

Зносостійкість сталей за умов механічного зношування

М. М. Бриков, доктор технічних наук, професор, професор кафедри,
brykov@zntu.edu.ua

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Розглянуто потенційні можливості високовуглецевих низьколегованих сталей як зносостійкого матеріалу в умовах абразивного і інших видів механічного зношування. Показано, що вміст вуглецю в сталі на рівні 1,2 % мас. та додаткове легування ~ 3 % легувальних елементів сумарно (здебільшого Mn, Cr) дозволяє після гартування з однофазної γ -області отримувати в структурі до 100 % нестабільного залишкового аустеніту з температурою початку мартенситного перетворення на рівні 20 °С. В умовах безударного малоциклового зношування, коли контактні напруження перевищують границю плинності матеріалу, відбувається пластична деформація і деформаційне мартенситне перетворення аустеніту. Це забезпечує високу зносостійкість, яка перевищує зносостійкість високовуглецевого невідпущеного мартенситу. Додавання до складу сталі кремнію у кількості 1,5-2,0 % надає можливість після гартування на залишковий аустеніт проводити його часткове бейнітне перетворення за температури приблизно 250 °С. Через підвищений вміст кремнію цементит не утворюється, неперетворений аустеніт збагачується на вуглець і стабілізується до рівня, який забезпечує прийнятну стійкість до ударного руйнування зі збереженням достатньо високої зносостійкості за умов малоциклового механічного зношування. В умовах багатоциклового зношування пластична деформація і подальше мартенситне перетворення нестабільного аустеніту не відбуваються і його зносостійкість виявляється нижчою за мартенсит гартування. Високу зносостійкість високовуглецевих низьколегованих сталей як за умов малоциклового, так і багатоциклового зношування можливо забезпечити за рахунок зневуглицювання поверхневого шару, наприклад, під час нагрівання під гартування. Через знижений вміст вуглецю поверхня загартованої деталі на глибині до 1 мм матиме мартенситну структуру, що забезпечить високу зносостійкість за умов багатоциклового зношування. В той же час аустенітна структура серцевини надасть високу зносостійкість в умовах малоциклового зношування після спрацювання поверхневого шару мартенситу.

Ключові слова: сталі, термічна обробка, структура, зносостійкість, аустеніт, мартенсит, бейніт.

Фізичне зношування є однією з провідних причин виходу з ладу машин і обладнання у різних галузях промисловості. Втрата лише кількох відсотків об'єму матеріалу з поверхні може призвести до граничного стану машини і вичерпання можливості її подальшої експлуатації, наприклад, через неприпустиму зміну геометрії поверхонь тертя, втрату герметичності системи за рахунок збільшення зазорів або навіть виникнення аварійних ситуацій після наскрізного зношування деталей.

Залежно від режимів роботи трибосистеми інтенсивність зношування матеріалів може відрізнятися на кілька порядків. У будь-якому випадку вона визначається співвідношенням контактних напружень, які виникають на поверхні тертя, і характеристик матеріалу, що забезпечують його здатність опиратися деформації і руйнуванню під дією цих напружень. В роботах І. В. Крагельського і М. М. Тененбаума [1, 2] показано, що у випадку, коли контактні напруження перевищують границю витривалості матеріалу, відбувається механічне зношування – процес втомного руйнування поверхневих мікрооб'ємів матеріалу під час його циклічного навантаження. Як і у випадку об'ємного втомного руйнування матеріалу, кількість циклів до руйнування мікрооб'ємів на поверхні залежить від величини напружень, що спричиняють циклічну деформацію. Якщо величина контактних напружень σ_k знаходиться на рівні границі витривалості матеріалу, кількість циклів до руйнування N є порядку $10^6 \dots 10^7$. Збільшення σ_k природно призводить до зменшення N , і якщо σ_k досягає границі плинності порядок N зменшується до 10^4 . Подальше збільшення σ_k призводить до руйнування поверхні в режимі циклічного пластичного деформування. Гранично жорстким режимом є такий, коли σ_k наближаються до границі міцності матеріалу, а порядок N зменшується до 10^0 . Таким чином, механічне зношування можна розділити на два принципово різні режими: багатоциклове зношування ($10^7 < N < 10^4$) і малоциклове зношування ($10^4 < N < 10^0$).

Зазвичай високі контактні напруження і зношування в малоцикловому режимі спричиняють тверді частинки штучних або природних абразивів. Отже, малоциклове зношування є відомим також як абразивне зношування. Його відмінною особливістю є наявність на поверхні тертя чисельних подряпин, що утворюються під час пластичної деформації матеріалу твердими частинками, які рухаються вздовж поверхні під навантаженням. Високі поверхневі контактні напруження можуть виникати також під час кавітації, і матеріал під час кавітаційного зношування також руйнується в режимі малоциклової втоми. На зруйнованій поверхні за умов кавітаційного зношування наявні численні локальні поглиблення (каверни), інколи навіть спостерігається наскрізне руйнування стінок деталей.

Значний вклад в дослідження зносостійкості сталей та чавунів за умов механічного зношування внесли видатні вітчизняні і іноземні дослідники, зокрема І. М. Богачов, Б. О. Войнов, В. Г. Єфременко, В. І. Дворук, В. Г. Каплун, В. М. Кашеев, М. В. Кіндрачук, Л. Г. Коршунов, О. В. Макаров, Л. С. Малінов, В. С. Попов і М. М. Бриков, М. М. Тененбаум, В. М. Ткачев, М. М. Хрущов і М. О. Бабічев, О. П. Чейлях, В. В. Шевеля, А. Fisher, I. I. Garbar, A. Misra и I. Finnie, R. C. D. Richardson, G. W. Stachowiak, A. A. Torrance, J. H. Tylczak, K.-H. Zum Gahr та ін. Основні зусилля було спрямовано на дослідження зносостійкості двох структур металевої матриці – мартенситу і аустеніту.

Зносостійкість аустеніту за умов абразивного зношування залежить від його зміцнюваності під час тертя і здатності середовища, що зношує, забезпечити таке зміцнення. Починаючи з роботи І. М. Богачова [3]

набуло поширення застосування явища деформаційного мартенситного перетворення аустеніту для підвищення зносостійкості деталей машин в умовах механічного зношування. Серед робіт, присвячених дослідженню властивостей сталей зі структурою нестабільного аустеніту як при зношуванні, так і при інших видах навантаження, відзначимо роботи Л. С. Малінова [4], О. П. Чейляха [5], М. О. Філіпова [6]. Значну роботу з дослідження зносостійкості нестабільного аустеніту за умов абразивного зношування провели В. С. Попов і М. М. Бриков [7, 8]. В роботі [9] визначено область раціонального складу зносостійких аустенітних сплавів і встановлено, що максимум зносостійкості забезпечується за концентрації вуглецю більше 1 %. Згідно [10] в системі залізо-вуглець для забезпечення максимальної зносостійкості при абразивному зношуванні вміст вуглецю в сплаві має становити 2 %.

При дослідженнях впливу легування на зносостійкість сталей зі структурою нестабільного аустеніту при абразивному зношуванні встановлено, що рівень легування зносостійких сплавів необхідно підтримувати на якомога нижчому рівні [11]. Таким чином, конкретизовано вимоги до хімічного складу сталей, що є зносостійкими за умов абразивного зношування: вміст легувальних елементів (Mn, Cr) приблизно 3 % сумарно, вміст вуглецю такий, що забезпечує температуру початку мартенситного перетворення аустеніту на рівні 20 °С.

Прикладом цього може бути сталь, яка містить 1,2 % С і 3 % Mn. Після гартування від 1000 °С (однофазна γ -область) аустеніт практично повністю залишається в структурі і, в той же час, є здатним до деформаційного мартенситного перетворення в процесі абразивного зношування. Це забезпечує високу зносостійкість, значно вищу, ніж у високовуглецевого невідпущеного мартенситу (рис. 1).

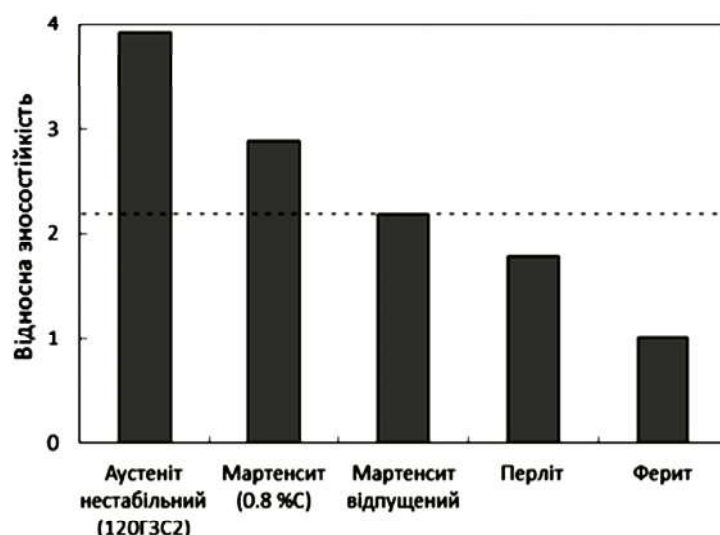


Рис. 1. Відносна зносостійкість сталей з різною структурою. Стандартизовані випробування на абразивне зношування за ГОСТ 17367-71

Висока здатність аустеніту до деформаційного мартенситного перетворення є корисною для умов безударно-абразивного зношування, але якщо деталь одночасно зі зношуванням піддається ударам, нестабільність аустеніту є також і недоліком. На початкових етапах ударного навантаження коли тріщина ще не утворилася, відбувається початкова об'ємна пластична деформація, але після утворення першої ж тріщини в її вершині відбувається концентрація напружень. Під дією великих локальних напружень біля вершини тріщини відбувається деформаційне мартенситне перетворення, і тріщина під час повторних ударів розповсюджується фактично в крихкому високовуглецевому мартенситі. Таким чином, невелика стійкість до ударних навантажень є, фактично, ціною за високу абразивну зносостійкість. Це значно звужує коло можливих випадків успішного використання високовуглецевих низьколегованих сталей як зносостійкого матеріалу в умовах механічного зношування.

В роботах [12, 13] запропоновано використовувати ізотермічну обробку залишкового аустеніту високовуглецевих низьколегованих сталей з метою зниження схильності до крихкого руйнування з одночасним збереженням абразивної зносостійкості на достатньо високому рівні. Класичною послідовністю операцій під час ізотермічної обробки є охолодження з температури аустенізації до температур ізотермічної витримки у ваннах з рідким середовищем (луги, легкотопкі сплави) і подальшою витримкою в цих ваннах впродовж необхідного часу (рис. 2 а).

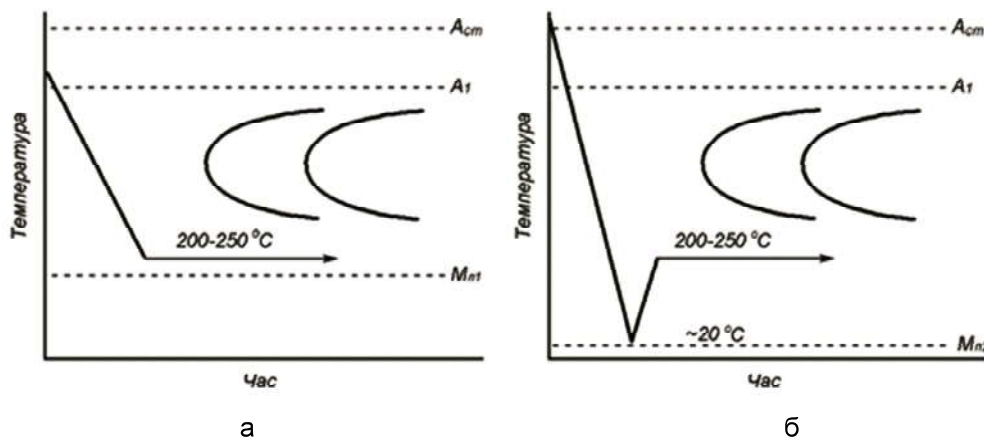


Рис. 2. Варіанти ізотермічної обробки високовуглецевих низьколегованих сталей залежно від температури гартування: а – класична ізотермічна обробка після нагрівання від температури вище A_1 ; б – ізотермічна обробка з попереднім охолодженням у воді кімнатної температури після нагрівання в однофазну область.

Високовуглецеві низьколеговані сталі, наприклад, сталь 120ГЗ, дозволяють отримувати в структурі до 100 % залишкового аустеніту після гартування з однофазної області. Отже, для проведення ізотермічного розпаду аустеніту таких сталей не потрібні ванни з рідкими середовищами, достатньо провести охолодження у воді, подальше нагрівання в звичайній

печі і витримку при постійній температурі впродовж необхідного часу (рис. 2 б).

Під час ізотермічної витримки сталі 120ГЗ відбувається бейнітне перетворення аустеніту. За умов підвищеного вмісту кремнію (1,5-2,0 %) цементит не утворюється і в результаті перетворення структура містить бейнітний ферит і аустеніт, що є пересиченим вуглецем порівняно із його номінальним вмістом в сталі [14, 15]. Підвищення вмісту вуглецю локально стабілізує аустеніт і знижує його схильність до деформаційного мартенситного перетворення. Таким чином, з'являється можливість усунути катастрофічну крихкість нестабільного залишкового аустеніту за рахунок невеликої втрати зносостійкості при абразивному зношуванні [12, 13]. Відносна зносостійкість за стандартних умов випробувань зберігається на рівні 3,1...3,2, що перевищує відносну зносостійкість високовуглецевого мартенситу гартування (рис. 1).

З метою прискорення бейнітного перетворення необхідно проводити гартування сталі 120ГЗС2 від такої температури, щоб після охолодження в структурі був присутній мартенсит у відносно невеликій кількості. Мартенсит діє як каталізатор бейнітного перетворення [16], яке починається раніше, ніж через 1 годину, якщо сталь 120ГЗС2 загартовано від 900 °С [17]. На рис. 3 а наведено мікроструктуру сталі 120ГЗС2 після гартування від 900 °С і ізотермічної витримки впродовж 2 годин. В структурі чітко розрізняються нерозчинені карбіди, відпущений мартенсит, бейнітний ферит і залишковий аустеніт у значній кількості.

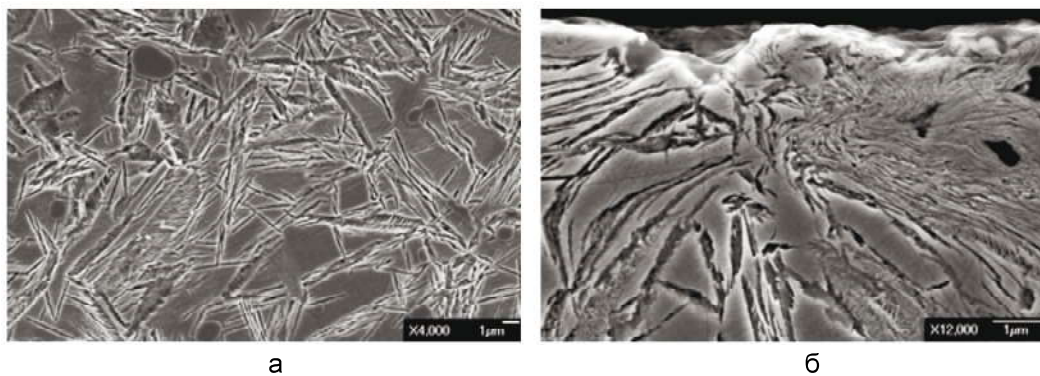


Рис. 3. Структура сталі 120ГЗС2 після гартування від 900 °С і ізотермічної витримки 2 год при 250 °С (а) та структура підповерхневих ділянок після абразивного зношування (б).

Мікроструктура підповерхневих ділянок сталі 120ГЗС2 після зазначеної обробки і абразивного зношування (рис. 3 б) свідчить, що аустеніт після ізотермічної витримки дійсно здатен до значної пластичної деформації без утворення мікрочастинок зношування. В той же час, у зв'язку з досить високою зносостійкістю є підстави вважати, що стабілізація аустеніту не відбувається до рівня, який повністю виключає деформаційне мартенситне перетворення.

Висока зносостійкість сталей зі структурою нестабільного аустеніту досягається за умов інтенсивної пластичної деформації поверхні тертя, тобто в малоцикловому режимі. Якщо зношування відбувається в багатоцикловому режимі, зносостійкість мартенситу гартування виявляється вищою [18]. Таким чином, для досягнення максимального ефекту від використання високовуглецевих сталей в умовах механічного зношування необхідно забезпечувати відповідну структуру і, отже, термічну обробку залежно від режиму зношування. На прикладі сталі 120Г3С2 можливі два варіанти термічної обробки: гартування від 800 °С з подальшим відпуском (структура – відпущений мартенсит) – оптимально для багатоциклового зношування; гартування від 900 °С з подальшою ізотермічною витримкою при 250 °С (структура – аустеніт, бейніт, мартенсит) – оптимально для малоциклового зношування.

Механічне зношування деталей як правило відбувається у режимах, які можуть змінюватися в часі і, навіть, бути різними на різних ділянках робочої поверхні. У такому випадку неможливо заздалегідь прогнозувати оптимальну структуру сталі і відповідний режим її термічної обробки. Бажано було б мати спосіб, який дозволяв би в кожній ділянці поверхні тертя забезпечити потрібну структуру відповідно режиму зношування.

Така на перший погляд невиконувана вимога задовольняється досить просто. Під час нагрівання сталі 120Г3С2 під гартування в повітряній атмосфері відбувається знеуглецювання матеріалу з поверхні. Через знижений вміст вуглецю температура початку мартенситного перетворення підвищується і кількість мартенситу після гартування збільшується. Якщо на поверхні вміст вуглецю в сталі знизиться приблизно до евтектоїдного, тоді структура поверхневого шару загартованої сталі 120Г3С2 буде змінюватись від переважно мартенситної з поверхні до переважно аустенітної всередині. Таким чином, впродовж звичайного нагрівання сталі 120Г3С2 під гартування до 900-1000 °С відбувається своєрідна хіміко-термічна обробка в результаті якої в поверхневому шарі після гартування утворюється градієнтна мартенсито-аустенітна структура (рис. 4).

Під час подальшого механічного зношування якщо режим малоцикловий, тоді мартенситний шар зношується достатньо швидко і до роботи стане зносостійкий нестабільний аустеніт. Якщо режим багатоцикловий, тоді 1 мм зносостійкого мартенситного шару надовго забезпечить високу зносостійкість.

Таким чином високовуглецеві низьколеговані сталі, зокрема сталь 120Г3С2, здатні забезпечити високу зносостійкість за умов механічного зношування.

В режимі малоциклового зношування максимальною зносостійкістю володіє нестабільний аустеніт, який залишається в структурі після гартування із однофазної γ -області. За потреби підвищити ударостійкість сталь 120Г3С2 після гартування на аустеніт можна піддавати бейнітному перетворенню при температурі 250 °С. В результаті обробки аустеніт стабілізується за рахунок додаткового насичення вуглецем, і його стійкість до ударних навантажень підвищується з одночасною незначною втратою зносостійкості.



Рис. 4. Структура приповерхневої зони сталі 120Г3С2 після гартування від 1000 °С. Витримка при температурі перед гартуванням 30 хв.

В режимі багатоциклового зношування максимальною зносостійкістю володіє мартенсит гартування. Така структура на поверхні тертя забезпечується після гартування від будь-якої температури оскільки впродовж витримки під гартування відбувається знеуглецювання поверхневого шару. Таким чином, для будь-яких умов механічного зношування сталь 120Г3С2 доцільно гартувати з однофазної області. Під час звичайної витримки в печі і подальшого гартування на поверхні забезпечується структура мартенситу, яка є оптимальною для багатоциклового зношування, а в серцевині залишається нестабільний аустеніт, що забезпечує високу зносостійкість за умов малоциклового зношування.

Подальші дослідження можуть бути спрямовані на визначення раціональних шляхів використання високовуглецевих низьколегованих сталей для різних умов механічного зношування.

Література

1. Крагельский И. В. Трение и износ. – М. : Машгиз, 1962 . – 383 с.
2. Тененбаум М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию. – М.: Машиностроение, 1976. – 247 с.
3. Богачев И.Н., Минц Р.И. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов. – М., Свердловск: Машгиз, 1959. – 111 с.
4. Малинов Л.С., Малинов В.Л. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 346 с.
5. Чейлях, А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Мариуполь : ПГТУ, 2009. – 483 с.
6. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М. : Металлургия, 1988. – 257 с.
7. Попов В. С., Брыков Н. Н., Дмитриченко Н. С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства. – М.: Металлургия, 1971. – 157 с.
8. Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С., Приступа П. Г. Долговечность оборудования огнеупорного производства. – М. : Металлургия, 1978. – 232 с.
9. Счастливцев В.М., Филиппов М.А. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 1, – С. 6-9.
10. Брыков М.Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов // Трение и износ. – 2006. – № 1, – С. 105-109.

11. Брыков М. Н., Андрущенко М. И., Куликовский Р. А. Влияние легирования на износостойкость железоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 59-62.
12. Hesse O., Liefeth J., Kunert M., Kapustyan A., Brykov M., Efremenko V. Bainite in Steels with high resistance against Abrasive wear // Tribologie + Schmierungstechnik. – 2015. – Vol. 63, № 2. – P. 5-13.
13. Брыков М. Н. Износостойкость бейнита при абразивном изнашивании. // Problems of Tribology. – 2015. – № 1. – С.113-118.
14. Bhadeshia H. K. D. H. Nanostructured bainite // Proc. R. Soc. A. – 2010. – Vol. 466. – P. 3-18. <https://doi.org/10.1098/rspa.2009.0407>
15. Gabarello F. G., Miller M. K., Garcia-Mateo C. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography // Materials Science and Technology. – 2014. – Vol. 30. – P. 1034-1039. <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000512>
16. Jellinghaus W., Anregung der Zwischenstufen-Umwandlung des Stahles durch kleine Mengen von α -Eisen // Arch. Eisenhütt. – 1952. – Vol. 23. – P. 459-470. <https://doi.org/10.1002/srin.195200972>
17. Калинин Ю. А., Петришинец И., Ефременко В. Г., Капустян А. Е., Брыков М. Н. Влияние изотермической обработки на микроструктуру закалённой на аустенит высокоуглеродистой низколегированной стали // Вісник ХНАДУ. – 2020. – Т 1, Вип. 88. – С. 58-66.
18. Брыков Н. Н., Пугачев Г. А., Брыков М. Н. Влияние условий изнашивания на степень упрочнения и износостойкость метастабильных аустенитных сплавов // Problems of Tribology. – 2003. – № 3-4. – С. 158-173.

References

1. Kragelskij I. V. *Trenie i iznos* (Friction and wear), Moscow, Mashgiz, 1962, 383 p. [in Russian].
2. Tenenbaum M.M. *Soprotivlenie abrazivnomu iznashivaniyu* (Abrasion resistance), Moscow, Mashinostroyeniye, 1976. 247 p. [in Russian].
3. Bogachev I.N., Minc R.I. *Kavitsatsionnoye razrusheniye zhelezouglerodistykh splavov* (Cavitation destruction of iron-carbon alloys), Moscow, Sverdlovsk, Mashgiz, 1959, 111 p. [in Russian].
4. Malinov L. S., Malinov V. L. *Ekonomnolegirovannyye splavy s martensitnymi prevrashcheniyami i uprochnyayushie tehnologii* (Economic Alloyed Martensitic Alloys and Hardening Technologies), Kharkiv, NNC HFTI, 2007, 346 p. [in Russian].
5. Chejlyah, A.P. *Ekonomnolegirovannyye metastabilnye splavy i uprochnyayushie tehnologii* (Economical Alloyed Metastable Alloys and Hardening Technologies), Mariupol, PGU, 2009. 483 p. [in Russian].
6. Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovskiy Yu.R. *Stali s metastabilnym austenitom* (Steel with metastable austenite), Moscow, Metallurgiya, 1988, 257 p. [in Russian].
7. Popov V.S., Brykov N.N., Dmitrichenko N.S. *Iznosostojkost pressform ognepornogo proizvodstva* (Wear resistance of molds of refractory production), Moscow, Metallurgiya, 1971. 157 p. [in Russian].
8. Popov V.S., Brykov N.N., Dmitrichenko N.S., Pristupa P.G. *Dolgovechnost oborudovaniya ognepornogo proizvodstva* (Durability of refractory production equipment), Moscow, Metallurgiya, 1978. 232 p. [in Russian].

9. Schastlivcev V. M., Filippov M. A. *Rol principa metastabilnosti austenita Bogacheva-Minca pri vybore iznosostojkih materialov*. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 2005. № 1, p. 6-9 [in Russian].
10. Brykov M.N., *Trenie i iznos*, 2006, No. 1, pp. 105-109 [in Russian].
11. Brykov M. N., Andrushenko M. I., Kulikovskij R. A., *Novi materiali i tehnologiyi v metalurgiyi ta mashinobuduvanni*, 2006. No. 2, pp. 59-62 [in Russian].
12. Hesse O., Liefeth J., Kunert M., Kapustyan A., Brykov M., Efremenko V., *Tribologie Schmierungstechnik*. 2015. Vol. 63, No. 2, pp. 5-13 [in German].
13. Brykov M. N., *Problems of Tribology*, 2015, No. 1, pp.113-118 [in Russian].
14. Bhadeshia H. K. D. H., *Proc. R. Soc. A*, 2010, Vol. 466, pp. 3-18 [in English]. <https://doi.org/10.1098/rspa.2009.0407>
15. Gabarello F. G., Miller M. K., Garcia-Mateo C., *Materials Science and Technology*, 2014, Vol. 30, pp. 1034-1039 [in English]. <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.00000000512>
16. Jellinghaus W., *Arch. Eisenhutt.* 1952. Vol. 23, pp. 459-470[in German]. <https://doi.org/10.1002/srin.195200972>
17. Kalinin Yu. A., Petrishinec I., Efremenko V. G., Kapustyan A. E., Brykov M. N., *Visnik HNADU*, 2020, Vol. 1, No. 88, pp. 58-66 [in Russian].
18. Brykov N. N., Pugachev G. A., Brykov M. N., *Problems of Tribology*, 2003, No. 3-4, pp. 158-173 [in Russian].

Одержано 19.03.20

M. M. Brikov

Wear resistance of steels under mechanical wear

Summary

The potential possibilities of high-carbon low-alloy steels as a wear-resistant material under conditions of abrasive and other types of mechanical wear are considered. It is shown that the carbon content in steel at 1.2 % mass. and up to 3 % of alloying elements in total (mainly Mn, Cr), after quenching from the single-phase γ -region, allow obtaining up to 100 % residual unstable austenite in the structure with a martensite start temperature of about 20 °C. Under conditions of impactless low-cycle wear, when contact stresses exceed the yield strength of the material, plastic deformation and deformation martensitic transformation of austenite occur. This provides high wear resistance that exceeds wear resistance of high-carbon untempered martensite. Adding silicon to steel in an amount of 1.5-2.0 % makes it possible after quenching for residual austenite to provide its partial bainitic transformation at a temperature of about 250 °C. Due to the increased silicon content cementite does not form, unconverted austenite is enriched with carbon and stabilizes to a level that provides acceptable impact resistance while maintaining a sufficiently high wear resistance in conditions of low-cycle mechanical wear. Under conditions of multi-cycle wear, plastic deformation and martensitic transformation of unstable austenite do not occur, and its wear resistance is lower than that of quenching martensite. The high wear resistance of high-carbon low-alloy steels under both low-cycle and multi-cycle wear can be achieved by decarburization of the surface layer, for example, during heating under quenching. Due to the low carbon content, the martensitic structure of the surface of hardened steel at a depth of 1 mm will have high wear resistance in conditions of multi-cycle wear. At the same time, the austenitic structure of the core will provide high wear resistance under conditions of low-cycle wear after working out of the surface layer of martensite.

Keywords: steels, thermal treatment, structure, wear resistance, austenite, martensite, bainite.