

3. Структурообразование карбидокремниевой матрицы в композиции алмаз – карбид кремния / В. Н. Ковалевский [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. – 2005. – №5 – С. 8–14.
4. Данилин, Б. С. // Итоги науки и техники. Серия Электроника. – М.: ВИНТИ, 1984. – Т. 16.
5. Данилин, Б. С. Магнетронные распылительные системы / Б. С. Данилин, В. К. Сырчин. – М.: Радио и связь, 1982. – 72 с.
6. Моделирование и расчет параметров электрического разряда в планарном магнетроне / С. Г. Клопов [и др.] // Известия РАН. Серия Физическая. – 2006. Т. 70, № 8. – С. 1204–1209.
7. Данилин, Б. С. Магнетронные распылительные системы / Б. С. Данилин, В. Е. Минаев, В. К. Сырчин // Электронная промышленность. – 1976. – Вып. 5 (53). – С. 42–102.
8. А. с. 1632089 СССР, МКИ С23С14/38. Устройство для получения металлических покрытий в вакууме / Б. Л. Фигурин, В. И. Рулинский, И. М. Григорович – № 4704940; Заявл. 14.06.09; Оpubл. 28.02.90, Бюл. № 8 // Открытия. Изобретения. – 1990. – № 8. – С. 198.
9. Гусев, Г. А. Тлеющий разряд в технологии ЭВП / Г. А. Гусев. – М.: ЦНИИ «Электроника», 1980. – 38 с.
10. Ковалевский, В. Н. Исследование эмиссионных процессов в плазме тлеющего разряда и их адаптация к магнетронным распылительным системам / В. Н. Ковалевский, К. Б. Фигурин, Б. Л. Фигурин // Металлургия: республ. межведомств. сб. науч. трудов. – Мн.: Вышэйш. шк., 2002. – Вып. 26. – С. 87–91.

УДК 621.785.52

Н. Г. КУХАРЕВА, канд. техн. наук,
Н. А. ГАЛЫНСКАЯ, канд. техн. наук (БНТУ),
Т. БАБУЛЬ, канд. техн. наук, А. НАКОНЕЧНЫ, д-р техн. наук,
Г. СЕНАТОРСКИ, д-р техн. наук (Институт механики прецизионной,
Варшава, Польша)

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА КАРБИДИЗАЦИИ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ХОЛОДНОГО И ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Эксплуатационные свойства, в частности сопротивление износу, инструментальных сталей для холодного и горячего деформирования можно повысить модифицированием их поверхности. Одним из эффективных методов изменения микроструктуры и химического состава инструмента, работающего в условиях переменных нагрузок, является применение химико-термической обработки. Для

некоторых марок инструментальных сталей повысить эксплуатационные свойства возможно посредством соответствующего выбора параметров процесса карбидизации [1, 2]. В данной работе представлены результаты исследований влияния технологических особенностей процесса карбидизации на износостойкость выбранных легированных сталей, используемых для изготовления штампового инструмента, а также результаты металлографических исследований.

Для экспериментальных исследований были выбраны две марки инструментальных сталей для холодного деформирования – X12 и X12ФС и две марки стали для горячего деформирования – 4X5B2ФС и 4X5МФС. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых инструментальных сталей

	Марка стали	Химический состав, %							
		C	Cr	Si	Mn	V	Mo	W	Ti
Стали 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	11,50–13,00	0,10–0,40	0,15–0,45	max 0,15	max. 0,2	0,20	0,03
Стали 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	–	–

Процесс диффузионной карбидизации проводили в порошковой среде на основе угля и соды (Na_2CO_3). Длительность процесса насыщения составляла 6 ч. Варианты процессов карбидизации (Carbo 1 и Carbo 2) представлены в табл. 2.

Таблица 2. Параметры процесса карбидизации

Варианты химико-термической обработки	Схема обработки	Температура процесса, °С
Carbo 1	Карбидизация	950
	Закалка	850
	Отпуск	200
Carbo 2	Карбидизация	1000
	Закалка	850
	Отпуск	200

Измерения показателей износа проводили с использованием трехвалкового метода. Исследования выполнены с применением двух уровней удельной нагрузки – 50 и 400 МПа. Скорость вращения составляла $v = 0,56$ м/с, время $t = 100$ мин, путь трения – 3470 м. Для смазки использовалось масло марки SAE30, подаваемое со скоростью 30 кап./мин.

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 ПИМТ-3 с прилагаемой нагрузкой 0,5 Н. Исследование фазового состава диффузионных покрытий выполняли с помощью рентгеновского диффрактометра DRON-3 с применением рентгеноструктурного анализа. Условия съемки: скорость вращения счетчика – 1 град./мин, медное излучение CuK_α . Микрорентгеноспектральный анализ проводили с помощью установки Camebax фирмы Camesa.

Результаты замеров микротвердости на инструментальных сталях для горячего и холодного деформирования, подвергнутых карбидизации по варианту Carbo 1, представлены на рис. 1.

a



б

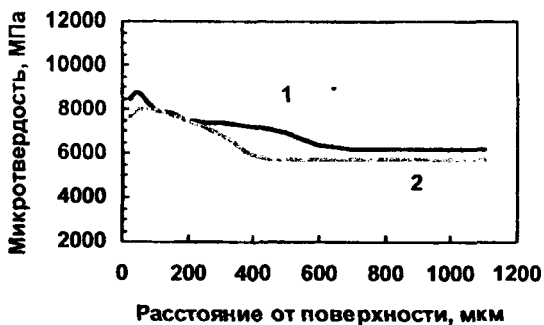


Рис. 1. Микротвердость карбидизированных сталей:
a – для холодного деформирования: 1 – X12MФ;
2 – X12; *б* – для горячего деформирования: 1 –
4X5B2ФC; 2 – 4X5MФC

Значения микротвердости сердцевины всех материалов соответствовали $H_{0,5} 6000 \pm 10 \%$ МПа. Более высокие значения твердости показали марки сталей для холодного деформирования. Наиболее высокая микротвердость была получена на стали X12MФ ($H_{0,5} 10200$ МПа), самая низкая – на стали 4X5MФC.

Металлографические исследования показали различия микроструктур сердцевины материалов после термической обработки. Микроструктура сердцевины сталей для холодного деформирования марок Х12МФ и Х12 представляла собой мартенсит с равномерно распределенными крупными карбидами. В случае же сталей 4Х5В2ФС и 4Х5МФС микроструктура сердцевины представляла собой композиционную смесь мелкоигльчатого мартенсита с включениями мелких карбидов и единичных крупных.

Результаты рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов показали присутствие в диффузионном слое карбидов, легированных карбидообразующими элементами, входящих в состав комплексных структур, таких как $(\text{Fe, Cr, Mo, W})_3\text{C}$, $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$, а также других карбидных фаз, идентификация которых с помощью рентгеноструктурного анализа не представляется возможной.

Результаты исследований процесса износа сталей для холодного деформирования представлены на рис. 2 и 3.

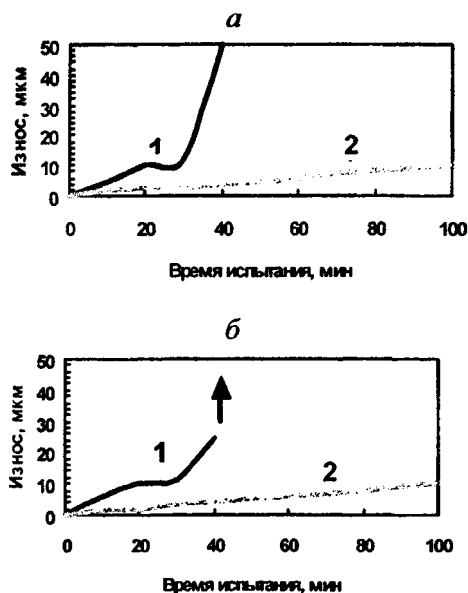


Рис. 2. Кривые Лоренса для стали Х12МФ: а – Carbo 1; б – Carbo 2; 1 – уд. нагр. – 400 МПа; 2 – уд. нагр. – 50 МПа

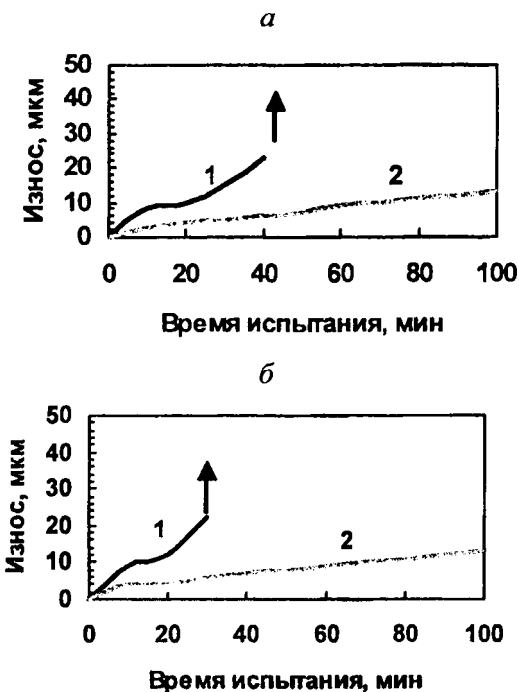


Рис. 3. Кривые Лоренса для стали X12: а – Carbo 1; б – Carbo 2; 1 – уд. нагр. – 400 МПа; 2 – уд. нагр. – 50 МПа

При испытаниях на износ, выполненных по стандартной методике с применением прилагаемой удельной нагрузки 50 МПа, в течение всего времени образцы подвергались равномерному изнашиванию. Увеличение удельной нагрузки до 400 МПа привело к быстрому росту скорости изнашивания, приводящему к выходу образца из строя.

Установлено, что при использовании удельной нагрузки 50 МПа наилучшие результаты (минимальная величина износа) были получены на стали X12МФ. При применении варианта обработки Carbo 1 глубина износа для этой стали после 100 мин испытаний составила 9, 41 мкм, в то время как при использовании варианта обработки Carbo 2 она составляла 10,09 мкм. Разницу в величине глубины износа (~7 %) можно рассматривать как ошибку экспери-

мента. Более высокое значение глубины износа получено на стали X12, оно составило 13,82 и 13,20 мкм соответственно для вариантов обработки Carbo 1 и Carbo 2.

Аналогично вышесказанному различия в значениях глубины износа, составляющие 5 %, не могут считаться существенными. Однако существуют различия в сопротивлениях износу между двумя сталями, подвергшимися испытаниям. Из проведенных экспериментов ясно, что использование технологии карбидизации независимо от параметров применяемого процесса повышает сопротивление износу стали X12МФ в большей степени, чем стали X12. Разница в значениях их глубин износа достигает 40 %.

Результаты испытаний на износ карбидизированных сталей для горячего деформирования приведены на рис. 4, 5.

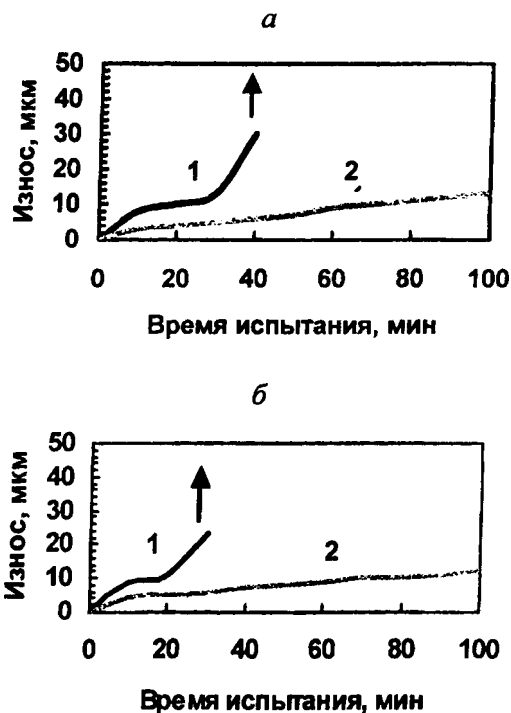


Рис. 4. Кривые Лоренса для стали 4X5B2ФС: *a* – Carbo 1; *б* – Carbo 2; 1 – уд. нагр. – 400 МПа, 2 – уд. нагр. – 50 МПа



Рис. 5. Кривые Лоренса для стали 4Х5МФС: *a* – Carbo 1; *б* – Carbo 2; 1 – уд. нагр. – 400 МПа; 2 – уд. нагр. – 50 МПа

Подобно сталям для холодного деформирования, стали для горячего деформирования, обработанные по применяемым технологическим вариантам, при испытаниях, выполненных при удельной нагрузке 50 МПа, показали равномерную скорость износа в течение всего времени испытаний. Для испытаний, проведенных при удельной нагрузке 400 МПа, была отмечена высокая скорость износа, при которой выход из строя образца происходил через 30–40 мин.

Результаты показали, что при удельной нагрузке 50 МПа марка стали не оказывает существенного влияния на величину износа.

В случае использования варианта обработки Carbo 1 глубина износа для стали 4X5B2ФС составляла 12,54 мкм, в то время как для стали 4X5МФС – 12,77 мкм. Аналогично в случае варианта обработки Carbo 2 глубина износа после 100 мин испытаний составляла 13,29 и 13,02 мкм соответственно для двух данных марок сталей. Установлено, что глубина износа для сталей 4X5B2ФС и 4X5МФС, обработанных по варианту Carbo 2, в среднем на 4 % выше, чем при обработке по варианту Carbo 1. На рис. 6 представлены результаты испытаний на износ четырех сталей, обработанных по вариантам Carbo 1 и Carbo 2, выполненных с приложением удельной нагрузки 50 МПа.

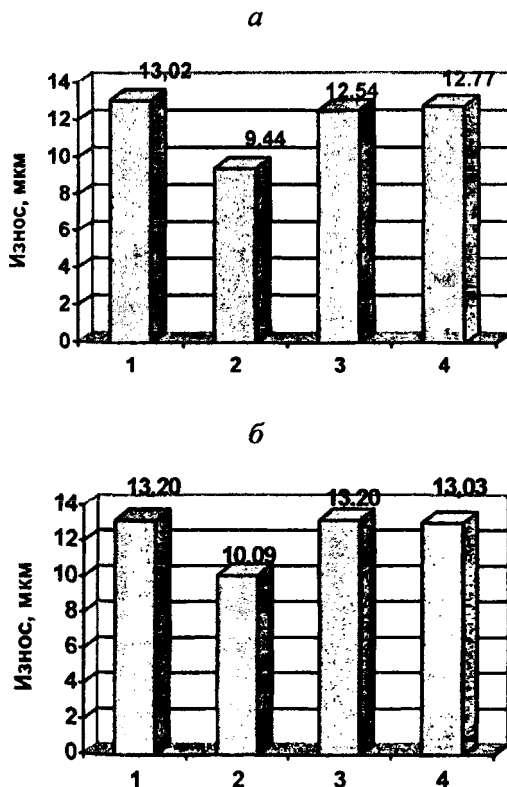


Рис. 6. Сравнительная диаграмма глубин износа карбидизированных сталей: *a* – Carbo 1; *б* – Carbo 2; 1 – X12; 2 – X12МФ; 3 – 4X5B2ФС; 4 – 4X5МФС

Из полученных результатов видно, что более низкие значения глубины износа были получены в случае применения варианта обработки Carbo 1. Все исследуемые инструментальные стали, за исключением стали марки X12, показали более высокое сопротивление износу при использовании этого варианта. Даже несмотря на это, значения сопротивления износу указанных трех марок сталей, обработанных по варианту Carbo 1, не намного ниже, чем при обработке по варианту Carbo 2. Сравнение всех результатов показало, что наилучшие результаты были получены для марки стали X12МФ с применением двух вариантов обработки, т. е. Carbo 1 и Carbo 2. Полная глубина износа для этой стали составила 33 % (в сравнении с 47 % для других марок сталей).

Наихудшие результаты, т. е. максимальное значение глубины износа, были получены на стали для холодного деформирования X12, не зависимо от применяемого варианта карбидизации. В случае использования сталей для горячего деформирования установлено, что химический состав стали не оказывает такого существенного влияния на сопротивление износу, как параметры применяемого процесса обработки.

Метод обработки Carbo был применен для упрочнения инструмента, предназначенного для глубокой вытяжки изделия «стакан»,

представленного на рис. 7. Производственные испытания показали двукратное увеличение срока эксплуатации инструмента, обработанного по данной технологии, по сравнению с традиционно используемой.

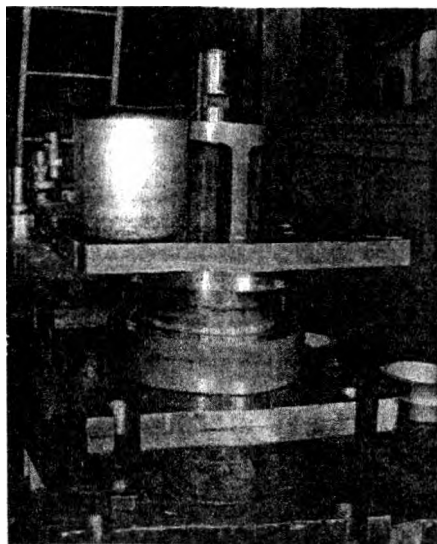


Рис. 7. Инструмент для глубокой вытяжки изделия «стакан»

Выводы

1. Процесс карбидизации повышает сопротивление износу инструментальных сталей для горячего и холодного деформирования.
2. Правильный выбор параметров процесса карбидизации сталей позволяет уменьшить их износ на 10–20 %.
3. Правильный выбор марки стали в сочетании с методом обработки оказывает существенное влияние на повышение износостойкости. В среднем повышение износостойкости может достигать 40 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Structure and properties of nitrokarburized diffusion layers on High-Speed steels / T. Babul [et al.] // *Jornal of Materials Engineering and Perfomance*. – 2003. – Vol. 12, No. 6. – P. 696–700.
2. Кухарева, Н. Г. Механические свойства инструментальных сталей с диффузионными карбидными и карбонитридными покрытиями / Н. Г. Кухарева, С. Н. Петрович, Н. А. Галынская // *Вестник БНТУ*. – 2007. – № 5. – С. 15–20.

УДК 546.77.281

В. А. ВЕЙНИК, Э. Д. ЩЕРБАКОВ, канд. техн. наук (БНТУ)

ПОВЫШЕНИЕ ЖАРОСТОЙКОСТИ И ТЕРМОСТОЙКОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В настоящее время в машиностроении используется много деталей, работающих при высоких температурах в условиях газовой коррозии и при термоциклических нагрузках: лопатки газовых турбин, газовые горелки, детали печных конвейеров, крепеж, поддоны, теплообменники и т. д. Эти детали требуют использования дорогих высоколегированных сталей для обеспечения комплекса необходимых эксплуатационных характеристик. Создание на поверхности детали диффузионных защитных покрытий позволяет заменить дорогостоящие легированные стали на более дешевые, а также увеличить срок службы детали.