УДК 669.14:620.17:669.28

Ворон М.М., канд. техн. наук, ст. досл.
Скоробагатько Ю.П., канд. техн. наук, ст. досл.
Тимошенко А.М., канд. техн. наук, ст. досл.
Семенко А.Ю., канд. техн. наук, ст. досл.
Смірнов О.М. докт. техн. наук., професор
ФТІМС НАН України, mykhailo.m.voron@gmail.com
Шваб С.Л., канд. техн. наук, ст. досл.
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, serg.schwab@gmail.com

ОЦІНКА ВИБОРУ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ, В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛЕЙ FE-(25-27)MN-(10-12)AL-2CR-1,5NI-0.8SI-(1-1.4)C-(0.1-0.25)V

Високоміцні сталі низької густини викликають постійно зростаючий інтерес для забезпечення потреб багатьох галузей виробництва завдяки поєднанню високої питомої міцності та можливості регулювати їхні структурно-фазові характеристики і механічні властивості в широкому інтервалі завдяки деформаційній та термічній обробці. Найкращими представниками таких сталей є ті, що мають хімічний склад в межах концентрації основних компонентів Fe-(20-30)Mn-(8-12)Al-(0.5-3)Si(0.8-1.5)C (%мас.) з можливим додаванням хрому та нікелю, а також модифікаторів – молібдену, ніобію, ванадію і деяких інших [1]. Оптимальне поєднання міцності та пластичності притаманне сталям складу Fe-(22-27)Mn-(10-12)Al-1Si-(1.2-1.5)C, а додавання невеликої кількості хрому та нікелю в якості легуючих елементів та ванадію в якості модифікатора, дозволяє підвищити структурну однорідність матеріалу в литому стані та забезпечити додаткове підвищення механічних характеристик [1, 2].

Міцність та пластичність сталей з високим вмістом марганцю та алюмінію залежить головним чином від кількості аустеніту і фериту, їх легованості, стабільності, потенційної кількості зміцнюючих карбідних та інтерметалідних фаз, що визначається хімічним складом. Іншим фактором є ефективність деформаційної та термічної обробки, для яких визначення оптимальних температур завжди залишається переважно експериментальною задачею, пов’язаною з визначенням взаємного впливу на структурно-фазовий стан феритних та аустенітних стабілізаторів. Знаходження в розглянутих сталях близько 10% фериту на ряду з високою легованістю аустеніту є одним з оптимальних варіантів досягнення високого рівня механічних властивостей, але потребує температур прокатки та нагрів для відпалу або гартування в межах 900-1200 °C [3].

Для визначення особливостей впливу хімічного складу на температури деформації та термічної обробки, було одержано литі зразки, масою 7 кг, перспективних сталей, перша з яких мала бути більш пластичною, а друга – більш міцною та твердою, які містили: 26,5Mn-10,5Al-0,8Si-1C-2Cr-1,5Ni-0,12V та 25,5Mn-11,5Al-0,8Si-1,4C-2Cr-1,5Ni-0,23V. При всіх відмінностях складу, кількість аустеніту і фериту в обох сталях мала бути приблизно однаковою за рахунок вищої концентрації вуглецю в другій сталі. Одночасно з цим, високий вміст алюмінію та ванадію в ній повинен був стабілізувати ферит, а вища кількість вуглецю – стабілізувати і зміцнити аустеніт та утворити карбіди, що в сукупності призводить до ускладнення деформаційної обробки. Її оцінка проводилась куванням зразків обох сталей при температурах 850, 950 та 1050 °C. З цих же температур проводили відпал і гартування, щоб оцінити інтервали проходження фазових перетворень та оцінити вплив обробки на механічні властивості через вимірювання твердості.

Деформацію зразків вдалося провести при всіх обраних температурах. Найбільш легко вона відбувалась при температурі близькій до 950 °C, що може пояснюватись розчиненням значної кількості фериту та незначним або відсутнім виділенням B2-фази алюмініду нікелю.

Найбільш суттєвим фактором руйнування зразків у процесі деформування були мікродефекти, переважно у вигляді тріщин, які утворюються по межах зерен внаслідок напружень, ліквацiйних процесів та потраплянням оксидних плівок, сформованих в процесі заливки розплаву.

Сплав 26,5Mn-10,5Al-0,8Si-1C-2Cr-1,5Ni-0,12V в литому стані демонструє змішаний структурно-фазовий стан з аустенітною структурою та феритними дендритами. Така ж картина спостерігається для сплаву 25,5Mn-11,5Al-0,8Si-1,4C-2Cr-1,5Ni-0,23V.

Для першого сплаву, з меншим вмістом вуглецю, після деформації та відпалу при 950 та 1050 °C вдається зафіксувати аустенітну структуру з рівномірно розподіленими та чітко вираженими зернами інтерметалідної нікельвмісної B2-фази розмірами порядку 10-30 мкм. Гартування сплаву з цих же температур дає схожий результат, але кількість та розміри B2-фази є вдвічі меншими.

Сплав, який містив більшу кількість вуглецю і α-стабілізаторів (алюмінію та модифікатора – ванадію) після деформації, відпалі та гартуванні з 950 °C демонструє складну структурно-фазову картину з недорозчиненими феритними дендритами всередині аустенітних зерен та суміщщю інтерметалідів і карбідів на їх межах. Після відпалу з 1050 °C структура залишається майже повністю аустенітною, а виділення фаз по межах зерен суттєво зменшується і складє до 5 мкм. Після гартування з 1050 °C структура є аустенітною однофазною, а межі зерен є чіткими та майже не містять ніяких виділень.

Твердість першого та другого зразків у литому стані складала в середньому 33 і 37 HRC відповідно. Після відпалу при 950 і 1050 °C менш легований вуглецем та ванадієм перший зразок мав твердість 36 та 34 HRC відповідно, в той час як другий зразок збільшував свою твердість до 40-42 HRC в обох випадках. Після гартування твердість зразків поверталась до рівня литого стану. Старіння загартованих зразків сталі з меншим вмістом вуглецю та ванадію дало збільшення твердості в середньому до 37 і 38 HRC для литого і деформованого зразків відповідно. Для більш легованого вуглецем, алюмінієм і ванадієм сплаву, ці показники були помітно більшими і становили 38…42 HRC та 38…44 HRC відповідно.

В результаті досліджень встановлено, що режими деформаційної та термічної обробки полегшених сталей складу Fe-(25-27)Mn-(10-12)Al-2Cr-1,5Ni-0.8Si-(1-1.4)C-(0.1-0.25)V найкраще піддаються деформаційній обробці при 950-1050 °C. Високий вміст вуглецю сприяє одержанню більш однорідної аустенітної структури при нагріванні сталі до температур вище 950 °C. Менший вміст феритних стабілізаторів та більша концентрація марганцю, як аустенітного стабілізатора, має менший вплив. Крім цього, якщо сплав містить 1 % мас. вуглецю – спостерігається нерозчинення B2-фази при нагріві до температур аустенізації, навіть якщо вміст алюмінію при цьому наближається до мінімуму, а марганцю – до максимуму.

Подяка. Дослідження фінансується Національним фондом досліджень України, конкурс «Наука для зміцнення обороноздатності України» (проєкт № 2023.04/0021), «Одержання елементів броні з надлегких сталей для військової техніки з використанням вторинної сировини».

Список посилань

1. Rahnama A., Kotadia H., Clark S. et al. Nano-mechanical properties of Fe-Mn-Al-C lightweight steels. Nature Scientific Reports. 2018. – № 8, 9065. https://doi.org/10.1038/s41598-018-27345-w

2. Moon J., Ha HY., Kim, KW. et al. A new class of lightweight, stainless steels with ultra-high strength and large ductility. Nature Scientific Reports. 2020. – № 10 12140. https://doi.org/10.1038/s41598-020-69177-7

3. Chen S., Rana R. High-Performance Ferrous Alloys. – Springer, Cham, 2020. – P. 624. https://doi.org/10.1007/978-3-030-53825-5