієвих бронз, 2 – відносне подовження манган-алюмінієвих бронз

До інших недоліків слід віднести складність виготовлення литих гвинтів через гірші, ніж у латуней, ливарні властивості, а також схильність до газонасичення і інтенсивного окислення в процесі заливки. Тому плавку доводиться вести в спеціальних індукційних електропечах великої місткості [12].

Іншим напрямком у створенні високоміцних алюмінієвих бронз для гребних гвинтів слід вважати розробку манган-алюмінієвих бронз з високим вмістом мангану. В цих бронзах вдалося усунути недоліки нікель-алюмінієвих і одночасно зберегти і розвинути їх основні позитивні якості.

Доцільність застосування манган-алюмінієвих бронз для литих гребних гвинтів замість алюмінієво-нікелевої бронзи продиктовано наступним [11]:

– необхідністю знизити температуру плавлення сплаву, кількості газів, які розчиняються в рідкому металі;

– усуненням окрихчення сплаву при підвищених температурах, що істотно ускладнює ремонт лопатей гребних гвинтів шляхом гарячої правки (манган-алюмінієві бронзи не схильні до окрихчення при нагріванні про що свідчать залежності на рис. 1).

Аналіз вищевикладеного свідчить про те, що алюмінієві бронзи є найбільш перспективним матеріалом для виготовлення гребних гвинтів, тому що вони технологічні, мають високу корозійну стійкість на повітрі, в морській воді і в деяких агресивних середовищах, високий опір кавітації.

Слід зазначити, що розвиток сучасного суднобудування диктує підвищення експлуатаційної надійності і довговічності роботи гребних гвинтів. У зв'язку з цим є актуальним вдосконалення і розробка нових складів бронз. Одним з перспективних напрямків у цій галузі є введення в алюмінієві бронзові сплави, в якості легуючого елемента, олова, що дозволяє підвищити корозійну стійкість і опір абразивному зносу [15].

Висновки

За результатами аналізу встановлено, що найбільш доцільним матеріалом для виготовлення гребних гвинтів з точки зору сукупності показників конструкційної міцності, зносостійкості та експлуатаційної надійності є алюмінієві бронзи.

На підставі аналізу нормативно-технічних вимог до алюмінієвих бронз, які стандартно використовують для виробництва гребних гвинтів, доведена перспективність додаткового їх легування манганом у раціональній кількості, що дозволяє підвищити, характеристики міцності.

Зазначено, що введення в алюмінієві бронзові сплави, які застосовують для виготовлення гвинтів, в якості легуючого елемента, олова дозволить підвищити їх корозійну стійкість і опір абразивному зносу.

Бібліографічний список

1. Богораз И. И., Кауфман И. М. Производство гребных винтов : справочник. Ленинград: Судостроение, 1978. 192 с.

2. Материалы для изготовления гребных винтов. URL: https://poznayka.org/s86461t1.html.

3. Изготовление гребных винтов. URL: https://helpiks.org/9-34947.html.

4. ГОСТ 8054-81. Винты гребные металлические. Общие технические условия. [Дата введения 1981-07-01]. Москва : ИПК Издательство стандартов, 1981. 21 с. (Межгосударственный стандарт).

5. ГОСТ 977-88. Отливки стальные. Общие технические условия. [Дата введения 1990-01-01]. Москва: ИПК Издательство стандартов, 1988. 35 с. (Межгосударственный стандарт).

6. Гребной винт судна с расчетом и изготовлением. URL: http://dvinko.ru/services/izgotovlenie-grebnyh-vintov.

7. ГОСТ 2176-77. Отливки из высоколегированной стали со специальными свойствами. Общие технические условия. [Дата введения

1979-01-01]. Москва : Государственный стандарт, 1977. 31 с.

8. Российский морской регистр судоходства. Методические рекомендации по техническому наблюдению за ремонтом морских судов. НД № 2-039901-005. Санкт-Петербург, 2018. 146 с.

9. ОСТ5Р.9782-2004. Винты гребные из сплавов на медной основе. Исправление дефектов и повреждений. Типовой технологический процесс. [Дата введения 2004-01-01], 2004. 459 с. (Стандарт судостроения).

10. ГОСТ 17711-93. Сплавы медно-цинковые (латуни) литейные. Марки. [Дата введения 1995-01-01]. Минск : ИПК Издательство стандартов, 2002. 6 с. (Межгосударственный стандарт).

11. Соколов Н. Н., Лазаренко С. П., Журавлев В. И. Гребные винты из алюминиевой бронзы. Ленинград : Судостроение, 1971. 288 с.

12. Емельянов Н. Ф. Ходкость водоизмещающих морских судов: учебное пособие. Владивосток : Дальрыбвтуз, 2004. 249 с.

13. Материалы, применяемые для изготовления гребных винтов. веб-сайт. URL: http://vlpacific.ru/?module=news&action=article&id=50

14. ГОСТ 493-79. Бронзы безоловянные литейные. [Дата введения 1980-01-01.], 1979, 3 с. (Межгосударственный стандарт).

15. Soares D. F., Abreu M., Barros D., Castro F. Experimental study of the Cu-Al-Sn phase equilibria, close to the copper zone. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*. 2017. Vol. 53. Issue (3). P. 209–213.

References

1. Bogoraz, I. I., & Kaufman, I.M. (1978). *Proizvodstvo grebnykh vintov: spravochnik*. Leningrad: Sudostroenie

2. Materialy dlia izgotovleniia grebnykh vintov. Retrieved from: https://poznayka.org/s86461t1.html

3. Izgotovlenie grebnykh vintov. Retrieved from: https://helpiks.org/9-34947.html

4. GOST 8054-81. (1981). *Vinty grebnye metallicheskie. Obshchie tekhnicheskie usloviia*. [Data vvedeniia 1981-07-01]. Moskva: IPK Izdatelstvo standartov. (Mezhgosudarstvennyi standart)

5. GOST 977-88. (1988). *Otlivki stalnye. Obshchie tekhnicheskie usloviia*. [Data vvedeniia 1990-01-01]. Moskva: IPK Izdatelstvo standartov. (Mezhgosudarstvennyi standart)

6. Grebnoi vint sudna s raschetom i izgotovleniem. Retrieved from: http://dvinko.ru/services/izgotovlenie-grebnyh-vintov

7. GOST 2176-77. (1977). *Otlivki iz vysokolegirovannoi stali so spetsialnymi svoistvami. Obshchie tekhnicheskie usloviia*. [Data vvedeniia 1979-01-01]. Moskva: Gosudarstvennyi standart

8. *Rossiiskii morskoi registr sudokhodstva. Metodicheskie rekomendatsii po tekhnicheskomu nabliudeniiu za remontom morskikh sudov*. ND № 2-039901-005. Sankt-Peterburg (2018)

9. OST5R.9782-2004. (2004). *Vinty grebnye iz splavov na mednoi osnove. Ispravlenie defektov i povrezhdenii. Tipovoi tekhnologicheskii protsess.* [Data vvedeniia 2004-01-01]. (Standart sudostroeniia)

10. GOST 17711-93. (2002). *Splavy mednotsinkovye (latuni) liteinye. Marki.* [Data vvedeniia 1995-01-01]. Minsk: IPK Izdatelstvo standartov. (Mezhgosudarstvennyi standart)

11. Sokolov, N. N., Lazarenko, S. P., & Zhuravlev, V. I. (1971). *Grebnye vinty iz aliuminievoi bronzy*. Leningrad: Sudostroenie

12. Emelianov, N. F. (2004). Khodkost *vodoizmeshchaiushchikh morskikh sudov: uchebnoe posobie.* Vladivostok: Dalrybvtuz

13. Materialy, primeniaemye dlia izgotovleniia grebnykh vintov. Retrieved from: http://vlpacific.ru/?module=news&action=article&id=50

14. GOST 493-79. (1979). *Bronzy bezoloviannye liteinye*. [Data vvedeniia 1980-01-01.]. (Mezhgosudarstvennyi standart)

15. Soares, D. F., Abreu, M., Barros, D., & Castro, F. (2017). Experimental study of the Cu-Al-Sn phase equilibria, close to the copper zone. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy,* 53(3), 209-213

Кімстач Тетяна Володимирівна, старший викладач кафедри термічної обробки металів, Національна металургійна академія України (м. Дніпро, Україна). ORCID ID: 0000-0002-8993-201X. E-mail: 1375tatyana@gmail.com

Узлов Костянтин Іванович, професор, доктор технічних наук, професор кафедри матеріалознавства, Національна металургійна академія України (м. Дніпро, Україна). ORCID ID: 0000-0003-

0744-9890. E-mail: konst.uzlov@gmail.com

Реп'ях Сергій Іванович, доктор технічних наук, професор кафедри ливарного виробництва, Національна металургійна академія України (м. Дніпро, Україна). ORCID ID: 0000-0003-0203-4135. E-mail: 123rs@ua.fm

Солоненко Людмила Ігорівна, доцент, кандидат технічних наук, доцент кафедри технології та управління ливарними процесами, Одеський національний політехнічний університет (м. Одеса, Україна). ORCID ID: 0000-0003-2092-8044. E-mail: solonenkoli14@gmail.com

АНАЛІЗ НОРМАТИВНИХ ВИМОГ ДО МАТЕРІАЛУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ГРЕБНИХ ГВИНТІВ

Мета. На підставі порівняльного аналізу нормативних вимог до використовуваних матеріалів визначити ефективні напрями удосконалення складів та технології обробки сплавів для виготовлення гребних гвинтів морських суден. З урахуванням одержаних даних, встановити перспективні матеріали та шляхи підвищення надійності і довговічності роботи виробів для судноплавства.

Методика. В роботі використано метод зіставного аналізу з метою обґрунтування перспективи використання спеціальних бронз для виготовлення деталей, що аналізуються.

Результати. Встановлено, що найбільш доцільним матеріалом для виготовлення гребних гвинтів з точки зору сукупності показників конструкційної міцності, зносостійкості та експлуатаційної надійності є алюмінієві бронзи додатково леговані манганом та оловом.

Наукова новизна. Новизна технічного рішення полягає в тому, що на підставі аналізу нормативно-технічних вимог до алюмінієвих бронз, які стандартно використовують для виробництва гребних гвинтів, відмічена перспективність додаткового їх легування оловом, що дозволить підвищити корозійну стійкість та опір абразивному зносу, а також манганом, у раціональній кількості, з метою підвищення міцності.

Практична цінність. Надана актуальна інформація щодо проблеми підвищення надійності та довговічності роботи гребних гвинтів, одним з методів вирішення якої є цілеспрямований вибір матеріалу для їх виготовлення. Запропоновані у якості ефективних матеріалів для виготовлення виконавчих рушійних елементів морських суден алюмінієві бронзи з аргументовано обґрунтованою кількістю легуючих домішок.

Ключові слова: нормативні вимоги, стандарт, гребні гвинти, легуючі елементи, механічні і технологічні властивості, корозійна стійкість.

Kimstach Tetiana Volodymyrivna, Senior Instructor of the Department of heat treatment of metals, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). ORCID ID: 0000-0002-8993-201X. E-mail: 1375tatyana@gmail.com

Uzlov Konstantin Ivanovich, Doctor of Technical Science, Professor of the Department of materials science, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). ORCID ID: 0000-0003-0744-9890. E-mail: konst.uzlov@gmail.com

Repyakh Sergei Ivanovich, Doctor of Technical Science, Professor of the Department of Foundry, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). ORCID ID: 0000-0003-0203-4135. E-mail: 123rs@ua.fm

Solonenko Lyudmila Igorivna, Candidate of Technical Sciences, Senior Lecturer of the Department of Technology and Management of Foundry Processes, Odessa National Polytechnic University (Odessa, Ukraine). ORCID ID: 0000-0003-2092-8044. E-mail: solonenkoli14@gmail.com

MATERIALS FOR MARINE PROPELLERS MANUFACTURING NORMATIVE REQUIREMENTS ANALYSIS

Purpose. On the basis of regulatory requirements for used materials comparative analysis, effective directions for alloys compositions and processing technologies improving for sea-going ships propellers manufacturing have to be determined. Taking into account the data obtained, prospective materials and measures for shipping products reliability and durability improving have to be established.

Methods. Object of this analysis has been up-to-date normative and technical database concerning standard and advanced materials for sea vessels propellers manufacturing compositions and production technologies. Comparative analysis method has been used in order to substantiate the prospects of special bronzes for analyzed parts manufacturing implementation.

Results. From set of indicators of structural strength, wear resistance and operational reliability point of view it has been established that the most appropriate material for propellers manufacturing are aluminum bronzes additionally alloyed with manganese and tin.

Originality. Technical solution novelty lies in the fact that on the basis of normative and technical requirements for aluminum bronzes analyses, which are standardly used for propellers production, the prospects of their additional alloying with tin have been proved. This contributes to corrosion and abrasion resistance improvement. Alloying with manganese in rational amount provides strength characteristics increasing.

Practical implications. Up-to-date information concerning the problem of propellers reliability and durability increasing has been provided. One of the methods for this problem solving is material for their manufacturing targeted choosing. Aluminum bronzes with reasonably justified amount of alloying components as effective materials for sea vessels executive propulsion elements manufacturing have been proposed.

Key words: normative requirement, standard, marine propellers, alloying elements, mechanical and technological properties, corrosion resistance.

Кимстач Татьяна Владимировна, старший преподаватель кафедры термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина). ORCID ID: 0000-0002-8993-201X. E-mail: 1375tatyana@gmail.com

Узлов Константин Иванович, профессор, доктор технических наук, профессор кафедры материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина). ORCID ID: 0000-0003-0744-9890. E-mail: konst.uzlov@gmail.com

Репях Сергей Иванович, доктор технических наук, профессор кафедры литейного производства, Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина). ORCID ID: 0000-0003-0203-4135. E-mail: 123rs@ua.fm

Солоненко Людмила Игоревна, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры технологий и управления литейными процессами, Одесский национальный политехнический университет (Одесса, Украина). ORCID ID: 0000-0003-2092-8044. E-mail: solonenkoli14@gmail.com

АНАЛИЗ НОРМАТИВНЫХ ТРЕБОВАНИЙ К МАТЕРИАЛАМ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГРЕБНЫХ ВИНТОВ

Цель. На основании сравнительного анализа нормативных требований к используемым материалам определить эффективные направления усовершенствования составов и технологии обработки сплавов для изготовления гребных винтов морских судов. С учетом полученных данных, установить перспективные материалы и пути повышения надежности и долговечности работы изделий для судоходства.

Методика. В работе использован метод сопоставительного анализа с целью обоснования перспективы использования специальных бронз для изготовления анализируемых деталей.

Результаты. Установлено, что наиболее целесообразным материалом для изготовления гребных винтов с точки зрения совокупности показателей конструкционной прочности, износостойкости и эксплуатационной надежности являются алюминиевые бронзы дополнительно легированные марганцем и оловом.

Научная новизна. Новизна технического решения заключается в том, что на основании анализа нормативно-технических требований к алюминиевым бронзам, которые стандартно используют для производства гребных винтов, отмечена перспективность дополнительного их легирования оловом, что позволяет повысить коррозионную стойкость и сопротивление абразивному износу, а также марганцем, в рациональном количестве, с целью повышения прочностных характеристик.

Практическая ценность. Предоставлена актуальная информация, касающаяся проблемы повышения надежности и долговечности работы гребных винтов, одним из методов решения которой яв-

ляется целенаправленный выбор материала для их изготовления. Предложены, в качестве эффективных материалов для изготовления исполнительных движущих элементов морских судов, алюминиевые бронзы с аргументировано обоснованным количеством легирующих примесей.

Ключевые слова: нормативные требования, стандарт, гребные винты, легирующие элементы, механические и технологические свойства, коррозионная стойкость.

Рукопис надійшов 18.06.2020 р.

УДК 621.742.486

Л.І. Солоненко[1], С.І. Реп'ях[2]

[1] Одеський національний політехнічний університет
[2] Національна металургійна академія України

МІЦНІСТЬ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ, ЩО СТРУКТУРУВАЛИ ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВОЮ ОБРОБКОЮ

Робота присвячена дослідженням впливу умов плакування кварцового піску натрієвим рідким склом, тривалості зберігання плакованого піску і параметрів паромікрохвильового впливу на плакований пісок на межу його міцності при стисненні в структурованому стані. Встановлено, що тривале (протягом року) зберігання плакованого піску в герметичній тарі призводить до значного зниження (в 2 ... 3 рази в порівнянні зі свіжоплакованою сумішшю) межі міцності при стисненні структурованого піску. Рекомендовано для структурування суміші за способом паромікрохвильового затвердіння використовувати свіжеплакований кварцовий пісок з початковою температурою 20 ... 26 °С, для плакування використовувати кварцовий пісок з вмістом води до 0,2 % води (за масою) і сушити його в плакованому стані до вмісту вологи в затверділому рідкому склі не більше 2 ... 3 % від маси гідратованого силікату натрію.

DOI: 10.34185/0543-5749.2020-3-39-47

Вступ

У числі показників, які зумовлюють технологічність, обсипальність, ймовірність утворення на виливках поверхневих дефектів, витрати на вибивання і очищення виливків тощо одноразових ливарних форм і стрижнів (ЛФС), є межа міцності їх структурованої суміші [1, 2].

Міцність суміші залежить від природи, властивостей і кількості сполучного матеріалу, а також від її величини адгезії та когезії, способу її структурування, фракційного складу піску, ступеня його ущільнення і т.п. [3, 4].

Класичним напрямком збільшення міцності будь-якої структурованої суміші є підвищення міцності її одиничного контакту – манжети (сполучного матеріалу між сусідніми піщинками у суміші) [5]. Тобто, з цієї точки зору найбільш радикальним способом підвищення міцності будь-якої суміші є збільшення в ній масового вмісту сполучного матеріалу [6]. Проте, даний напрямок вирішення завдання підвищення міцності не завжди виявляється прийнятним. Зокрема, збільшення вмісту рідкого скла (РС) в піщано-рідкоскляній суміші (ПРС) призводить не тільки до збільшення її міцності, але і до підвищення роботи її вибивання з виливків [7, 8]. З метою зниження роботи вибивання стрижнів з виливків автори [7, 9, 10] рекомендують зменшити вміст РС в суміші з 5...8 % до 2...3 % за масою. Однак, як показує практика використання ПРС, зменшення в суміші РС, структурованої в результаті продування суміші вуглекислим газом або введення до складу суміші хімічно активної речовини, не забезпечує їй необхідну технологічну міцність, а ЛФС з таких сумішей характеризуються ще й високою обсипальністю. У той же час, теплова сушка ПРС зі зниженим вмістом РС, забезпечуючи суміші необхідний рівень міцності, обсипальності і задовільне вибивання, але вона енергоємна, нетехнологічна і тривала в часі.

У зв'язку з цим для зниження роботи вибивання в ПРС з високим вмістом РС вводять технологічні добавки, в числі яких: спирти, карбонати, гідрол, декстрин, бітум, вугілля, кокс, ве-

© Солоненко Л.І., Реп'ях С.І., 2020

рмикуліт, папір, дерев'яна тирса і ін. [11...16]. Негативний результат використання таких добавок – різке збільшення витрат на регенерацію відпрацьованої суміші, що і є причиною відсутності рециклінгу кварцового піску в ливарних цехах.

Постановка проблеми

На сьогоднішній день з числа відомих способів структурування ПРС найменш дослідженим, але найбільш перспективним є спосіб паромікрохвильового затвердіння (ПМЗ), що поєднує переваги зазначених вище способів затвердіння сумішей. Тим не менш, у даний час відсутні дані про вплив на міцність ПРС, структурованих за ПМЗ-процесом, умов плакування кварцового піску РС, параметрів структурування суміші, масового вмісту РС в суміші, терміну та умов її зберігання тощо.

Завдання досліджень – оцінка впливу на межу міцності при стисненні суміші, структурованої за ПМЗ-процесом, використовуваного для плакування кварцового піску, вологості кварцового піску до його плакування РС, терміну зберігання суміші в герметичній тарі, початкової температури суміші.

Мета роботи. Встановлення закономірностей впливу умов плакування кварцового піску РС, параметрів ПМЗ-процесу і терміну зберігання суміші на величину її межі міцності при стисненні.

Об'єкт і методика досліджень

Об'єкт досліджень – межа міцності при стисненні структурованого способом ПМЗ кварцового піску, попередньо плакованого натрієвим РС.

У дослідженнях використовували кварцовий пісок з вмістом глинистої складової менше 0,5 % за масою і переважним розміром піщинок 0,23 мм, плакований содовим натрієвим РС (ГОСТ 13078-81) з силікатним модулем 2,8...3,0 і питомою щільністю 1,43...1,46 г/см^3. Для фарбування піску в РС вводили чорнило червоного кольору. Для визначення навантаження руйнування структурованих сумішей при стисканні за способом ПМЗ виготовляли зразки розмірами ∅50×50 мм, а також ∅30×30 мм. Випробування зразків проводили на приладі LRu-2e. Для дослідження впливу вологості кварцового піску на межу міцності структурованих сумішей за способом ПМЗ в кварцовий пісок вводили 0,2...5,0 % (за масою) дистильованої води і перемішували, потім для плакування в суміш вводили відповідну кількість РС і здійснювали сушку до вмісту води в плакованому шарі менш 18 % (за масою). Структурування суміші проводили мікрохвильовим випромінюванням при номінальній потужності магнетрона 900 Вт і частотою випромінювання 2450 МГц, використовуючи наважку води масою 1 г. Температуру вимірювали електронним потенціометром з точністю ±1 °С в комплекті з контактною хромель-капелевою термопарою, що має діаметр електродів 0,2 мм. Зберігання плакованих пісків проводили при температурі 20...25 °С в пластиковій герметично закритій тарі.

Результати досліджень

За результатами виконаних досліджень встановлено, що на рівень межі міцності суміші при її стисненні, при інших рівних умовах, істотно впливає як початкова (до плакування) вологість кварцового піску, так і вологість плакованого шару на кварцовому піску, про що свідчать залежності на рис. 1.

З аналізу залежностей на рис. 1 випливає, що зі збільшенням вологості піску до та після його плакування міцність структурованої суміші за ПМЗ-процесом зменшується. З цієї причини для реалізації структурування за способом ПМЗ доцільно використовувати кварцовий пісок для плакування РС з початковою вологістю до 0,2 %, який після сушіння на повітрі додатково сушать у полі мікрохвильового випромінювання, тим самим знижуючи вміст води в плакованому шарі з 17...20 % (за масою плакованого шару) до 2...3 %.

Така залежність від вологості неплакованого піску (див. рис. 1) пояснюється тим, що будь-яка піщинка кварцового піску 1 (див. рис. 2,а) має n-ну кількість мікропор 2. При плакуванні, мікропорами 2 вологої піщинки 1 (див. рис. 2,б), з розташованою в ній водою 4 щільно покривається шаром РС 5 (див. рис. 2,в).

Тобто, по суті, по закінченні плакування вода в мікропорах піщинок виявляється «запечатаною» шаром висушеного РС. При структуруванні по ПМЗ-процесу відбувається об'ємний нагрів суміші, при якому нагріванню піддається і вода в мікропорах. При нагріванні вода в мікропорі в результаті закипання переходить у спінений стан 6 (рис. 2,г).

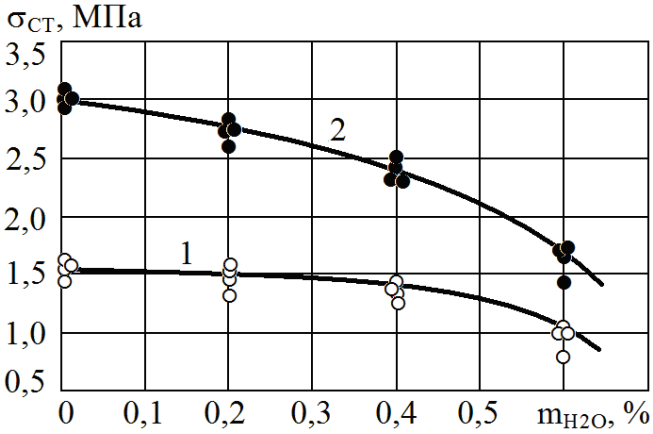


Рис. 1. Залежність межі міцності при стисненні ПРС, структурованої протягом 3 хв за способом ПМЗ з 1 % РС (за масою, понад 100 % піску), використаного для плакування її кварцового піску, від вологості кварцового піску до його плакування: 1 – сушіння 1 год на повітрі; 2 – сушіння 1 год на повітрі та сушіння 3 хв в мікрохвильовій печі

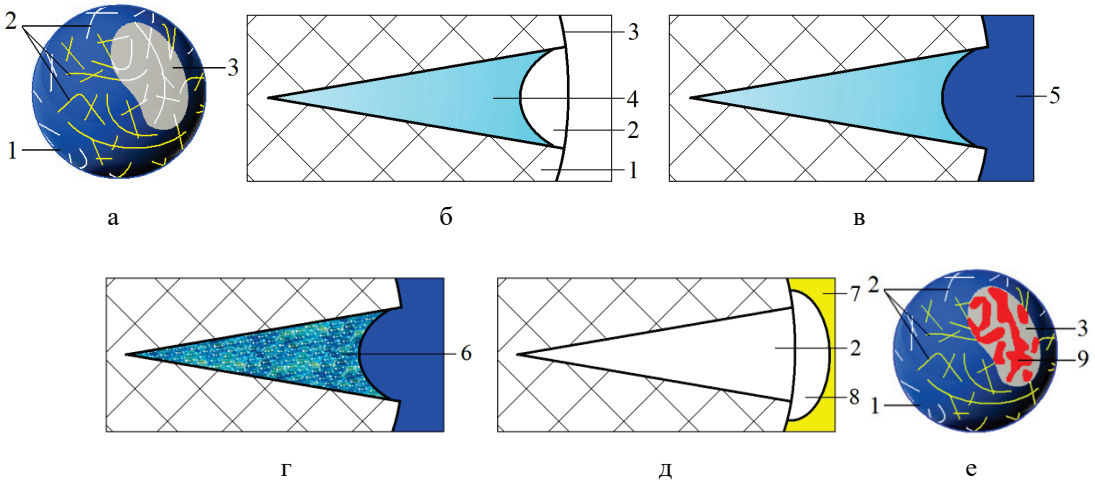


Рис. 2. Схема плакованого вологого піску РС: 1 – піщинка; 2 – мікропора; 3 – місце контакту (манжета) плакованих піщинок РС; 4 – вода; 5 – РС; 6 – спінена вода; 7 – дегідратоване РС; 8 – збільшена в об'ємі вода; 9 – місце підриву манжети

Збільшуючись в об'ємі, вода і її пар 8 підривають плакований шар РС 7 на піщинці 1 (рис. 2,д). При структуруванні за ПМЗ-процесом, гідратоване РС під дією капілярних сил з плакованої піщинки стікає в місця контакту 3, утворюючи між ними манжети. Якщо пісок до плакування був вологим, то при структуруванні, ця волога, збільшуючись в об'ємі, послаблює адгезійне зчеплення рідкоскляних манжет піщинок в місцях підриву 9 (рис. 2,е), що, в свою чергу, знижує адгезійну складову міцності структурованої суміші.

Залежність міцності від вмісту вологи у плакованому шарі пояснюється структурою манжет, що формуються за ПМЗ-процесом. Чим вище вміст води у плакованому шарі, тим вище вірогідність утворення в структурованій суміші піноподібних манжет або структур, що і призводить до зниження її міцності.

Вплив терміну зберігання та початкової температури структурованого плакованого 3 % РС (за масою, понад 100 % піску) кварцового піску протягом 3 хв мікрохвильовим випромінюванням на величину межі міцності при стисненні представлено на рис. 3.

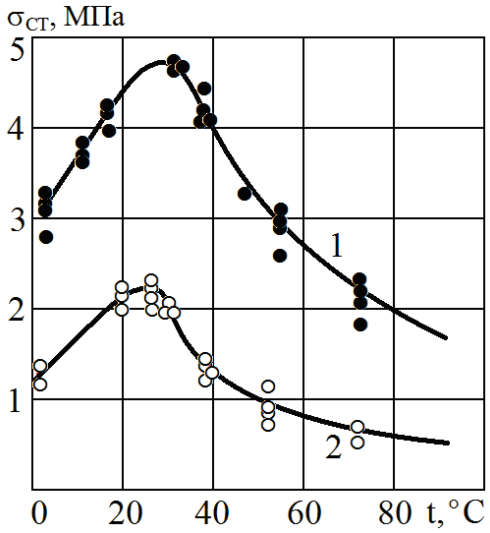


Рис. 3. Залежність межі міцності при стисненні структурованого плакованого кварцового піску від початкової температури (1 – термін зберігання плакованого піску на повітрі – 1 день; 2 – термін зберігання плакованого піску в герметичній тарі – 1 рік)

З аналізу ходу залежностей на рис. 3 випливає, що межа міцності при стисненні в результаті тривалого зберігання плакованого піску навіть в герметично закритій тарі зменшується в 2...3 рази в порівнянні з свіжовиготовленою сумішшю. Ця закономірність пояснюється тим, що навіть при зберіганні в герметично закритій тарі, вуглекислий газ, що залишився в повітрі, призводить до часткової карбонізації РС, що втрачає нормальний стан, хімічний склад РС, і відповідно, межа міцності структурованої суміші. При цьому, максимальні значення межі міцності мають суміші, структуровані з початковою температурою піску 20...26 °С. Зниження межі міцності суміші, структурованої з початковою температурою понад 26 °С, по-видимому, пов'язано зі зниженням об’єму конденсату, що виділяється на піщинах в процесі ПМЗ. Тобто, ця обставина не дозволяє в повній мірі реалізувати насичення РС водою і, відповідно, сформувати великі манжети між ними. У той же час зниження початкової температури плакованого піску нижче 20 °С так само призводить до зменшення межі міцності структурованої суміші. В даному випадку, очевидно, це пов'язано з обмеженням тривалості структурування і незавершеністю процесу дегідратації РС.

Одним з показників стабільності ЛФС є величина межі їх міцності в різних частинах ливарної форми або стрижня. З цією метою плакована суміш 3 % РС (за масою, понад 100 % піску) і початковою температурою 2, 10, 20, 26, 35, 76 °С, яка зберігалася в герметичній тарі – 1 рік, структурували протягом 3 хв за ПМЗ-процесом в циліндричних витрусних ящиках ∅30×220 мм. Після закінчення структурування стрижні розрізали поперек на короткі циліндри (∅30×30 мм) і визначали їх міцність. Отримані залежності представлені на рис. 4, а вид стрижнів і структури їх поперечного перерізу, представлені на рис. 5.

Аналогічним чином надходили зі стрижнями, виготовленими з свіжеплакованого кварцового піску. Встановлено, що стрижні з свіжеплакованого кварцового піску володіють високим і постійним по довжині рівнем межі міцності при стисненні.

У той же час (див. рис. 5) міцність стрижнів, які структуровані із плакованого кварцового піску, що довго зберігався, неухильно зменшується з видаленням від місця розміщення в суміші водяного заряду. При цьому, найбільшою міцністю характеризуються стрижні з початковою температурою 20 °С і 26 °С, а за результатами візуальної оцінки (див. рис. 5) найвищу якість поверхні у стрижнів, початкова температура яких до структурування за способом ПМЗ становила 47 °С. Причиною даної закономірності, мабуть, є процеси конденсації водяної пари на поверхні стрижневого ящика, зумовлені особливостями нагріву тіл в поле мікрохвильового випромінювання.

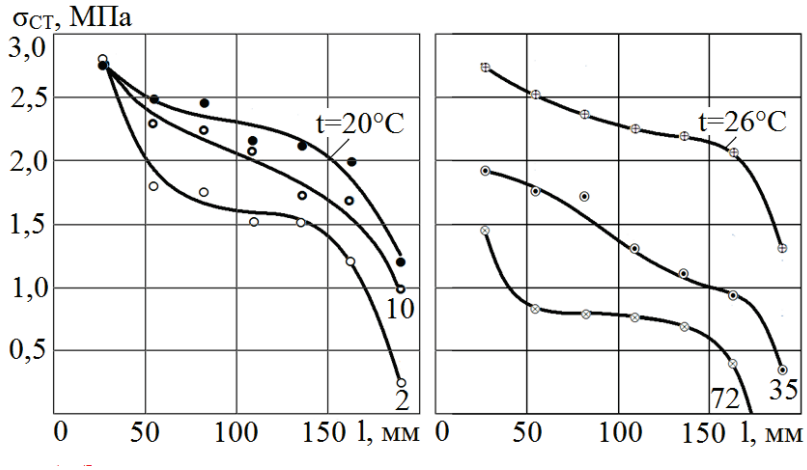


Рис. 4. Залежності величини межі міцності при стисненні структурованого плакованого кварцового піску від віддалення від водяного заряду в суміші і початкової температури (термін зберігання плакованого піску в герметичній тарі – 1 рік)

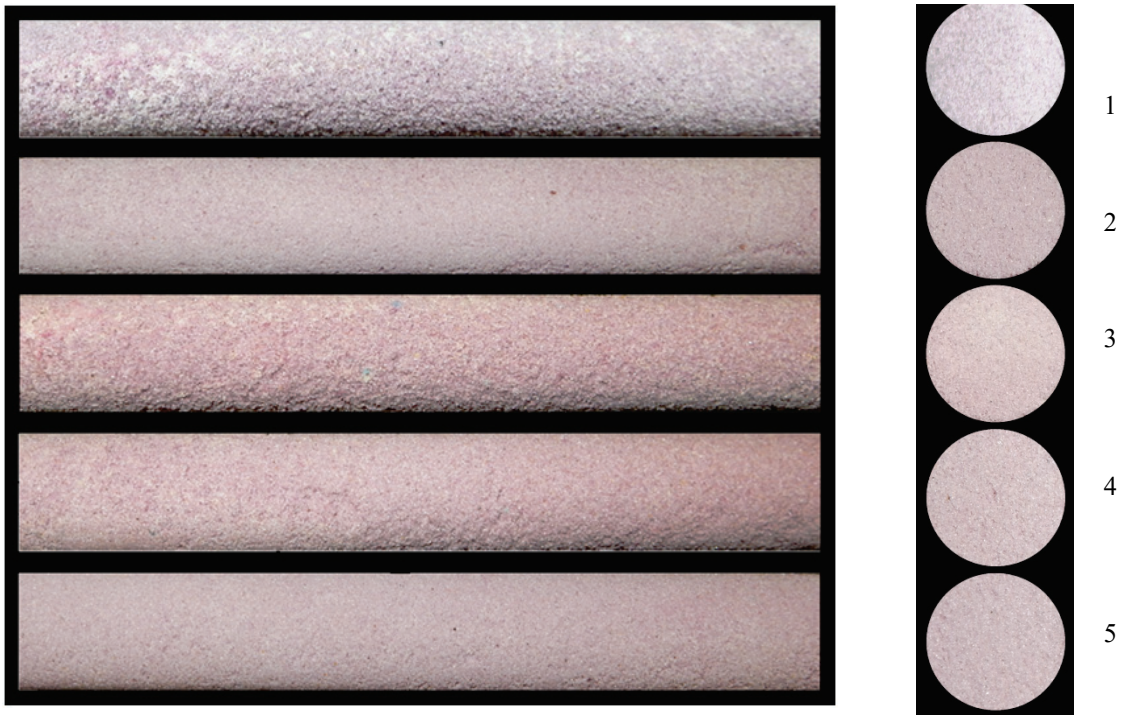


Рис. 5. Вид стрижнів (а) і їх структури в поперечному перерізі (б), виготовлених за способом ПМЗ з початковою температурою 2 °С (1), 10 °С (2), 20 °С (3), 35 °С (4) і 47 °С (5) (зберігання плакованого піску – 1 рік)

Висновки і перспективи досліджень

1. Плакування кварцового піску рідким склом для його подальшого структурування за способом ПМЗ слід здійснювати при утриманні в піску вологи не більше 0,2 % (за масою) з наступним сушінням піску до вмісту вологи в плакованому шарі не більше 2...3 % від маси гідратованого силікату натрію.

2. Оскільки межа міцності при стисненні в результаті тривалого зберігання плакованого піску навіть в герметично закритій тарі зменшується в 2...3 рази в порівнянні з свіжовиготовленою сумішшю, для структурування піщано-рідкоскляної суміші за способом ПМЗ слід використовувати свіжовиготовлений плакований 0,5...2,5 % РС кварцовий пісок, а його темпера-

тура до моменту початку структурування повинна складати 20...26 °С.

Встановлені закономірності процесу ПМЗ є невеликою частиною даного перспективного напрямку структурування ЛФС. У зв'язку з цим перспективами досліджень буде встановлення закономірностей зміни властивостей таких сумішей, умов їх виробництва, відстеження віртуального «дрейфу» оптимуму комплексу їх основних властивостей і якості ЛФС при зміні умов їх виготовлення, підготовки до застосування, зберігання і т.п.

Бібліографічний список

1. Давиденко А. К., Иванов Б. К., Охрименко Г. П., Пономаренко О. И. Самотвердеющие жидкостекольные формовочно-стержневые смеси для изготовления отливок энергетического оборудования. *Металл и литье Украины*. 2018. № 3-4. С. 34–39.

2. Курын М. Г. Определение оптимальных характеристик жидкого стекла для процесса омагничивания жидкостекольных смесей. *Технологический аудит и резервы производства*. 2011. № 2(2). С. 14–20.

3. Дорошенко С. П. Повышение термостойкости ХТС. *Литейное производство*. 1984. № . С. 12–13.

4. Иванов А. А., Ромашкин В. Н. Упрочнение жидкостекольных смесей и внутрение напряжения в связующих. *Литейное производство*. 1984. № 7. С. 13-14.

5. Жуковский С. С., Ромашкин В. Н. О «шаровой» модели структуры формовочной смеси. *Литейное производство*. 1986. № 3. С. 12–13.

6. Великанов Г. Ф., Примак Н. Н., Бречко А. А. Прочность формовочной смеси. *Литейное производство*. 1986. № 3. С. 10–12.

7. Драпела В., Русин К. Свойства самотвердеющих смесей на базе жидкого стекла и жидкого отвердителя. *Литейное производство*. 1990. № 2. С. 20–21.

8. Жуковский С. С. Прочность литейной формы. М.: Машиностроение. 1989. 288 с.

9. Шувалов В. Г., Чичкан В. П. Смеси для CO_2-процесса с низким содержанием связующего. *Литейное производство*. 1990. № 2. С. 19–20.

10. Морозов И. В., Чернявская М. Г., Аверин Е. К., Виткевич Н. Д., Лубенец А. П. Современное направление улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей. *Литейное производство*. 1984. № 2. С. 17–18.

11. Крутилин А. Н., Гуминский Ю. Ю., Русевич О. А. Повышение эффективности использования жидкостекольной смеси. Обзорная информация. Ч.1. Модифицирование. *Литейное производство*. 2018. № 1(90). С. 47–54.

12. Белобров Е. А., Карпенко О. Л., Белобров Л. Е. Вспомним забытые технологии: о выбиваемость жидкостекольных смесей из отливок. *Литье Украины.* 2018. № 6. С. 22–25.

13. Крутилин А. Н., Гуминский Ю. Ю., Русевич О. А. Повышение эффективности использования жидкостекольной смеси. Ч.3. Нанодисперсные материалы. *Литейное производство*. 2018. № 3(92). С. 31–35.

14. Линецкий Б. С., Мельник О. В., Кантор С. Б., Касьянов И. М. Легковыбиваемые малоотходные жидкостекольные формовочные стержни. *Литейное производство*. 1983. № 1. С. 18–19.

15. Жуковский С. С., Борсук П. А. Перспективы применения смесей с жидким стеклом в литейном производстве. *Литейное производство*. 1983. № 1. С. 12–14.

16. Гоберис С., Антонович В. Влияние добавок на свойства жидкостекольных композиций. *Литейное производство*. 2002. № 8. С. 22–24.

17. Реп'ях С. І., Солоненко Л. І., Білий О. П. Властивості і структури компонентів піщанорідко скляних формувальних сумішей. *Теорія і практика металург*ії. 2019. № 1. С. 81–92.

References

1. Davidenko, A. K., & Ivanov, B. K., Okhrimenko, G. P., Ponomarenko, O. I. (2018). Self-hardening liquid glass molding-rod mixtures for the manufacture of castings of power equipment. *Metal and casting of Ukraine*, (3-4), 34-39

2. Kuryn, M. G. (2011). Determination of optimal characteristics of liquid glass for the magnetization process of liquid glass mixtures. *Technological audit and production reserves*, 2(2), 14-20

3. Doroshenko, S. P. (1984). Increasing the thermal stability of the cold storage system. *Foundry*, (7), 12-13

4. Ivanov, A. A., & Romashkin, V. N. (1984). Strengthening liquid glass mixtures and internal stress in binders. *Foundry*, (7), 13-14

5. Zhukovskiy, S. S., & Romashkin, V. N. (1986). About the "ball" model of the structure of the molding mixture. *Foundry*, (3), 12-13

6. Velikanov, G. F., Primak, N. N., & Brech-

ko, A. A. (1986). Strength of the molding mixture. *Foundry*, (3), 10-12

7. Drapela, V., & Rusin, K. (1990). Properties of self-hardening mixtures based on liquid glass and liquid hardener. *Foundry*, (2), 20-21

8. Zhukovsky, S. S. (1989). Strength of the casting form. Moskva: Mechanical engineering

9. Shuvalov, V. G., & Chichkan, V. P. (1990). Mixtures for a CO_2-process with a low binder content. *Foundry*, (2), 19-20

10. Morozov, I. V., Chernyavskaya, M. G., Averin, E. K., Vitkevich, N. D., & Lubenets, A. P. (1984). Modern direction of improving knockout of liquid glass mixtures. *Foundry*, (2), 17-18

11. Krutilin, A. N., Guminsky, Yu. Yu., & Rusevich, O. A. (2018). Improving the efficiency of using liquid glass mixture. Survey information. Part 1. Modification. *Foundry*, 1(90), 47-54

12. Belobrov, E. A., Karpenko, O. L., & Belobrov, L. E. (2018). Let us remember forgotten technologies: about knocking out liquid glass mixtures from castings. *Casting of Ukraine*, (6), 22-25

13. Krutilin, A. N., Guminsky, Yu. Yu., & Rusevich, O. A. (2018). Improving the efficiency of using liquid glass mixture. Part 3. Nanodispersed materials. *Foundry*, 3(92), 31-35

14. Linetskiy, B. S., Melnik, O. V., Kantor, S. B., & Kasyanov, I. M. (1983). Easy-removable low-waste liquid glass molding rods. *Foundry*, (1), 18-19

15. Zhukovsky, S. S., & Borsuk, P. A. (1983). Prospects for the use of mixtures with liquid glass in casting production. *Foundry*, (1), 12-14

16. Goberis, S., & Antonovich, V. (2002). The influence of additives on the properties of liquid glass compositions. *Foundry*, (8), 22-24

17. Rep'yakh, S. I., Solonenko, L. I., & Biliy, O. P. (2019). The power and structure of the components in food-and-wild formal sums. *Theory and practice of metallurgy*, (1), 81-92

Солоненко Людмила Ігорівна, доцент, кандидат технічних наук, доцент кафедри технології та управління ливарними процесами, Одеський національний політехнічний університет (м. Одеса, Україна). ORCID ID: 0000-0003-2092-8044. E-mail: solonenkoli14@gmail.com

Реп'ях Сергій Іванович, доктор технічних наук, професор кафедри ливарного виробництва, Національна металургійна академія України (м. Дніпро, Україна). ORCID ID: 0000-0003-0203-4135. E-mail: 123rs@ua.fm

МІЦНІСТЬ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ, ЩО СТРУКТУРУВАЛИ ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВОЮ ОБРОБКОЮ

Мета. Встановлення закономірностей впливу умов плакування кварцового піску рідким склом, параметрів паро-мікрохвильового затвердіння і терміну зберігання суміші на величину її межі міцності при стисненні в структурованому стані.

Методика. У дослідженнях використовували кварцовий пісок з вмістом глинистої складової не більше 0,5% за масою і переважним розміром піщинок 0,23 мм, плакований содовим натрієвим рідким склом з силікатним модулем 2,8...3,0 і питомою щільністю 1,43...1,46 г/см^3. Для визначення навантаження руйнування структурованих сумішей при стисканні за способом паро-мікрохвильового затвердіння виготовляли зразки розмірами ∅50×50 мм і ∅30×30 мм. Випробування зразків проводили на приладі LRu-2e. Температуру сумішей вимірювали з похибкою ±1 °С.

Результати. Встановлено, що межа міцності при стисненні в результаті тривалого зберігання плакованого піску навіть в герметично закритій тарі зменшується в 2...3 рази в порівнянні з свіжовиготовленою сумішшю, що, ймовірно, обумовлено частковою карбонізацією рідкого скла в плакованому шарі. Рекомендовано для структурування піщано-рідкоскляної суміші за способом паромікрохвильового затвердіння використовувати свіжовиготовлений плакований кварцовий пісок з температурою 20...26 °С. При цьому для плакування натрієвим рідким склом рекомендовано використовувати кварцовий пісок з вмістом води до 0,2 % (за масою) та вмістом вологи в затверділому рідкому склі не більше 2...3 % від маси гідратованого силікату натрію. Наведені описи та аналіз встановлених закономірностей.

Наукова новизна. Вперше встановлено, що плакування кварцового піску рідким склом для його подальшого структурування способом паро-мікрохвильового затвердіння слід здійснювати при утриманні в піску вологи не більше 0,2 % (за масою) з наступним сушінням піску до вмісту вологи в затверділому рідкому склі не більше 2...3 % від маси гідратованого силікату натрію.

Практична цінність. Отримані дані будуть корисними в ливарному виробництві, а саме в області формоутворення піщано-рідкоскляних сумішей.

Ключові слова: піщано-рідкоскляна суміш, рідке скло, паро-мікрохвильове затвердіння, міцність, вологість, зберігання.

Solonenko Lyudmila Igorivna, Candidate of Technical Sciences, Senior Lecturer of the Department of Technology and Management of Foundry Processes, Odessa National Polytechnic University (Odessa, Ukraine). ORCID ID: 0000-0003-2092-8044. E-mail: solonenkoli14@gmail.com

Repyakh Sergei Ivanovich, Doctor of Technical Science, Professor of the Department of Foundry, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). ORCID ID: 0000-0003-0203-4135. E-mail: 123rs@ua.fm

STRENGTH OF SAND-LIQUID-GLASS MIXTURES STRUCTURED BY STEAM-MICROWAVE TREATMENT

Purpose. Establishing the regularities of the influence of the conditions for cladding quartz sand with water glass, the parameters of steam-microwave hardening and the shelf life of the mixture on the value of its ultimate strength in compression in the structured state.

Methods. The studies used quartz sand with a clay component of less than 0.5 % by weight and a predominant size of sand grains of 0.23 mm, clad with soda sodium water glass with a silicate modulus of 2.8...3.0 and a specific gravity of 1.43…1.46 g/cm^3. To determine the fracture load of structured mixtures in compression by the method of steam-microwave hardening, specimens with dimensions Ø50×50 mm and Ø30×30 mm were made. The samples were tested on an LRu-2e device. The temperature of the mixtures was measured with an error of ±1 °C.

Results. It has been established that the ultimate strength in compression as a result of long-term storage of clad sand, even in a hermetically sealed container, decreases 2...3 times compared with a freshly prepared mixture, which is due to the carbonization of water glass in the clad layer. It is recommended to use freshly prepared clad quartz sand with a temperature of 20...26 °C for structuring a sand-liquid-glass mixture by the method of steam-microwave hardening. At the same time, for cladding with sodium water glass, it is recommended to use quartz sand with a water content of up to 0.2 % water (by weight) and dry it to a moisture content in the hardened water glass of no more than 2...3 % of the weight of hydrated sodium silicate. Descriptions and analysis of the established patterns are given.

Originality. It was established for the first time that the cladding of quartz sand with liquid glass for its subsequent structuring by the method of steam-microwave curing should be carried out with a moisture content in the sand of no more than 0.2 % (by weight), followed by drying the sand to a moisture content in the hardened liquid glass of no more than 2...3 % by weight of hydrated sodium silicate.

Practical implications. The obtained data will be useful in foundry, namely in the field of shaping.

Key words: sand-liquid glass mixture, liquid glass, steam-microwave hardening, strength, humidity, storage.

Солоненко Людмила Игоревна, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры технологий и управления литейными процессами, Одесский национальный политехнический университет (Одесса, Украина). ORCID ID: 0000-0003-2092-8044. E-mail: solonenkoli14@gmail.com

Репях Сергей Иванович, доктор технических наук, профессор кафедры литейного производства, Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина). ORCID ID: 0000-0003-0203-4135. E-mail: 123rs@ua.fm

ПРОЧНОСТЬ ПЕСЧАНО-ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ СМЕСЕЙ, СТРУКТУРИРОВАННЫХ ПАРО-МИКРОВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Цель. Установление закономерностей влияния условий плакирования кварцевого песка жидким стеклом, параметров паро-микроволнового отверждения и срока хранения смеси на величину ее пре-

дела прочности при сжатии в структурированном состоянии.

Методика. В исследованиях использовали кварцевый песок с содержанием глинистой составляющей мене 0,5 % по массе и преимущественным размером песчинок 0,23 мм, плакированный содовым натриевым жидким стеклом с силикатным модулем 2,8...3,0 и удельной плотностью 1,43...1,46 г/см^3. Для определения нагрузки разрушения структурированных смесей при сжатии по способу паро-микроволнового отверждения изготавливали образцы размерами ∅50×50 мм и ∅30×30 мм. Испытания образцов проводили на приборе LRu-2e. Температуру смесей измеряли с погрешностью ±1 °С.

Результаты. Установлено, что предел прочности при сжатии в результате длительного хранения плакированного песка даже в герметично закрывающейся таре уменьшается в 2…3 раза по сравнению со свежеприготовленной смесью, что обусловлено карбонизацией жидкого стекла в плакированном слое. Рекомендовано для структурирования песчано-жидкостекольной смеси по способу паромикроволнового отверждения использовать свежеприготовленный плакированный кварцевый песок с температурой 20...26 °С. При этом для плакирования натриевым жидким стеклом рекомендовано использовать кварцевый песок с содержанием воды до 0,2 % воды (по массе) и сушить его до содержания влаги в затвердевшем жидком стекле не более 2...3 % от массы гидратированного силиката натрия. Приведены описания и анализ установленных закономерностей.

Научная новизна. Впервые установлено, что плакирование кварцевого песка жидким стеклом для его последующего структурирования способом паро-микроволнового отверждения следует осуществлять при содержании в песке влаги не более 0,2 % (по массе) с последующей сушкой песка до содержания влаги в затвердевшем жидком стекле не более 2...3 % от массы гидратированного силиката натрия.

Практическая ценность. Полученные данные будут полезными в литейном производстве, а именно в области формообразования.

Ключевые слова: песчано-жидкостекольная смесь, жидкое стекло, паро-микроволновое отверждение, прочность, влажность, хранение.

Рукопис надійшов 02.07.2020 р.

УДК 669.715:620.186.5:621.735.34

В.В. Каверинский[1], А.И. Троцан[1], З.П. Сухенко[1]

[1] Институт проблем материаловедения НАН Украины

ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ЗА СЧЁТ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Целью данной работы является разработка метода деформационно-термической обработки доэвтектических сплавов системы Al-Si, позволяющего измельчить и сфероизизировать включения кремния, тем самым повысив пластичность материала и его способность к упрочнению при последующей холодной деформации. Производилось изготовление отливок из сплава Al-Si (7 % Si) в лабораторных условиях: литьё в земляную форму при температуре расплава 700 – 720 °С. Отливки подвергались деформации ковкой – вытяжке. Исследование микроструктуры в литом, отожжённом и деформированном состояниях. Определение механических свойств: измерение твёрдости, испытание на осаживание. Предложен метод деформационно-термической обработки сплавов системы Al-Si, позволяющей добиться сфероидизации включений кремния. Метод позволяет в значительной мере повысить пластичность материала (до значений ~ 80 % при осаживании) при твёрдости соответствующей отожжённому состоянию. Определена зависимость размера и степени вытянутости включений кремния в составе Al-Si эвтектики в сплавах Al-Si с 7 % Si от параметров деформационно-термической обработки, получены статистические характеристики распределения включений по размерам. Показана возможность дополнительного упрочнения доэвтектических силуминов после сфероидизирующей деформационно-термической обработки за счёт холодной пластической деформации, так как повышенный запас пластичности позволяет получить большие степени деформации в холодном состоянии, чем того допускает литой или отожжённый материал. Показана возможность создания пластичных сплавов системы Al-Si путём деформационно-термической обработки, а также возможность варьирования, при необходимости, показателей твёрдости и пластичности в значительно более широких пределах, чем в литом состоянии.

DOI: 10.34185/0543-5749.2020-3-48-58

Введение

Сплавы системы Al-Si, известные как силумины, широко применяются в качестве материалов для отливок, так как они имеют хорошие литейные свойства [1]. Однако известным недостатком силуминов является их низкая пластичность, обусловленная грубыми крупными включениями кремния. Очевидно, что, повлияв на морфологию кремниевых включений, можно воздействовать на свойства силумина. Известны способы модифицирования кремниевых включений в силумине с применением микродобавок Na [2] или Li [3]. Но этот способ не приводит к росту пластичности, необходимому для перехода материала на качественно новый уровень, кроме того, известно, что примеси Na в сплавах на основе алюминия повышают горячеломкость материала [4].

На форму включений хрупкой фазы можно повлиять воздействием горячей деформации. На данный момент имеются лишь немногочисленные упоминания о возможности деформационной обработки Al-Si сплавов, например, в работе [5], где силумин подвергался горячей экстру-

© Каверинский В.В., Троцан А.И., Сухенко З.П., 2020

зии с очень низкой скоростью. При этом включения кремния, действительно, подверглись дроблению и измельчению.

В основе предлагаемого метода лежит тот факт, что силумин всё же обладает некоторой пластичностью, особенно доэвтектический. Пластичность можно дополнительно повысить при нагревании и при отсутствии факторов горячеломкости проводить некоторую пластическую деформацию при температурах выше ~ 470 °С [4]. В предлагаемом методе деформация осуществлялась циклически – чередование малых горячих деформаций и подогревов с некоторым отжигом. Таким способом поддерживалась пластичность материала.

Важным эффектом, которого предполагалось достичь применением циклического нагрева/охлаждения, являлось ускорение сфероидизации разрушенных при деформации включений кремния за счёт изменения растворимости Si в Al [6].

Цель данной работы – исследование метода повышения пластичности доэвтектического силумина с применением деформационно-термической обработки, способствующей измельчению, перемешиванию и сфероидизации включений кремния.

Исследуемый материал

Исследовано 4 типа образцов в литом, деформированном и отожжённом состояниях. Химический состав приведен в таблице 1.

Таблица 1. Состав материала исследованных образцов, масс. %

Al	Si	Mn	Cu	Fe
основа	7,0	0,1	0,5	0,75

Исходный металл доводился до плавления в стальном тигле и разливался при температуре около 700 – 720 °С в высушенные формы из песчано-глинистой формовочной смеси.

Методика эксперимента

Образцы были подвергнуты различным режимам обработки, а также исследовались в литом состоянии. Вид обработки для каждого из образцов приведен в таблице 2. Изменение степени деформации по этапам для данных образцов показано на рисунке 1. Деформация на каждом этапе начиналась как горячая, но завершалась при более низких температурах.

Таблица 2. Режимы обработки образцов

№ типа образцов	Характеристика обработки	Конечные размеры (усреднено по длине), мм		
		a	*b*	*l*
1	11 этапов деформации ковкой (вытяжка) с промежуточными отжигами в течении 12 – 18 мин при температуре 520 °С. Начало ковки при 520 – 510 °С, завершение ковки при ~ 250 – 300 °С. Суммарная степень деформации ~ 29 %, удлинение ~ 42 %	7,9	6,8	60,6
2	17 этапов деформации ковкой (вытяжка) с промежуточными отжигами в течении 10 – 12 мин при температуре 510 °С. Начало ковки при 510 – 490 °С, завершение ковки при ~ 200 – 250 °С. Суммарная степень деформации ~ 52 %, удлинение ~ 98 %	6,45	5,75	81,0
3	Отжиг при температуре 520 – 540 °С в течении 4,5 ч	9,4	8,7	41,5
4	Исследовался в литом состоянии	8,8	8,4	40,8

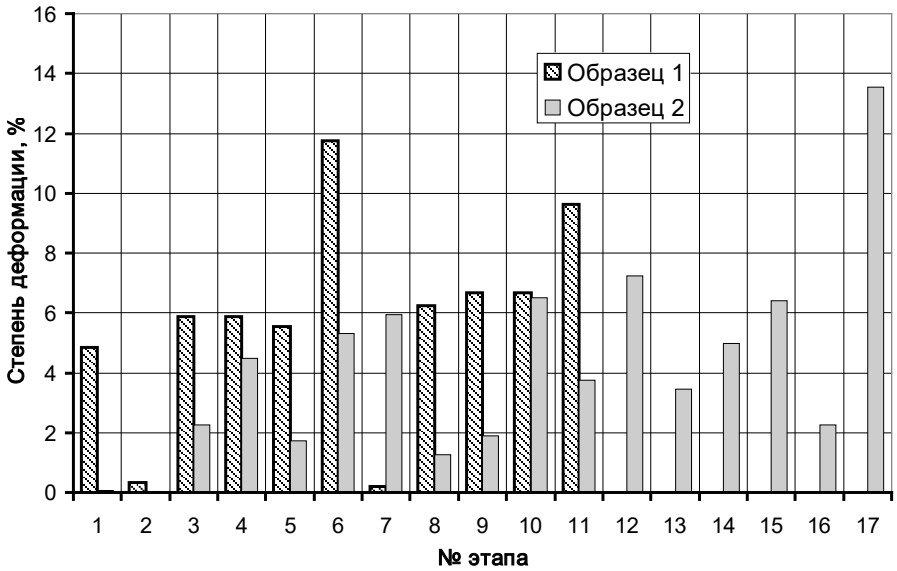
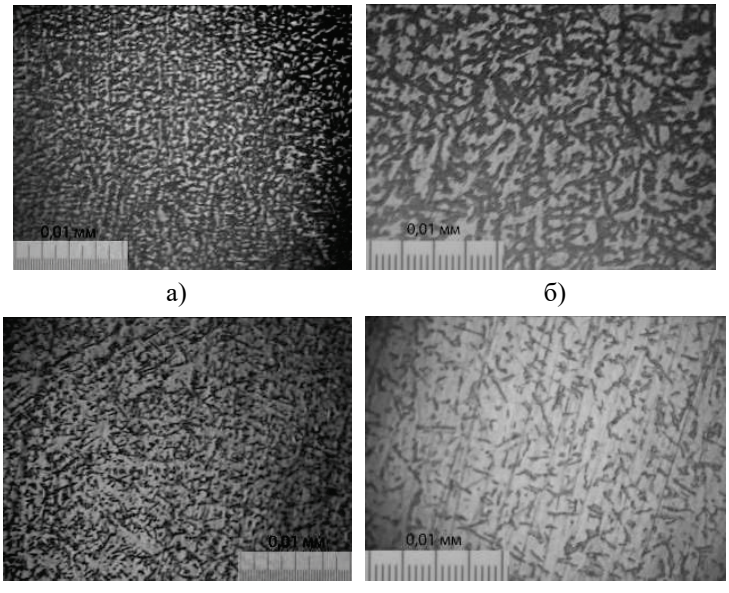


Рис.1. Степени деформации по этапам

Результаты исследования

Дендритная структура образцов типа 4 (литое состояние) показана на рисунке 2 (а, б). Структура является типичной для доэвтектического силумина. Междендритное пространство заполнено Al-Si эвтектикой. Характерные фотографии включений Si приведены на рисунке 3 (а, б, в). Они в основном имеют на шлифе типичную вытянутую форму.

Влияние отжига без дополнительной деформации изучали на образцах типа 3. Дендритная структура после отжига таких образцов представлена на рисунке 2 (в, г). Дендритный характер структуры после отжига сохраняется. Можно говорить о существенном укрупнении дендритной структуры после отжига. Характерные фотографии включений приведены на рисунке 3 (г, д). Визуально существенного различия в морфологии включений в литых и отожжённых образцах не наблюдается.



а) б)

в) г)

Рис. 2. Микроструктура в литом и отожжённом состояниях: а) литое состояние увеличение ×40; б) литое состояние увеличение ×100 ; в) отожжённое состояние увеличение ×40; г) отожжённое состояние увеличение ×100

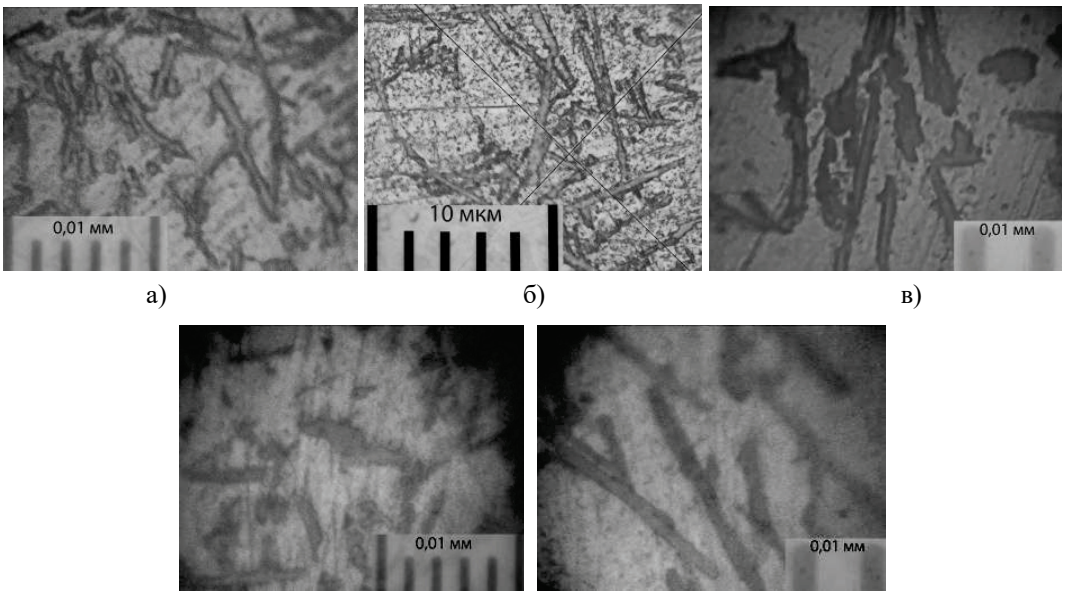


Рис. 3. Включения кремния в литом и отожжённом состояниях: а) литое состояние, увеличение ×400; б) литое состояние, увеличение ×500; в) литое состояние, увеличение ×1000; г) отожжённое состояние, увеличение ×400; д) отожжённое состояние, увеличение ×1000

Влияние деформации с промежуточными отжигами на структуру силумина изучали на образцах типов 1 и 2. На рисунке 4 (а, б) представлена микроструктура образца типа 1. После подобной деформации структура сохраняет подобие дендритного характера и визуально близка к структуре после отжига, но очертания дендритов выражены несколько слабее. Показатели структуры очень близки к таковым в отожжённом состоянии.

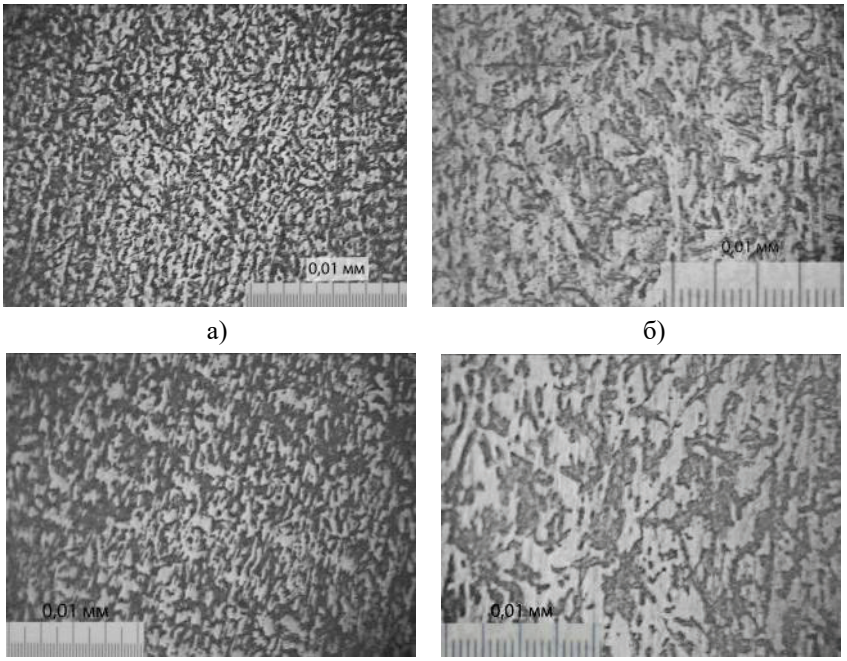
Характерные фотографии кремниевых включений приведены на рисунке 5 (а, б). Заметно изменение формы и размеров включений, по сравнению с литым или отожжённым состоянием. Наблюдается существенное измельчение кремниевых включений и их некоторая сфероидизация. Некоторые из включений достаточно толстые и имеют форму галтованых осколков. Таким образом, деформация, действительно, приводит к появлению более коротких и более округлых включений, в сравнении с литым или отожжённым состоянием.

Образцы типа 2 подвергали деформации с большей степенью по несколько другому режиму, чем образцы типа 1. На рисунке 4 (в, г) представлена их микроструктура. Даже после такой деформации структура не утратила полностью следов дендритного характера, однако он становится менее выраженным, начинает проявляться текстура деформации. После деформации 52 % структура получается несколько более плотная, чем после деформации 29 %, однако зерно всё равно заметно крупнее, чем в литом состоянии. Характерные фотографии включений кремния приведены на рисунке 5 (в, г).

Включения кремния в образцах типа 2 значительно более мелкие и многие имеют форму, близкую к сферической или эллиптической. Будучи в значительной мере фрагментированными в процессе ковки, эти включения подверглись существенной сфероидизации. Таким образом, такой режим деформации в сравнении с предыдущим (образцы типа 1) и отжигом без деформации позволяет получить мелкие и практически сферические включения кремния.

Распределение кремниевых включений по размерам является логнормальным. Статистические характеристики функций распределения приведены в таблице 3.

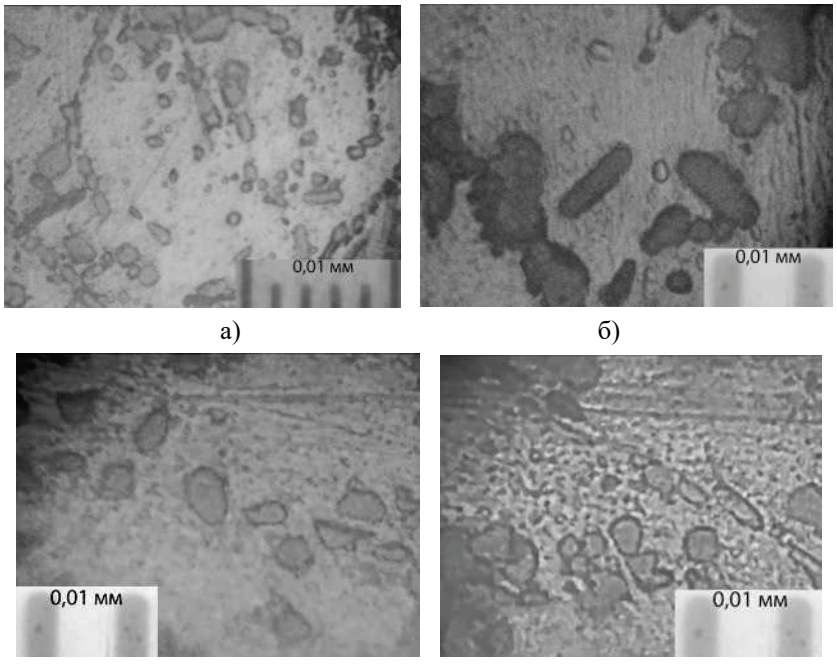
Ниже приведена сводная таблица 4 показателей микроструктуры образцов.



а) б)

в) г)

Рис. 4. Микроструктура образцов после деформационно-термической обработки: а) суммарная степень деформации ~29 %, увеличение ×40; б) суммарная степень деформации ~29 %, увеличение ×100 ; в) суммарная степень деформации ~52 %, увеличение ×40; г) суммарная степень деформации ~52 %, увеличение ×100;



а) б)

в) г)

Рис. 5. Включения кремния в образцах после деформационно-термической обработки: а) суммарная степень деформации ~29 %, увеличение ×400; б) суммарная степень деформации ~29 %, увеличение ×1000 ; в, г) суммарная степень деформации ~52 %, увеличение ×1000

Таблица 3. Статистические характеристики распределения кремниевых включений по размерам

№	Продольный размер, мкм					Поперечный размер, мкм				
	Параметры распределения		Математическое ожидание	Дисперсия	Медиана	Параметры распределения		Математическое ожидание	Дисперсия	Медиана
	μ	σ				μ	σ			
1	2,07	0,67	9,9	55,7	7,9	1,46	0,45	4,8	5,1	4,3
2	1,38	0,53	4,6	3,6	4,0	1,06	0,42	3,2	1,9	2,8
3	2,72	0,54	17,6	104,4	15,2	1,54	0,46	5,2	6,3	4,7
4	2,80	0,51	18,7	104,2	16,4	1,35	0,50	4,4	5,4	3,9

Таблица 4. Характеристики микроструктуры

№ типа образцов	Плотность структуры, $мм^{-2}$	Средний условный размер зерна, мкм	Характеристики включений кремния		
			Длина, мкм	Толщина, мкм	Степень вытянутости
1	211,8 ± 36,1	73,8 ± 6,1	10,0 ± 0,6	4,8 ± 0,2	2,1
2	278,5 ± 53,7	66,0 ± 7,9	4,5 ± 0,2	3,2 ± 0,1	1,4
3	210,6 ± 137,4	74,7 ± 25,4	17,5 ± 0,9	5,2 ± 0,2	3,4
4	727,7 ± 79,4	39,8 ± 2,1	18,7 ± 1,1	4,4 ± 0,3	4,3

Для оценки влияния отжига и деформационно-термической обработки на свойства сплава в образцах измеряли микротвёрдости металлической матрицы, исключив влияние включений. Также проводили измерение общей твёрдости (НВ). Для оценки пластичности проводили технологическое испытание на осаживание. Осаживание осуществляли при комнатной температуре (~ 20 ºС). Оценивали критическую степень осаживания как отношение к исходной высоте разницы исходной высоты образца в направлении осаживания и его высоты при появлении первых видимых трещин.

В таблице 6 приведены результаты измерений указанных механических характеристик образцов. Из таблицы 6 видно, что деформационно-термическая обработка заметно способствует повышению пластичности материала. При увеличении степени деформации общая твёрдость практически не менялась и близка к таковой в отожжённом состоянии. Можно говорить о некотором возрастании микротвёрдости металлической матрицы по мере увеличения деформации. Твёрдость деформированного материала оказалась меньше, чем в литом состоянии.

Таблица 6. Сравнение механических свойств образцов

№ типа образцов	Микротвёрдость металлической матрицы, $кгс/мм^2$	Твёрдость, НВ	Степень осаживания до появления трещин (при 20 ºС), %
1	41,8 ± 3,8	50,2 ±8,2	77,2
2	48,2 ± 9,8	50,3 ± 8,3	83,3
3	43,4 ± 3,4	49,2 ± 1,3	52,8
4	54,8 ± 5,9	67,0 ± 12,1	39,7

Проводили также измерение твёрдости образцов после осаживания до появления трещин. Фактически, это максимальная твёрдость, которую можно достичь в данном материале за счёт дополнительной холодной деформации. Более сильный наклёп будет сопровождаться разрушением. Значения твёрдости приведены в таблице 7.

Таблица 7. Значения твёрдости после холодного осаживания до появления трещин

№ типа образцов	Твёрдость, НВ
1	104,4 ± 13,7
2	112,7 ± 13,1
3	86,7 ± 6,4
4	83,9 ± 12,9

Из представленных в таблице 7 результатов видно, что более пластичные образцы способны выдержать большую степень осаживания при холодной деформации при этом приобретают и большую твёрдость за счёт более сильного наклёпа. Таким образом, хотя образцы типа 4 (литое состояние) и имеет большую твёрдость, но резерв её дополнительного повышения за счёт наклёпа мал в силу низкой пластичности. Несмотря на исходную невысокую твёрдость (близкую к отожжённому состоянию) образцы типов 1 и 2 имеют большой резерв для её повышения за счёт наклёпа при холодной деформации, которого лишены как литые, так и отожжённые образцы.

Обсуждение результатов

Наблюдаемое повышение пластичности можно связать, в первую очередь, с изменением формы включений кремния в структуре материала. Вытянутые (пластинчатые) включения хрупкой фазы, которой является кремний, работают как микротрещины. Более того, будучи твёрже материала матрицы, при деформации включения подобной формы могут действовать как своеобразные микролезвия, прорезая окружающий металл торцевой стороной. Также следует учесть и тот фактор, что при разрушении вследствие деформации острые углы сколов будут работать как своеобразные концентраторы напряжений, облегчая хрупкое разрушение. Крупное и плоское включение гораздо проще и вероятнее разрушается при деформации, чем глобулярное или полиэдрическое, образуя те самые остроугольные сколы. Глобулярное включение не образует вокруг себя такой концентрации напряжений, как пластинчатое или осколочное, кроме того, будучи мелким, оно с меньшей вероятностью будет разрушено, образовав на месте себя осколки с остроугольными сколами. Наблюдаемое некоторое повышение пластичности при обычном отжиге, вероятно, связано в первую очередь с повышением пластичности металлической матрицы, сопровождающимся снижением её твёрдости. Последний фактор также имел место и для образцов после деформационно-термической обработки, но скорее как дополнительный. В пользу гипотезы о превалирующей роли формы включений в повышении пластичности говорит тот факт, что отожжённые образцы оказались способными быть наклёпаными в холодном состоянии до значений твёрдости, мало отличающихся от тех, до которых может быть наклёпан литой материал.

Механизм сфероидизации включений в ходе деформационно-термической обработки видится следующим. Изначальное пластинчатое включение разрушается под действием деформации на осколочные фрагменты. Материал металлической матрицы в горячем состоянии весьма пластичен и образовавшиеся остроугольные сколы включений не разрушают его за счёт образования микротрещин. В ходе промежуточных отжигов возникшие возможные концентрации напряжений на месте сколов включений устраняются. Не исключается и «залечивание» в ходе этих отжигов и закрытых микротрещин, но для этого предположения нет достаточных подтверждений. В некоторой степени острые углы фрагментов включений устраняются при высокой температуре за счёт коагуляции, но значительную роль здесь играет также цикличность изменения температуры в ходе обработки. Так как растворимость кремния в алюминии заметно изменяется от температуры (при температуре нагрева под деформацию и отжиге она составляет около 1 %, а при комнатной температуре – менее 0,01 %). Таким образом, при нагреве включения частично подрастворяются, причём угловые участки растворяются быстрее. При охлаждении в ходе деформации и некоторое время после неё (в ходе измерения размеров образцов и транспортировки обратно в печь) происходит обратное осаждение кремния из твёрдого раствора на поверхность включений, которое протекает уже относительно равномерно по их поверхности. Таким образом, циклическое изменение температуры в ходе данной обработки дополнительно способствует сфероидизации включений.

Выводы

1. Установлено, что предложенный метод деформационно-термической обработки сплавов системы Al-Si приводит к существенному измельчению включений кремния и их сфероидизации, которая возрастает при увеличении степени деформации.

2. Отжиг при температуре 520 – 540 °С в течение 4,5 ч не приводит к сколь-нибудь заметной сфероидизации включений. Это показывает важную роль деформации в данном процессе деформационно-термической обработки, позволяющей не только сфероидизировать включения Si, но и измельчить их.

3. Предложенный режим деформационно-термической обработки сплавов системы Al-Si позволяет в значительной мере увеличить их пластичность, в гораздо большей степени, чем отжиг.

4. Твёрдость образцов после деформационно-термической обработки снижается по сравнению с литым состоянием до уровня показателей отожжённой отливки. При этом суммарная степень деформации при деформационно-термической обработке практически не оказывает влияния на общую твёрдость.

5. Твёрдость материала можно повысить за счёт наклёпа при холодной пластической деформации. При этом, так как материал после деформационно-термической обработки оказывается более пластичным, имеются большие резервы для упрочнения данным способом.

Библиографический список

1. Захаров А. М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие. М. : Металлургия, 1980. 256 с.

2. Скоробагатько Ю. П. Модифицирование заэвтектических алюминиевых сплавов с применением активных добавок. *Металл и литьё Украины*. 2009. № 9. С. 19–28.

3. Семенихин Б. А., Петридис В. А., Куприянова И. Ю. Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов. *Новые материалы и технологии в машиностроении*. 2005. № 4. С. 110–113.

4. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер с англ. М. : Металлургия, 1979. 640 с.

5. Su-Seong Ahn, Sharief Pathan, Jar-Myung Koo, Chang-Hyun Baeg, Chan-Uk Jeong, Hyoen-Taek Son, Yong-Ho Kim, Kap-Ho Lee, Soon-Jik Hong. Enhancement of the Mechanical Properties in Al–Si–Cu–Fe–Mg Alloys with Various Processing Parameters. *Materials*. 2018. № 11. P. 2150– 2162.

6. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. Т. 1 / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. М. : Машиностроение, 1996. 992 с.

References

1. Zakharov, A. M. (1980). *Promyshlennye splavy tsvetnykh metallov. Fazovyi sostav i strukturnye sostavliaiushchie*. Moskva: Metallurgiia

2. Skorobagatko, Iu. P. (2009). Modifitsirovanie zaehvtekticheskikh aliuminievykh splavov s primeneniem aktivnykh dobavok. *Metall i lite Ukrainy*. (9), 19-28

3. Semenikhin, B. A., Petridis, V. A., & Kupriianova, I. Iu. (2005). Vozmozhnost ispolzovaniia kompleksnogo modifikatora dlitelnogo deistviia na osnove nanoporoshkov dlia povysheniia kachestva otlivok iz aliuminievykh splavov. *Novye materialy i tekhnologii v mashinostroenii*. (4), 110-113

4. Mondolfo, L. F. (1979). *Struktura i svoistva aliuminievykh splavov*. Moskva: Metallurgiia

5. Ahn, Su-Seong, Pathan, Sharief, Koo, Jar-Myung, Baeg, Chang-Hyun, Jeong, Chan-Uk, Son, Hyoen-Taek ... Hong, Soon-Jik. (2018). Enhancement of the Mechanical Properties in Al–Si–Cu–Fe–Mg Alloys with Various Processing Parameters. *Materials*. 11(11), 2150- 2162

6. Liakishev, N. P. (Ed.). (1996). *Diagrammy sostoianiia dvoinykh metallicheskikh sistem. Spravochnik* (Vol. 1). Moskva: Mashinostroenie

Каверинський Владислав Володимирович, кандидат технічних наук, старший науковий співробітник відділу № 36 Інституту проблем матеріалознавства НАН України (м. Київ, Україна). ORCID ID: 0000-0002-6940-579X. E-mail: insamhlaithe@gmail.com

Троцан Анатолій Іванович, доктор технічних наук, професор, головний науковий співробітник відділу № 36 Інституту проблем матеріалознавства НАН України (м. Київ, Україна). ORCID ID: 0000-0002-1435-5377. E-mail: tai1065@mail.ru

Сухенко Зоя Павлівна, головний конструктор відділу №36 Інституту проблем матеріалознавства НАН України (м. Київ, Україна). ORCID ID: 0000-0001-8578-5473. E-mail: hisie@ukr.net

ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ДОЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ ЗА РАХУНОК ДЕФОРМАЦІЙНО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Мета. Розробити метод деформаційно-термічної обробки доевтектичних сплавів системи Al-Si, що дозволяє подрібнити і сфероїдизувати включення кремнію, тим самим підвищивши пластичність матеріалу і його здатність до зміцнення при подальшій холодній деформації.

Методика. Виготовлення виливків зі сплаву Al-Si (7 % Si) в лабораторних умовах: лиття в земляну форму при температурі розплаву 700 – 720 °С. Виливки піддавалися деформації куванням - витяжці. Дослідження мікроструктури в литому, що відпалюють і деформованому станах. Визначення механічних властивостей: вимір твердості, випробування на осаджування.

Результати. Розроблено метод деформаційно-термічної обробки сплавів системи Al-Si (доевтектичних силумінів), що полягає в серії малих гарячих деформацій (початок деформації при 510 – 540 °С) з проміжними відпалами при температурі вище 500 °С протягом 10 – 20 хв кожен. Метод дозволяє отримати ступені деформації більше 50 % для даного класу сплавів, що характеризуються низькою пластичністю в литому стані. В ході даної деформаційно-термічної обробки в структурі сплавів системи Al-Si відбувається суттєве подрібнення включень кремнію і їх сфероідізація, яка зростає при збільшенні ступеня деформації, а також запропонований спосіб дозволяє більш рівномірно перемішати включення кремнію в металевій матриці. Як за умов звичайного, так і циклічного (з чергуванням нагріву і охолодження) відпалу не досягається одночасне і настільки виражене подрібнення і сфероїдизація включень кремнію, що показує важливу роль деформації в розробленому процесі деформаційно-термічної обробки, що дозволяє не тільки більшою мірою сфероїдізувати включення Si, але і подрібнити їх. Показано, що розроблений режим деформаційно-термічної обробки сплавів системи Al-Si дозволяє значною мірою збільшити їх пластичність, в набагато більшому ступені, ніж відпал. Твердість зразків після деформаційно-термічної обробки знижується в порівнянні з литим станом до рівня показників відпаленої виливки. При цьому сумарна ступінь деформації при деформаційно-термічної обробки практично не чинила впливу на загальну твердість (хоча дещо зростала мікротвердість металевої матриці). Твердість матеріалу можна підвищити за рахунок наклепу при холодній пластичній деформації. При цьому, так як матеріал після деформаційно-термічної обробки виявляється більш пластичним, він має великі резерви для зміцнення даними способом. Таким чином, хоча деформаційно-термічна обробка і знижує твердість у порівнянні з литим станом, вона за рахунок підвищення пластичності створює резерв для набагато більшого зміцнення матеріалу за рахунок холодної пластичної деформації, ніж цього можна досягти для литого або відпаленого матеріалу.

Наукова новизна. Визначено залежність розміру і ступеня витягнутості включень кремнію в складі Al-Si евтектики у сплавах Al-Si з 7 % Si від параметрів деформаційно-термічної обробки, отримані статистичні характеристики розподілу включень за розмірами. Показана можливість додаткового зміцнення доевтектичних силумінів після сфероїдізуючої деформаційно-термічної обробки за рахунок холодної пластичної деформації, так як підвищений запас пластичності дозволяє отримати великі ступені деформації в холодному стані, ніж того допускає литий або відпалений матеріал.

Практична цінність. Показана можливість створення пластичних сплавів системи Al-Si (силумінів) шляхом деформаційно-термічної обробки, а також можливість варіювання, при необхідності, показників твердості і пластичності в значно більш широких межах, ніж у литому стані.

Ключові слова: алюміній, силумін, деформаційно-термічна обробка, мікроструктура, пластичність.

Vladislav Kaverinsky, Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher of Department No. 36 of the Institute for Problems of Materials Science of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyiv, Ukraine). ORCID ID: 0000-0002-6940-579X. E-mail: insamhlaithe@gmail.com

Anatoly Trotsan, Doctor of Technical Sciences, Professor, Chief Researcher of Department No. 36 of the Institute for Problems of Materials Science of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyiv,

Ukraine). ORCID ID: 0000-0002-1435-5377. E-mail: tai1065@mail.ru

Zoya Sukhenko, Chief Constructor of Department No. 36 of the Institute for Problems of Materials Science of the National Academy of Sciences of Ukraine, (Kyiv, Ukraine). ORCID ID: 0000-0001-8578-5473. E-mail: hisie@ukr.net

INCREASING THE PLASTICITY OF HYPOEUTECTIC SILUMIN DUE TO DEFORMATION-HEAT TREATMENT

Purpose. To develop a method of deformation-heat treatment of hypoeutectic alloys of the Al-Si system, which makes it possible to grind and spheroidize silicon inclusions, significantly increasing the plasticity of the material and its ability to harden during subsequent cold deformation.

Methods. Manufacturing of castings from Al-Si alloy (7 % Si) in laboratory conditions: casting into an earth mold at a melt temperature of 700 – 720 °C. The castings were subjected to deformation by forging – drawing. Investigation of the microstructure in the cast, annealed and deformed states. Determination of mechanical properties: measurement of hardness, upsetting test.

Results. A method has been developed of deformation-heat treatment of Al-Si alloys (hypoeutectic silumins), which consists of a series of small hot deformations (the beginning of deformation at 510 – 540 °C) with intermediate annealing at temperatures above 500 °C for 10 – 20 minutes each. The method allows one to obtain the degree of deformation of more than 50 % for this class of alloys, known with their low ductility in the cast state. In the course of this deformation-heat treatment in the structure of alloys of the Al-Si system, there is a significant refinement of silicon inclusions and their spheroidization, which increases with an increase in the degree of deformation, and the proposed method also allows more uniform mixing of silicon inclusions in the metal matrix. Both conventional and cyclic (with alternating heating and cooling) annealing does not allow obtaining such a degree of simultaneous grinding and spheroidization of silicon inclusions, which shows the important role of deformation in the developed process of deformation-heat treatment, which allows not only to a greater extent to spheroidize Si inclusions, but and grind them up. It is shown that the developed mode of deformation-heat treatment of alloys of the Al-Si system makes it possible to significantly increase their plasticity, to a much greater extent than annealing. The hardness of the specimens after deformation-heat treatment decreases in comparison with the cast state to the level of indicators of annealed casting. At the same time, the total degree of deformation during deformation-heat treatment had practically no effect on the total hardness (although the microhardness of the metal matrix increased somewhat). The hardness of the material can be increased by work hardening during cold plastic deformation. At the same time, since the material after deformation-heat treatment turns out to be more plastic, it has large reserves for strengthening by this method. Thus, although deformation-heat treatment reduces the hardness in comparison with the cast state, due to the increase in plasticity, it creates a reserve for much greater hardening of the material due to cold plastic deformation than can be achieved for a cast or annealed material.

Originality. The dependence of the size and degree of silicon inclusions elongation in the Al-Si eutectic in Al-Si alloys with 7 % Si on the parameters of deformation-heat treatment is determined, and statistical characteristics of the size distribution of inclusions are obtained. The possibility of additional hardening of hypoeutectic silumins after spheroidizing deformation-heat treatment due to cold plastic deformation is shown, since an increased plasticity margin allows one to obtain greater degrees of deformation in the cold state than is possible for a cast or annealed material.

Practical implications. The possibility of creating ductile alloys of the Al-Si system (silumins) by deformation-heat treatment is shown, as well as the possibility of varying, if necessary, the hardness and plasticity properties in a much wider range than in the as-cast state.

Keywords: aluminum, Al-Si alloy, deformation-heat treatment, microstructure, plasticity.

Каверинский Владислав Владимирович, кандидат технических наук, старший научный сотрудник отдела № 36 Института проблем материаловедения НАН Украины (г. Киев, Украина). ORCID ID: 0000-0002-6940-579X. E-mail: insamhlaithe@gmail.com

Троцан Анатолий Иванович, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник отдела № 36 Института проблем материаловедения НАН Украины (г. Киев, Украина). ORCID ID: 0000-0002-1435-5377. E-mail: tai1065@mail.ru

Сухенко Зоя Павловна, главный конструктор отдела №36 Института проблем материаловедения НАН Украины (г. Киев, Украина). ORCID ID: 0000-0001-8578-5473. E-mail: hisie@ukr.net

ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ЗА СЧЁТ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Цель. Разработать метод деформационно-термической обработки доэвтектических сплавов системы Al-Si, позволяющий измельчить и сфероизизировать включения кремния, тем самым повысив пластичность материала и его способность к упрочнению при последующей холодной деформации.

Методика. Изготовление отливок из сплава Al-Si (7 % Si) в лабораторных условиях: литьё в земляную форму при температуре расплава 700 – 720 °С. Отливки подвергались деформации ковкой – вытяжке. Исследование микроструктуры в литом, отожжённом и деформированном состояниях. Определение механических свойств: измерение твёрдости, испытание на осаживание.

Результаты. Разработан метод деформационно-термической обработки сплавов системы Al-Si (доэвтектических силуминов), заключающийся в серии малых горячих деформаций (начало деформации при 510 – 540 °С) с промежуточными отжигами при температуре выше 500 °С в течении 10 – 20 мин каждый. Метод позволяет получить степени деформации более 50 % для данного класса сплавов, характеризующихся низкой пластичностью в литом состоянии. В ходе данной деформационно-термической обработки в структуре сплавов системы Al-Si происходит существенное измельчение включений кремния и их сфероидизация, которая возрастает при увеличении степени деформации, а также предложенный способ позволяет более равномерно перемешать включения кремния в металлической матрице. Как обычный, так и циклический (с чередующимися нагревами и охлаждениями) отжиг не позволяют получить такой степени одновременного измельчения и сфероидизации включений кремния, что показывает важную роль деформации в разработанном процессе деформационно-термической обработки, позволяющей не только в большей степени сфероидизировать включения Si, но и измельчить их. Показано, что разработанный режим деформационно-термической обработки сплавов системы Al-Si позволяет в значительной мере увеличить их пластичность, в гораздо большей степени, чем отжиг. Твёрдость образцов после деформационно-термической обработки снижается по сравнению с литым состоянием до уровня показателей отожжённой отливки. При этом суммарная степень деформации при деформационно-термической обработке практически не оказывала влияния на общую твёрдость (хотя несколько возрастала микротвёрдость металлической матрицы). Твёрдость материала можно повысить за счёт наклёпа при холодной пластической деформации. При этом, так как материал после деформационно-термической обработки оказывается более пластичным, он имеет большие резервы для упрочнения данным способом. Таким образом, хотя деформационно-термическая обработка и снижает твёрдость по сравнению с литым состоянием, она за счёт повышения пластичности создаёт резерв для гораздо большего упрочнения материала за счёт холодной пластической деформации, чем этого можно достичь для литого или отожжённого материала.

Научная новизна. Определена зависимость размера и степени вытянутости включений кремния в составе Al-Si эвтектики в сплавах Al-Si с 7 % Si от параметров деформационно-термической обработки, получены статистические характеристики распределения включений по размерам. Показана возможность дополнительного упрочнения доэвтектических силуминов после сфероидизирующей деформационно-термической обработки за счёт холодной пластической деформации, так как повышенный запас пластичности позволяет получить большие степени деформации в холодном состоянии, чем того допускает литой или отожжённый материал.

Практическая значимость. Показана возможность создания пластичных сплавов системы Al-Si (силуминов) путём деформационно-термической обработки, а также возможность варьирования, при необходимости, показателей твёрдости и пластичности в значительно более широких пределах, чем в литом состоянии.

Ключевые слова: алюминий, силумин, деформационно-термическая обработка, микроструктура, пластичность.

Рукопис надійшов 09.07.2020 р.

УДК 621.771.014.2: 621.771.252

О.П. Максименко[1], В.М. Самохвал[1], А.Ю. Оробцев[2], О.В. Нікулін[1], К.К. Марченко[1]

[1] Дніпровський державний технічний університет
[2] ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат»

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ПРОКАТУВАННЯ В КЛІТЯХ ДРОТОВОГО БЛОКУ

З використанням розробленої математичної моделі процесу прокатування в дротовому блоці з визначенням середньої результуючої поздовжніх сил в металі, що пластично деформується, досліджено вплив умов тертя на показник сталості процесу прокатування та на міжклітьові натяжіння. На прикладі моделювання процесу прокатування катанки діаметром 5,5 мм доведено, що з збільшенням коефіцієнту тертя поздовжня сталість процесу прокатування по всій лінії дротового блоку збільшується з одночасним зменшенням питомого натяжіння розкату в міжклітьових проміжках. Також виявлено, що за відносно незначних змін обтиснення в першій кліті блоку спостерігаються суттєві зміни режиму натяжінь між клітями та неоднозначні зміни показника сталості процесу прокатування.

DOI: 10.34185/0543-5749.2020-3-59-68

Вступ

До складу сучасних дротових станів входять чистові або калібруючі блоки, які являють собою компактні агрегати, що складаються з послідовно розташованих в єдиному корпусі однотипних клітей. Кількість клітей (модулів) в блоках може становити від 4 до 10. Більшість таких блоків мають груповий привод, що обумовлює жорсткий кінематичний зв'язок між клітями. Такі конструктивні особливості блоків дозволяють виготовляти катанку з заданими показниками точності та фізико-механічних властивостей. Відповідність показників якості катанки вимогам споживачів сприяє широкому розповсюдженню цього виду прокату в сталедротовому виробництві, машинобудуванні, будівництві та інших галузях. Але, одночасно з перевагами застосування дротових блоків, проявляються і їх певні недоліки, одним з яких є неможливість контролю або регулювання натяжіння між клітями, що відповідним чином впливає на кінематику і стабільність процесу та обумовлює відхилення розмірів готового прокату.

Аналіз публікацій

Відома значна кількість публікацій, як у вітчизняних [1-3] так і зарубіжних [4, 5] виданнях, де розглядаються питання теоретичних та експериментальних дослідження і розробок, пов'язаних з технологією прокатування в дротових блоках, їх конструкцією та забезпеченням показників якості готової продукції. В працях [6, 7] виконано аналіз впливу розмірів підкату та зносу валків на поздовжню сталість процесу неперервного прокатування та можливості його саморегуляції при виникненні відхилень технологічних параметрів. Згідно досліджень [8] поздовжня сталість процесу визначає межі можливих змін параметрів, таких як нейтральний кут та випередження, за яких сили, що втягують метал в осередок деформування є достатніми для підтримання стабільності процесу прокатування. В працях [9 – 11] запропонована методика оцінки поздовжньої сталості процесу прокатування за величиною середньої результуючої горизонтальних сил в металі по осередку деформації, яку визначають з залежності:

© Максименко О.П., Самохвал В.М., Оробцев А.Ю., Нікулін О.В., Марченко К.К., 2020

$$Q^*_{ср.пр.} = \frac{1}{\alpha}\int_0^{\alpha} Q^*_{х.пр.}\, d\varphi, \qquad (1)$$

де $Q^*_{х.пр.} = Q_{х.пр.}/(2K_{ср.}\cdot R\cdot b_{ср})$ і $Q_{х.пр.} = \sigma_x\cdot h_x\cdot b_{ср}$ – поточна поздовжня сила в металі, що пластично деформується, в безрозмірному та розмірному представленні; σ_x – поздовжнє нормальне напруження в металі; α – кут контактування металу з валками; h_x – поточна товщина розкату по осередку деформації; $b_{ср}$ – середня ширина розкату по осередку деформації; R – радіус валків; $2K_{ср.}$ – середній опір металу деформуванню.

Згідно методики, коли $Q^*_{ср.пр.}$ менше нуля, тобто напрям дії середньої результуючої сили є протилежним напрямку переміщення металу по осередку, процес прокатування відбувається стабільно, без пробуксовок чи зупинок. У випадках, коли $Q^*_{ср.пр.} = 0$, процес прокатування можливий, але це граничні нестабільні умови. Якщо величина $Q^*_{ср.пр.} > 0$ процес прокатування неможливий.

Запропонований критерій поздовжньої сталості процесу прокатування може бути використаний для аналізу параметрів, зокрема для визначення меж саморегулювання за рахунок перерозподілу сил тертя в осередку деформації та викликаних цим змін параметрів прокатування.

Постановка задачі

Метою даної роботи є дослідження впливу умов тертя в осередку деформування і режиму обтиснень на поздовжню сталість процесу, та на характер зміни міжклітьового натяжіння розкату при прокатуванні в дротовому блоці середньосортового стану 400/200.

Виклад основного матеріалу досліджень

При розробці математичної моделі прокатування в дротовому блоці з визначенням показника поздовжньої сталості процесу прокатування виходили з методу відповідного розкату з врахуванням виконання умови постійності секундного об'єму металу по всім клітям блоку. Випередження металу розраховували за відомою залежністю [12] з врахуванням натяжіння:

$$S = \frac{R\gamma^2}{h_1} + \frac{\frac{\sigma_1}{2K_{ср}}\cdot\frac{b_1}{b_{ср}} - \frac{\sigma_0}{2K_{ср}}\cdot\frac{b_0}{b_{ср}}}{4\cdot\frac{p_{ср}}{2K_{ср}}\cdot f}, \qquad (2)$$

де γ – кут нейтрального перерізу; h_1 – товщина розкату на виході з осередку деформації; σ_0 и σ_1 – питомі заднє і переднє натяжіння розкату; $p_{ср}$ – середній тиск по осередку деформації; b_0, b_1 – ширина розкату до та після проходу.

Розширення металу в осередку деформації визначали за формулою Петрова-Зібеля з врахуванням коефіцієнту C, значення якого наведено в роботі [2]. Крім цього, враховували вплив натяжіння розкату на розширення згідно досліджень О.І. Целікова [13].

Використовуючи математичну модель процесу прокатування в дротовому блоці, виконано аналіз впливу коефіцієнту тертя на силу $Q^*_{ср.пр.}$, як показник сталості процесу, та натяжіння між клітями блоку для випадку прокатування низьковуглецевої катанки діаметром 5,5 мм з підкату діаметром 17,3 мм. За незмінного режиму обтиснень, що відповідав звичайному для цього профілерозміру прокату, коефіцієнт тертя змінювали на чотирьох рівнях: f = 0,26; 0,28; 0,3; 0,32. Приклад результатів моделювання для випадку використання моделі тертя $t_x = fp_x$ при f = 0,26, наведено в таблиці 1. Отримані з рішення рівняння Т. Кармана епюри напружень та сил, на прикладі прокатування в другій кліті блоку, показано на рисунку 1.

Як видно з рисунку, поздовжні напруження $\frac{\sigma_1}{2K_{ср}}$ на значній частині осередку деформації є стискаючими і лише поблизу площини входу в осередок деформації вони стають розтягуючими. Поточні значення поздовжніх внутрішніх сил $Q^*_{х.пр.}$, у відповідності з діючими нормальними напруженнями в металі, спрямовані в основному проти напрямку руху розкату, що дає підстави вважати процес прокатування в даній кліті сталим. Середня результуюча цих сил дорівнює $Q^*_{ср.пр.}$ = -0,0108.

Для інших клітей блоку отримано аналогічні розподіли поздовжніх нормальних напружень по довжині осередку деформування.

Отже, згідно отриманим даним, середні результуючі сил пластично деформованого металу $Q^*_{ср.пр.}$ для всіх клітей дротового блоку мають негативні значення, тобто напрямок їх дії протилежний напрямку переміщення металу в осередках деформування, що свідчить про сталість процесу прокатування. Обчислені значення середніх результуючих сил дозволяють оцінити ступінь сталості процесу прокатування в кожній з клітей блоку. Наприклад, якщо для кліті № 2 $Q^*_{ср.пр.}$ = -0,0108, а для кліті № 10 $Q^*_{ср.пр.}$ = -0,0164, то в останній кліті процес прокатування має більший ступінь сталості.

З аналізу даних таблиці 1 слідує, що для зазначеного режиму обтиснень питомі натяжіння розкату між клітями порівняно невеликі, що забезпечує підтримання точних розмірів як розкатів так і готової катанки. Значення випередження для перших клітей дещо менші ніж для наступних. Безрозмірний тиск по клітям блоку змінюється у межах 1,09 ÷ 1,35 і має тенденцію до зростання по ходу прокатування.

Таблиця 1. Геометричні, кінематичні та силові параметри прокатування катанки Ø 5,5

Реальні геометричні розміри розкатів та інші параметри														
№	h_0, мм	h_1, мм	Δh, мм	b_0, мм	b_1, мм	V_0, м/с	$V_в$, м/с	V_1, м/с	F_0, мм^2	F_1, мм^2	R_k, мм	B_k, мм	$h_{вр}$, мм	g, мм
1	17,3	11,0	6,3	17,3	21,1	10,5	12,9	13,5	234,9	181,8	102,6	23,7	4,6	1,80
2	21,1	13,8	7,3	11,0	13,8	13,5	16,0	16,5	181,8	149	101,7	13,83	6,14	1,50
3	13,8	9,1	4,7	13,8	16,6	16,5	19,9	20,8	149	118,6	103,3	18,89	3,5	2,10
4	16,6	11,0	5,6	9,1	11,0	20,8	25,1	26,1	118,6	94,37	102,5	11,45	4,95	1,06
5	11,0	6,5	4,4	11,0	14,3	26,1	31,6	33,6	94,37	73,35	104	16,85	2,7	1,12
6	14,3	8,6	5,7	6,5	8,6	33,6	40,0	42,1	73,35	58,41	103,3	8,97	3,7	1,27
7	8,6	5,5	3,1	8,6	10,8	42,1	49,9	53,0	58,41	46,48	104,4	13,56	2,1	1,30
8	10,8	6,9	3,9	5,5	6,9	53,0	63,2	66,7	46,48	36,88	103,9	7,27	2,92	1,01
9	6,9	4,4	2,5	6,9	8,5	66,7	79,6	84,6	36,88	29,09	104,7	10,24	1,6	1,16
10	8,5	5,5	3,0	4,4	5,5	84,6	98,0	103,8	29,09	23,72	104,4	5,76	2,18	1,14

Геометричні розміри, приведені до відповідного розкату, та інші параметри													
№	$h_{0пр}$, мм	$h_{1пр}$, мм	$\Delta h_{пр}$, мм	$b_{0пр}$, мм	$b_{1пр}$, мм	$\alpha_у$, рад	$Q^*_{ср.пр}$	$p_{ср}/2k_{ср}$	γ	$R\gamma^2/h_1$	$q_0/2k_{ср}$	$q_1/2k_{ср}$	S
1	15,33	9,75	5,58	15,33	18,65	0,233	-0,0158	1,15	0,065	0,0452	0	0,025	0,047
2	18,65	12,21	6,45	9,75	12,21	0,252	-0,0108	1,09	0,062	0,0323	0,025	0,025	0,032
3	12,21	8,06	4,14	12,21	14,71	0,2	-0,0143	1,17	0,06	0,0457	0,025	0,025	0,045
4	14,71	9,72	4,99	8,06	9,71	0,221	-0,0131	1,13	0,062	0,0404	0,025	0,03	0,04
5	9,71	5,78	3,94	9,71	12,70	0,195	-0,0152	1,25	0,059	0,0618	0,03	0,03	0,061
6	12,70	7,64	5,06	5,78	7,64	0,221	-0,0132	1,16	0,062	0,0522	0,03	0,045	0,053
7	7,64	4,87	2,77	7,64	9,54	0,163	-0,0140	1,27	0,054	0,0626	0,045	0,05	0,062
8	9,54	6,07	3,46	4,87	6,07	0,183	-0,0127	1,20	0,057	0,0563	0,05	0,06	0,056
9	6,07	3,86	2,21	6,07	7,53	0,145	-0,0141	1,35	0,049	0,0641	0,06	0,02	0,063
10	7,53	4,87	2,66	3,86	4,87	0,16	-0,0164	1,32	0,053	0,0601	0,02	0	0,059

Примітки: h_0 і h_1 – товщина розкату на вході і виході осередку; Δh – абсолютне обтиснення; V_0 і V_1 – швидкість розкату при вході і виході з осередку; $V_в$ – швидкість поверхні валків; F_0 і F_1 – площа перерізу розкату до і після проходу; $R_к$ – катаючий радіус валка; $B_к$ – ширина калібру; $h_{вр}$ – глибина врізу калібру; g – зазор; $\alpha_у$ – кут контактування металу з валками; γ – кут нейтрального перерізу; $\frac{\sigma_0}{2K_{ср}}$ и $\frac{\sigma_1}{2K_{ср}}$ – безрозмірні заднє і переднє питомі натяжіння; S - випередження.

R	101,7
h_1	12,21
f	0,26
α	0,252
$\sigma_0 / 2K_{cp}$	0,025
$\sigma_1 / 2K_{cp}$	0,025

Q_{cp}^*	-0,0108
$p_{cp} / 2K_{cp}$	1,08564
$Mпр*$	0,07183
γ	0,06231

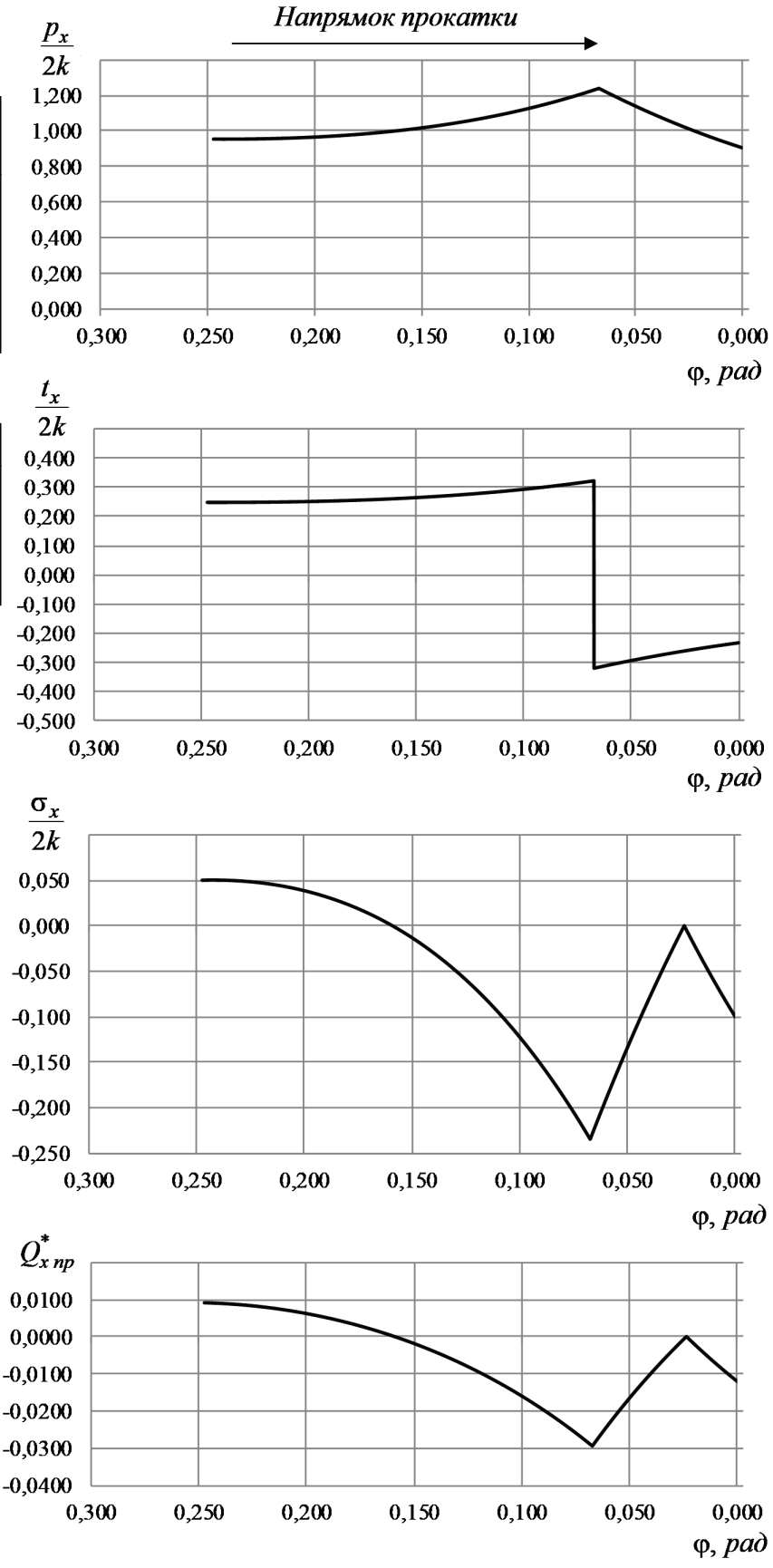


Рис. 1. Контактні та внутрішні напруження, поточні поздовжні сили при прокатуванні в другій кліті дротового блоку

Аналогічні розрахункові таблиці отримали для всіх інших прийнятих значень коефіцієнтів тертя. За отриманими даними побудовані залежності основних параметрів процесу прокатування від коефіцієнту тертя, які показані на рисунках 2 – 4.

Як видно з рисунку 2, з збільшенням коефіцієнту тертя значення середньої результуючої поздовжніх сил $Q^*_{ср.пр.}$ зростає за абсолютною величиною для всіх клітей блоку. Це свідчить про позитивний вплив зростання тертя на сталість процесу прокатування. При цьому, зростання $Q^*_{ср.пр.}$ з збільшенням коефіцієнту тертя має приблизно пропорційний характер, а розподіл по клітям блоку практично не змінюється. За отриманими значеннями показника $Q^*_{ср.пр.}$, найбільш сталим процес прокатування є для першої кліті, найменш сталим – другої кліті з поступовим зростанням сталості до чистової кліті.

Питомі міжклітьові натяжіння, з зростанням коефіцієнту тертя, змінюються неоднозначно (рисунок 3). Для клітей № 1 та № 2 отримали зменшення міжклітьового натяжіння з зростанням коефіцієнту тертя для всіх значень, що прийняті в розрахунках. Для клітей № 3 та № 4 отримали протилежний характер зміни натяжіння від коефіцієнту тертя. Для наступних клітей знову – з збільшенням коефіцієнту тертя натяжіння зменшується. При цьому, для всіх рівнів коефіцієнту тертя отримали зростання натяжіння до кліті № 8 та різке зменшення в кліті № 9. Але, в цілому по блоку, з збільшенням коефіцієнту тертя величини міжклітьових натяжінь зменшуються. Так для кліті № 8 при коефіцієнті тертя 0,26 максимальне безрозмірне переднє натяжіння становить 0,06. Збільшення коефіцієнту тертя до 0,32 призводить до зменшення переднього натяжіння в цій кліті до 0,0395.

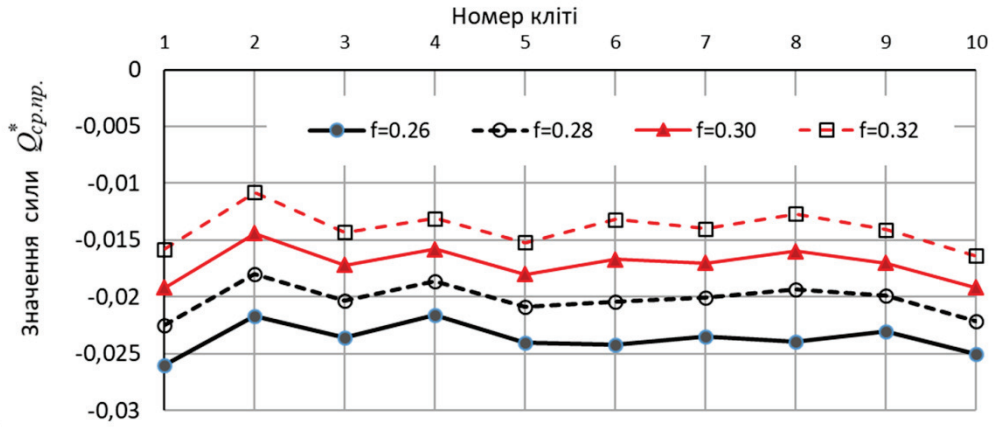


Рис. 2. Залежність показника сталості процесу прокатування $Q^*_{ср.пр.}$ по клітям блоку від коефіцієнту тертя

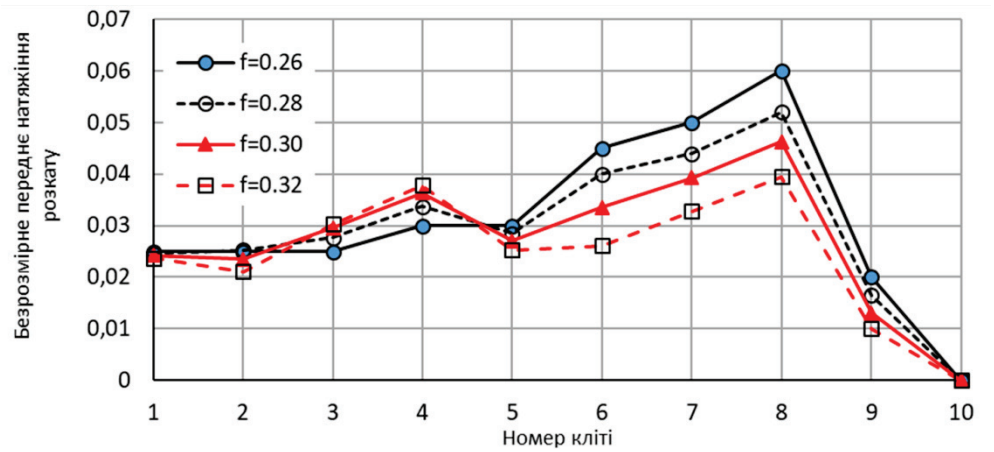


Рис. 3. Залежність міжклітьових питомих натяжінь $\sigma_1 / 2K_{ср}$ від коефіцієнту тертя

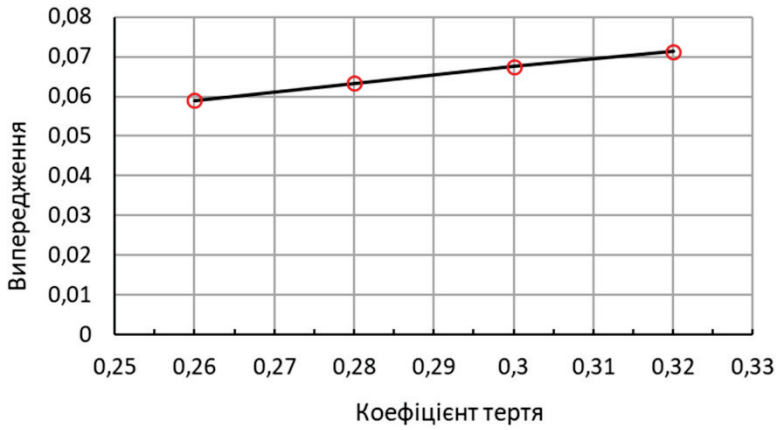


Рис. 4. Залежність випередження металу від коефіцієнту тертя для останньої кліті боку

Показана на рисунку 4 залежність розрахункового випередження в чистовій кліті № 10 від коефіцієнту тертя відповідає відомим положенням теорії прокатування. Слід зауважити, що таке збільшення випередження сприяє збільшенню продуктивності прокатного стану.

Для аналізу впливу режиму обтиснень на зміну параметрів прокатування виконали розрахунки для випадку збільшеного обтиснення в першій кліті блоку.

Порівняння результатів розрахунків для звичайного обтиснення в першій кліті ($\Delta h_1 = 6{,}3$ мм) та збільшеногоΔ($h_1 = 6{,}5$ мм) за однакового коефіцієнту тертя 0,3, наведено в таблиці 2.

Таблиця 2. Вплив зміни обтиснення в першій кліті на параметри прокатування в дротовому блоці

Параметр		Значення параметрів для клітей блоку									
№	познач.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	Δh	6,3	7,28	4,68	5,64	4,44	5,7	3,13	3,91	2,49	3,0
	$\Delta h'$	6,5	7,39	3,94	4,37	3,04	3,14	1,87	1,87	1,91	2,05
2	h_1	11,0	13,78	9,10	10,96	6,52	8,63	5,50	6,85	4,36	5,50
	h_1'	10,8	13,74	9,80	10,94	7,90	8,67	6,80	6,83	4,92	5,51
3	b_1	21,05	13,78	16,60	10,96	14,33	8,63	10,76	6,85	8,50	5,50
	b_1'	21,13	13,74	15,31	10,94	11,81	8,67	8,70	6,83	7,56	5,51
4	V_1	13,65	16,66	20,93	26,30	33,84	42,50	53,41	67,30	85,32	104,66
	V_1'	13,67	16,52	20,79	26,08	33,43	41,54	52,71	66,81	83,9	102,9
5	S	0,056	0,0407	0,0538	0,0488	0,0699	0,0619	0,0709	0,0647	0,0719	0,068
	S'	0,057	0,032	0,047	0,040	0,057	0,038	0,057	0,057	0,054	0,050
6	$\frac{\sigma_1}{2K_{cp}}$	0,0242	0,0235	0,0295	0,0367	0,0270	0,0335	0,0393	0,0462	0,0130	0,0
	$\left(\frac{\sigma_1}{2K_{cp}}\right)'$	0,020	-0,025	-0,050	-0,01	-0,065	-0,15	-0,05	0,059	0,035	0,0
7	$Q^*_{cp.np.}$	-0,022	-0,018	-0,020	-0,018	-0,021	-0,020	-0,020	-0,019	-0,019	-0,022
	$(Q^*_{cp.np.})'$	-0,023	-0,020	-0,026	-0,031	-0,030	-0,032	-0,028	-0,019	-0,016	-0,018

Примітки: В обох випадках прокатування коефіцієнт тертя приймали f=0,3. Константа прокатки (секундний об'єм) для існуючого режиму прокатування становила $2481 \cdot 10^3$ мм^3/с, а для випадку зі зміненим режимом обтиснень - $2449 \cdot 10^3$ мм^3/с.

З аналізу отриманих даних слідує, що, порівняно невелике, збільшення обтиснення призводить до збільшення розширення, зміни константи прокатування (умови постійності об'єму) та відповідних змін параметрів прокатування по всім клітям блоку. Зокрема, безрозмірне середнє натяжіння для клітей з № 2 до № 7, змінює знак, тобто замість натяжіння отримуємо підпір. Прокатування з підпором небажане, так як можлива втрата сталості процесу через накопичення металу в міжклітьових проміжках (петля).

Безрозмірна середня результуюча поздовжня сила, як показник сталості процесу прокатування, для перших семи клітей блоку зросла по абсолютній величині, для кліті № 8 – не змінилась, а для клітей № 9 та № 10 – зменшилась. Отже, згідно отриманих даних, навіть незначні зміни режиму обтиснень можуть призводити до суттєвих змін параметрів прокатування в дротовому блоці.

Висновки

З збільшенням коефіцієнту тертя поздовжня сталість процесу прокатування по всій лінії дротового стану збільшується з одночасним зменшенням питомого натяжіння розкату в міжклітьових проміжках. Така зміна параметрів сприяє підвищенню точності прокату та створює умови для збільшення продуктивності.

За відносно незначних змін обтиснення в першій кліті блоку спостерігаються суттєві зміни режиму натяжіння між клітями та неоднозначні зміни показника сталості процесу прокатування.

Бібліографічний перелік

1. Кугушин А. А., Попов Ю. А. Высокоскоростная прокатка катанки. М. : Металлургия, 1982. 220 с.
2. Теоретические и технологические основы высокоскоростной прокатки катанки / А. Горбанев и др. Минск : Выс. шк., 2003. 287 с.
3. Иводитов А. Н., Горбанев А. А. Разработка и основы технологии производства высококачесвенной катанки. М. : Металлургия, 1989. 256 с.
4. Юнг Х., Кратчер И. Опыт эксплуатации редукционного стана для горячей прокатки катанки. *Черные металлы*. 1962. № 22. С. 52–62.
5. Dale J. R. Einadrige Schnell Drahtstraße Pacific Steel Ltd. *Kalibrienrung*. 1971. № 15. P. 55–62.
6. Максименко О. П., Кузьмин Е. В. Саморегулирование процесса с учетом внутренних продольных сил при прокатке в проволочном блоке. *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2017. № 6. С. 16–21.
7. Максименко О. П., Марченко К. К. Методика и результаты исследования износа калибров валков при прокатке катанки в проволочном блоке. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2018. № 2. С. 20–24.
8. Грудев А. П. Захватывающая способность прокатных валков. М. : СП Интермет Инжиниринг, 1998. 288 с.
9. Максименко О. П., Лобойко Д. И., Измайлова М. К. Продольная устойчивость полосы в валках с анализом контактных условий. Сборник научных работ Днепродзержинского государственного технического университета (Технические науки). Днепродзержинск : Изд-во ДГТУ, 2016. 212 с.
10. Максименко О. П. Никулин А. А., Романюк Р. Я. Теоретический анализ захватывающей способности валков в установившемся режиме прокатки. *Изв. вузов. Черная металлургия.* 2009. №10. С. 32–34.
11. Максименко О. П., Романюк Р. Я. Исследования средней результирующей горизонтальных сил в очаге деформации. *Изв. вузов. Черная металлургия.* 2009. № 10. С. 22–24.
12. Грудев А. П. Теория прокатки: Учебник для вузов. М. : Металлургия, 1988. 248 с.
13. Целиков А. И. Теория расчета усилий в прокатных станах. М. : Металлургиздат, 1962. 414 с.

References

1. Kuhushyn, A. A., & Popov, Yu. A. (1982). *Vysokoskorostnaia prokatka katanky [High speed rolling wire rod]*. Moskva: Metallurhyia
2. Horbanev, A. A., Zhuchkov, S. M., Fylyppov, V. V., Tymoshpolskyi, V. I., Steblov, A. B., Yunakov, A. M., & Tyshchenko, V. A. (2003). *Teoretycheskye i technolohycheskye osnovy vysokoskorostnoi prokatky katanky [Theoretical and technological foundations of high-speed rolling wire rod]*. Mynsk: Vysshaia shkola
3. Ivodytov, A. N. & Horbanev, A. A. (1989). *Razrabotka i osvoenye technolohyy proyzvodstva vysokokachestvennoi katanky [Development and mastering of high quality wire rod production technology]*. Moskva: Metallurhyia
4. Yunh, H., & Kratcher, I. (1962). *Opyt ekspluatatsyy reduktsyonnoho stana dlia horiachei*

prokatky katanky [Operating experience of a reduction mill for hot rolling of wire rod]. Stahl und Eisen, (22), 52-62

5. Dale, J. R. (1971). Einadrige Schnell Drahtstraße Pacific Steel Ltd. *Kalibrienrung*, (15), 55 –62

6. Maksymenko, O. P., & Kuzmyn, E. V. (2017). Samorehulyrovanye protsessa s uchetom vnutrennykh prodolnykh syl pry prokatke v provolochnom bloke [Self-regulation of the process taking into account the internal longitudinal forces during rolling in a wire block]. *Metallurhycheskaia i hornorudnaia promyshlennost*, (6), 16-21

7. Maksymeno, O. P., & Marchenko, K. K. (2018). *Metodyka y rezultaty issledovanyia iznosa kalybrov valkov pry prokatke katanky v provolochnom bloke* [*Methods and results of the study of wear gauge rolls when rolling rod in a wire block*]. *Metallurhycheskaia i hornorudnaia promyshlennost*, (2), 20-24

8. Hrudev, A. P. (1998). *Zakhvatyvaiushchaia sposobnost prokatnykh valkov* [*The bite ability of the rolls*]. Moskva: SP Yntermet Enzhynyrynh

9. Maksymenko, O. P., Loboiko, D. Y., & Yzmailova, M. K. (2016). *Prodolnaia ustoichyvost polosy v valkakh s analyzom kontaktnykh uslovyi [Longitudinal stability of the strip in the rolls with the analysis of contact conditions*]. *Sbornyk nauchnykh rabot Dneprodzerzhynskoho hosudarstvennoho tekhnycheskoho unyversyteta (Tekhnycheskye nauky).* Dneprodzerzhynsk: DDTU

10. Maksymenko, O. P., Nikulin, O. V., & Romaniuk, R. Ia. (2009). Teoretycheskyi analyz zakhvatyvaiushchei sposobnosty valkov v ustanovyvshemsia rezhyme prokatky [Theoretical analysis of the bite ability of rolls in steady state rolling.]. *Yzv. vuzov. Chernaia metallurhyia*, (10), 32-34

11. Maksymenko, O. P., & Romaniuk, R. Ia. (2009). Yssledovanyia srednei rezultyruiushchei horyzontalnykh syl v ochahe deformatsyy [Studies of the average resulting horizontal forces in the deformation zone]. *Yzv. vuzov. Chernaia metallurhyia*, (10), 22-24

12. Hrudev, A. A. (1988). Teoryia prokatky [Rolling theory]. Moskva: Metallurhyia

13. Tselykov, A. Y. (1962). Teoryia rascheta usylyi v prokatnykh stanakh [Theory of calculation of efforts in rolling mills]. Moskva: Metallurhyia

Максименко Олег Павлович, професор, доктор технічних наук, завідувач кафедри обробки металів тиском, Дніпровський державний технічний університет (м. Кам'янське, Україна). ORCID ID: 0000-0003-0846-9869 . E-mail: 0976776379max@gmail.com

Самохвал Володимир Михайлович, доцент, кандидат технічних наук, доцент кафедри обробки металів тиском, Дніпровський державний технічний університет (м. Кам'янське, Україна). ORCID ID: 0000-0003-0585-7225. E-mail: volsamokhval@gmail.com

Оробцев Андрій Юрійович, кандидат технічних наук, начальник технічного управління ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат» (м. Кам'янське, Україна).

Нікулін Олександр Вікторович, доцент, кандидат технічних наук, доцент кафедри обробки металів тиском, Дніпровський державний технічний університет (м. Кам'янське, Україна). ORCID ID: 0000-0002-3509-7266. E-mail: av_nikulin@ukr.net

Марченко Костянтин Костянтинович, аспірант, кафедра обробки металів тиском, Дніпровський державний технічний університет (м. Кам'янське, Україна). E-mail: k.marchenok@gmail.com

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ПРОКАТУВАННЯ В КЛІТЯХ ДРОТОВОГО БЛОКУ

Метою роботи є дослідження впливу умов тертя в осередку деформування і режиму обтиснень на поздовжню сталість процесу та міжклітьові натяжіння розкату при прокатуванні в дротовому блоці.

Методика проведення досліджень передбачала математичне моделювання процесу прокатування в клітях дротового блоку з визначенням середньої результуючої внутрішніх сил в металі, що пластично деформується, та інших параметрів процесу.

Результати. Встановлено, що з збільшенням коефіцієнту тертя поздовжня сталість процесу прокатування по всій лінії дротового блоку збільшується з одночасним зменшенням питомого натяжіння розкату в міжклітьових проміжках, а при незначних змінах обтиснення в першій кліті блоку спостері-

гаються суттєві зміни режиму натяжіння між клітями та неоднозначні зміни показника сталості процесу прокатування.

Наукова новизна отриманих результатів полягає у розробці математичної моделі процесу прокатування, яка дозволяє визначати, окрім відомих параметрів, середню результуючу поздовжніх сил в якості критерію сталості процесу, та підтвердженні можливості застосування такої моделі для дротових блоків з жорстким кінематичним зв'язком між клітями.

Практична цінність результатів роботи зводиться до використання розробленої моделі, виявлених особливостей зміни параметрів по клітям блоку при розробці і удосконаленні технології прокатування катанки, а також у можливості використання моделі для коригування режимів обтиснень з метою забезпечення мінімальних міжклітьових натяжінь та сталості процесу по клітям блоку.

Ключові слова: сталість процесу прокатування, моделювання, коефіцієнт тертя, натяжіння, дротовий блок.

Oleh Maksimenko, Doctor of Technical Science, full professor, Head of the Department of Metal Pressure Processing, Dniprovsk State Technical University (Kamyanske, Ukraine). ORCID ID: 0000-0003-0846-9869. E-mail: 0976776379max@gmail.com

Volodymyr Samokhval, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Metal Pressure Processing, Dniprovsk State Technical University (Kamyanske, Ukraine). ORCID ID: 0000-0003-0585-7225. E-mail: volsamokhval@gmail.com

Andrii Orobtsev, Candidate of Technical Sciences, Head of the Technical Management, PJSC "Dneprovsk Iron & Steel Integrated Works" (Kamyanske, Ukraine)

Oleksandr Nikulin, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of Department of Metal Pressure Processing, Dniprovsk State Technical University (Kamyanske, Ukraine). ORCID ID: 0000-0002-3509-7266. E-mail: av_nikulin@ukr.net

Kostiantyn Marchenko, graduate student of the Department of Metal Pressure Processing, Dniprovsk State Technical University (Kamyanske, Ukraine). E-mail: k.marchenok@gmail.com

MODELING OF THE ROLLING PROCESS IN THE WIRE ROD BLOCK MODULES

The purpose of the investigation is to study the effect of friction conditions in the deformation zone and the regime reduction on the longitudinal stability of the process and the interstand tension of the workpiece when rolling in a wire block.

Methods. The investigation methodology involved mathematical modelling of the rolling process in the stands of the wire block with determination of the average resultant internal forces in the deformable metal and other process parameters.

Results. It is established that with increase of the coefficient of friction, the longitudinal stability of the rolling process on all the stands of the wire block increases with the simultaneous decrease of the specific tension of the workpiece in the interstand intervals, and with slight changes in the reduction in the first stand of the block.

The originality of these results is the development of a mathematical model of the rolling process, which allows to determine, in addition to the known parameters, the average resulting longitudinal forces as a criterion for the sustainability of the process, and to confirm the possibility of using such a model for wire blocks with rigid kinematic coupling between stands.

The practical implications of the results of the work lies in the possibility of using the developed model, the revealed features of changing the parameters on the stands of the block in the development and improvement of rolling technology, as well as the ability to use the model to adjust the regime reduction in order to ensure minimum interstand tensions and the stability of the process on the block.

Key words: rolling stability, modelling, coefficient of friction, tension, wire block.

Максименко Олег Павлович, профессор, доктор технических наук, заведующий кафедры обработка металлов давлением, Днепровский государственный технический университет (г. Каменское, Украина). ORCID ID: 0000-0003-0846-9869. E-mail: 0976776379max@gmail.com

Самохвал Владимир Михайлович, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры обработка металлов давлением, Днепровский государственный технический университет (г. Каменское, Украина). ORCID ID: 0000-0003-0585-7225. E-mail: volsamokhval@gmail.com

Оробцев Андрей Юрьевич, кандидат технических наук, начальник технического управления ПАО «Днепровский металлургический комбинат» (г. Каменское, Украина).

Никулин Александр Викторович, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры обработка металлов давлением, Днепровский государственный технический университет (г. Каменское, Украина). ORCID ID: 0000-0002-3509-7266. E-mail: av_nikulin@ukr.net

Марченко Константин Константинович, аспирант кафедры обработка металлов давлением, Днепровский государственный технический университет (г. Каменское, Украина). E-mail: k.marchenok@gmail.com

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ В КЛЕТЯХ ПРОВОЛОЧНОГО БЛОКА

Целью работы является исследование влияния условий трения в очаге деформации и режима обжатий на продольную устойчивость процесса и межклетевые натяжения раската при прокатке в проволочном блоке.

Методика проведения исследований состояла в математическом моделировании процесса прокатки в клетях проволочного блока с определением средней результирующей внутренних сил в пластически деформируемом металле и прочих параметров процесса.

Результаты. Установлено, что с увеличением коэффициента трения продольная устойчивость процесса прокатки по всей линии проволочного блока увеличивается с одновременным уменьшением удельного натяжения раската в межклетевых промежутках, а при незначительных изменениях обжатия в первой клети блока наблюдается существенные изменения режима натяжений между клетями и неоднозначные изменения показателя устойчивости процесса прокатки.

Научная новизна полученных результатов состоит в разработке математической модели процесса прокатки, которая позволяет определять, кроме известных параметров, среднюю результирующую продольных сил в качестве критерия устойчивости процесса, и подтверждении возможности применения такой модели для проволочных блоков с жесткой кинематической связью между клетями.

Практическая ценность результатов работы сводится к использованию разработанной модели процесса, выявлению особенностей изменения параметров по клетям блока при разработке и усовершенствовании технологии прокатки катанки, а также в возможности использования модели для корректировки режимов обжатий с целью обеспечения минимальных межклетевых натяжений и устойчивости процесса по клетям блока.

Ключевые слова: устойчивость процесса прокатки, моделирование, коэффициент трения, натяжение, проволочный блок.

Рукопис надійшов 05.08.2020 р.

ЗМІСТ

Рахманов С.Р., Білодіденко С.В., Гануш В.І., Хацкелян І.П., Поворотній В.В.
Забезпечення надійності станини робочої кліті прошивного стану ТПА 350 після її довготривалої експлуатації. 3

Рослик І.Г.
Нові нанокомпозити на мідній основі, армовані вуглецевими нанотрубками. 18

Кімстач Т.В., Узлов К.І., Реп'ях С.І., Солоненко Л.І.
Аналіз нормативних вимог до матеріалу для виготовлення гребних гвинтів. 28

Солоненко Л.І., Реп'ях С.І.
Міцність піщано-рідкоскляних сумішей, що структурували пароМікрохвильовою обробкою. 39

Каверинский В.В., Троцан А.И., Сухенко З.П.
Повышение пластичности доэвтектического силумина за счёт деформационно-термической обработки. . . 48

Максименко О.П., Самохвал В.М., Оробцев А.Ю., Нікулін О.В., Марченко К.К.
Моделювання процесу прокатування в клітях дротового блоку. 59

CONTENTS

Suleiman Rakhmanov, Sergey Belodedenko, Vasiliy Hanush, Ihor Khatskelian, Viktor Povorotniy.
Essuring of the working stand frame reliability of the piercing mill 350 for rolling pipes after its long term operation. 3

Iryna Roslyk.
New copper based nanocomposites reinforced with carbon nanotubes. 18

Tetiana Kimstach, Konstantin Uzlov, Sergei Repyakh, Lyudmila Solonenko.
Materials for marine propellers manufacturing normative requirements analysis. . . 28

Lyudmila Solonenko, Sergei Repyakh.
Strength of sand-liquid-glass mixtures structured by steam-microwave treatment. 39

Vladislav Kaverinsky, Anatoly Trotsan, Zoya Sukhenko.
Increasing the plasticity of hypoeutectic silumin due to deformation-heat treatment. 48

Oleh Maksimenko, **Volodymyr Samokhval**, **Andrii Orobtsev**, **Oleksandr Nikulin**, **Kostiantyn Marchenko.**
Modeling of the rolling process in the wire rod block modules. 59

НАУКОВЕ ФАХОВЕ ВИДАННЯ

МЕТАЛУРГІЙНА ТА ГІРНИЧОРУДНА ПРОМИСЛОВІСТЬ®

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ И ГОРНОРУДНАЯ ПРОМЫШЛЕННОСТЬ®

ISSN 0543-5749

Видається українською, російською та англійською мовами

Журнал зареєстрований Міністерством юстиції України 24.05.2018. Серія КВ № 23354-13194ПР

Почесний головний науковий редактор – Гриньов А.Ф.
Головний редактор – Губинський М.В.
Технічний редактор – Гупало О.В.

Адреса редакції: Національна металургійна академія України, офіс 103,
пр. Гагаріна, 4, м Дніпро, 49600, Україна
Web-сайт: https://momi-journal.org
E-mail: momi.journal@gmail.com

Здано в набір 25.09.2020. Підписано до друку 30.09.2020.
Надруковано згідно з дорученням редакційної колегії журналу
«Металургійна та гірничорудна промисловість»

Формат 60x84 1/8. Друк офсетний. Ум. друк. арк. – 8,14. Тираж – 100 прим.

Віддруковано у видавництві «Нова ідеологія» з оригінал-макета замовника.
49044, м. Дніпро, вул. Гоголя, 15-а.
Свідоцтво ДК № 191 від 20.09.2000 р.

Передрук матеріалів дозволено тільки з дозволу редакції.
При цитуванні посилання обов’язкове.

Використання інформації для публічного транслювання, для публікації на Інтернет-ресурсах, запис на електронні носії та незаконне поширення як друкованої, так і електронної версії журналу «Металургійна та гірничорудна промисловість» категорично заборонені. Несанкціоноване використання матеріалів видавництва без письмової угоди з редакцією переслідується законом.

АТ "Нікопольський завод феросплавів"







Видання журналу здійснено завдяки спонсорській підтримці АТ "Нікопольський завод феросплавів"