

УДК 621.791

DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2021.94.0.136

ВПЛИВ СТРУКТУРИ ТА ФАЗОВОГО СКЛАДУ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ МЕТАСТАБІЛЬНИХ І ВТОРИННОТВЕРДНИХ СТАЛЕЙ СИСТЕМИ Cr-Mn-Ti

Багров В. А.

Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Розглянуті питання впливу зношення на утворення «білої смуги» в метастабільних аустенітних, мартенситно-аустенітних та вториннотвердних сталях системи Cr-Mn-Ti, які додатково леговані Mo, B, V. Проведені дослідження підтверджують можливість утворення «білої смуги» як в сплавах, що мають високу концентрацію елементів – аустенізаторів, так і в процесі легування карбідотворювальними елементами (V, Mo).

Ключові слова: порошковий дріт, сталь, наплавлення, карбіди, зносостійкість, структура.

Вступ

На сучасному етапі розвитку науки й техніки одним з найважливіших завдань є економія металів через раціональне конструювання й підвищення надійності і довготривалості деталей машин, механізмів, агрегатів.

Підвищення конструкційної міцності досягається різноманітними способами, серед яких удосконалення технології нанесення покриттів на деталі, створення економних легованих наплавочних матеріалів, розроблення технологій, що забезпечують поліпшення оброблюваності покриттів тощо.

Широке покриття використовується майже у всіх галузях науки і техніки, зокрема в машино- та автомобілебудуванні, атомній енергетиці, у виробництві будівельних конструкцій тощо.

Склад і технологія нанесення покриттів залежать насамперед від умов експлуатації виробу або інструмента, від їхнього матеріалу. Основною метою нанесення покриттів є підвищення зносостійкості.

Аналіз публікацій

Способи захисту від зношування залежать від багатьох факторів, зокрема від умов роботи деталі. Так, у багатьох випадках достатнім є нанесення тонкого захисного шару, щоб запобігти зношуванню. Це можливо за умов малої загальної величини зношування, різкого зниження адсорбції, мінливої експлуатації тощо.

Якщо ж під час роботи деталей зношування досягає шару великої товщини, коли, крім зносостійкості поверхневого шару, необхідно мати досить високий рівень й інших властивостей, наприклад втомної міцності, то запобігти зношуванню можна наплавленням.

Під час вибору виду покриття необхідно звертати увагу на технологічність процесу, що складається з таких понять, як зведення до мінімуму кількості операцій, низька витрата матеріалів, мінімальна кількість шарів, зменшення витрати електроенергії, запобігання відшаровуванню.

З метою підвищення зносостійкості деталей, що працюють в умовах молекулярно-механічного й інших видів механічного зношування, використовують процес розроблення ресурсозберігальних зносостійких сплавів з огляду на технологію їхнього наплавлення.

Зносостійкість і довготривалість деталей, що експлуатуються в умовах тертя металу по металу за підвищених тисків і температур, значних швидкостей відносного переміщення складових пар тертя, суттєво зростає під час наплавлення ділянок, що зношуються, сплавами, вибраними з огляду на особливості зношування, зміни температури й температурних градієнтів, міцності металу наплавлення й навколошовної зони.

Незважаючи на велику кількість досліджень в галузі оцінки причин утворення гарячих і холодних тріщин під час наплавлення зносостійких наплавочних сплавів [1–4], на сьогодні актуальними залишаються питання розроблення економних легованих зносостійких наплавочних матеріалів і технології їхнього наплавлення.

Одним із факторів, що впливає на термін експлуатації інструмента гарячого деформування, є температура. Вплив температури пов'язаний з такими явищами, що відбуваються в поверхневому й підповерхневому шарах:

- зміна показників механічних властивостей за умови зростання температури;
- відпуском і структурними перетвореннями;
- появою вторинних деформацій і напружень, викликаних нерівномірністю розподілу температур.

Неприпустимий дефект – часткове або повне відшаровування зносостійкого шару, яке утворюється внаслідок утворення еквідистантних зон сплавлення тріщин у мартенситному або бейнітно-мартенситному прошарку, якщо частка метастабільного аустеніту становить більше ніж 70–80 %. Товщина мартенситного, бейнітно-мартенситного прошарку в зоні проплавлення становить декілька тисяч мкм, з підвищенням концентрації вуглецю в середньохромистому наплавленому металі більше ніж 1,80–2,00 % товщина подібного прошарку – декілька десятків мкм. Через малу різницю коефіцієнтів розширення метастабільного високовуглецевого аустеніту вплив цього фактора на рівень напружень є незначним. На підставі проведених досліджень і аналізу робіт А. М. Макари, Є. Л. Макарова, Л. С. Лівшиця, Д. Брока та ін. запропонована загальна для макроскопічних і мікроскопічних прошарків схема процесу відшаровування.

Зближення хімічного й фазового складу першого та наступних шарів досягається зменшенням частки основного металу, зокрема подачею знеструмленої присадки під дугу, циклічним перемиканням дуги прямої дії на дугу непрямої дії під час наплавлення розщепленим електродом.

Під час наплавлення сталевих прокатних валків зносостійкими високовуглецевими сталями систем С-Сr-Mn-Si-Ti зі структурою метастабільного аустеніту відшаровування попереджувалось наплавленням маловуглецевого підшару й підвищенням температури попереднього підігрівання до 723–733 °С.

Відсутність у зоні сплавки абразивостійких сплавів з вуглецевими сталями мікроскопічного прошарку зі структурою «білої смуги» та запобігання відривів одношарового наплавлення досягається застосуванням економнолегованих наплавочних сталей системи С-Ti-B-Ni. Економія дефіцитних легувальних домішок досягається застосуванням економних легованих сплавів, підвищенням коефіцієнта засвоєння легувальних елементів, зменшенням припуску на оброблення.

Мета і постановка завдання

Метою роботи є дослідження впливу структури й фазового складу на зносостійкість ошадливолегованих метастабільних сталей, що твердіють, системи Сr-Mn-Ti, додатково легованих Мо, В, V.

Вплив структури та фазового складу на зносостійкість економнолегованих метастабільних і вториннотвердних сталей системи Сr-Mn-Ti

Під час використання вториннотвердних сплавів системи Fe-C-Cr-Ni-Mo-Si стійкість матриць для вирублення заготовок фланців коліс, шестерень, дисків, наплавлених сталлю 08X6H8MTС, є вищою, ніж наплавлених сталями 20B9X4M4ФТ і 50X14B4ФТ.

Оскільки вартість вториннотвердних та легованих нікелем сплавів системи Fe-C-Cr-Ni-Mo-Si досить висока, то була поставлена мета розроблення аналогів цих сталей без легування їх нікелем. Розроблена сталь 20X3Г9M5T2С, що зміцнюється ендегенними карбідами титану й дисперсійними частками інтерметаліду залізо-молібден.

Механізоване наплавлення здійснювали порошковими дротами під флюсами АН-22 і АН-20 з подачею до головної частини ванни знеструмленої легованої присадки, що зменшує частку основного металу, питому витрату електроенергії й підвищує насичення легувальними елементами. Наплавлення під флюсом здійснюється, якщо $I_H = 300 \dots 350$ А, $U_D = 26 \dots 30$ В, $q = 6 \dots 10$ кДж/см, за ручного наплавлення $I_H = 180 \dots 220$ А, $U_D = 25 \dots 28$ В.

Наплавлення досліджуваних матеріалів здійснювалось у мідні форми з різною швидкістю примусового охолодження. Досліджувалися метастабільні аустенітні, мартенситно-аустенітні й вториннотвердні сталі системи Сr-Mn-Ti, додатково леговані Мо, V.

Для випробування використовувалася машина тертя 2070 СМТ-1 зі схемою випробування диск-колодка. Режими тертя: швидкість обертання диска – 0,5 м/с; навантаження на зразок – 25, 50 Н; матеріал контртіла – сталь 45X, HRC 47...49.

Визначався як масове, так і лінійне зношення. Для зносостійких сталей з бейнітною, бейнітно-мартенситною й метастабільною аустенітною структурою основним матеріалом, тобто еталоном, було вибрано наплавлений метал 30X2B8Ф.

Здійснено наплавлення дротами ПП-0X6H8M7C, ПП-25X5ФМ, ПП-АН-132. Необхідно зазначити зменшення кількості заро-

дків гарячих тріщин під час наплавлення ПП-0Х6Н8М7С (сталь 30Х3Н4М3Ф за першим шаром), як порівняти з даними металографічного аналізу для шарів, що виникли під час наплавлення порошковим дротом ПП-АН-132 (сталь 35Х4В3М3Ф – четвертий–шостий шари, сталь 45Х3В2М2НФ – перший шар).

У металі зони проплавлення розрахункові частки мартенситу, отримані експериментально під час наплавлення дротами ПП-0Х6Н8М7С і ПП-25Х5ФМ, майже однакові – 60 %, а для четвертого та п'ятого шарів – 80 і 70 %.

На підставі досліджень фізики твердого тіла до матеріалів, що працюють в умовах тертя, висуваються вимоги: висока міцність, тобто матеріал повинен мати значний запас мікропластичності, окалиностійкості та високу твердість; під час трібноавантаження матеріал повинен бути схильний до здрібнювання мікроструктури. Найбільший вплив на ці властивості мають склад і структура матеріалу. Взаємозв'язок розрахункової інтенсивності зношування й відносної зносостійкості мартенситно-аустенітних та інструментальних сталей (50ХНМ, 08Х6Н8М7С, 40Х4Г8Т2С, 20Х3Г9М5Т2С тощо) встановлювався за тисків, близьких до середніх тисків на контактній поверхні під час гарячого оброблення сталей. Під час прироблення в процесі навантаження в досліджуваних сталях спостерігалось окисне зношування. У разі збільшення часу тертя окисне зношування переходить у теплове, що супроводжується контактним схоплюванням і оплавленням поверхонь тертя. Найбільшу зносостійкість має сталь 20Х3Г9М5Т2С. Зміна дислокаційної структури приграничних областей зони тертя й старіння, що відбуваються в процесі дії підвищених температур і деформацій, є одним з основних факторів підвищення контактної міцності й мікропластичності поверхневих шарів. Крім вище перерахованих факторів, зменшення зношування є елементом зміни адгезійної складової сили тертя, зони пластичних деформацій, впливом значної кількості й рівномірним розподілом за обсягом карбідів титану.

Дослідження первинної структури шліфів наплавлених сталей демонструє наявність білих прошарків, які незначною мірою відрізняються за шириною.

Металографічний аналіз розташування прошарків демонструє, що в більшості випадків їхнє розташування повторює фронт кристалізації наплавленого металу. Додаткове

легування цих сталей титаном у кількості 2...5 % сприяло запобіганню відколів вздовж зони сплавлення.

Біля лінії сплавлення знаходиться зона основного металу, шириною 7...15 мкм, мікротвердість якої нижче, ніж мікротвердість основного металу, що є результатом дифузійних процесів. Мікроструктура хромомарганцевого наплавленого металу із вмістом титану до 4 % наведена на рис. 1, 2 а, б.

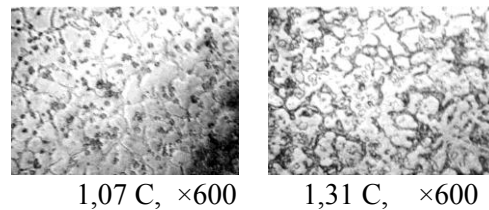


Рис. 1. Мікроструктура хромомарганцевого наплавленого металу із вмістом титану до 4 %, Cr ~ 9,51 %; Mn ~ 8,86 %, Si ~ 1,87 %.

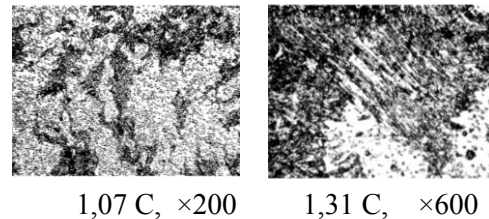


Рис. 2. Мікроструктура хромомарганцевого наплавленого металу із вмістом титану до 4 %, Cr ~ 8,20 %; Mn ~ 7,54 %, Si ~ 1,87 %.

Зіставлення розрахункових і експериментальних величин інтенсивності зношування демонструють, що розрахункові значення інтенсивності зношування можна використовувати для орієнтовного аналізу зносостійкості сплавів різного хімічного складу, але близьких за структурним класом. Згідно з теорією втомного зношування руйнування поверхневих шарів під час зовнішнього тертя обумовлене знакозмінними напруженнями [1, 5]. У деяких випадках за нормальних напружень, що відповідають пружним деформаціям, пластичний плин у поверхневих шарах є результатом дотичних напружень. В умовах пластичного контакту навантаження, що призводить до пластичного плину, суттєво залежить від молекулярної складової коефіцієнта тертя.

Для всіх досліджених сплавів типовим є поступове зменшення розкиду значень мікротвердості за глибиною зони тертя.

Зміна мікротвердості в приповерхневих шарах на стадії зношування бумовлене процесами взаємної дифузії матеріалів пари тер-

тя, вибіркового окиснення й термодифузійного перерозподілу зміцнювальної фази під дією температур і деформацій, які паралельно відбуваються. Перераховані зміни впливають на інтенсивність зношування досліджених матеріалів. Низька здатність до зміцнення інструментальних сталей призводить до підвищення темпу зношування й передчасного переходу до стадії критичного зношування. Двійникування й виділення карбідів за двійниками у метастабільних аустенітних і вториннотвердінних сталях підвищує опірність пластичним зрушенням за підвищених температур, що ускладнює руйнування робочих поверхонь під час тертя [5–8]. Інтенсивність зношування деяких досліджених сталей наведена на рис. 3.

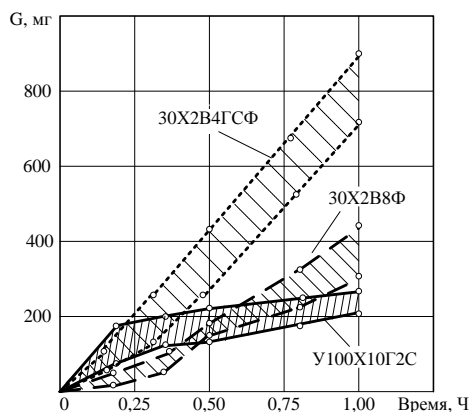


Рис. 3. Інтенсивність зношування наплавленого металу.

Після випробування за об'ємної температури робочої частини зразка $T=553...573$ К в контактних обсягах наплавленого металу типу 30X2B8Ф виявлені розширення меж зерен, лінії зрушення, більш дрібні, як порівняти з нижніми шарами зерна. Поза зоною пластичної деформації величина зерен відповідає їхнім розмірам до початку випробувань, межі зерен відносно тонкі.

Кількість і розташування досліджуваних за збільшень Х430, Х800 карбідів також аналогічні структурним характеристикам наплавленого металу типу 30X2B8Ф. Структура, що формується у фронті зношування, подібна до структури білої зони будовою й визначається високою мікротвердістю. Зміна структури наплавленого металу контактної зони й нижніх шарів наведена на рисунку 4.

З підвищенням температури стрижня тертя до $T_{CT} - 823$ К мікротвердість металу контактних обсягів помітно знизилася. Для граничного шару типовою є структура «білої зони» після високого відпуску.

В окремих зразках із хромомолібденового наплавленого металу виявлені порушення суцільності вздовж границь зерен.

Структура відпущеного металу «білої смуги» наплавленням сталі 50X5M2B2H1Ф змінюється в поверхні зношування продуктами відпуску з ділянками аустеніту за підвищення температури стрижня тертя від 823 К до 973 К.

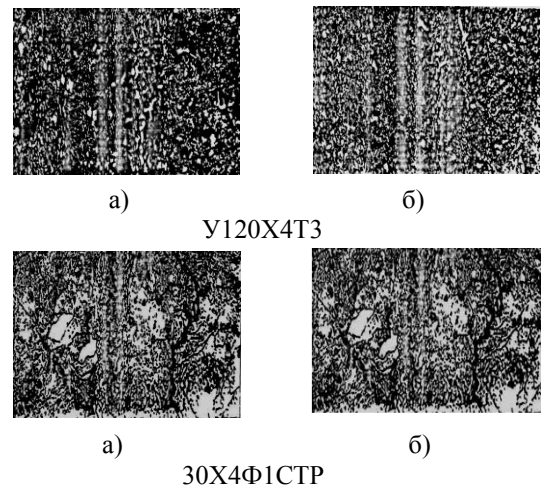


Рис. 4. Структура наплавленого металу після випробувань на зношення: а – у поверхні; б – 2 мм від поверхні зношення, $\times 300$

Легування металу, наплавленого нікелем і марганцем, знижує A_{C1} , а збільшення концентрацій хрому, вольфраму, молібдену підвищує зазначену температуру, що є закономірним для термічних впливів з низьким рівнем напружень, що діють на метал.

За додаткового легування хромистого сплаву 3...4 % вольфрамом й молібденом знижується кількість аустеніту через подальше підвищення концентрації зазначених елементів. Тип їхнього впливу на температуру A_{C1} імовірно аналогічний хрому. Зниженню температури $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення сприяє зміна частки залишкового аустеніту, пов'язане зі збільшенням вмісту вуглецю, марганцю, нікелю й відповідне зменшення ефекту об'ємного перетворення. Формування ділянки «білої смуги» спостерігалось за об'ємної температури металу зразків, що змінюється у відносно широкому діапазоні, однак підвищення температури стрижня тертя призвело до істотного зменшення мікротвердості й навіть до відсутності (після випробувань) структури у фронті зношування.

Легування хромовольфрамового наплавленого шару 4–5-ти відсотковим нікелем збільшило частку залишкового аустеніту,

знизилися температура A_{C1} , однак подібна структура з «білою смугою» після зношування не зафіксована, хоча максимальні значення мікротвердості приблизно такі самі, як у сплаві 30X2B8Ф. Висока мікротвердість металу контактної шару й відсутність структури «білої смуги» характерні й для наплавочних сталей систем С – Cr – Mn – Ti (якщо Mn $\leq 2...3$ %, Cr $\leq 6...7$ %, Ti = 0,8...3,0 %) в умовах, що зазнали зношування, під час тертя вздовж стрижнів з температурою $\sim 823 \dots 1023$ К.

Таким чином, результати експериментів і літературні дані підтверджують можливість утворення «білої смуги» як у сплавах, що мають високу концентрацію елементів – аустенізаторів (Mn, С, Ni), так і в процесі легування карбідоутворювальними елементами з відносно невисокою спорідненістю до вуглецю (V, Mo). Виникнення зазначеної структури під час зношування сталей, що містять 8...10 % W, спостерігалось для широкого інтервалу фактичних тисків і об'ємних температур. Зменшення концентрації вольфраму запобігає процесу утворення «білої смуги».

Вплив температури на в'язкість руйнування оцінювали за критерієм Дж. Малкіна й А.С. Тетельмана [11]. Оскільки для умов молекулярно-механічного зношування коефіцієнт зносостійкості $K_I \sim K_C$, то збільшення K_C змінить співвідношення

$$K_{II} \approx j^2 \cdot (1 - \sigma_1 \sigma_2)^{-2}, \quad (4)$$

де j – межа тріщиностійкості; σ_1 , σ_2 – максимальні головні напруження в зоні концентрації напружень і межа міцності.

Вплив температури на в'язкість руйнування наведено на рис. 5.

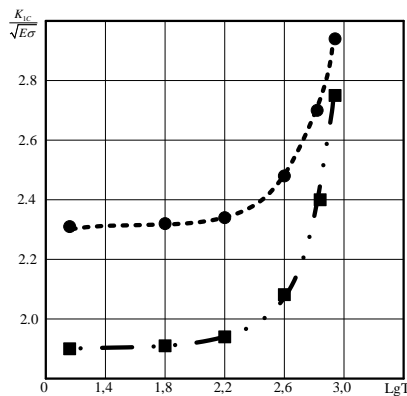


Рис. 5. Залежність розрахунково-експериментального критерію руйнування $K_{IC} = \sqrt{AEGT\epsilon\alpha\beta}$ від температури

За близьких значень контактної тиску в парі тертя час утворення тріщини критичної довжини зростає зі збільшенням ефективної поверхневої енергії γ_e (пластичної деформації, що містить енергію). Таким чином, показники тріщиностійкості (K_C , j -інтеграл, δ_C), а отже, й опір зношуванню мартенситностаріючих сталей вище, ніж метастабільних та інструментальних сталей.

Висновки

1) дослідження підтверджують можливість утворення «білої смуги» як у сплавах, що мають високу концентрацію елементів – аустенізаторів (Mn, С, Ni), так і під час легування карбідоутворювальними елементами з відносно невисокою спорідненістю до вуглецю (V, Mo);

2) показники тріщиностійкості (K_C , j -інтеграл, δ_C), а отже, й опір зношуванню мартенситностаріючих сталей вище, ніж метастабільних та інструментальних сталей.

Література

- Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. Москва: Машиностроение, 1985. 240 с.
- Влияние дефектов, возникающих в процессе наплавки, на механические характеристики металла / Власов В. М., Нечаев Л. М., Фомичева Н. Б., Фомичева Е. В. Современные наукоемкие технологии. 2004. № 1. С. 9–11.
- Кусков Ю. М., Новикова Д. П., Богайчук И. Л. Роль неметаллических включений в возникновении трещин при дуговой наплавке. Автоматическая сварка. 2011. № 10. С. 18–21.
- Малинов В. Л., Малинов Л. С. Структура и износостойкость хромомарганцевого наплавленного металла. Автоматическая сварка. 2012. № 7. С. 13–18.
- Дроздов Ю. Н., Павлов В. Г., Пучков В. Н. Трение и износ в экстремальных условиях: справочник. Москва: Машиностроение, 1986. 224 с.
- Кальянов В. Н. Структура и характеристики износостойкого экономнолегированного наплавленного металла. Сварочное производство. 1997. № 4. С. 13–17.
- Багров В. А., Кальянов В. Н. Влияние способа износостойкой наплавки на распределение упрочняющей фазы в наплавленном металле. Автомат. Сварка. 2000. № 11. С. 44–47.
- Кальянов В. Н., Багров В. А. Мартенситностаряющие стали для наплавки штампов. Сварочное производство. 2003. С. 35–37.
- Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособие: в 4-х т. / под общей редакцией В. В. Панасюка. Киев: Наук. думка, 1998. Т. 1: Основы механики разрушения. 448 с.

References

1. Hasui A., Morigaki O. Naplavka i napyilenie. Moskva: Mashinostroenie, 1985. 240 s.
2. Vliyanie defektov, vznikayuschih v protsesse naplavki, na mekhanicheskie harakteristiki metalla / Vlasov V. M., Nechaev L. M., Fomicheva N. B., Fomicheva E. V. Sovremennyye naukoemkie tehnologii. 2004. № 1. S. 9–11.
3. Kuskov YU. M., Novikova D. P., Bogaychuk I. L. Rol nemetallicheskih vklyucheniy v vzniknovenii treschin pri dugovoy naplavke. Avtomaticheskaya svarka. 2011. № 10. S. 18–21.
4. Malinov V. L., Malinov L. S. Struktura i iznosostoykost hromomargantseвого naplavlennogo metalla. Avtomaticheskaya svarka. 2012. № 7. S. 13–18.
5. Drozdov YU. N., Pavlov V. G., Puchkov V. N. Trenie i iznos v ekstremalnykh usloviyakh: Spravochnik. Moskva: Mashinostroenie, 1986. 224 s.
6. Kalyanov V. N. Struktura i harakteristiki iznosostoykogo ekonomnolegirovannogo naplavlennogo metalla. Svarochnoe proizvodstvo. 1997. № 4. S. 13–17.
7. Bagrov V. A., Kalyanov V. N. Vliyanie sposoba iznosostoykoy naplavki na raspredelenie uprochnyayushey fazyi v naplavlennom metalle. Avtomat. svarka. 2000. № 11. S. 44–47.
8. Kalyanov V. N., Bagrov V. A. Martensitnostareyushchie stali dlya naplavki shtampov. Svarochnoe proizvodstvo. 2003. S. 35–37.
9. Mehanika razrusheniya i prochnost materialov: Sprav. posobie: v 4-h t. / pod obschey redaktsiyei V. V. Panasyuka. Kiev: Nauk. dumka, 1998. T. 1: Osnovy mehaniki razrusheniya. 448 s.

Багров Валерій Анатолійович, к.т.н, доцент, кафедра технології металів та матеріалознавства, тел. +38 063-420-84-07, ha-vetabanca@ukr.net
Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого, 25, м. Харків, 6102, Україна.

Effect of structure and phase content on wear resistance of the economical alloyed metastable and secondary hardening steels of Cr-Mn-Ti system

Abstract: *Problem.* Despite a large number of studies in the field of assessing the causes of the formation of hot and cold cracks during surfacing of wear-resistant alloys, today the issues of working out the use of economically alloyed wear-resistant materials and the technique of their surfacing remain relevant. **Goal:** The purpose of this work is to study the effect of the structure and phase composition on the wear resistance of economically alloyed metastable and secondary hardening steels of the Cr-Mn-Ti system, as well as with additional alloying with Mo, B, V. Mechanized surfacing was carried out with flux cored wires AN-22 and AN-20 with the supply of a de-energized additive to the head of the weld pool, which reduces the content of sulfur and phosphorus, the specific consumption of electricity and increases the assimilation of alloying elements and the relative mass of the flux. Cladding by manual arc welding was carried out with coated electrodes with the addition of a depleted CaF₂-coated flux-cored wire filler. When surfacing with a de-energized additive, the ratio of the filler to the main electrode, the relative mass was determined by $\beta = m_1 / m_2$ (m_1 , m_2 are the mass of the filler and the electrode rod, respectively). Submerged arc surfacing was carried out in the following modes: $I_N = 300 \dots 350$ A, $U_D = 26 \dots 30$ V, $q = 6 \dots 10$ kJ/cm, with manual surfacing - $I_N = 180 \dots 220$ A, $U_D = 25 \dots$ **Results:** The studies carried out confirm the possibility of the formation of a “white band” both in alloys with a high concentration of austenitizing elements (Mn, C, Ni) and when alloying carbide-forming elements with a relatively low affinity for carbon (V, Mo). The indicators of resistance to cracking (K_C , j -integral, δC), and, consequently, resistance to wear of secondary hardening steels are higher than those of metastable and tool steels.

Key words: flux-cored wire, steel, surfacing, carbides, wear resistance, structure.

Bagrov Valery Anatolevich, Cand.Tech.Sci., the sen. lect, chair of technology of metals and materials technology, phone +38 063-420-84-07, ha-vetabanca@ukr.net, Kharkiv National Automobile and Highway University, 25, Yaroslava Mudrogo str., Kharkiv, 61002, Ukraine.