

УДК 621.746.51

И.Э. Скидин, ст. преподаватель, e-mail: skidina1979@gmail.com

В.Т. Калинин*, д-р техн. наук, проф.

Г. А. Бялик**, канд. техн. наук., доцент

Л.Н. Саитгареев, канд. техн. наук, доцент

Е.Н. Жбанова, ст. преподаватель

ГВУЗ «Криворожский национальный университет», Кривой Рог

*Национальная металлургическая академия Украины, Днепр

**Запорожский национальный технический университет, Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ, СПЛАВЛЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ СИНТЕЗОМ

В работе представлены результаты исследования зоны соединения слоев биметалла, полученного методом СВС, и структуры наплавленного металла; изучения влияния температуры нагрева формы в диапазоне температур 473, 673 и 873 К при наличии в шихте 40 % металлического наполнителя порошка железа от термита. Установлено, что оптимальной предварительной температурой нагрева термитной шихты для получения качественного соединения слоев при наплавлении является 873 К. Наличие в термитном сплаве в пределах тысячных и сотых долей процента мелкодисперсных тугоплавких порошков приводит к достаточно высокому повышению уровня механических свойств изделий. Включения корунда служат модифицирующей добавкой и центрами кристаллизации, имея высокую седиментационную стойкость и обеспечивая образование более мелких кристаллов. Частицы корунда в сплаве могут действовать как затравка для зародышеобразования и роста в микроструктуре первичных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$ при высокохромистой износостойкой наплавке.

Ключевые слова: высокотемпературный синтез, диффузия, сварка, наплавка, структура, модифицирование термита, биметалл, шихта, технология.

У роботі преставлено результати дослідження зони з'єднання шарів біметалу, отриманого методом СВС, і структури наплавленого металу; вивчення впливу температури нагріву форми у діапазоні температур 473, 673 та 873 К при наявності в шихті 40 % металевого наповнювача порошку заліза від терміту. Встановлено, що оптимальною попередньою температурою нагріву термітної шихти для отримання якісного з'єднання шарів при наплавленні є 873 К. Наявність у термітному сплаві в межах тисячних і сотих часток відсотка дрібнодисперсних тугоплавких порошків призводить до значного підвищення рівня механічних властивостей виробів. Включення корунду слугують модифікуючою добавкою та центрами кристалізації, маючи високу седиментацийну стійкість і забезпечуючи утворення більш дрібних кристалів. Частишки корунду в сплаві можуть діяти як приманка для зародкоутворення і зростання в мікроструктурі первинних карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$ при високохромистому зносостійкому наплавленні.

Ключові слова: високотемпературний синтез, дифузія, зварювання, наплавлення, структура, модифікування терміта, біметал, шихта, технологія.

Paper presents the results of study of bimetallic zone of a high-temperature synthesis, which self-propagates (SHS), due to the temperature activation and structure of metal, influence of temperature of 473, 673, 873 K when using 40 % of metal powder filler. The optimal preheating temperature of the thermal charge for the production of a qualitative joining of the layers upon fusing is 873 K. The presence of finely dispersed refractory powders in a thermic alloy within thousandths and hundredths of a percent results in a sufficiently high increase in mechanical properties of parts. Inclusions of corundum serve as a modifying additive and centers of crystallization, having high sedimentation resistance, ensuring the formation of smaller crystals. The particles of corundum in the alloy can act as a seed for nucleation and growth in the microstructure of the primary carbides (Cr, Fe)₇C₃ with high-chromium wear-resistant cladding.

Keywords: high-temperature synthesis, diffusion, welding, surfacing, structure, modification of termite, bimetal, charge, technology.

Постановка проблемы. Применение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) для получения наплавленного слоя по всей рабочей поверхности детали может стать экономически целесообразной альтернативой производства плоскостных биметаллических изделий. Учитывая наличие в термитном сплаве продукта реакции окисла алюминия, нужно выдерживать такую температуру жидкого сплава, чтобы продукты реакции (шлак) и газовые включения выделились из расплава. Качество наплавки методом СВС определяется отсутствием дефектов в наплавленном слое и сплавлением обеих плоскостей, а также влиянием включений продуктов реакции на структурообразование при кристаллизации.

Анализ последних исследований и публикаций. Повышение прочности наплавленного термитного металла может быть следствием легирования его алюминием, который входит в состав шихты. При наличии до 7 % алюминия в железе он растворяется [1, 2] и придает стали повышенную твердость, но заметно снижает ее ударную вязкость и уменьшает пластичность [3, 4]. При большем содержании алюминия в металле (свыше 7%) начинается образование интерметаллидов системы Fe-Al, что ухудшает как пластичность, так и прочность металла [4].

Инокулирующее модифицирование жидкой стали мелкодисперсными тугоплавкими порошками используется с целью уменьшения размера зерна первичного карбида и получения постоянной микроструктуры по всему сечению отливки [5].

Целью работы является исследование зоны соединения слоев биметалла, полученного методом СВС, и структуры наплавленного металла; изучение влияния температуры нагрева формы в диапазоне температур 473, 673 и 873 К при наличии в шихте 40 % металлического наполнителя порошка железа от термита.

Нагревание материалов шихты больше отмеченной температуры нецелесообразно, поскольку порошки металлического наполнителя более склонны к окислению.

Изложение основного материала. Для исследования представлены три монометаллических образца № 1 3 с наплавленным экзотермической реакцией алюминиевого термита синтезированным сплавом, в качестве наполнителя в шихту применяли железный порошок без добавления легирующих материалов.

Биметаллические плиты разрезали на равные части отрезными абразивными кругами диаметром 125 и толщиной 1 мм, с водным охлаждением. Для исследования качества соединения слоев и структуры массивные образцы биметаллов шлифовали по поверхности, травили на макроструктуру электрохимическим травлением в насыщенном растворе хлорного железа (катод – пластина из коррозионностойкой стали).

При наплавке образца №1 подготовка формы выполнялась с предварительным подогревом термитной шихты с основой до 473 К. Исследована макроструктура, в зоне соединения слоев прослеживалось неплотное соединение с основой (рис. 1, а) и включения шлака, в верхней части располагалась усадочная раковина. В наплавленной части наблюдалась послойная, перпендикулярная и продольная кристаллизация (движение фронта кристаллизации в виде террас, параллельных поверхности кристалла), образовавшаяся из-за взаимодействия слоев, которые кристаллизовались с большой скоростью.

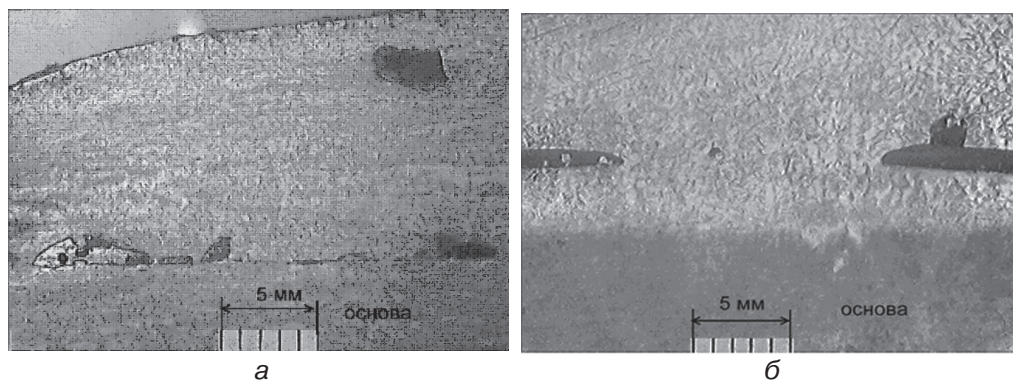


Рис. 1. Макроструктура наплавленных образцов: а – образец № 1; б – образец № 3

При изготовлении образца № 2 выполнялся нагрев наплавочной формы до 673 К. Макроструктура образца № 2 напоминала макроструктуру образца № 1. В зоне соединения наблюдали линию раздела из несплошностей, металлическая основа не приварилась, потому как продукты реакции не всплыли на поверхность наплавленного металла.

При изготовлении образца № 3 применили нагрев формы с термитной шихтой до 873 К с тем же количеством металлического наполнителя (порошок железа). Жидкая фаза металла, которая наплавлялась, была более продолжительной, время до момента кристаллизации составило 16 сек, поверхность основы расплавилась, шлак (оксид алюминия) всплыл от зоны соединения слоев, макротемплет представлен на рис. 1, б. У образца № 3 в поперечном шлифе отсутствуют расслоения в плакирующем слое, наплавление с металлической основой характеризуется практически бездефектной зоной соединения. Сплавление двух слоев образовалось вследствие взаимопроникновения расплавов, глубина диффузионной зоны соединения составляла до 3-х мм.

На нетравленных металлографических шлифах на световом микроскопе исследовали природу неметаллических включений.

В металлической основе образца № 1 изредка встречаются включения, вероятно, экзогенного происхождения (рис. 2, а). Преимущественно наблюдали дезориентированные окислы размером до 5 мкм. В наплавленном слое представлены глобулярные и остроугольные включения глинозема (рис. 2, б), которые были идентифицированы как первичные включения, которые не удалились из металла.

В наплавленном слое образца № 2 встречались глобулярные включения розового цвета, возможно, окислы железа (рис. 2, в). В зоне, приближенной к поверхности, наблюдали вытянутые скопления включений корунда и экзогенные шлаковые включения продуктов реакции окисла железа с алюминием (рис. 2, г).

В наплавленном слое образца № 3 наблюдали скопление мелких включений корунда (рис. 2, д, е), также включение хромитов (рис. 2, з), возможно, элемент хрома попал в термитную шихту из окалины прокатного производства, и экзогенные шлаковые включения (рис. 2, ж).

На натравленных шлифах дифференцировано определили микротвердость основы и наплавленного металла микротвердомером ПМТ-3 (таблица).

В образцах № 2 и № 3 микротвердость наплавленного слоя была соизмерима с твердостью металлической основы, в образце № 1 твердость наплавленного слоя почти в 1,5 раза была больше твердости основы. Разница твердости в исследуемых образцах объясняется отличительной скоростью кристаллизации наплавленного термитного сплава.

Для дальнейшего исследования микроструктуры из второй половины образцов изготовили металлографические шлифы, которые протравили в 4%-ом спиртовом растворе азотной кислоты, после чего исследовали на металлографическом микроскопе.

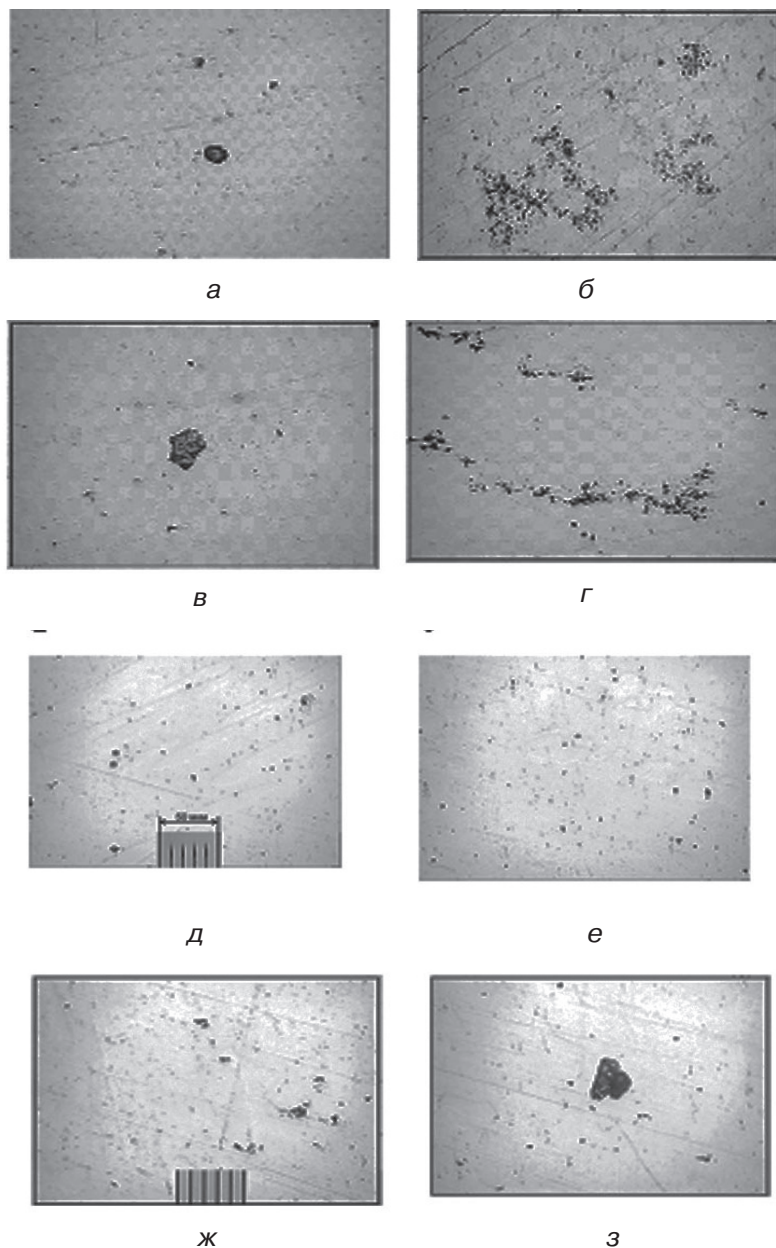


Рис. 2. Металлографические шлифы наплавленных образцов

Микроструктура основы образца № 1 ферритно-перлитная, характерная для малоуглеродистой стали (рис. 3, а). Наплавленный слой имеет крупнозернистую видманштетную структуру (рис. 3, б).

Микроструктура основы образца № 2 ферритно-перлитная, аналогичная микроструктуре основы образца №1 (рис. 3, в), микроструктура наплавленного слоя крупнозернистая

Микротвердость опытных образцов

Номер образца	Микротвердость, МПа	
	основа	наплавленный слой
1	2145	3260
2	2210	2250
3	2135	2210

(рис. 3, г). Микроструктура основы образца № 3 крупнозернистая, вероятно, вследствие перегрева металла (рис. 3, д), наплавленный металл имеет видманштетную структуру (рис. 3, е), с геометрически правильно расположенной игольчато-пластинчатой структурой в середине кристаллических зерен, которые складываются сплав. Характеристики структуры сильно перегретой термитной стали, в которой чрезмерный феррит, выделяется из аустенита, располагается вдоль октаэдрических плоскостей кристаллов аустенита. Возникновение такой структуры объясняется тем, что при вторичной кристаллизации и перекристаллизации в твердом состоянии пластинчатая и игольчатая форма кристаллов соединяет их похожими по атомному

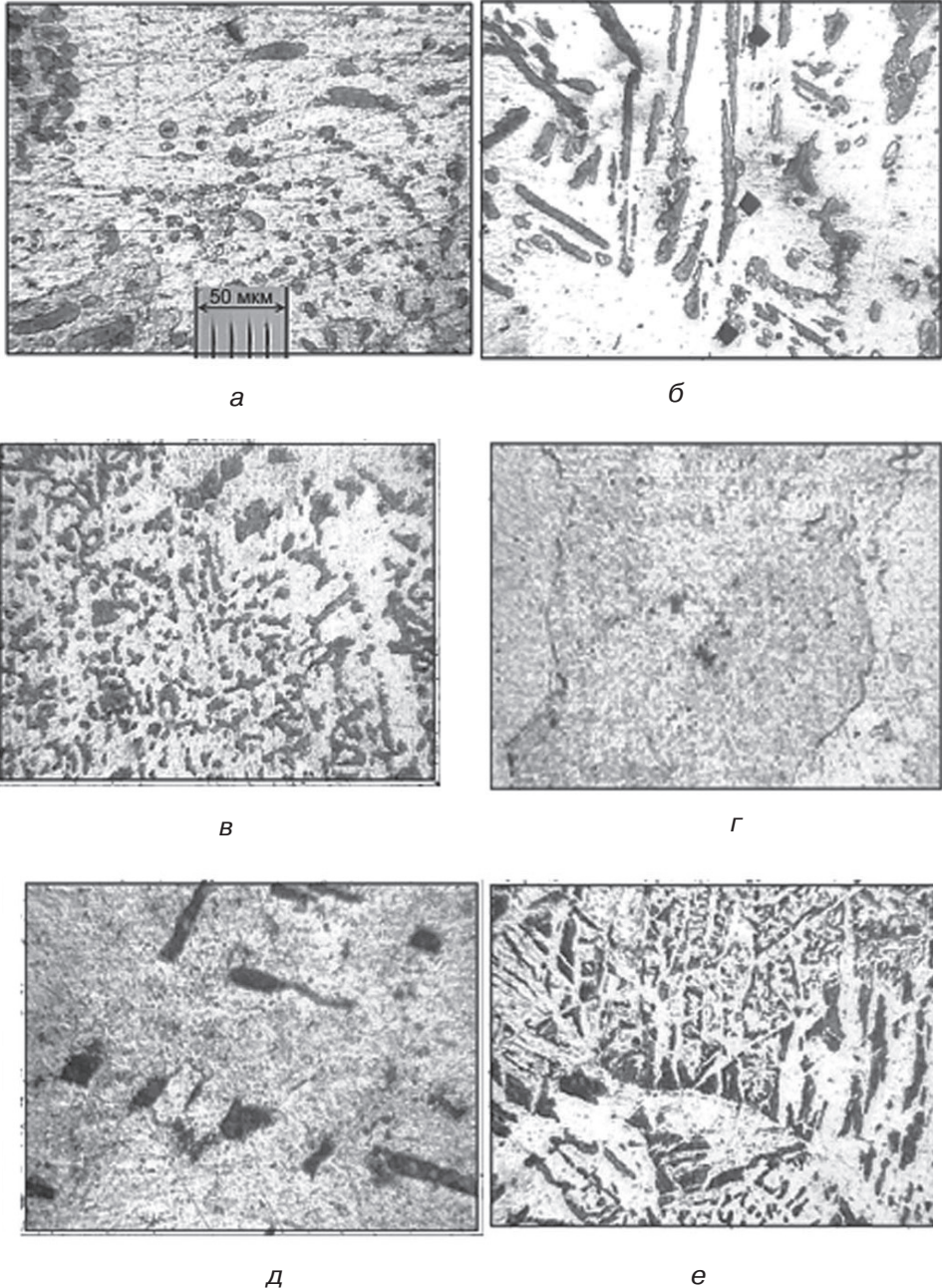


Рис. 3. Микроструктура наплавленных образцов

строению плоскостям, обеспечивая минимальную величину упругой и поверхностной энергии. В структуре сплава после наплавления методом СВС присутствуют зернистые включения корунда, кристаллизованные в округлые образования, от этих образований по радиальным направлениям при кристаллизации растут дендриты. Это свидетельствует о том, что частицы оксида алюминия, растворенные в сплаве, являются центрами кристаллизации и играют роль инокулирующего модификатора.

Выводы

Оптимальной предварительной температурой нагрева термитной шихты для получения качественного соединения слоев при наплавлении является 873 К.

Наличие в термитном сплаве в пределах тысячных и сотых долей процента мелкодисперсных тугоплавких порошков приводит к достаточно высокому повышению уровня механических свойств изделий. Включения корунда служат модифицирующей добавкой и центрами кристаллизации, имея высокую седиментационную стойкость и обеспечивая образование более мелких кристаллов. Частицы корунда в сплаве могут действовать как затравка для зародышеобразования и роста в микроструктуре первичных карбидов $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ при высокохромистой износостойкой наплавке.



Список литературы

1. Банних О. А. Диаграми стану подвійних і багатокomпонентних систем на основі заліза / О. А. Банних, П. Б. Будберг, С. П. Алісова і ін. – М.: Металургія, 1986. – С. 33.
2. Кубашевські О. Диаграми стану подвійних систем на основі заліза / О. Кубашевські; пер. з англ. – М.: Металургія, 1985. – 184 с.
3. Слущька Т. М. Сварка оцинкованої і алітированої сталі / Т. М. Слущька // Автоматична сварка. – 1979. – № 7. – С. 39–41.
4. Techniques for welding aluminum coated steel / Welding design and Fabrication. – 1964. – № 9.
5. Рабкін Д. М. Сварка різнорідних матеріалів / Д. М. Рабкін, В. Р. Рябов, С. М. Гуревич. – К.: Техніка, 1975. – 208 с



References

1. Bannykh, O. A., Budberh, P. B., Alisova, S. P. et al. (1986) Diahramy stanu podviinykh i bahatokomponentnykh system na osnovi zaliza [Diagrams will be dual and multi-component systems based on iron]. Moscow: Metalurhiia, p. 33. [in Ukrainian].
2. Kubashevski, O. (1985) Diahramy stanu podviinykh system na osnovi zaliza [Diagrams will become dual systems based on iron]. Moscow: Metalurhiia, 184 p. [in Ukrainian].
3. Slutska, T. M. (1979) Svarka otsynkovanoi i alityrovanoi stali [Welding galvanized and galvanized steel]. Avtomatychna svarka, no. 7, pp. 39–41. [in Ukrainian].
4. Techniques for welding aluminum coated steel. Welding design and Fabrication, 1964, no. 9. [in English].
5. Rabkin, D. M., Riabov, V. R., Hurevych, S. M. (1975) Svarka riznорidnykh materialiv [Welding of heterogeneous materials]. K.: Tekhnika, 208 p. [in Ukrainian].

Поступила 04.12.2017