

## ОБРОБКА МАТЕРІАЛІВ У МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 621.793.09

DOI <https://doi.org/10.32838/2663-5941/2022.4/01>

**Бернацький А.В.**

Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України

**Сіора О.В.**

Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України

**Соколовський М.В.**

Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України

**Лукашенко В.А.**

Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України

**Данилейко О.О.**

Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України,  
Національний технічний університет України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

**Набок Т.М.**

Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України

**Бондарєва В.І.**

Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України

**Шамсутдінова Н.О.**

Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України

## ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ОПЛАВЛЕННЯ НА ЗМІНУ СТРУКТУРИ ПОКРИТТІВ ІЗ СПЛАВІВ, ЩО САМОФЛЮСУЮТЬСЯ

*Традиційна технологія отримання покриттів з порошкових самофлюсуючих сплавів передбачає їх напилювання на попередньо підготовлену поверхню, що обробляється, з подальшою фінішною механічною обробкою. При необхідності після напилювання проводять оплавлення шляхом нагрівання до температури, що відповідає інтервалу кристалізації даного сплаву, та подальшого повільного охолодження. Однак при цьому через застосування теплових джерел з малою концентрацією енергії виникає низка негативних явищ: об'ємний розігрів оброблюваних деталей до високих температур; посилення процесів відпуску та рекристалізації; розміцнення матеріалу основи та значні температурні деформації. Усе це значно звужує область використання цієї технології і змушує шукати нові способи оплавлення покриттів. Одним із яких є використання потужних технологічних лазерів. Експериментально встановлено, що при лазерному оплавленні газотермічних покриттів, внаслідок надвисоких швидкостей нагріву та охолодження, може бути усунуто ряд недоліків, обумовлених специфікою фазо- та структуроутворення матеріалів при нанесенні, а саме: пороутворення, мала міцність зчеплення покриття з основою нерівномірність по товщині, хімічна та структурна неоднорідність тощо. Встановлені залежності між технологічними параметрами лазерного випромінювання та розмірами оплавлених шарів. при лазерному оплавленні покриттів із самофлюсуючих сплавів ПГ-10Н-01 та ПГ-12Н-01 на сталях та міді наявні деякі спільні особливості структуроутворення, пов'язані з енерговкладом процесу. Визначальним фактором при оплавленні газотермічних покриттів із самофлюсуючих сплавів лазерним випромінюванням, є енерговклад, при збільшенні якого підвищується однорідність та мілкодисперсність структури оплавлених шарів, зникають такі дефекти як тріщини та пори. Збільшення погонної енергії підвищує однорідність та дрібнодисперсність структури оплавлених шарів,*

усуваються такі дефекти як тріщини та пори. При оплавленні покриттів на мідній основі застосування лазерного випромінювання в якості джерела нагріву дозволяє уникнути додаткових технологічних операцій, а саме – попереднього підігріву зразків і нанесення підшару.

**Ключові слова:** покриття, самофлюсуючися сплави, лазерне оплавлення, структура, зміни, властивості, дефекти.

### Постановка проблеми

Питанням технології та якості нанесення газотермічних покриттів приділялася значна увага протягом останніх років [1–3]. Провідне місце у розробках такого роду відводилося, головним чином, плазовим та мікроплазовим технологіям. Незважаючи на певні успіхи, досягнуті в цих питаннях, напилюванні плазовими методами покриття зберігають низку основних недоліків. Насамперед це стосується адгезійної міцності та пористості. І якщо недостатня адгезійна міцність може призвести до руйнування покриттів на деталях, що працюють в умовах ударних навантажень, то висока пористість може викликати відшарування будь-якого покриття, тому що у цьому випадку можливе окислення як покриття, так і підкладки. Для усунення зазначених недоліків після напилювання покриттів проводять їхнє оплавлення. Однак при цьому через застосування теплових джерел з малою концентрацією енергії виникає ряд негативних явищ: об'ємний розігрів оброблюваних деталей до високих температур; посилення процесів відпустки та рекристалізації; розміщення матеріалу основи та значні температурні деформації. Усе це значно звужує область використання цієї технології і змушує шукати нові способи модифікації покриттів. Одним із таких методів є використання потужних технологічних лазерів [4–7].

**Аналіз останніх досліджень і публікацій.** Лазерне оплавлення напиляних покриттів було запропоновано з метою підвищення міцностних якостей напиляних покриттів, шляхом усунення макродефектності структури як усього покриття, так й контактної зони між покриттям та основою [4–7]. Встановлено, що лазерна обробка покриттів зменшує кількість пор і окислів, суттєво збільшує адгезійну міцність покриттів. За рахунок зміни параметрів променя може регулюватися глибина проплавлення шару, вона може бути дорівнює товщині попередньо нанесеного шару, може перевершувати її й розплавляти частина основи. Висока швидкість нагрівання при лазерному оплавленні дозволяє зберігати вихідну (у тому числі дрібнозернисту) структуру матеріалу покриття.

Однак, наведені у роботах [4–7] дані по структурі, фазовому складу та мікротвердості навіть для одного типу самофлюсуючого порошку не

співпадають, та навіть протиречуть один одному. Так в роботі [4] спостерігається структура нікелевої матриці з дисперсною та рівномірною структурою. Дендрити являють собою  $\gamma$ -твердий розчин нікелю, а між гілками дендритів  $\gamma$ -твердого розчину кристалізується тонкоразгалужена бори дна евтектика. В роботі [5], навпаки, підкреслюється неоднорідність структури, пов'язана з різними термічними режимами кристалізації, які мають місце в ванні розплаву, яку утворює лазерний промінь, та описуються три характерні зони, які відрізняються формою, структурою та розмірами карбідних включень. Мілко кристалічна неоднорідна структура, обумовлена перемішуванням, з різними формами та розподілу зміцнюючи ми фазами описана в роботі [7]. При аналізі фазового складу рентгеноструктурними методами, основна фазова складова досліджуваних покриттів –  $\gamma$ -твердий розчин нікелю – ідентифікується в усіх роботах. А от що стосується інших фаз, то в літературі наведені дуже відрізняючися дані о їх якісному та кількісному складі. Наприклад, у роботі [4] підкреслюється наявність в основному боридів нікелю  $Ni_3B$ , хрому, та карбідів хрому  $Cr_7C_3$  та  $Cr_3C_2$ . В роботі [5] після лазерного оплавлення покриття виявлено наявність лише  $Ni_3B$ , в якості другої фази відмічений  $Ni_3B$ . Проведений в [7] аналіз дозволив надійно ідентифікувати такі фази як  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_3C_2$  та  $CrB$ . Пов'язуючи значення мікротвердості зі ступенем пересиченості  $\gamma$ -твердого розчину, автори робіт [4; 5] роблять протилежні висновки, порівнюючи мікротвердість покриттів оплавлених лазером та газовим полум'ям.

Така невизначеність структурного та фазового складу призводить до протилежних висновків по відношенню до механізмів формування та мікротвердості оплавлених лазерним випромінюванням покриттів.

**Постановка завдання.** Структурні дослідження, уточнення фазового складу та оцінка механічних характеристик покриттів з самофлюсуючихся сплавів, оплавлених лазерним випромінюванням, залишаються актуальною науковою проблемою, як з точки зору більш надійного прогнозування експлуатаційних характеристик покриттів, так й з ціллю більш глибокого поняття фундаментальних процесів, що відбуваються в зоні дії лазерного випромінювання.

**Виклад основного матеріалу**

За допомогою аргонодугової плазмової установки УПУ-8М, були нанесені покриття з сплавів, що самофлюсуються ПГ-10Н-01 і ПГ-12Н-01 на зразки зі сталей Ст3, 10ХСНД, 65Г, 38ХНЗМФА і міді М1. Товщина нанесеного шару варіювалася в межах 0,3...0,8 мм.

Як джерело лазерного випромінювання для оплавлення напилених шарів, використовували Nd:YAG-лазер моделі DY044 (Rofin Sinar, Німеччина) з довжиною хвилі  $\lambda=1,06$  мкм. Обробка зразків проводилася як серед захисного газу (аргону), і без захисту.

В результаті експериментів на зразках встановлено, що в діапазоні потужності лазерного випромінювання Nd:YAG-лазера DY 044 від 1 до 3 кВт, оптимальний діаметр плями випромінювання на оплавленій поверхні прямо пропорційний потужності лазерного випромінювання і становить 1,5 мм на 1 кВт для швидкостей процесу 0,5...5 м/хв. Відповідний діапазон щільності потужності випромінювання  $W_p=(0,5...5,0)\times 10^6$  Вт/см<sup>2</sup>. Час існування ванни розплаву при цьому може змінюватись від 0,03 до 0,3 с.

Зазначена залежність у даному діапазоні дозволяє за один прохід отримувати на сталевих та мідних зразках якісно оплавлені шари, які можна порівняти за товщиною з попередньо напиленими. Термічний вплив на зразок, що оплавляється, при цьому мінімально, розмір перехідної зони становить 10...30 мкм. Подальше зменшення перехідної зони, як показали експерименти, може призвести до відшарування оплавленого покриття. Збільшення перехідної зони не доцільно, оскільки призводить до підвищення вмісту металу основи в модифікованому покритті, ускладнює отримання поверхневих шарів із заданими фізико-хімічними властивостями.

Для порівняння з лазерною обробкою покриття оплавляли плазмотронами прямої та непрямої дії, а також газополум'яним пальником.

Оплавлення покриттів плазмотроном непрямої дії проводили на установці УПУ-8М. Визначено, що покриття, нанесені на сталеві зразки, оплавлялися без видимих дефектів, одержувана поверхня мала гладку однорідну фактуру з характерним металевим блиском. Покриття, нанесені на мідні зразки, не оплавлялися через низький тепловий ККД плазмотронів непрямої дії, а також великий коефіцієнт теплопровідності міді. Покриття на мідних зразках вдалося оплавити плазмотроном прямої дії на установці УПРП-200, нанісши підшар із кремнію та застосувавши попередній підгрів зразків до 400...500 °С.

Оплавлення покриттів газополум'яним способом проводили на установці Eurojet. Покриття на сталевих зразках були оплавлені газополум'яним способом без видимих дефектів, одержувана поверхня була гладкою і мала вигляд, аналогічний виду оплавлених плазмотроном непрямої дії поверхонь. Покриття, нанесені на мідні зразки, цим способом оплавити не вдалося.

При лазерному оплавленні покриттів із сплавів, що самофлюсуються, ПГ-10Н-01 і ПГ-12Н-01 на сталях і міді спостерігаються деякі загальні особливості структуроутворення, пов'язані з енерговкладом процесу.

За структурою та властивостями отриманих зразки можна розділити на чотири групи, які відповідають чотирьом рівням погонної енергії: низький (10...50 кДж/м), середній (50...200 кДж/м), високий (200...400 кДж/м) та критичний (понад 400 кДж/м).

Мікроструктури матеріалів першої групи (10...50 кДж/м) характеризується відсутністю безперервного сліду оплавлення. Глибина локальних місць оплавлення сягає 150...200 мкм. На більшій глибині зберігається вихідна структура і пористість лише на рівні 15...20 %. Адгезійний зв'язок слабкий, спостерігаються мікротріщини по межі розділу основа-покриття. Розподіл мікротвердості має великий розкид (HV0,05-200...550), що з високою гетерогенністю покриттів. Дифузія елементів на межі розділу «покриття-основа» відсутня, не виявлено також зону термічного впливу (ЗТВ) у матеріалі основи.

При середньому рівні погонної енергії (50...200 кДж/м), на блискучій оплавленій поверхні покриття спостерігаються тріщини. У певній галузі режимів обробки розплавлене покриття кристалізується на не оплавленій поверхні основного металу у вигляді окремих крапель. Аналіз мікроструктур показує, що середні значення погонної енергії є недостатніми для утворення надійних когезійних і адгезійних зв'язків навіть для шару мінімальної товщини. Залишкова пористість покриттів становить 3...5%. У матеріалі основи спостерігається зона структурно-фазових перетворень малої товщини – ЗТВ, яка є сумішшю з мартенситу і сорбіто-перліту, що переходить у початкову феритно-перлітну суміш. Розподіл мікротвердості тут характеризується меншим розкидом (HV0,05-300...500). Глибина перехідної зони становить близько 20...50 мкм.

Поверхня матеріалів, оброблених за високого рівня погонної енергії (200...400 кДж/м), відрізняється хвилястістю та відсутністю тріщин.

Мікроструктура оплавлених покриттів на даних режимах характеризується підвищеною дисперсністю і однорідністю, має високу щільність при середній пористості 1...3 % і глибоку ЗТВ, яка складається з двох характерних частин. Перша частина, глибиною до 100 мкм, являє собою мартенсит загартування та мартенситу відпустки. Друга, глибиною близько 400...600 мкм, є сорбітоперліт, що переходить у початкову структуру. На всьому проміжку межі розділу покриття-основа наявності пір, тріщин чи інших дефектів немає. Однорідний розподіл мікротвердості у покритті та його плавне зниження у перехідній зоні свідчать про досить повну гомогенізацію структури та фазового складу покриття, суттєву дифузію заліза основи у поверхневі шари покриття. Мікротвердість оплавленого шару коливається не більше (HV<sub>0,05</sub>–350...600).

При оплавленні лазерним випромінюванням покриттів із сплавів на основі нікелю, якісний рентгенофазовий аналіз встановив наявність двох основних структурних складових: ізольовані ніздрюваті, а іноді і розгалужені зерна  $\gamma$ -твердого розчину нікелю та евтектика  $\gamma$ -Ni+Ni(B,C). Завдяки наявності в напиленому сплаві хрому також були ідентифіковані зміцнювальні фази у вигляді його карбідів Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> і боридів CrB, CrB<sub>2</sub>.

Усі структурні складові дрібнодисперсні. Твердий розчин пересичено легуючими компонентами. Аналіз показує, що процес утворення карбідів та боридів спрямовується через утворення сегрегацій хрому або утворення метастабільних проміжних фаз. Розподіл дрібнодисперсних твердих фаз, що утворилися, є рівномірним. Через війну мікротвердість оплавленого сплаву значно вирівнюється проти традиційними методами оплавлення.

У всіх випадках при лазерному оплавленні з високим рівнем погонної енергії на межі оплавленого матеріалу покриття з основним металом утворюється світлий пластинчастий шар. Як показують результати металографічного аналізу, він є перехідною зоною зі структурою безперервного ряду твердих розчинів, тобто, забезпечений металургійний зв'язок основи і оплавленого шару. Перехідний шар є сіткою, яка утворена

тонкими голками дендритів. Товщина перехідної зони збільшується при зниженні швидкості плакування.

Під перехідною зоною переважно металі спостерігається зона термічного впливу (ЗТВ). Твердість ЗТВ та її структура обумовлюються властивостями матеріалу основи та суттєво залежать від режиму лазерного переплаву покриття. Матеріал останнього може впливати на властивості ЗТВ лише за умови проникнення їх у основний метал при лазерному перепаві з високими погонними енергіями, що забезпечує значне проплавлення основи.

При досягненні критичного рівня погонної енергії (понад 400 кДж/м) спостерігається інтенсивне вигоряння як окремих ділянок покриття, і його самого.

**Висновки.** Експериментальна оцінка впливу параметрів лазерного модифікування на зміну структур попередньо нанесених газотермічними способами покриттів з самофлюсуючих сплавів на основі нікелю показала, що в порівнянні з плазмовим і газополум'яним оплавленням, забезпечується більш висока щільність покриттів, знижується дисперсність їх структури, а також усуваються такі недоліки як пороутворення, недостатня міцність зчеплення покриття з основою, нерівномірність по товщині, хімічна та структурна неоднорідність. Визначальним чинником при лазерному оплавленні покриттів із сплавів, що самофлюсуються, системи Ni-Cr-V-Si є величина погонної енергії. Встановлено, що в інтервалі 200...400 кДж/м забезпечується рівномірний розподіл зміцнювальних фаз у нікелевій матриці та утворення вузької (10...30 мкм) зони сплавлення з основним металом. Збільшення погонної енергії у зазначеному інтервалі підвищує однорідність та дрібнодисперсність структури оплавлених шарів, усуваються такі дефекти як тріщини та пори. Результати проведених досліджень можуть бути використані для отримання зносо- та корозійностійких покриттів на деталях зі сталей та мідних сплавів, що застосовуються у двигунобудуванні, машинобудівній, металургійній, поліграфічній, хімічній та інших галузях промисловості.

#### Список літератури:

1. Yulchieva S., Olimov A., Yunusov, Yu. Gas thermal and galvanic coatings on the surface of parts. *International Journal of Innovative Analyses and Emerging Technology*. 2022. Т. 2. №. 2. С. 26–30. URL: <http://openaccessjournals.eu/index.php/ijiaet/article/view/1016>
2. Poliarus O., Morgiel J., Umanskyi O., Pomorska M., Bobrowski P., Szczerba M., Kostenko O. Microstructure and wear of thermal sprayed composite NiAl-based coatings. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2019. Т. 19. №. 4. С. 1095–1103. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2019.06.002>

3. Smirnov I., Lopata A., Smirnova T., Lopata L. Improvement of functional properties of gas-thermal coatings by electro-contact treatment. *Problems of Tribology*. 2020. Т. 25. №. 1/95. С. 41–48. <https://doi.org/10.31891/2079-1372-2020-95-1-41-48>
4. Спиридонов Н.В., Протасович В.А., Самодеева Т.И. Влияние лазерной обработки на структуру и триботехнические свойства плазменных покрытий из самофлюсующихся сплавов. *Порошковая металлургия*. 1988. № 1. С. 11–14.
5. Постников В.С., Часова Л.В. Формирование структуры в самофлюсующихся покрытиях на никелевой основе. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1991. № 3. С. 5–8.
6. Шмаков А.М., Ившина Н.Н. Структура и свойства композитов при лазерном модифицировании плазменных покрытий на порошковых материалах. *ФХИОМ*. 1992, № 5. С. 90–99.
7. Алхимов, А. П., Косарев, В. Ф., Папырин, А. Н. Новые материалы и технологии. *Теория и практика упрочнения материалов в экстремальных процессах*. Новосибирск : Наука. 1992. 200с.

**Bernatskiy A.V., Siora O.V., Sokolovskiy M.V., Lukashenko V.A., Danyleiko O.O., Nabok T.M., Bondarieva V.I., Shamsutdinova N.O. INFLUENCE OF THE LASER SURFACE ALLOYING PARAMETERS ON THE CHANGES IN THE STRUCTURE OF THE COATINGS MADE OUT OF SELF-FLUXING ALLOYS**

*The traditional technology of the self-fluxing alloy powder coatings calls for its spraying on the already prepared surface, followed by a finishing mechanical refinement. If necessary, thermal spraying is carried out by heating the sprayed powder to a temperature corresponding to the crystallization interval of a given alloy with subsequent slow cooling. However, due to the usage of heat sources with low energy concentration, a number of negative features appear, such as: volumetric heating of the work pieces to high temperatures; strengthening of tempering and recrystallization processes; softening of the base material as well as significant temperature deformations. All of this significantly narrows down the scope of usage of this technology, forcing us to look for new heating methods for coatings. One such method is the usage of powerful technological lasers. It has been experimentally established that during laser surface alloying of coatings, usually manufactured by thermal spraying, thanks to the extremely high rates of heating and cooling, a number of disadvantages, caused by the specifics of phase and structure formation of materials during thermal spraying, can be eliminated, namely: pore formation, low strength of the bond between the coating and the base material, significant roughness of the coating after subsequent filing, uneven thickness, chemical and structural heterogeneity, etc. Dependencies between the technological parameters of laser radiation and the dimensions of the melted layers during surface laser alloying of coatings, made out of PG-10N-01 and PG-12N-01 self-fluxing alloys on steel and copper bases, were established. They have some common features, related to the formation of structures, related to the energy inputs of the process. The decisive factor in the laser surface alloying of gas-thermal coatings made of self-fluxing alloys with laser radiation is the energy input: with its increase, the homogeneity and fine dispersion of the structure of the melted layers increases, while defects such as cracks and pores disappear. An increase in the heat input increases the uniformity as well as the structure fineness of the melted layers of the coating, while getting rid of such defects as cracks and pores. When carrying out laser surface alloying of coatings on the copper base, usage of the laser radiation as the heat source allows us to avoid additional technological operations, namely, the preliminary heating of samples as well as the application of the sublayer. Results of the conducted study can be used to obtain wear- and corrosion-resistant coatings on steel- and copper alloy-made parts, which are used in machinery, metallurgical, printing, chemical as well as other industries.*

**Key words:** coatings, self-fluxing alloys, laser surface alloying, structure, changes, properties, defects.