

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

Ніконов О.Я., Багров В.А., Донченко Д.О.

Харківський національний автомобільно-дорожній університет

Анотація. Розглянуті питання впливу зношування на утворення «білої смуги» в метастабільних аустенітних, мартенситно-аустенітних та вторинно тверддючих сталях системи Cr-Mn-Ti, які додатково леговані Mo, V. Проведені дослідження підтверджують можливість утворення «білої смуги» як у сплавах, що мають високу концентрацію елементів – аустенізаторів, так і в процесі легування карбидоутворювальними 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 шляхом раціонального конструювання та підвищення надійності й довговічності найбільш важливих деталей машин, механізмів, агрегатів.

Підвищення конструкційної міцності досягається різними способами, серед яких насамперед можна назвати вдосконалення технології нанесення різних покриттів на деталі, створення економних легованих наплавних матеріалів, розробка технологій, які забезпечують поліпшення оброблюваності покриттів та ін.

Покриття широке використовується практично у всіх галузях техніки й науки, серед них машинобудування, автомобілебудування, атомна енергетика, будівельні конструкції тощо. Склад і технологія нанесення покриттів залежать насамперед від умов експлуатації виробу або інструмента, від матеріалу, з якого вони виготовлені. Однією з основних цілей нанесення покриттів є підвищення зносостійкості.

Аналіз публікацій

Способи захисту від зношування залежать від багатьох чинників, зокрема від умов роботи деталі. Так, у багатьох випадках достатньо нанесення тонкого захисного шару, щоб запобігти зношуванню. Це можливо, коли мала загальна величина зношування, різке зниження адсорбції, різко змінні умови експлуатації та ін.

У тому ж випадку, коли під час роботи деталей зношування зазнає шар великої товщини, коли крім зносостійкості поверхневого шару необхідно мати досить високими й інші

властивості, наприклад, втомну міцність, то запобігти зношуванню можна наплавленням.

У виборі виду покриття треба насамперед виходити з технологічності процесу, що містить такі поняття, як відомості до мінімуму кількості операцій, витрати матеріалів, кількість нанесення шарів, зменшення витрати електроенергії, запобігання відшаровування.

З метою підвищення зносостійкості деталей, що працюють в умовах молекулярно-механічного та інших видів механічного зношування, велике значення набуває розробка ресурсозаощаджувальних зносостійких сплавів і технологія їхнього наплавлення.

Зносостійкість і довговічність деталей, що експлуатуються в умовах тертя металу по металу в разі підвищених тисків і температур, значних швидкостей відносного переміщення складових пар тертя, суттєво зростає в процесі наплавлення ділянок, що зношуються, сплавами, обраними з урахуванням особливостей зношування, зміни температури й температурних градієнтів, міцності металу наплавлення й навколошовної зони.

Незважаючи на велику кількість досліджень у напрямі оцінювання причин утворення гарячих і холодних тріщин у процесі наплавлення зносостійких наплавних сплавів [1–4], на сьогодні актуальними залишаються питання розробки економних легованих зносостійких наплавних матеріалів і технології їхнього нанесення.

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

– зміною показників механічних властивостей за умови зростання температури;

– відпусками і структурними перетвореннями;

– появою вторинних деформацій і напружень, які є наслідком нерівномірного розподілу температур.

Неприпустимий дефект – часткове або повне відшарування зносостійкого шару, яке виникає внаслідок утворення тріщин у зонах сплаву в мартенситному або бейнітно-мартенситному прошарку, якщо доля метастабільного аустеніту перевищує 70–80 %. Товщина мартенситного, бейнітно-мартенситного прошарку в зоні проплавлення досягає декількох тисяч мкм. З підвищенням концентрації вуглецю в середньохромістому наплавленому металі більше ніж 1,80–2,00 % товщина подібного прошарку становить кілька десятків мкм. Через малу різницю коефіцієнтів розширення метастабільного високовуглецевого аустеніту вплив цього чинника на рівень напружень незначний. На підставі проведених досліджень і аналізу робіт А.М. Макари, Є.Л. Макарова, Л.С. Лівиця, Д. Броска та ін. запропонована загальна для макроскопічних і мікроскопічних прошарків схема процесу відшарування.

Зближення хімічного й фазового складу першого й наступних шарів досягається зменшенням частки основного металу: подачею знеструмленої присадки під дугу; циклічним перемиканням дуги прямої дії на дугу непрямої дії в процесі наплавлення розщепленим електродом.

У процесі наплавлення сталевих прокатних валків зносостійкими високовуглецевими сталями систем С-Сr-Mn-Si-Ti зі структурою метастабільного аустеніту відшарування запобігається наплавленням маловуглецевого підшару й підвищенням температури попереднього підігріву до 723–733 °С.

Відсутність у зоні сплавлення абразивостійких сплавів з вуглецевими сталями мікроскопічного прошарку зі структурою «білої смуги» й запобігання відривів одношарового наплавлення можна досягти застосуванням економнолегованих наплавних сталей системи С-Ti-B-Ni. Економія дефіцитних легуючих домішок досягається: застосуванням економних легованих сплавів, підвищенням коефіцієнта засвоєння легуючих елементів, зменшенням припуску на обробку.

Мета і постановка завдання

Дослідження впливу структури й фазового складу на зносостійкість економнолегова-

них метастабільних аустенітних сталей системи Сr-Mn-Ti та вторинно твердіючих сталей додатково легованих Мо, В, V.

Вплив структури і фазового складу на зносостійкість економнолегованих метастабільних і вторинно твердіючих сталей системи Сr-Mn-Ti

У використанні вторинно твердіючих сплавів системи Fe-C-Cr-Ni-Mo-Si стійкість матриць для вирубки заготовок фланців коліс, шестерень, дисків, наплавлених сталлю 08X6H8M7C, виявляється вище за тих, що наплавлені сталями 20B9X4M4ФТ і 50X14B4ФТ.

Оскільки вартість вторинно твердіючих легованих нікелем сплавів системи Fe-C-Cr-Ni-Mo-Si досить висока, то була поставлена мета розробити аналоги цих сталей без легування їх нікелем. Розроблена сталь 20X3Г9M5T2C, що зміцнюється ендегенними карбідами титану й дисперсійними частками інтерметаліду залізо – молібден.

Механізоване наплавлення здійснювалось порошковими дротами під флюсами АН-22 та АН-20 з подачею в головну частину ванни знеструмленої легованої присадки, що зменшує частку основного металу, питому витрату електроенергії й підвищує насичення легувальними елементами. Наплавлення під флюсом здійснювалось за умови $I_d=300\dots350$ А, $U_d=26\dots30$ В, $q=6\dots10$ кДж/см. У процесі ручного наплавлення – $I_d=180\dots220$ А, $U_d=25\dots28$ В.

Наплавлення матеріалів проводилося в мідні форми з різною швидкістю примусового охолодження. Досліджувалися метастабільні аустенітні, мартенситно-аустенітні й вторинно твердіючі сталі системи Сr-Mn-Ti, які додатково леговані Мо, V.

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

Визначався як масове, так і лінійне зношування. Для зносостійких сталей з бейнітною, бейнітно-мартенситною і метастабільною аустенітною структурою основним матеріалом-еталоном прийнято наплавлений метал 30X2B8Ф.

Проведене наплавлення дротами ПП – 08X6H8M7C, ПП – 25X5ФМ, ПП – АН-132. Необхідно відзначити зменшення кількості зародків гарячих тріщин у процесі напла-

лення ПП – 08Х6Н8М7С (сталь 30Х3Н4М3Ф по першому шару) порівняно з даними металографічного аналізу для шарів, отриманих порошковим дротом ПП – АН-132 (сталь 35Х4В3М3Ф по четвертому-шостому шарам, сталь 45Х3В2М2НФ – по першому шару).

У зони проплавлення розрахункові частки мартенситу, що отримані експериментально за умови наплавлення дротами ПП – 08Х6Н8М7С і ПП – 25Х5ФМ, приблизно рівні – 60 %, для четвертого-п'ятого шарів – 80 і 70 % відповідно.

На основі досліджень фізики твердого тіла матеріалів, що працюють в умовах тертя, висувуються такі вимоги: висока міцність, значний запас мікропластичності, окалинотійкість, висока твердість; в умовах контактних напружень у процесі припрацювання матеріал має бути схильний до здрібнювання мікроструктури. Найбільший вплив на ці властивості має склад і структура матеріалу.

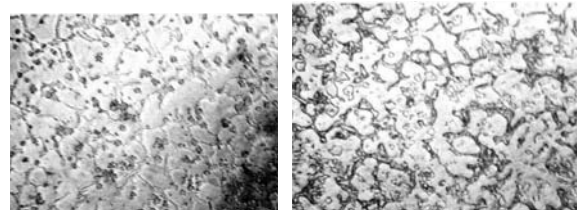
Взаємозв'язок розрахункової інтенсивності зношування й відносної зносостійкості мартенситно-аустенітних та інструментальних сталей (50ХНМ, 08Х6Н8М7С, 40Х4Г8Т2С, 20Х3Г9М5Т2С та ін.) установлювався в умовах близьких до середніх тисків на контактній поверхні в разі гарячої обробки сталей. Під час припрацювання в процесі навантаження в сталях, що досліджувались, спостерігалось окисне зношування. У разі збільшення часу тертя окисне зношування переходить у теплове, що супроводжується контактним схоплюванням і оплавленням поверхонь тертя. Найбільшу зносостійкість показала сталь 20Х3Г9М5Т2С.

Зміна дислокаційної структури приграничних зон тертя й старіння під впливом дії підвищених температур і деформацій є одним з основних чинників підвищення контактної міцності й мікропластичності поверхневих шарів. Крім вище перелічених чинників, зменшення зношування можна пояснити зміною адгезійної складової сили тертя, зони пластичних деформацій, впливом значної кількості й рівномірним розподілом карбідів титану в об'ємі металу.

Дослідження первинної структури наплавлених сталей виявило наявність білих прошарків, які незначно відрізняються за шириною.

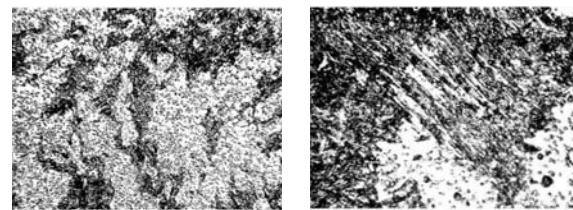
Металографічний аналіз розташування прошарків показав, що найчастіше їхнє розташування повторює фронт кристалізації наплавленого металу.

Додаткове легування цих сталей титаном у кількості 2...5 % сприяло запобіганню відколів по зоні сплавлення. Поблизу лінії сплавлення перебуває зона основного металу завширшки до 7...15 мкм, мікротвердість якої трохи нижча за мікротвердість основного металу, що свідчить про дифузійні процеси. Мікроструктура хромомарганцевого наплавленого металу із вмістом титану до 4 % наведена на рис. 1, 2.



1,07 С, $\times 600$ 1,31 С, $\times 600$

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



1,07 С, $\times 200$ 1,31 С, $\times 600$

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 показали, що розрахункові значення інтенсивності зношування можна використовувати для орієнтовної оцінки зносостійкості сплавів різного хімічного складу, але близьких за структурним класом. Згідно з теорією втомного зношування руйнування поверхневих шарів за умови зовнішнього тертя обумовлене знакозмінними напруженнями [1, 5]. У деяких випадках у разі нормальних напружень, відповідних до пружних деформацій, пластична течія в поверхневих шарах викликається дотичними напруженнями. В умовах пластичного контакту навантаження, які приводять до пластичної деформації, суттєво залежать від молекулярної складової коефіцієнта тертя.

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

Зміна мікротвердості в приповерхніх шарах на стадії зношування обумовлена процесами взаємної дифузії матеріалів пари тертя, вибіркового окиснення й термодифузійного перерозподілу зміцнювальної фази під дією температур і деформацій, які паралельно відбуваються. Перелічені зміни впливають на інтенсивність зношування матеріалів, які досліджувались. Низька здатність до зміцнення інструментальних сталей призводить до підвищення темпу зношування й передчасного переходу до стадії критичного зношування. Двійникування й виділення карбідів по двійниках у метастабільних аустенітних і вторинно твердіючих сталях підвищує опір пластичним зрушенням у разі підвищених температур, ускладнюючи руйнування робочих поверхонь у процесі тертя [5–8]. Інтенсивність зношування деяких досліджених сталей наведено на рис. 3.

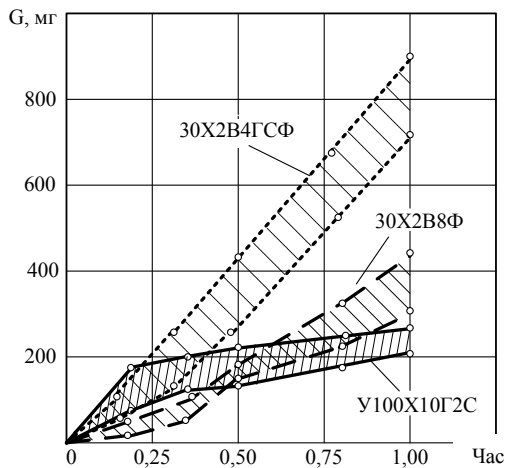


Рис. 3. Інтенсивність зношування наплавленого металу

Після випробування за умови об'ємної температури робочої частини зразка $T=553\dots573$ К у контактних об'ємах наплавленого металу типу 30X2B8Ф виявлені розширення границь зерен, лінії зрушення, більш дрібне зерно порівняно з шарами, що лежать нижче. Поза зоною пластичної деформації величина зерен відповідає їхнім розмірам до початку випробувань, границі зерен відносно тонкі. Кількість і розташування карбідів також аналогічні структурним характеристикам наплавленого металу типу 30X2B8Ф. Структура, що формується у фронті зношування, подібна на структуру білої зони за будовою і визначається високою мікротвердістю. Характерна зміна структури

наплавленого металу в контактній зоні й нижчих шарах наведена на рис. 4.

З підвищенням температури стрижня тертя до $T_{CT} = 823$ К мікротвердість металу контактних об'ємів помітно знизилася. Для граничного шару характерна структура «білої смуги» після високого відпуску.

В окремих зразках із хромомолібденового наплавленого металу виявлені порушення суцільності за границями зерен.

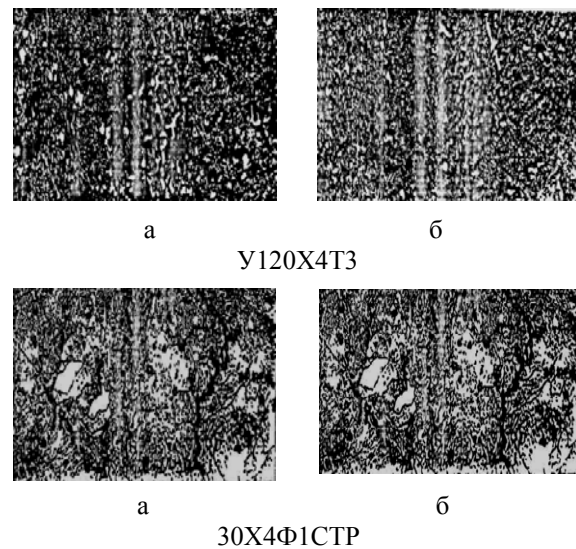


Рис. 4. Структура наплавленого металу після випробувань на зношування: а – у поверхні; б – 2 мм від поверхні ($\times 500$)

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

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

У процесі додаткового легування хромистого сплаву 3...4 % вольфрамом й молібденом знижується кількість аустеніту мірою подальшого підвищення концентрації зазначених елементів. Характер їхнього впливу на температуру A_{C1} , імовірно, аналогічний впливу хрому. Зниженню температури $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення сприяє зміна частки залишкового аустеніту, що пов'язано зі збільшенням вмісту вуглецю, марганцю, нікелю й відповідне зменшення ефекту об'ємного перетворення. Формування ділянки «білої смуги»

спостерігалось за умови 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) відзначеної структури у фронті зношування.

Легування хромовольфрамового наплавленого шару 4–5 % нікелем збільшило частку залишкового аустеніту, знизило температуру A_{C1} , однак подібна до «білої смуги» структура 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 наплавних 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 в процесі тертя о стрижні з температурою $\sim 823 \dots 1023$ К.

Отже, результати проведених експериментів і літературні джерела підтверджують можливість утворення «білої смуги» як у сплавах, що мають високу концентрацію елементів – аустенізаторів (Mn, C, Ni), так і в процесі легування карбідоутворювальними елементами з відносно невисокою спорідненістю до вуглецю (V, Mo). Формування зазначеної структури в процесі зношування сталей, які містять 8...10 % W, спостерігалось для широкого інтервалу фактичних тисків і об'ємних температур. Зменшення концентрації вольфраму полегшує запобігання створенню «білої смуги».

Вплив температури на в'язкість руйнування оцінювався за критерієм Дж. Малкіна й А. Тетельмана [9]. Оскільки для умов молекулярно-механічного зношування коефіцієнт зносостійкості $K_H \sim K_C$, то збільшення K_C змінить співвідношення

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

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

За умови 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).

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

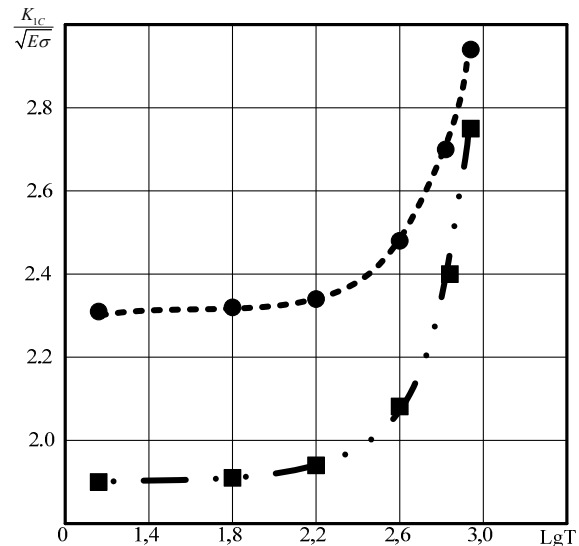


Рис. 5. Залежність розрахунково-експериментального критерію руйнування $K_{IC} = \sqrt{AEGT\epsilon\alpha\beta}$ від температури

Таким чином, показники тріщиностійкості (K_C , j -інтеграл, δ_C), а отже, й опір зношуванню вторинно твердіючих сталей вищі, ніж у метастабільних та інструментальних сталей.

Висновки

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

2. Показники тріщиностійкості (K_C , j -інтеграл, δ_C), а отже, і опір зношуванню вторинно твердіючих сталей вищі, ніж у метастабільних та інструментальних сталей.

Література

- Хасуи А., Мorigаки О. Наплавка и напыление. Москва: Машиностроение. 1985. 240 с.
- Власов В. М., Нечаев Л. М., Фомичева Н. Б., Фомичева Е. В. Влияние дефектов, возникающих в процессе наплавки, на механические характеристики металла. *Современные науки и 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.

5. Дроздов Ю. Н., Павлов В. Г., Пучков В. Н. Трение и износ в экстремальных условиях: справочник. Москва: Машиностроение, 1986. 224 с.
6. Кальянов В. Н. Структура и характеристики износостойкого экономнолегированного наплавленного металла. *Сварочное производство*. 1997. № 4. С. 13–17.
7. Багров В. А., Кальянов В. Н. Влияние способа износостойкой наплавки на распределение упрочняющей фазы в наплавленном металле. *Автоматическая сварка*. 2000. № 11. С. 44–47.
8. Кальянов В. Н., Багров В. А. Мартенситностареющие стали для наплавки штампов. *Сварочное производство*. 2003. С. 35–37.
9. Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособие: в 4-х т. / под общ. ред. В.В. Панасюка. Киев: Наукова думка, 1998. Т. 1: Основы механики разрушения. 448 с.

References

1. Hasui A., Morigaki O. Naplavka i napyilenie. Moscow: Mashinostroenie. 1985, 240 p.
2. Vlasov V. M., Nechaev L. M., Fomicheva N. B., Fomicheva E. V. Vliyanie defektov, vznikayuschih v protsesse naplavki, na mehanicheskie harakteristiki metalla. *Sovremennyye naukoemkie tehnologii*, 2004, no. 1, pp. 9–11.
3. Kuskov Yu. M., Novikova D. P., Bogaychuk I. L. Rol nemetallicheskih vklucheniy v vznikovenii treschin pri dugovoy naplavke. *Avtomaticheskaya svarka*, 2011, no. 10, pp. 18–21.
4. Malinov V. L., Malinov L. S. Struktura i iznosostoykost hromomargantsevogo naplavlennogo metalla. *Avtomaticheskaya svarka*, 2012, no. 7, pp. 13–18.
5. Drozdov Yu. N., Pavlov V. G., Puchkov V. N. Trenie i iznos v ekstremal'nykh usloviyakh: Spravochnik. Moscow: Mashinostroenie, 1986, 224 p.
6. Kalyanov V. N. Struktura i harakteristiki iznosostoykogo ekonomnolegirovannogo naplavlennogo metalla. *Svarochnoe pro-izvodstvo*, 1997, no. 4, pp. 13–17.
7. Bagrov V. A., Kalyanov V. N. Vliyanie sposoba iznosostoykoy naplavki na raspredelenie uprochnyayushey fazyi v naplavlennom metalle. *Avtomaticheskaya svarka*, 2000, no. 11, pp. 44–47.
8. Kalyanov V. N., Bagrov V. A. Martensitnostareyushchie stali dlya naplavki shtampov. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2003, pp. 35–37.
9. Mehanika razrusheniya i prochnost materialov: prav. posobie: V 4-h t. / pod obschey redaktsiey V. V. Panasyuka. Kyiv: Nauk. dumka, 1998, T. 1: Osnovy mehaniki razrusheniya, 448 p.

Багров Валерій Анатолійович – к.т.н., доцент, кафедра технології металів та матеріалознавства, тел. +38-063-420-84-07, e-mail: ba-vetabanca@ukr.net

Ніконов Олег Якович – д.т.н., завідувач кафедри комп'ютерних технологій і мехатроніки, тел. +38-057-707-37-58, e-mail: nikonov.oj@gmail.com

Донченко Дмитро Олександрович – аспірант, кафедра технології металів та матеріалознавства, тел. +38-099-281-80-66, e-mail: don3777@ukr.net
Харківський національний автомобільно-дорожній університет, 61002, Україна, м. Харків, вул. Ярослава Мудрого, 25.

Влияния структуры и фазового состава на износостойкость экономных легированных метастабильных и вторично твердеющих сталей системы Cr-Mn-Ti

Анотация. Рассмотрены вопросы влияния износа на образование «белой полосы» в метастабильных аустенитных, мартенситно-аустенитных и вторично твердеющих сталях системы Cr-Mn-Ti, дополнительно легированных Mo, B, V. Проведенные исследования подтверждают возможность образования «белой полосы» как в сплавах, имеющих высокую концентрацию элементов – аустенизаторов, так и при легировании карбидообразующими элементами (V, Mo).

Ключевые слова: порошковая проволока, сталь, наплавки, карбиды, износостойкость, структура.

Багров Валерий Анатольевич – к.т.н., доцент, кафедра технологии металов и материаловедения, тел. +38-063-420-84-07, e-mail: havetabanca@ukr.net

Никонов Олег Яковлевич – д.т.н., заведующий кафедрой компьютерных технологий и мехатроники, тел. +38-057-707-37-58, e-mail: nikonov.oj@gmail.com

Донченко Дмитрий Александрович – кафедра технологии металов и материаловедения, тел. +38-099-281-80-66, e-mail: don3777@ukr.net
Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет, 61002, Украина, г. Харьков, ул. Ярослава Мудрого, 25.

Effect of structure and phase composition on wear resistance of 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 hot and cold cracks in the surfacing of wear-resistant surfacing alloys, today the issues of developing relatively inexpensive alloyed wear-resistant surfacing materials and the technology of their application remain relevant. **Purpose.** The purpose of this work is to study the effect of structure and phase composition on the wear resistance of economically alloyed metastable austenitic and secondary-hardening steels of the Cr-Mn-Ti system, additionally alloyed with Mo, B, V.

Methodology. Metastable austenitic, martensitic-austenitic and secondary-hardening steels of the Cr-Mn-Ti system additionally alloyed with Mo, V were investigated. Mechanized surfacing was carried out with alloyed flux-cored wires under fluxes AN-22 and AN-20 with the supply of a de-energized filler flux-cored wire to the head of the welding pool. The use of surfacing with a de-energized flux-cored wire

made it possible to reduce the proportion of the base metal in the deposited metal, to reduce the specific consumption of electricity and flux, and to increase the assimilation of alloying elements in the deposited metal. Manual arc surfacing was performed with a CaF_2 -coated flux-cored wire electrode and a de-energized flux-cored wire in a copper die. Automatic submerged arc surfacing was carried out in the following modes: $I_N = 300 \dots 350 \text{ A}$, $U_D = 26 \dots 30 \text{ V}$, $q = 6 \dots 10 \text{ kJ / cm}$, with manual surfacing: $I_N = 180 \dots 220 \text{ A}$, $U_D = 25 \dots 28 \text{ V}$. **Results.** The studies carried out confirm the possibility of the formation of a "white band" both in alloys with a high concentration of elements - austenizers (Mn, C, Ni), and when alloying with carbide-forming elements with a relatively low affinity for carbon. (V, Mo). The indicators of resistance to cracking (KC, j-integral, δC), and, consequently, resistance to wear, of secondary hardening martensitic steels are higher than of metastable and tool steels.

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

Bagrov Valery – Cand.Tech.Sci., the sen. lect, chair of technology of metals and materials technology, phone +38-063-420-84-07, e-mail: ha-vetabanca@ukr.net

Nikonov Oleg – Doct. of Science, Head of Computer Technology and Mechatronics Department, tel. +38-057-707-37-58, e-mail: nikonov.oj@gmail.com

Donchenko Dmytro – graduate student, Department of Metal Technology and Materials Science, tel. +38-099-281-80-66, e-mail: don3777@ukr.net Kharkiv National Automobile and Highway University, 25, Yaroslava Mudrogo str., Kharkiv, 61002, Ukraine.