

2. Стеценко В. Ю. Модифицирование вторичных сплавов / В. Ю. Стеценко // Литейное производство. – 2015. – № 3. – С. 54-56.

3. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская наука, 2009. 192 с.

4. Никитин В.И. Развитие и применение явления структурной наследственности в алюминиевых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2014. – № 4– с. 424-429– Режим доступа: <http://elib.sfu-kras.ru/handle/2311/13236>.

УДК 621.785.5:669.018.25

**Я.О. Чейлях<sup>1</sup>, О.П. Чейлях<sup>1</sup>, К. Шимізу<sup>2</sup>, К.В. Голюк<sup>1</sup>**

(<sup>1</sup>ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь;

<sup>2</sup>Муроранський інститут технологій, м. Муроран, Японія)

### **МІЖФАЗНИЙ РОЗПОДІЛ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ В СТРУКТУРІ НАПЛАВЛЕНОГО Fe-Cr-Mn МЕТАЛУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ АУСТЕНИТОМ**

Вирішення проблеми підвищення зносостійкості та довговічності багатьох видів деталей машин та обладнання що відновлюються наплавленням пов'язана з ефективним розумінням та використанням фазово-структурних переваг зносостійких наплавлених сталей з метастабільним аустенітом [1].

Зразки розробленого та дослідженого наплавленого електродуговим способом Fe-Cr-Mn металу марок 12X13Г12САФ і 40X13Г12САФ з метастабільним аустенітом підвергали відпуску при температурах 500, 600 і 700 °С з витримками 1, 3, 5 годин. Мікроструктура є переважно аустенітною с дисперсійним зміцненням частинками твердих надлишкових фаз. В залежності від температури відпуску з аустеніту виділяються дисперсні частинки надлишкових твердих фаз (як при старінні), що викликає дестабілізацію аустеніту, внаслідок підвищення точки  $M_n$  вище кімнатної температури і утворюється мартенсит гарту при охолодженні з температур відпуску. В результаті цього аустенітна структура набуває різну ступінь метастабільності і, відповідно, здатності до деформаційного мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення при зношуванні (ДМПЗ) [2].

Дослідженнями зразків за допомогою скануючого електронного мікроскопу «JEOL JSM-6510» методом мікрорентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу встановлено диференцьований розподіл легуючих елементів в фазових складових мікроструктури. Підтверджено ступінчасто-пошаровий характер розподілу легуючих елементів та вуглецю після відпуску наплавленого металу при вивчених температурах та витримках (табл.): в другому шару (№2) зміст легуючих елементів більш ніж в першому (№1): хрому на 2,5...4,4 %, марганцю на 2,44... 2,85 %, кремнію на 0,38...0,76 %, ванадію на 0,25...0,4 %. Розподіл легуючих елементів між аустенітом і мартенситом в цілому більш-менш рівномірний та відповідає середньої концентрації в наплавлених шарах.

В структурі наплавленого металу незалежно від шару спостерігаються включення сферичної форми (чорного та білого кольорів), які розподілені рівномірно. Включення чорного кольору ідентифіковані як силіконітриди марганцю  $(Mn)Si_xN_y$ , в складі яких висока кількість марганцю 27,5...52,11 %, кремнію 5,46...15,19 %, азоту 4,58...18,72 %. При цьому розміри включень силіконітридів сферичної форми різняться від достатньо крупних 3...3,9 мкм до вельми дисперсних – 130...220 нм, більшість з яких є середніх розмірів 0,85...1,3 мкм.

Таблиця – Розподіл легуючих елементів в наплавленому металі 12X13Г12САФ після відпуску при 500 °С, витримка 5 год.

Шар №, вид фази	Вміст легуючих елементів, мас. %				
	Cr	Mn	Si	V	N
1	9,73...10,61	8,82...10,09	1,11...1,21	0,77...0,88	0,1...0,35
2	12,24...15,02	11,26...12,93	1,49...1,97	1,02...1,29	0,28...0,35
$(Mn)Si_xN_y$ (велике)	0,69	52,11	15,19	0,23	18,72
$(Mn)Si_xN_y$ (середнє)	9,15	32,26	8,0	0,76	8,09

Примітка: додатково міститься 0,03...0,15 % Мо.

Високодисперсні частинки сферичної форми білого кольору - нанорозмірів 220...650 нм, більшість яких розмірів 400...430 нм, склад яких не розрізняється енергодисперсійним методом мікроаналізу. Тому можна припустити, що вони відповідають нітридам або карбонітридам ванадію. Таким чином, в наплавленому металі зосереджуване комплекс механізмів зміцнення – твердорозчинний, дислокаційний, ди-

сперсійний частинками силіконітридів марганцю і нітридів або карбонітридів ванадію (VCN), та  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПЗ. Виділення дисперсних частинок надлишкових твердих фаз при відпуску з одного боку зміцнює наплавлений метал, з другого дестабілізує аустеніт, активізує таким чином розвиток  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПЗ, що забезпечує підвищення зносостійкості при оптимальних параметрах фазово-структурного складу та метастабільності аустеніту.

### Список літератури

1. Рябцев, И. А. Наплавка деталей машин и механизмов / И. А. Рябцев. – К. : Екотехнологія, 2004. – 160 с.
2. Чейлях Я.А., Чейлях А.П., Чигарев В.В. Самоупрочняющиеся износостойкие сплавы. – Мариуполь: ООО «ППРС», 2016. - 264 с.

УДК 621.785:669.131.2

**О.П. Чейлях<sup>1</sup>, Я.О. Чейлях<sup>1</sup>, К. Шимізу<sup>2</sup>, О.О. Келін<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>(ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь)

<sup>2</sup>(Муроранський інститут технологій, м. Муроран, Японія)

### **ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД, МЕСТАСТАБІЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ Fe-Cr-Mn-C ЧАВУНІВ**

Проблема підвищення зносостійкості багатьох деталей машин залишається актуальною. Її вирішення найбільш перспективно за рахунок створення метастабільних станів аустенітних фаз в зносостійких сплавах з використанням деформаційних мартенситних перетворень при зношуванні (ДМПЗ) та динамічного деформаційного старіння (ДДС), що забезпечує ефекти самозміцнення, самоадаптації, саморелаксації мікронапруг безпосередньо в процесі випробувань та експлуатації [1]. Метою роботи є підвищення зносостійкості легованих чавунів системи Fe-Cr-Mn-C з різним змістом вуглецю за рахунок оптимізації фазово-структурного складу та метастабільності аустеніту параметрами гартування.