

Janusz KRAWCZYK*

WŁASNOŚCI TRIBOLOGICZNE STALI STOPOWYCH NADEUTEKTOIDALNYCH

TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF HYPEREUTECTOID ALLOY STEELS

Słowa kluczowe:

stal nadeutektoidalna, węgliki drugorzędowe, zużycie, współczynnik tarcia, tribologia

Key-words:

hypereutectoid steel, hypereutectoid carbides, wear, friction coefficient, tribology

Streszczenie

Niniejsza praca dotyczy roli mikrostruktury oraz charakterystyk materiałowych we własnościach tribologicznych stopowych stali nadeutektoidalnych 80CrMoV4-3 i 90CrV6. Badaniami objęto stale, których zastosowanie, ze względu na warunki pracy, wymaga określenia ich własności tribologicznych. Stale te różniły się wielkością ziarna (4 i 10 wg ASTM),

* Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, tel. (12) 617-26-19, fax (12) 617-31-90, e-mail: jkrawczy@ruczaj.pl, jkrawczy@metal.agh.edu.pl.

ilością wydzielen węglików drugorzędowych oraz nieznacznie twardością (288 i 305 HBW). W pracy określono rolę morfologii wydzielen węglikowych w mechanizmie zużywania się takich stali, zarówno w styku ze stalami konstrukcyjnymi, jak i stalą łożyskową. Określono średni współczynnik tarcia i jego kinetykę zmian oraz stopień zużycia tych stali w zależności od zastosowanej przeciwpróbki.

Rozdrobnienie ziarna i wzrost udziału węglików drugorzędowych sprzyja wzrostowi współczynnika tarcia, przyspiesza stabilizację warunków tribologicznych, powoduje intensywniejsze zużywanie się takiej stali w przypadku styku z podstawowymi stalami konstrukcyjnymi charakteryzującymi się wyraźną pasmowością, natomiast w niewielkim stopniu powoduje zmniejszenie zużycia w przypadku styku ze stalą łożyskową.

Badania tribologiczne zostały wykonane na testerze T-05, przy obciążeniu 100 N przy temperaturze pokojowej. Jako przeciwpróbki zastosowano stal łożyskową 100Cr6 oraz stale konstrukcyjne: S355J0, S235JR i LRAH36. Badania wykonano dla czasu 2000 sekund. Podczas trwania testu tribologicznego z przeciwpróbki usuwane były produkty tarcia.

WPROWADZENIE

W Pracowni Przemian Fazowych Katedry Metaloznawstwa i Metalurgii Proszków na Wydziale Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej Akademii Górniczo-Hutniczej projektowano stale na walce hutnicze w oparciu o informacje dotyczące zależności pomiędzy mechanizmami ich zużywania się, miejscem na wykroju walca a mikrostrukturą walca [L. 1÷3]. Dlatego w powyższej Pracowni dysponuje się szeroką bazą danych dotyczących wpływu mikrostruktury i miejsca na wykroju walca na własności tribologiczne [L. 4÷12]. Należy jednakże zauważyć, iż obok ww. parametrów na zużycie walców hutniczych może mieć wpływ charakterystyka materiału walcowanego. Takich informacji w ww. bazie jest niewiele. Ponadto obecne możliwości technologiczne oraz ww. wiedza, dotycząca wpływu mikrostruktury na własności tribologiczne walców hutniczych, kierują zainteresowania producentów tego typu narzędzi do obróbki plastycznej na gorąco w obszar stali stopowych nadeutektoidalnych [L. 13÷32].

Celem pracy było określenie roli mikrostruktury oraz charakterystyk materiałowych we własnościach tribologicznych stopowych stali nadeutektoidalnych 80CrMoV4-3 i 90CrV6 w styku ze stalą łożyskową 100Cr6 oraz trzema stalami konstrukcyjnymi: S355J0, S235JR i LRAH36.

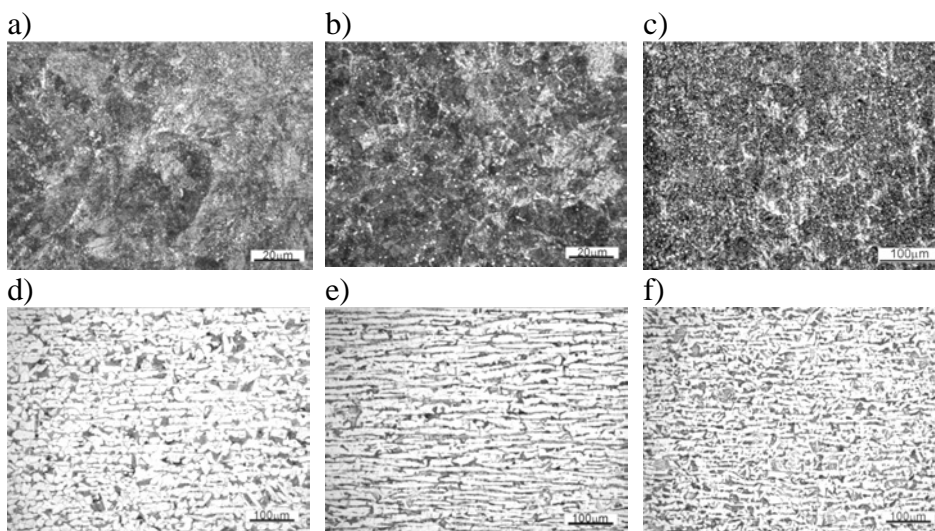
MATERIAŁ DO BADAŃ

Materiałem do badań były dwie stopowe stale nadeutektoidalne 80CrMoV4-3 i 90CrV6 (stosowane jako próbki) oraz stal łożyskowa 100Cr6 i trzy stale konstrukcyjne: S355J0, S235JR i LRAH36 (stosowane jako przeciwpróbki) o składzie chemicznym podanym w **Tabeli 1**. Na **Rysunku 1** przedstawiono mikrostruktury badanych stali. Stal 80CrMoV4-3 charakteryzowała się ziarnem o wielkości z klasy nr 4 wg ASTM i twardością 288 HBW. Natomiast, stal 90CrV6 ma wielkość ziarna nr 10 wg ASTM i twardość 305 HBW.

Tabela 1. Skład chemiczny (% masowy) badanych stali

Table 1. Chemical composition (weight %) of investigated steels

stal	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu
80CrMoV4-3	0,80	0,83	0,34	0,018	0,010	1,03	0,33	0,25	0,057	0,19
90CrV6	0,90	0,28	0,28	0,006	0,012	1,46	0,28	0,28	0,095	0,10
100Cr6	1,00	0,30	0,25	0,010	0,010	1,48	-	-	-	-
S355J0	0,20	1,46	0,24	0,013	0,008	0,05	0,07	0,01	-	0,10
S235JR	0,14	0,55	0,23	0,015	0,018	0,14	0,14	0,02	-	0,19
LRAH36	0,17	1,50	0,29	0,013	0,015	0,05	0,08	0,01	-	0,24

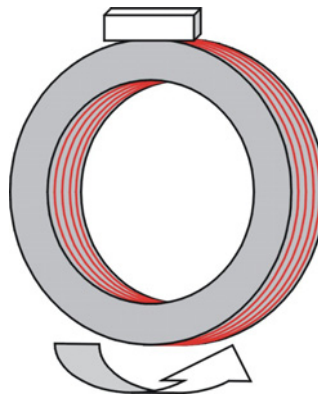


Rys. 1. Mikrostruktura badanych stali: a) 80CrMoV4-3, b) 90CrV6, c) 100Cr6, d) S355J0, e) S235JR, f) LRAH36. Traw. 2% nital

Fig. 1. Microstructure of investigated steels: a) 80CrMoV4-3, b) 90CrV6, c) 100Cr6, d) S355J0, e) S235JR, f) LRAH36. Etched with 2% nital

METODOLOGIA BADAŃ

Charakterystyka tribologiczna badanych stali nadeutektoidalnych została wykonana w styku ze stalą łożyskową 100Cr6 oraz trzema stalami konstrukcyjnymi: S355J0, S235JR i LRAH36. Testy tribologiczne wykonano na urządzeniu T-05. Układ tribologiczny był w postaci pierścienia (przeciwpółka) trącego po powierzchni próbki. W teście tribologicznym stosowano obciążenie 100 N, próbę prowadzono przy temperaturze pokojowej przez 2000 s. Pierścienie wykonano tak, aby oś pierścienia była prostopadła do struktury pasmowej występującej w stalach S355J0, S235JR i LRAH36. Dlatego próby tribologiczne z wykorzystaniem tych pierścieni były prowadzone tak, że kierunek tarcia był zawsze równoległy do pasm ferrytu (**Rys. 2**).

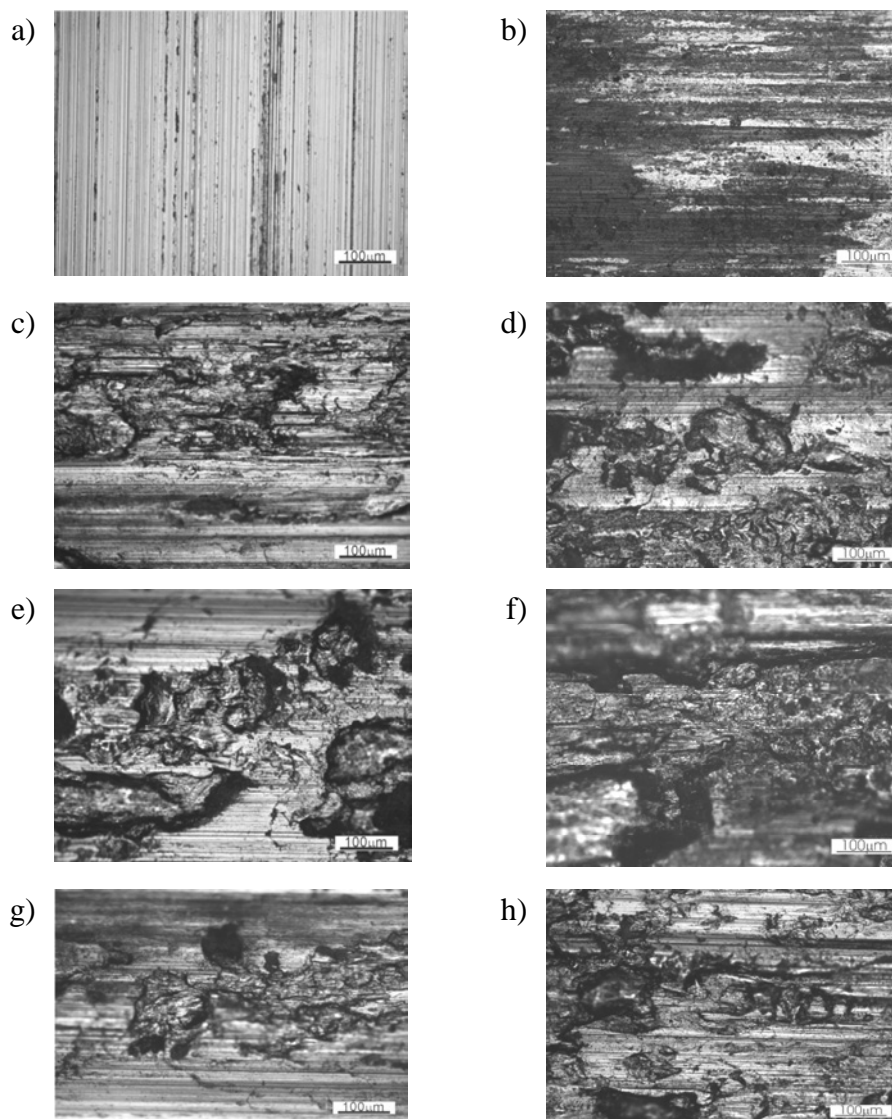


Rys. 2. Układ tribologiczny z próbką ze stali nadeutektoidalnych oraz pierścieniem ze stali konstrukcyjnych S355J0, S235JR i LRAH36 z zaznaczoną ich pasmowością

Fig. 2. Tribological contact scheme – microstructure banding in S355J0, S235JR and LRAH36 structural steels was marked

WYNIKI BADAŃ I ICH DYSKUSJA

Na **Rysunku 3** przedstawiono powierzchnię próbek wykonanych ze stali 80CrMoV4-3 i 90CrV6 po testach tribologicznych z zastosowaniem jako przeciwpółki pierścieni wykonanych ze stali: 100Cr6, S355J0, S235JR i LRAH36. Badane stale nadeutektoidalne zużywają się mechanizmem ścierania w przypadku styku ze stalą 100Cr6. Natomiast, w przypadku pozostałych stali obok zużycia ściernego występuje intensywne zużycie adhezyjne. Można zaobserwować, że obok zużycia ściernego występuje

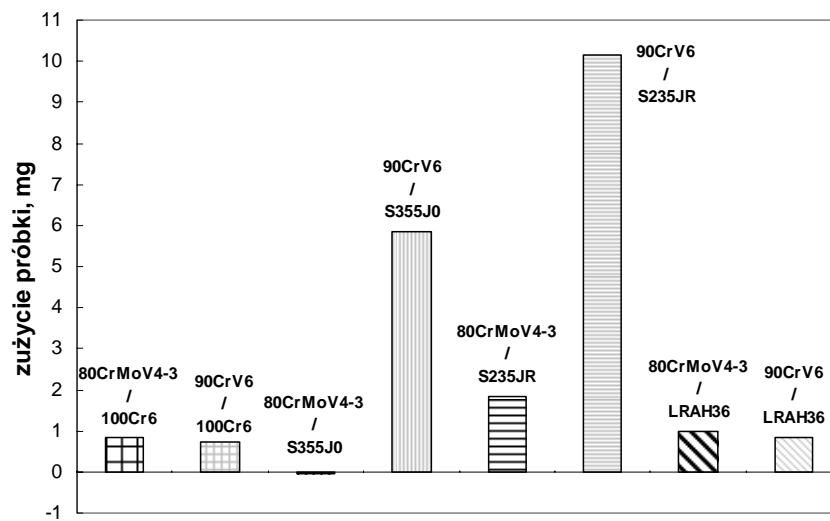


Rys. 3. Powierzchnia badanych próbek ze stali nadeutektoidalnych po teście trybologicznym: a) 80CrMoV4-3 / 100Cr6, b) 90CrV6 / 100Cr6, c) 80CrMoV4-3 / S355J0, d) 90CrV6 / S355J0, e) 80CrMoV4-3 / S235JR, f) 90CrV6 / S235JR, g) 80CrMoV4-3 / LRAH36, h) 90CrV6 / LRAH36

Fig. 3. Surface of investigated samples of hypereutectoid steels after tribological testing: a) 80CrMoV4-3 / 100Cr6, b) 90CrV6 / 100Cr6, c) 80CrMoV4-3 / S355J0, d) 90CrV6 / S355J0, e) 80CrMoV4-3 / S235JR, f) 90CrV6 / S235JR, g) 80CrMoV4-3 / LRAH36, h) 90CrV6 / LRAH36

zużycie adhezyjne. Szczegółowa analiza profili zużycia wskazuje, że intensyfikacja zużycia adhezyjnego występuje w przypadku próbki ze stali 90CrV6 w styku ze stalą S235JR. Można na tej podstawie domniemywać, iż zużyciu adhezyjnemu stali nadeutektoidalnej przy temperaturze pokojowej sprzyja struktura złożona z drobnych ziaren z wydzielonymi na ich granicach węglnikami drugorzędowymi w styku ze stalą ferrytyczno-perlityczną o małej twardości i wyraźnej strukturze pasmowej.

Stożenie zużycia tribologicznego określano jako różnicę w masie przed i po teście tribologicznym. W związku z tym w przypadku przyrostu masy stopień zużycia określany był jako ujemny. Ubytek masy próbek wykonanych ze stali 80CrMoV4-3 i 90CrV6 po styku tribologicznym ze stalami konstrukcyjnymi przedstawiono w sposób graficzny na **Rysunku 4**. Bardzo niewielki przyrost masy próbki ze stali 80CrMoV4-3 po styku tribologicznym z pierścieniem wykonanym ze stali S355J0 należy tłumaczyć intensywnym zużyciem adhezyjnym, w wyniku którego więcej materiału przeciwpróbki uległo nalepieniu na próbkę niż materiału próbki ubywało, np. mechanizmem ściernym. Natomiast zużycie adhezyjne najsilniej powodowało wyrywanie fragmentów ze stali 90CrV6 w przypadku styku tribologicznego z pierścieniem wykonanym ze stali S235JR.



Rys. 4. Bilans masy próbek z badanych stali nadeutektoidalnych po teście tribologicznym

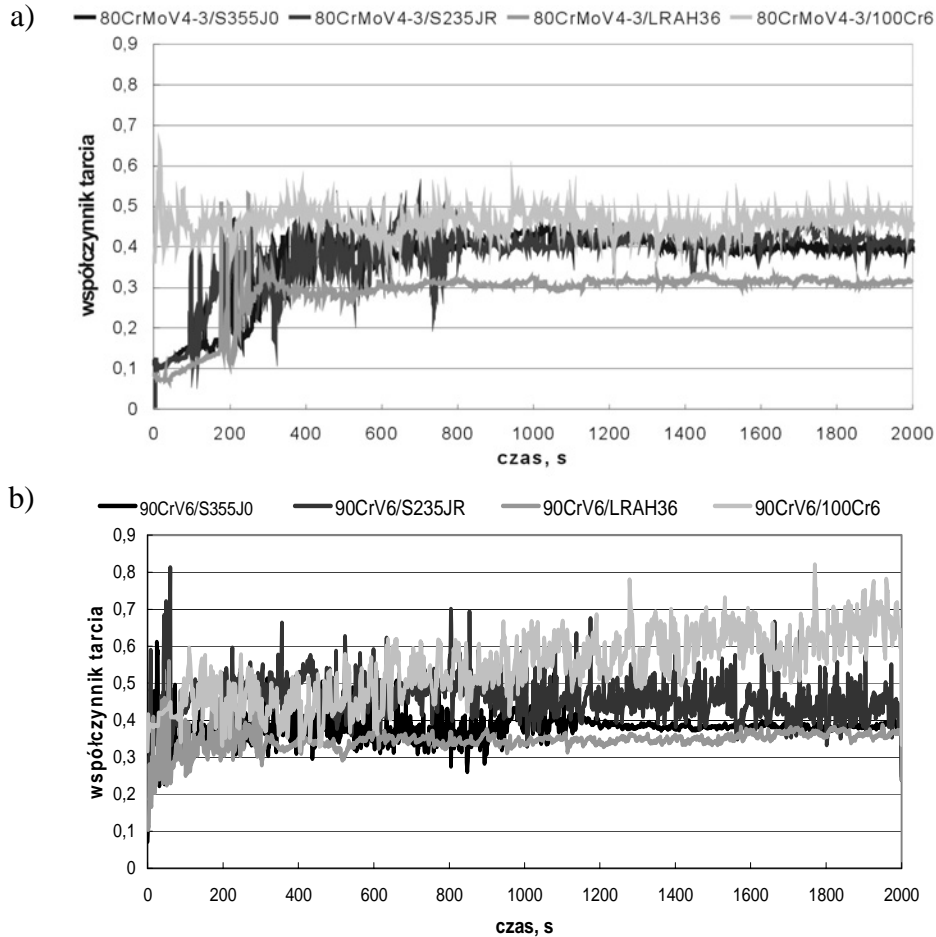
Fig. 4. Weight balance for the samples of the investigated hypereutectoid steels after tribological testing

Można więc zauważyć, że intensyfikacji zużycia sprzyja rozdrobnienie ziarna i wzrost udziału węglików drugorzędowych w przypadku styku z podstawowymi stalami konstrukcyjnymi charakteryzującymi się wyraźną pasmowością, natomiast w niewielkim stopniu powoduje zmniejszenie zużycia w przypadku styku ze stalą łożyskową (charakteryzującą się również występowaniem węglików drugorzędowych), podobnie jak w przypadku przeciwpróbki ze stali LRAH36 charakteryzującej się mniejszą pasmowością niż stale S355J0 i S235JR.

Współczynnik tarcia rejestrowano w sposób ciągły podczas trwania próby tribologicznej. Obliczano również średni współczynnik tarcia dla całego zakresu trwania próby.

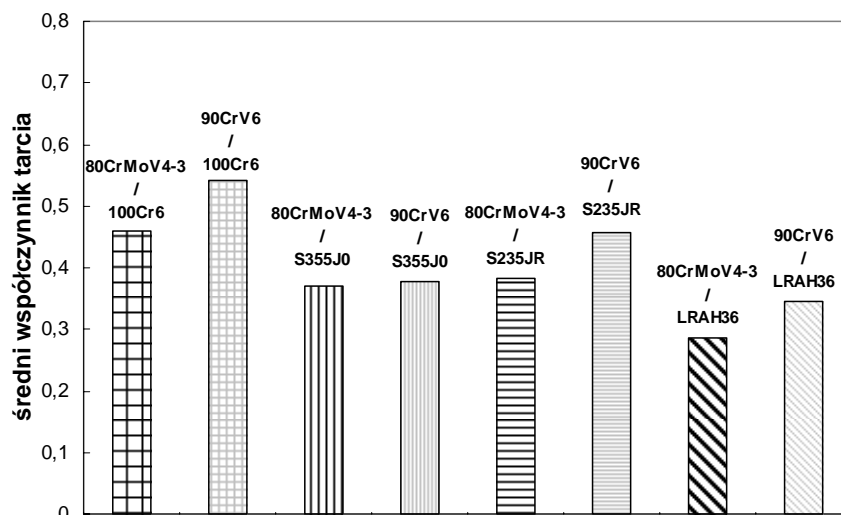
Zestawienie diagramów zmian współczynnika tarcia podczas trwania prób tribologicznych dla próbek wykonanych ze stali 80CrMoV4-3 i 90CrV6 oraz pierścieni wykonanych z badanych stali konstrukcyjnych przedstawiono na **Rysunku 5**. Natomiast na **Rysunku 6** zestawiono średnie współczynniki tarcia dla ww. prób tribologicznych. Można zaobserwować, że w przypadku próbki ze stali 80CrMoV4-3 i przeciwpróbek ze stali S355J0, S235JR i LRAH36, dopiero po czasie ok. 400 s następuje stabilizacja próby (kończy się okres docierania). Spośród zastosowanych przeciwpróbek dla stali 80CrMoV4-3 najszybciej dotarciu ulega układ tribologiczny z przeciwpróbką wykonaną ze stali 100Cr6. Po zakończeniu docierania się układu tribologicznego, z próbkami ze stali 80CrMoV4-3, najmniejszą amplitudą zmian współczynnika tarcia charakteryzują się układy tribologiczne z przeciwpróbkami wykonanymi ze stali S355J0 i LRAH36. Zdecydowanie najmniejszym średnim współczynnikiem tarcia dla próbki ze stali 80CrMoV4-3 charakteryzuje się próba tribologiczna z pierścieniem ze stali LRAH36, a największym ze stali 100Cr6. Również największym (nawet dla wszystkich rozpatrywanych układów tribologicznych) współczynnikiem tarcia dla próbki ze stali 90CrV6 jest ten, gdy jako przeciwpróbkę zastosowano pierścień ze stali 100Cr6. W tym przypadku występował ciągły wzrost współczynnika tarcia z czasem trwania próby tribologicznej oraz znaczny wzrost amplitudy zmian tego współczynnika w porównaniu z analogiczną próbą, ale dla stali 80CrMoV4-3. Zastosowanie stali 90CrV6 spowodowało skrócenie czasu docierania się próbek (ok. 200 s). Podobnie jak w przypadku stali 80CrMoV4-3, najmniejszym średnim współczynnikiem tarcia dla próbki ze stali 90CrV6 charakteryzuje się próba tribologiczna z pierścieniem ze stali LRAH36 oraz najmniejszą amplitudą zmian współczynnika

tarcia charakteryzują się układy tribologiczne z przeciwpróbkami wykonanym ze stali S355J0 i LRAH36. Można więc stwierdzić, że rozdrobnienie ziarna i wzrost udziału węglików drugorzędowych sprzyja wzrostowi współczynnika tarcia i przyspiesza stabilizację warunków tribologicznych.



Rys. 5. Wykresy zmian współczynnika tarcia podczas prób tribologicznych: a) próbki ze stali 80CrMoV4-3, b) próbki ze stali 90CrV6

Fig. 5. Diagrams of friction coefficient changes during tribological tests: a) samples of 80CrMoV4-3 steel, b) samples of 90CrV6 steel



Rys. 6. Średni współczynnik tarcia próbek ze stali nadeutektoidalnych

Fig. 6. Average friction coefficient of investigated samples of hypereutectoid steels

WNIOSKI

Przedstawiane w niniejszej pracy wyniki badań pozwalają na sformułowanie następujących wniosków:

1. Stosowanie stali konstrukcyjnych z pasmową strukturą wydzielen ferytu sprzyja, przy temperaturze pokojowej prowadzenia testu tribologicznego, zużyciu adhezyjnemu.
2. Zużycie adhezyjne może prowadzić do niewielkiego przyrostu masy próbki ze stali nadeutektoidalnej.
3. Intensyfikacja zużycia adhezyjnego zwiększa współczynnik tarcia podczas trwania próby tribologicznej.
4. Największym współczynnikiem tarcia, przy jednocześnie małym zużyciu, będą charakteryzować się stale nadeutektoidalne w styku ze stalami również zawierającymi węgliki drugorzędowe.
5. Rozdrobnienie ziarna i wzrost udziału węglików drugorzędowych sprzyja wzrostowi współczynnika tarcia, przyspiesza stabilizację warunków tribologicznych, powoduje intensywniejsze zużywanie się stali nadeutektoidalnej w przypadku styku z podstawowymi stalami konstrukcyjnymi charakteryzującymi się wyraźną pasmowością, natomiast w niewielkim stopniu powoduje zmniejszenie zużycia w przypadku styku ze stalą łożyskową.

Podziękowania

Prof. M. Karbowniczкови, prof. J. Pacynie, dr. M. Madejowi, dr. P. Bale, mgr. Ł. Trzebuniakowi, J. Włodarskiemu, jak i zakładom: Celsa Huta Ostrowiec Sp. z o. o., ArcelorMittal Poland S.A. Oddział w Dąbrowie Górniczej, Zakład Walcowniczy – Walcownia Bruzdowa Sp. z o.o. Grupa ZŁOMREX dziękuję za pomoc w przygotowaniu niniejszej pracy.

Praca finansowana przez Ministerstwo Nauki i Szkolnictwa Wyższego, wykonana w ramach grantu nr G ZR9 2007C/06908, nr umowy AGH 16.16.110.918.

LITERATURA

1. Pacyna J. i inni: Dobór nowych optymalnych tworzyw walców odpornych na ścieranie i posiadających dużą wytrzymałość mechaniczną dla poszczególnych asortymentów wyrobów Walcowni Dużej, Prace Wydziału MiIM AGH, Kraków 1999.
2. Krawczyk J., Pacyna J., Kokosza A., Mikulski G., Grodowski P.: Staliwa na walce hutnicze – modyfikacja własności, *Metalurgia* 45 (2005) 80÷87.
3. Pacyna J., Krawczyk J.: Wpływ składników strukturalnych na własności eksploatacyjne walców roboczych w walcowniach gorących, Konferencja Naukowo-Techniczna Huty Buczek Sp. z o. o., 2007, s. 10÷12.
4. Pacyna J., Kokosza A., Krawczyk J., Szczygieł A., Latała D.: Mechanizm zużywania się żeliwnych walców bruzdowych, Konferencja Naukowo-Techniczna Huty Buczek S.A. p.t. „Kierunki rozwoju produkcji walców”, Wisła-Malinka, 21÷23 II 2001, s. 157÷169.
5. Krawczyk J., Karwat J., Szczygieł A., Latała D.: Mechanizmy zużywania się walca hutniczego wykonanego z połowicznego żeliwa sferoidalnego niklowo-krzemowo-molibdenowego, XXXIV Szkoła Inżynierii Materiałowej, Kraków – Krynica, 26÷29 IX 2006, s. 99÷105.
6. Krawczyk J., Pacyna J.: Effect of tool microstructure on the white layer formation. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 17, 1–2 (2006) 93÷96.
7. Krawczyk J., Pacyna J., Dąbrowski R.: Rola grafitu w tribologii wysokotemperaturowej stopów na osnowie żelaza na przykładzie mechanizmów zużywania się walców hutniczych, *Inżynieria Materiałowa* 151, 3 (2006) 174÷177.
8. Krawczyk J., Kaczmarczyk Ł.: Mechanizm zużywania się grafityzowanego staliwnego walca hutniczego klasy Adamit, XI Konferencja Naukowo-Techniczna Huty Buczek Sp. z.o.o., Ustroń-Jaszowiec, III 2006, s. 17÷30.

9. Krawczyk J., Pacyna J.: Rola morfologii ledeburytu przemienionego i cementytu drugorzędowego w tribologii walców hutniczych, XI Konferencja Naukowo-Techniczna Huty Buczek Sp. z o. o., Ustroń – Jaszowiec, III 2006, s. 53÷66.
10. Krawczyk., Pacyna J.: The role of transformed ledeburite in high temperature tribology on the example of adamite rolls, XI International Scientific Conference On Contemporary Achievements In Mechanics, Manufacturing And Materials Science, Gliwice – Zakopane, 6–9 XII 2005, s. 534÷540.
11. Krawczyk J., Grysak P., Szczygieł A., Latała D.: Mechanizm zużywania się walca hutniczego wykonanego ze staliwa adamitowego, XXXIII Szkoła Inżynierii Materiałowej, Kraków – Ustroń, 4–7 X 2005, s. 129÷136.
12. Pacyna J., Krawczyk J.: Warunki powstawania i własności białej warstwy, Hutnik – Wiadomości Hutnicze 72, 11 (2005) 545÷553.
13. Belzunce F.J., Ziadi A., Rodriguez C.: Structural integrity of hot strip mill rolling rolls, Engineering Failure Analysis 11 (2004) 789÷797.
14. Ray A.K., Mishra K.K., Das G., Chaudhary P.N.: Life of rolls in a cold rolling mill in a steel plant-operation versus manufacture, Engineering Failure Analysis 7 (2000) 55÷67.
15. Kral M.V., Spanos G.: Three-dimensional analysis of proeutectoid cementite precipitates, Acta Mater. Vol. 47, No. 2 (1999) 711÷724.
16. Marui E., Hasegawa N., Endo H., Tanaka K., Hattori T.: Research on the wear characteristics of hypereutectoid steel, Wear 205 (1997) 186÷199.
17. Spuzic S., Stafford K.N., Subramanian C., Green L.: Influence of stress state on abrasive wear of steels, Wear 184 (1995) 83÷86.
18. Sajjadi S.A., Zebajjad S.M.: Isothermal transformation of austenite to bainite in high carbon steels, Journal of Materials Processing Technology 189 (2007) 107÷113.
19. Xiao F., Liao B., Qiao G., Guan S.: Effect of hot deformation on phase transformation kinetics of 86CrMoV7 steel, Materials Characterization 57 (2006) 306÷313.
20. Hetzner D.W., Van Geertruyden W.: Crystallography and metallography of carbides in high alloy steels, Materials Characterization 59 (2008) 825÷841.
21. Fourlaris G., Baker A.J., Papadimitriou G.D.: Effect of copper additions on the isothermal bainitic transformation in hypereutectoid copper and copper-nickel steels, Acta Mater. Vol. 44, No. 12 (1996) 4791÷4805.
22. Elwazri A.M., Wanjara P., Yue S.: Dynamic recrystallization of austenite in microalloyed high carbon steels, Materials Science & Engineering A339 (2003) 209÷215.
23. Machado I.F.: Technological advances in steels heat treatment, Journal of Materials Processing Technology 172 (2006) 169÷173.
24. Zhang M.-X., Kelly P.M.: The morphology and formation mechanism of pearlite in steels, Materials Characterization 60 (2009) 545÷554.

25. Kim J.S., Lee Y.H., Lee D.L., Park K.-T., Lee Ch.S.: Microstructural influences on hydrogen delayed fracture on high strength steels, *Materials Science and Engineering A* 505 (2009) 105÷110.
26. Lesuer D.R., Syn C.K., Sherby O.D.: Fracture Behavior of spheroidized hypereutectoid steels, *Acta Metall. Mater.* Vol. 43, No. 10 (1995) 3827÷3835.
27. Han K., Mottishaw T.D., Smith G.D.W., Edmonds D.V., Stacey A.G.: Effect of Vanadium additions on microstructure and hardness of hypereutectoid perlitic steels, *Materials Science and Engineering A190* (1995) 207÷214.
28. Choi H.-Ch., Park K.-T.: The effect of carbon content on the Hall-Petch parameter in the cold drawn hypereutectoid steels, *Scripta Materialia* Vol. 36, No. 6 (1996) 857÷862.
29. Özdemir N., Orhan N.: Investigation on the superplasticity behavior of ultrahigh carbon steel, *Materials & Design* 27 (2006) 706÷709.
30. Elwazri A.M., Wanjara P., Yue S.: Measurement of pearlite interlamellar spacing in hypereutectoid steels, *Materials Characterization* 54 (2005) 473÷478.
31. Park K.-T., Cho S.-K., Choi J.-K.: Pearlite morphology in the hypereutectoid steels, *Scripta Materialia* Vol. 37, No. 5 (1997) 661÷666.
32. Elwazri A.M., Wanjara P., Yue S.: The effect of microstructural characteristic of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel, *Materials Science and Engineering A404* (2005) 91÷98.

Recenzent:
Jan SENATORSKI

Summary

Influences of the microstructure and material characteristics on tribological properties of hypereutectoid 80CrMoV4-3 and 90CrV6 alloy steels are considered in this paper. Investigations concerned steels, the application of which, due to working conditions, requires the determination of their tribological properties. These steels differed by grain size (4 and 10 according to ASTM) and by an amount of secondary carbide precipitates, and slightly by hardness (288 and 305 HBW). The role of morphology of carbide precipitates in the mechanism of the wear of the tested steels in contact, both with structural steels and with bearing steel, is determined in the present

paper. The average friction coefficient and kinetics of its changes as well as the wear degree in dependence of the applied counter sample are estimated.

Grain refinement and an increase of the fraction of secondary carbides favour the friction coefficient increase and accelerate the stabilisation of tribological conditions. This also causes a more intensive wear of such steel in the case of being in contact with basic structural steels characterised by a distinct banding, while it causes a slight decrease of wear in the case of being in contact with bearing steel.

Tribological tests were performed using T-05 tester, at a load of 100 N, and at room temperature. 100Cr6 bearing steel and S355J0, S235JR, and LRAH36 constructional steels were used as counter samples. Tests were performed for the time of 2000 seconds. Products of friction were removed from the counter sample during the tribological tests.