

УДК 669.295:669.112.22

А.О. Жуков, Ю.Ю. Жигуц\*, Е.П. Шиліна, І.П. Курітник\*\*

Вінницький державний технічний університет,  
кафедра технології і автоматизації машинобудування,\*Ужгородський національний університет,  
кафедра технології машинобудування,\*\*Політехніка Лодзька,  
факультет будови машин, Польща

## ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ЗА ДОПОМОГОЮ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ І САМОРОЗПОВСЮДЖУВАЛЬНОГО ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗУ

© Жуков А.О., Жигуц Ю.Ю., Шиліна Е.П., Курітник І.П., 2002

Використані при лазерному поверхневому зміцненні (ЛПЗ) світлопоглинальні фарби замінені на світлопоглинальні порошкові суміші, що вміщують Ti, Fe і C (і, як варіант, також Cr), у яких ЛПЗ ініціює саморозповсюджувальний високотемпературний синтез (СВС). При цьому "хімічне" тепло СВС-процесу дозволяє знижувати питомі витрати енергії лазерного випромінювання.

The light-absorbing paints used for LSM have been replaced by light-absorbing powder mixtures containing Ti, Fe and C (and, as a variant, also Cr), in which LSM initiate the self-propagating high-temperature synthesis (SHS). During the latter "chemical" head of the SHS-process helps in lowering the expenditure of the laser beam energy.

Лазерне поверхнєве зміцнення (ЛПЗ) металів було відкрито у 1965 році [1]. Воно набуло міцних позицій в технології металів [2], але питання про те, кому належить пріоритет у винайденні цього вискоефективного методу залишалося в тіні. Тільки через 20 років "ВНИИГПЭ" провів патентні дослідження і розсекретив та опублікував [1] винахід з формулою: поверхнєве зміцнення металу за допомогою оптичного квантового генератора.

У теперішній час у всьому світі видано декілька сотень патентів на дочірні винаходи. Один з них [3] присвячено об'єднанню ЛПЗ з саморозповсюджувальним високотемпературним синтезом (СВС) [4–6]. Раніше СВС об'єднували з іншими технологіями поверхнєвого зміцнення деталей [7–10].

При ЛПЗ важливою проблемою є зниження втрат променистої енергії внаслідок її відбиття оброблюваною поверхнею металу. У цьому дослідженні, як і в винаході [3], як світлопоглинальна фарба була використана суміш порошоків Ti (68 %), вуглецю у вигляді сажі (18 %) і Fe (14 % по масі). Суміш змочувалася 2 %-м розчином латексу у бензині, наносилася на поверхню сталі марки 10 і 20 і підсушувалася на повітрі, утворюючи шар товщиною 80, 200 або 500 мкм.

Термохімічні розрахунки показали, що у такій суміші практично весь Ti взаємодіє за рахунок безкисневого горіння з вуглецем, утворюючи карбід TiC. Надлишок вуглецю і дуже невелика кількість титану легують залізо, утворюючи рідку сталь евтектоїдного складу, яка в умовах швидкого охолодження перетворюється у тростит в шарах товщиною 80 мкм.

Ці шари підпалювались променем CO<sub>2</sub>-лазера безперервної дії з поздовжньою накачкою типу "Кардамон" потужністю 850 Вт при густині потужності 15–20 Вт·м<sup>-2</sup> (при

діаметрі "плями" 0,3–1,0 мм), швидкість сканування змінювалася у межах 10–20 мм·с<sup>-1</sup>. Після проведення експерименту вимірювалась макро- і мікротвердість у легованому шарі, зоні термічного впливу і основному металі.

На рис. 1 показана типова мікроструктура металу у поперечному перерізі зміцненого шару, отриманого при щільності потужності 17 Вт·м<sup>-2</sup>, діаметрі "плями" – 0,4 мм, швидкості сканування 12 мм·с<sup>-1</sup> та витратах аргону (для захисту Ті від окислення повітрям) – 0,5 л·с<sup>-1</sup>. Товщина легованого шару ~500 мкм. Цей шар складається з ~50 % частинок ТіС і ~50 % (по об'єму) металічної зв'язки – інструментальної вуглецевої сталі типу У8.

На рис. 1 двома вертикальними стрілками показано, що дві частинки ТіС під час свого синтезу "пропалили" сталь і глибоко проникли в матрицю завдяки високому локальному виділенню тепла.

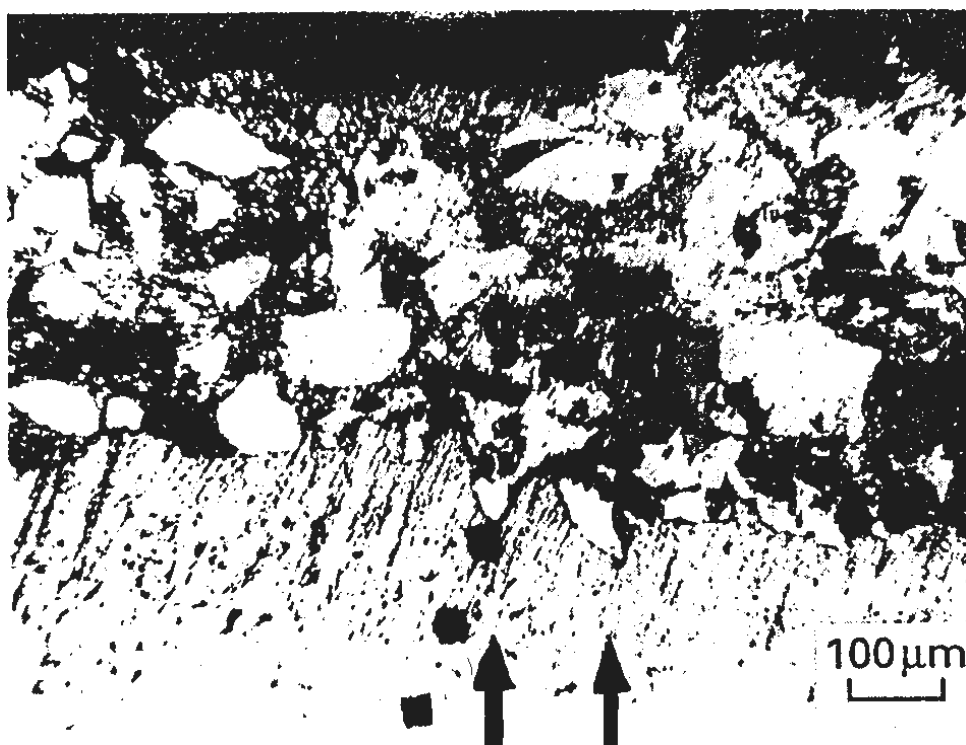


Рис. 1. Мікроструктура зміцненого шару з напівоплавленими частинками ТіС

Видно також, що в зоні інтенсивного теплового впливу мікроструктура сталі набула дуже дрібної стовпчастої будови з невеликим нахилом тонких дендритів (які майже не мають гілок) у сторону, протилежну напрямку сканування променем лазера. Нахиленою світлою стрілкою показано напрям, вздовж якого вимірювалась мікротвердість алмазною пірамідкою.

На рис. 2 показано повний поперечний розріз мікрошліфа. Як показали проведені дослідження, мікротвердість карбідів ТіС майже у десятки разів вища від твердості сталі.

Отже, у цій роботі вдалося організувати СВС-процес у порівняно тонкому шарі за рахунок використання технології ЛПЗ одночасно для розв'язання двох задач:

- для нагрівання, оплавлення і науглецьовування заліза;
- для оплавлення частинок ТіС і його "горіння" у вуглеці з утворенням карбідів ТіС.

Ця реакція сильно екзотермічна і супроводжується великим зниженням вільної енергії Гіббса.

$$\Delta G^{\circ} = -183,0246 + 0,01008T \text{ кДж} \cdot \text{моль}^{-1}$$

при  $T = 298-1155 \text{ К}$ ;

$$\Delta G^{\circ} = -186,9709 + 0,01325T \text{ кДж} \cdot \text{моль}^{-1}$$

при  $T = 1155 - 2000 \text{ К}$  [13].

Адіабатична температура безкисневого горіння еквіатомної суміші Ti-C дорівнює 3200 К. Фактична температура горіння вибраної суміші 68 %Ti + 18 %C + 14 %Fe (% у масових частках) перевищує 1850 К, що забезпечує утворення на поверхні сталі твердо-рідкого шлікера розплав-TiC з великим інтервалом ліквідус-солідус. Утворення шлікера замість однофазного розплаву позитивно впливає на якість поверхні зміцненого шару після його повного тверднення і охолодження, а також на утримування цього шару навіть на нахилених площинах.



*Рис. 2. Мікроструктура поперечного розрізу мікрошліфа сталі після комбінованого її зміцнення ЛПЗ і СВС. У напівпроплавленій зоні видно високотверді (~HV2000) карбіди TiC, які займають до 50 % об'єму всього шару карбідосталі. Світлою стрілкою показано напрям, вздовж якого розташовано лунки від індентора мікротвердоміра. Травлення виконувалось ніталем*

Важливо відмітити, що при вказаному безкисневому горінні ніяких неметалічних фаз і їх включень не утворюється. Зварювання зміцненого шару з основним металом автоматично отримується "металургічно", виключаючи необхідність паяння або інших способів з'єднання одного сплаву (наприклад, інструментального) з іншими (наприклад з основою різця), що показано на рис. 3.

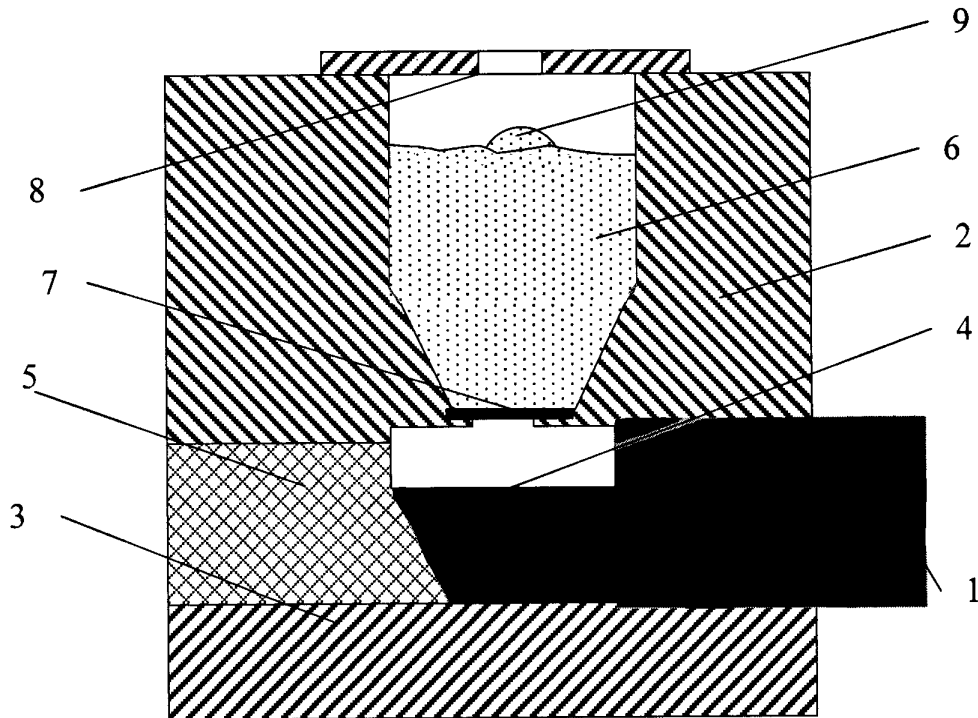


Рис. 3. Принципова схема металургійного зварювання:  
 1 – основа різця; 2 – верхня напівформа; 3 – нижня напівформа;  
 4 – місце зварювання; 5 – вогнестійкий матеріал;  
 6 – екзотермічна суміш (у насипному вигляді);  
 7 – титанова пластина (товщиною 0,5 мм);  
 8 – кришка з отвором у центрі для виходу газів;  
 9 – титановий запал

Заміна частини залізного порошку порошком вуглецевого ферохрому (наприклад, 12 %Fe + 2 %FeCr замість 14 % Fe у формулі СВС-суміші) дозволяє отримувати шари карбідосталі із зв'язкою не у вигляді сталі типу У8, а з легованої сталі Х12, яка після швидкого охолодження цих шарів за рахунок прискореного відводу тепла у холодний метал основи набуває аустенітно-мартенсито-карбідну структуру. Під час роботи інструмента така металічна зв'язка додатково твердне за рахунок доперетворення аустеніту в мартенсит і старіння останнього. Твердість такої карбідосталі досягає HV1400 (14000 МПа).

Заміна частини заліза у СВС-суміші ферохромом різко підвищує корозійну стійкість отриманої карбідосталі і зменшує її окислювальний знос під час експлуатації. Аналогічного ефекту досягнуто такою ж заміною у іншій області гарячої обробки металів [7], а саме: застосування СВС-реакцій для інмолд-процесу (модифікуванню у порожнині форми) у ливарному виробництві. Перспективна і заміна вуглецю у СВС-сумішах порошком бору. У цьому разі вдається довести інтервал ліквідус-солідус до 1 500 К, що у інших технологіях практично не зустрічається. Отже, дійсно, при застосуванні вищевказаних методів, з одного

боку, утворюються високотугоплавкі дібориди  $TiB_2$  і  $CrB_2$  (з високою твердістю), а з іншого, дуже легкоплавкі комплексні евтектики.

### Висновки

1. Суміщення ЛПЗ і СВС у одній операції дозволяє вирішити цілий комплекс технічних завдань з отримання високотвердих матеріалів типу карбідосталі і твердих сплавів на поверхні металу.

2. Виділення внутрішнього хімічного тепла у СВС-сумішах дозволяє знизити потужність лазерного випромінювання, роль якого зводиться до ініціювання СВС-реакцій і їх підтримці протягом достатньо тривалого часу у тонких шарах матеріалу.

3. Новий комплексний технологічний процес дозволяє нарощувати зношені поверхні деталей машин, апаратів і приладів на висоту 0,5 мм.

4. Лазерний промінь як джерело тепла можна, в принципі, замінити електронним променем або іншим переносником енергії.

1. А. с. № 194130. Способ поверхностного упрочнения деталей / А.А. Жуков, А.Н. Кокора, В.А. Шалашов, А.А. Чельный // Бюл. Изобрет. – 1985. – № 1. – 199 с. 2. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.М. Структура и свойства сплавов, обработанных лучом лазера. – М., 1973. – 192 с. 3. А. с. № 1312973. Светопоглощающее покрытие при лазерной обработке стальных изделий / В.А. Шалашов, А.А. Жуков, А.Г. Мержанов. и др. // Бюл. Изобрет. – 1987. – 74 с. 4. Мержанов А.Г., Юхвид В.И., Боровинская И.П. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литых тугоплавких неорганических соединений // Докл. АН СССР. – 1980. – Т. 255. – № 1. – С. 120–124. 5. Жуков А.А., Семенов А.Н., Жигуц Ю.Ю. Полосчатое строение и инверсия микроструктуры карбидной евтектики в сплаве Fe-C // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1987. – № 9. – С. 139–140. 6. Zhiguts Yu.Yu. Thermit smelting of cooper alloys // Acta Metallurgica Slovaca. – Kosice, 1999. – N 7. – P. 418–421. 7. Жуков А.А., Мержанов А.Г., Боровинская И.П. и др. Применение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в литейном производстве // Литейное производство. – 1988. – № 11. – С. 2–8. 8. Zhukov A.A., Chernaja G.A. Use of SHS in superficial in-mould alloying of castings. – Foundry, 1994. – № 5. – P. 17–20. 9. Zhukov A.A., Dutta Majumdar I., Manna I. Surface treatment by laser-melting induced self-propagating high-temperature synthesis // Journal of Materials Science Letters. – 1995. – Vol. 14. – P. 828–829. 10. Жигуц Ю.Ю. Металлотермічні способи виготовлення швидкорізальних сталей. – Львів, 1998. – С. 17–19.