

ВЫВОДЫ

Анализируя приведенные выше схемы прокатки, можно сделать вывод, что копирование получаемого в прокатанной полосе профиля рессорных листов с помощью кулачковых механизмов является достаточно простым и эффективным процессом. Однако наличие скольжения в кулачковых механизмах как вредного фактора приводит к необходимости его устранения путем использования другого конструктивного исполнения прокатного стана.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Taper-rolling** of metal: пат. 3793868 США, МКИ B21H7/00 / A. Wilson. – 14 с.
2. **Taper-rolling** of metal: пат. 1380691 Великобритания, МКИ B21H7/00 / A. I. Wilson (GB). – 15 с.
3. **Taper-rolling** of metal: пат. 4959099 США, МКИ B21H7/00 / A. Wilson. – 9 с.
4. **Walzwerk** zum walzen von dünnem scharf und fein profilirtem walzgute: пат. 78827 ФРГ, МКИ B21H7/00 / L. Mannstaedt (BRD). – 6 с.
5. **Device** for narrowing the breadth of a sheet spring material in an apparatus for manufacturing a taper leaf spring: пат. 4290288 США, МКИ B21B37/14 / M. Kawakubo, Y. Sakai, A. Ohno (Japan). – 8 с.
6. **Improvements** in the shaping of metal bars: пат. 1017706 Великобритания, МКИ B21H7/00 / (GB). – 6 с.
7. **Taper-rolling** device: пат. 58209404 Япония, МКИ B21B13/02 / I. Yamamoto, K. Kinoshita, M. Morita (Japan). – 5 с.
8. **Taper-rolling** device for leaf spring: пат. 60231519 Япония, МКИ B21B37/24 / S. Suzuki, T. Furuyama, M. Kawarubo (Japan). – 5 с.
9. **Automatic** plate thickness control device: пат. 4512169 США, МКИ B21B37/72 / K. Miura (Japan). – 9 с.
10. **Taper-rolling** control unit: пат. 55024758 Япония, МКИ B21B1/38 / M. Uechi, K. Tanaka. – 5 с.
11. **Rolling** method for strip having differential thickness: пат. 57152303 Япония, МКИ B21B1/22 / R. Terakado. – 4 с.
12. **Method** for manufacturing a taper spring: пат. 4266418 США, МКИ B21B37/24 / Y. Sakai, J. Takahashi (Japan). – 8 с.
13. **Taper-rolling** of metals: пат. 3417592 США, МКИ B21H7/00 / R. Fielding. – 5 с.
14. **Способ** изготовления заготовок изделий с переменным по длине профилем и устройство для его осуществления: пат. 434, Республики Беларусь, МКИ B21H 7/00 / А. В. Степаненко, В. А. Корель, Г. А. Исаевич. – 3 с.
15. **Leaf** spring straightening apparatus: пат. 6012320 США, МКИ B21D7/02 / A. V. Stepanenko, V. A. Korol, A. P. Grechenko (Belarus). – 6 с.
16. **Leaf** spring straightening apparatus: пат. 6173599 США, МКИ B21D7/02 / A. V. Stepanenko (Belarus), V. A. Korol (Belarus), A. P. Grechenko (Belarus) I. E. Dzieciol (CA), J. C. Waugh (CA), J. J. Murtach (CA). – 10 с.
17. **Taper** roll machine and method: пат. 974990 Великобритания, МКИ B21H7/00 / (GB). – 13 с.
18. **Taper-rolling** device: пат. 582094044 Япония, МКИ B2121/38 / I. Yamamoto, K. Kinoshita, M. Morita (Japan). – 5 с.
19. **Machine** for making single leaf springs and the like: пат. 3199327 США, МКИ B21H7/00 / F. R. Krause (США). – 6 с.
20. **Roll** mill with shifting cams for shaping bars: пат. 3824829 США, МКИ B21B13/09 / J. Miller (США). – 5 с.
21. **Improvements** in or relating to means for adjusting or indicating the magnitude of the gap between the rolls in rolling mills: пат. 400899 Великобритания, МКИ B21B38/10. – 7 с.
22. **Taper** roll machine and method: пат. 1273476 ФРГ, МКИ B21H7/00 / R. H. Groves, R. R. Greene, J. D. Boadk (ФРГ). – 5 с.
23. **Rolling** mill and method of rolling strips: пат. 3499305 США, МКИ B21H7/00, B21H7/00, (IPC1-7): B21B37/14, B21B31/30 / T. W. Abernathy (США). – 5 с.
24. **Стан** для прокатки профилей переменного сечения: а. с. 564068 СССР, МКИ B21H7/00 / О. Г. Кидимник, М. Л. Чеповидский, Н. И. Белицкий и др. (СССР). – 4 с.

Поступила 23.04.2007

УДК 621.785.52

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ С ДИФфуЗИОННЫМИ КАРБИДНЫМИ И КАРБОНИТРИДНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Кандидаты техн. наук КУХАРЕВА Н. Г., ПЕТРОВИЧ С. Н., ГАЛЫНСКАЯ Н. А.

Белорусский национальный технический университет

Эксплуатационные свойства, главным образом износостойкость, инструментальных сталей для холодного и горячего деформирования могут быть повышены путем модификации по-

верхностной зоны. Одним из методов достижения модификации микроструктуры и химического состава инструмента, подвергающегося высоким нагрузкам, является применение тер-

мохимической обработки. В данном случае обработка обеспечивает образование слоев с карбидной и карбонитридной структурами. Для каждой марки стали повышение эксплуатационных свойств может быть достигнуто соответствующим выбором процесса карбидизации или карбонитрации [1, 2].

Исследования проводились на четырех различных марках инструментальной стали, химический состав которых приведен в табл. 1. Стали были подвергнуты двум различным методам поверхностного упрочнения: карбонитрации и карбидизации. В случае карбонитрации нормализация или закалка и отпуск проводились перед поверхностной обработкой. Время процесса составляло: для карбонитрации – 4 ч, для карбидизации – 6 ч, для отпуска – 2 ч. Химико-термическую обработку проводили в порошковой среде, которая в случае карбонитрации содержала уголь, соду Na_2CO_3 и калий железистосинеродистый $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$, а в случае карбидизации – уголь и соду Na_2CO_3 . Параметры процессов обработки представлены в табл. 2.

Металлографические исследования структур, полученных в результате применения термохимической обработки, были выполнены с помощью оптического микроскопа Neophot-21. Полированные образцы протравливали в 3%-м растворе азотной кислоты HNO_3 . Замеры микротвердости выполняли на микротвердомере марки ПМТ-3 с прилагаемой нагрузкой 0,5 Н. Исследования фазового состава диффузионных покрытий проводились с помощью дифрактометра ДРОН-3 методом рентгеноструктурного анализа. Условия съемки: скорость перемещения счетчика – 1 град/мин, медное излучение CuK_α . Микрорентгеноспектральный анализ осуществлялся с помощью установки Camebax фирмы Самеса. Определение сопротивления износу выполняли с использованием трехвалкового метода с применением удельной нагрузки 50 и 400 МПа. Скорость износа составляла 0,56 м/с, время испытаний – 100 мин, смазка осуществлялась с использованием масла марки SAE30, подаваемого со скоростью 30 кап./мин.

Таблица 1

Химический состав исследуемых инструментальных сталей

Сталь	Марка стали	Химический состав, %							
		C	Cr	Si	Mn	V	Mo	W	Ti
Для холодного деформирования	X12МФ	1,45–1,65	11,00–12,50	0,10–0,40	0,15–0,40	0,15–0,30	0,40–0,60	max 0,2	0,03
	X12	2,00–2,20	11,501–13,00	0,10–0,40	0,15–0,45	max 0,15	max 0,2	0,20	0,03
Для горячего деформирования	4X5B2ФС	0,35–0,45	4,50–5,50	0,80–1,2	0,15–0,40	0,60–0,90	max 0,3	1,60–2,20	0,03
	4X5МФС	0,32–0,40	4,5–5,50	0,80–1,2	0,20–0,50	0,30–0,50	1,2–1,50	–	–

Таблица 2

Параметры процессов химико-термической обработки

Тип химико-термической обработки	Схема обработки	Режим обработки
Карбонитрация, вариант 1	Нормализация	Тип для данной марки стали
	Карбонитрация	$T = 500\text{ }^\circ\text{C}$; $\tau = 4\text{ ч}$
Карбонитрация, вариант 2	Закалка	$T = 1030\text{ }^\circ\text{C}$
	Отпуск	$T = 520\text{ }^\circ\text{C}$
	Карбонитрация	$T = 500\text{ }^\circ\text{C}$; $\tau = 4\text{ ч}$
Карбидизация	Карбидизация	$T = 1000\text{ }^\circ\text{C}$; $\tau = 6\text{ ч}$
	Закалка	$T = 850\text{ }^\circ\text{C}$
	Отпуск	$T = 200\text{ }^\circ\text{C}$; $\tau = 2\text{ ч}$

На основании результатов металлографического анализа, выполненного на протравленных шлифах, установлено, что поверхностные зоны

исследуемых сталей отличаются друг от друга. Структуры образцов всех исследуемых сталей, тых процессам карбонитрации и карбидизации, представлены на рис. 1, распределение ротвердости, полученное на карбонитрированных и дизирированных сталях, – на рис. 2. Наивысшая дость 1020 HV0,05 была чена на стали X12МФ, в то время как наименьшая 620 HV0,05 – на стали 4X5МФС (рис. 2а).

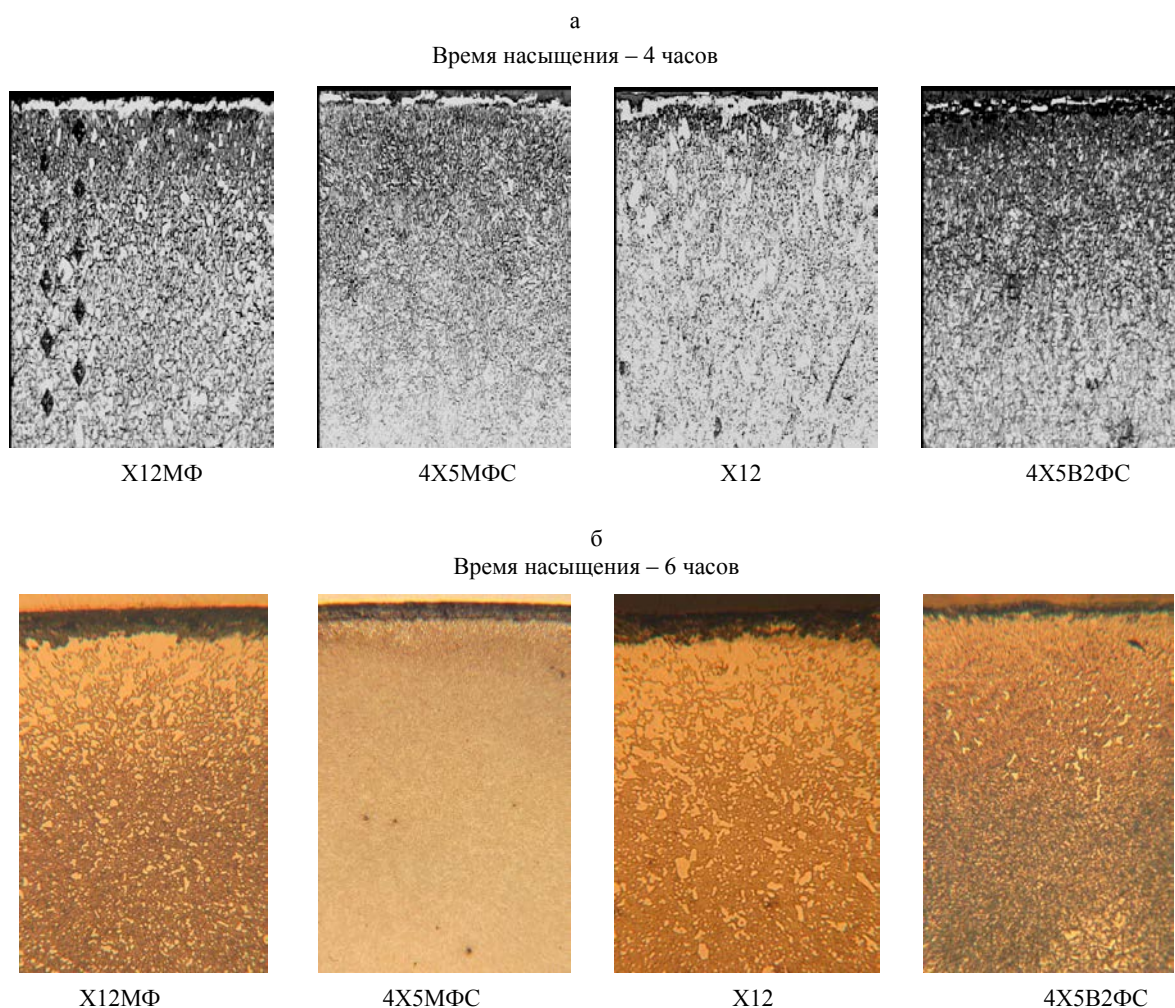


Рис. 1. Микроструктуры: а – карбонитрированных; б – карбидизированных слоев на сталях, $\times 200$

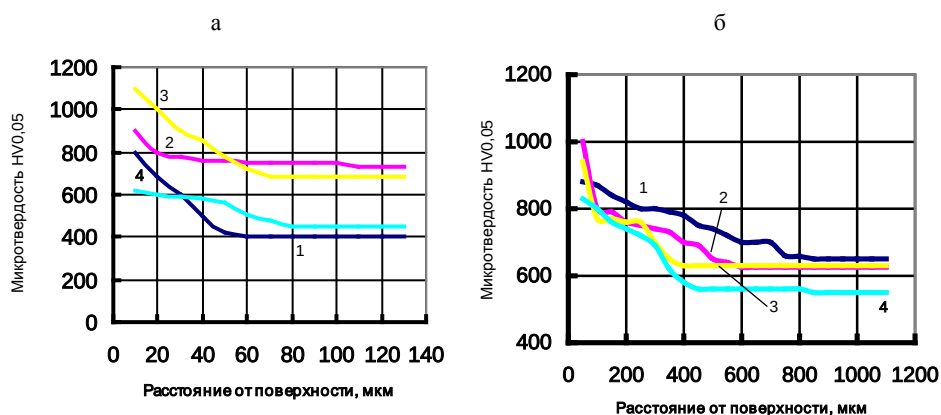


Рис. 2. Распределение микротвердости на: а – карбонитрированных; б – карбидизированных сталях;
1 – X12; 2 – 4X5B2ФC; 3 – X12MФ; 4 – 4X5MФC

Металлографические наблюдения показали различие микроструктур основы материала после объемной термической обработки. Так, на сталях X12MФ и X12 микроструктура пред-

ставляла собой мартенсит с крупными карбидами, равномерно распределенными в основе. Микроструктура сталей 4X5MФC и 4X5B2ФC представляет собой мелкоигльчатый мартен-

сит с включениями мелких карбидов и единичных крупных.

Из анализа микроструктур следует, что применение процесса карбонитрации приводит к изменениям микроструктур поверхностных слоев в зависимости от марки обрабатываемой стали. Так, на поверхности наблюдается белая зона структуры цементита. На сталях марок X12МФ, X12 и 4X5МФС она имеет одинаковый вид и сплошность по всей длине, а на стали X12 проявляется ее неравномерность по толщине. На поверхности стали 4X5В2ФС белая зона появляется только в виде следов. Металлографические исследования показали, что содержание легирующих элементов в стали влияет на процесс образования на поверхности образца белой зоны со структурой цементита. На сталях, подвергнутых процессу карбонитрации, фаза типа $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$ обогащена такими легирующими элементами, как хром, вольфрам, молибден и ванадий, которые входят в химический состав самой стали. Установлено, что у сталей с высоким содержанием легирующих элементов существует большая склонность к образованию карбонитридов различного фазового состава. Это обусловлено как растворимостью легирующих элементов в закаленном мартенсите, так и наличием мелкодисперсных карбонитридов (в образующихся карбонитридных фазах). Правильность этого предположения была подтверждена исследованием микротвердости. В отдельных случаях различия в значениях достигали даже 100 % для уколов, сделанных на расстоянии 10 мкм от поверхности. Иногда разница в значениях толщины диффузионной зоны при карбонитрации составляла 40 %. Самое большое значение глубины слоя – 70 мкм – было получено на стали 4X5МФС, в то время как самое низкое – 45 мкм – на стали X12.

Результаты рентгеноструктурного и микро-рентгеноспектрального анализов показали присутствие в диффузионной зоне карбонитридов, легированных карбидообразующими элементами, сложного состава $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mo}, \text{W})_3\text{CN}$, $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mo}, \text{V})_3\text{CN}$, $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{CN}$, а также других карбонитридных фаз, идентификация которых с помощью рентгеноструктурного метода оказалась невозможной.

Существенные различия в значениях микротвердости были получены в темных протравленных зонах, сформировавшихся как гетерогенная смесь феррита с карбонитридной фазой. Согласно рентгеноструктурным и микро-рентгеноспектральным исследованиям эти зоны содержат легирующие элементы (Cr, Mo, W, V и др.), присутствующие в стали и образующие стабильные карбиды и нитриды, которые в результате способствуют снижению скорости коагуляции мелкодисперсных частиц.

При карбидизации на сталях формируется диффузионный слой, состоящий из двух зон: верхней, так называемой активной, имеющей повышенную травимость и более высокое содержание определенным образом расположенных карбидных включений, и переходной, по травимости мало отличающейся от сердцевины, с карбидными включениями, концентрирующимися преимущественно по границам бывших аустенитных зерен и плавно уменьшающимися по мере удаления от поверхности в глубь металла. Карбидная фаза исследуемых сталей, по данным рентгеноструктурного и микро-рентгеноспектрального анализов, состоит из легированного цементита и карбидов Cr_7C_3 и Cr_{23}C_6 . Хром, вольфрам и молибден присутствуют в цементите, замещая атомы железа: хром – до 15 %, молибден – до 1 % и вольфрам – до 0,5 %, ванадий в цементите не присутствует. Присутствия окислов железа или хрома не обнаружено.

Результаты испытаний на износ сталей для горячего и холодного деформирований представлены на рис. 3. Установлено, что во всех испытаниях, выполненных при удельной нагрузке 50 МПа, после начальной стадии приработки наблюдался одинаковый износ поверхностных слоев, независимо от марки стали и выбранной поверхностной обработки. Это соответствовало условиям равномерного износа. Проведенные исследования показали, что марка стали не определяет степень износа. Для сталей X12 и X12МФ наилучший результат, т. е. наименьший износ, был достигнут в случае, когда закалку и отпуск проводили после процесса карбонитрации. Наибольшее значение износа показали стали, подвергнутые процессу карбидизации. Для стали X12, подверг-

нутой нормализации и последующей карбонитрации, величина полного износа составила 10,79 мкм, и она оказалась близкой к значениям износа стали, подвергнутой карбонитрации с последующей закалкой и отпуском (10,55 мкм).

Другие результаты были получены для стали Х12МФ. В этом случае минимальное значение износа, составляющее 10,09 мкм, было получено при осуществлении процессов карбидизации и карбонитрации, предшествующих закалке и отпуску. Величина полного износа стали, прошедшей нормализацию перед процессом карбонитрации, равнялась 12,51 мкм.

Анализируя значения износа всех исследуемых марок сталей для холодного деформирования, можно констатировать, что наименьшие износ и разброс результатов были получены для карбонитрации, проведенной после закалки

и отпуска. При такой технологии все максимальные значения износа для исследуемых марок сталей, а именно Х12 и Х12МФ, находились в пределах 10,05–10,55 мкм. Важно, что наибольший разброс результатов получился для этих сталей после нормализации – 12,51 и 10,09 мкм и последующей карбонитрации – 13,29 и 10,09 мкм. Испытания на износ, выполненные на инструментальных сталях для холодного деформирования при нагрузке 400 МПа, показали, что наилучшие результаты были получены на стали Х12МФ, наихудшие (самый высокий износ) – на стали Х12. Установлено, что в случае высокого нагружения предпочтительным является использование процесса карбонитрации с последующей закалкой и отпуском. Результаты испытаний на износ сталей для горячего деформирования марок 4Х5МФС и 4Х5В2ФС представлены на рис. 3в, г.

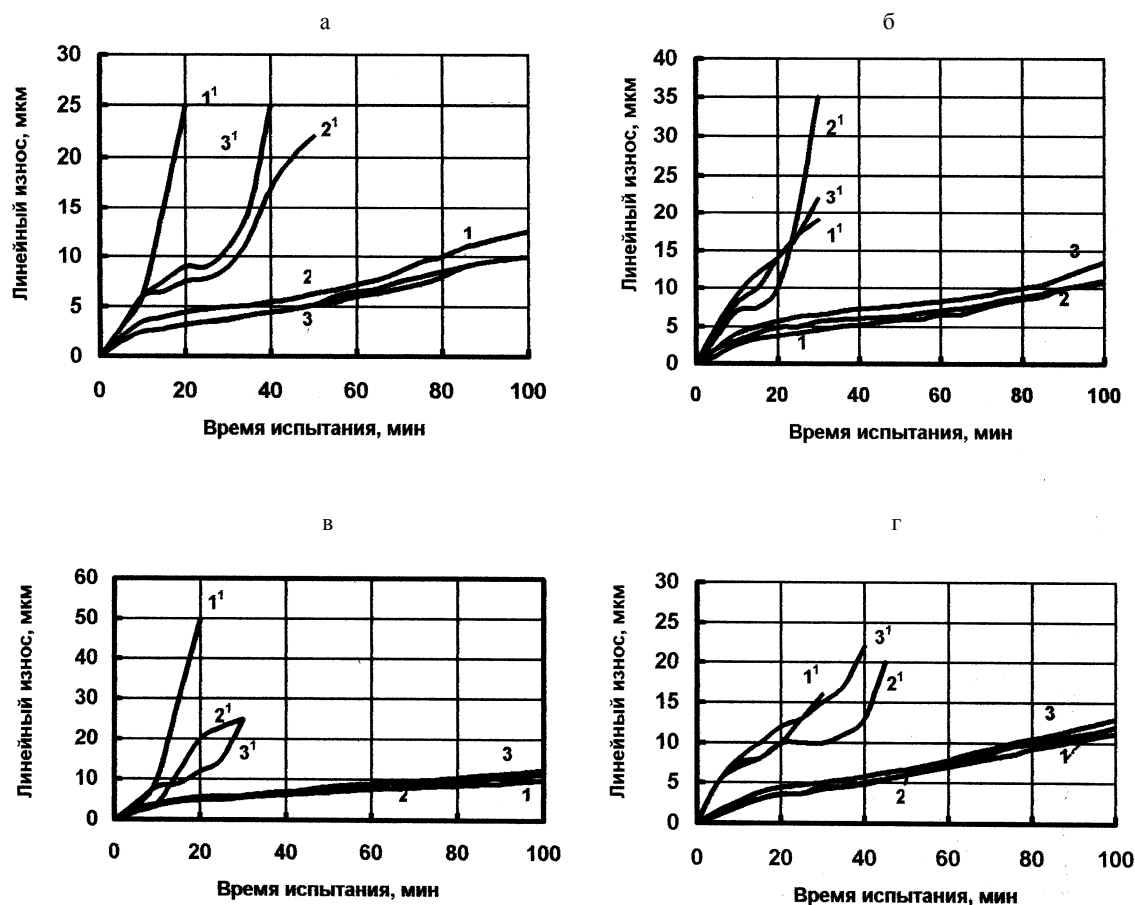


Рис. 3. Износ сталей, подвергнутых карбонитрации и карбидизации: 1 – карбонитрация (вариант 1); 2 – карбонитрация (вариант 2); 3 – карбидизация; 1–3 – удельная нагрузка 50 МПа; 1'–3' – удельная нагрузка 400 МПа; а – Х12МФ; б – Х12; в – 4Х5МФС; г – 4Х5В2ФС

Как и в случае для инструментальных сталей для холодного деформирования, в ходе испытаний, проведенных с применением удельной нагрузки 50 МПа, видно, что процессы износа имели однотипный характер для всей области проведенных измерений. Для стали 4X5B2ФС более низкие значения износа были отмечены для карбонитрированной стали по сравнению с карбидизированной. Из двух вариантов объемной высокотемпературной обработки, предшествующей карбонитрации, более высокий износ (~5 %) был отмечен для стали, которая подвергалась закалке и отпуску. После испытаний на износ, проведенных с применением удельной нагрузки 400 МПа, намного меньший износ зафиксирован для стали 4X5B2ФС, подвергнутой закалке, отпуску и карбонитрации в сравнении с остальными двумя вариантами обработки. Аналогичным образом сталь 4X5МФС характеризовалась более низкими значениями износа для двух вариантов карбонитрации. Разница в максимальных значениях износа в случае обработки, при которой закалка и отпуск предшествовали карбонитрации, составляла 30 % в сравнении с вариантом карбидизации. При испытаниях, проведенных с удельной нагрузкой 400 МПа для стали 4X5МФС, износ был одинаков как в случае карбидизации, так и в случае карбонитрации, проведенной после закалки и отпуска, и значительно ниже, чем в случае карбонитрации с предшествующей нормализацией. Сравнивая возможности применения двух вариантов обработки для поверхностного упрочнения инстру-

ментальных сталей, можно констатировать, что наибольшее сопротивление износу было достигнуто на инструментальных сталях для холодного деформирования в результате процесса карбонитрации. Более низкие значения износа в результате карбидизации в сравнении с карбонитрацией получены только для стали марки X12МФ.

ВЫВОДЫ

1. Поверхностные слои, полученные в результате процессов карбидизации и карбонитрации, характеризуются высоким сопротивлением износу в условиях трения скольжения.
2. Представленные технологии могут быть использованы для улучшения износостойкости инструментальных сталей для холодного и горячего деформирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Babul, T.** The Effect of Initial Microstructure of Tool Steels on the thickness and Hardness of Layers Obtained by Way of Nitrocarburizing / T. Babul, A. Nakoneczny, N. Kucharieva // The 9th International Seminar of IFHTSE «Nitriding Technology – Theory and practice». – Warsaw, 2003. – P. 437–444.
2. **Бабул, Т.** Влияние исходной структуры инструментальных сталей на толщину и твердость слоев, полученных в результате карбонитрирования / Т. Бабул, Н. Г. Кухарева, А. Наконечный // Металловедение и термическая обработка металлов. Машиностроение. – 2004. – № 7. – С. 17–20.

Поступила 24.04.2007