

- 27 Kohanovskiy B.P. *Philosophy and Methodology of Science*. — Rostov-on-Don. «Phoenix», 1999, 576 p.
- 28 Korotayev A.V., Komarova N.L., Halturina D.A. *Laws of history. Secular cycles and millennial trends. Demography, economics, and war*, M.: URSS, 2007, p. 7–47.
- 29 Raneev G.G. *Measuring information systems*, Moscow: MGOU, 2007, 280 p.
- 30 Yampurin N.P., Baranova A.V. *Fundamentals of reliability of electronic equipment*, Moscow: The Academy, 2010, 240 p.
- 31 Dadonov A.G., Lande D.V. *Survivability of information systems*, Kiev: Naukova Dumka, 2011, 256 p.
- 32 Kolesnikov V.A., Yurov V.M. *Some aspects of the method of analogy in the design of information-measuring systems // Modern problems of science and education. Electronic Journal*, 2013, № 2.
- 33 Rozonoer L.I. *Exchange and allocation of resources (generalized thermodynamic approach) // Automation and Remote Control*, 1973, № 5, p. 115–133, № 6, p. 65–80, № 8, p. 82–104.
- 34 Yurov V.M., Verhovskaya Ye.P., Yavorskiy V.V. *Channel characteristics and probable reserves of communication systems // Proceedings of the Int. scientific. Conf. «Automation and Control», Almaty, 2007, p. 313–316.*
- 35 Bogdanov A.A. *General Organization Science (Tectology)*, St. Petersburg: 1912, 126 p.
- 36 *Ludwig von Bertalanffy General systems theory: a critical review // In.: Research on general systems theory / red. Sadovsky, VN, EG Yudin, Moscow: Progress Publishers, 1969, p. 23–82.*
- 37 Mesarovich M.D. *Foundations of a general theory of systems // In.: General Systems Theory, Moscow: Nauka, 1966, p. 15–48.*
- 38 Lange O. *Whole and in the light of the development of cybernetics // In.: Research on general systems theory / red. Sadovsky, VN, EG Yudin, M.: Progress Publishers, 1969, p. 181–251.*
- 39 Ashby W.R. *The set-theoretic approach to the mechanism and homeostasis // In.: Studies on the general theory of systems / red. Sadovsky, VN, EG Yudin, Moscow: Progress Publishers, 1969, p. 398–441.*
- 40 Ueymov A.I. *A version of the logical-mathematical apparatus system research // In. Problems of formal analysis systems, Moscow: Nauka, 1968, p. 14–48.*
- 41 Urmancev Yu.A. *The symmetry of nature and the nature of symmetry*, Moscow: Thought, 1974, 229 p.
- 42 Artyuhov V.V. *General Systems Theory: Self-organization, sustainability, diversity, crises*, Moscow: Publishing house «LIBROKOM», 2009, 224 p.

УДК 538.95.405

В.Ч.Лауринас, О.Н.Завацкая, В.М.Юров, С.А.Гученко

Карагандинский государственный университет им. Е.А.Букетова (E-mail guchen@mail.ru)

Влияние термической обработки на микротвердость и трибологические свойства многофазных покрытий

В работе обсуждаются вопросы влияния термической обработки на свойства композиционных покрытий. Использовались катоды из стали 12Х18Р10Т и титана. Термическая обработка проводилась при температуре 600°C, которая ниже температуры фазовых превращений. Измерялись микротвердость и коэффициенты трения. Отмечено, что микроструктура покрытий после термической обработки практически не меняется. Изменения микротвердости и коэффициентов трения связаны с окислением железа, входящего в состав покрытия. Предложена модель сухого трения, позволяющая объяснить наблюдаемые эффекты изменением химического потенциала покрытия.

Ключевые слова: покрытие, термическая обработка, катод, титан, микротвердость, коэффициент трения, химический потенциал.

Введение

Термическая обработка металлов и сплавов является составной частью многих технологических процессов изготовления деталей в различных отраслях промышленности и, в первую очередь, в машиностроении. Достаточно подробно исследованы структурные изменения, которые протекают при отжиге — предварительной термической обработке, в том числе при гомогенизации, отжиге, уменьшающем напряжения, рекристаллизационном и дорекристаллизационном, а также отжиге, увеличивающем зерно в многочисленных вариантах отжиге с фазовой перекристаллизацией. Для сталей особую роль играют структурные изменения, которые протекают при закалке без полиморфного превращения, закалке на мартенсит. Важную роль играют процессы распада пересыщенных твердых

растворов, а также технологические особенности старения и отпуска. Исследованы структурные изменения, которые протекают при химико-термической, деформационно-термической обработке. В настоящее время интенсивно исследуются процессы микродеформационно-термической, термодинамической, ультразвуковой обработки, роль химически активной среды, параметров деформационного воздействия на структурные превращения, протекающие при комбинированных методах термической обработки, и их связь с изменением механических свойств сплавов [1–3].

Значительно меньше подобных исследований проведено для тонких пленок и покрытий, поскольку, кроме структурных превращений и диффузионных процессов, здесь особую роль начинают играть размерные эффекты, приводящие к резкому отличию фазовых диаграмм и других свойств тонких пленок и покрытий от свойств массивных образцов [4, 5].

Исследование термической обработки деталей с покрытиями необходимо также для определения оптимальной структуры и состава покрытий на деталях, которые в промышленных условиях работают при высоких температурах, например, детали тепловых электростанций и ряд других. Именно этому вопросу и посвящена настоящая работа.

Объекты и методика эксперимента

В настоящей работе использовались композиционные катоды из стали 12X18P10T и титана. С помощью этих катодов наносились покрытия на установке ННВ — 6.6И1 на стальную подложку при различных технологических режимах. Количественный анализ элементного состава покрытий проводился на электронном микроскопе JEOL JSM-5910, исследование микротвердости композиционных покрытий — на микротвердомере HVS-1000A. Микроструктура покрытий определялась на металлографическом микроскопе Эпиквант. Контроль качества покрытий осуществляется на установке ПККП — 1К методом анодно-поляризационного инициирования дефектов (АПИД). Трибологические исследования проводились на установке, описанной в работе [6]. Отжиг образцов проводился в термопечи на воздухе.

Нами использовалось осаждение многофазных покрытий в условиях ионного ассистирования. Перед нанесением покрытий в вакуумной камере сначала очистка подложек производилась тлеющим разрядом, для чего на подложку подавалось напряжение 1–3 кВ в течение 5–10 мин, затем — ионная очистка.

Результаты эксперимента

Контрольный образец. Контрольный образец без покрытия из стали марки 12X18P10T был испытан на жаростойкость при температуре 600 °С в течение 100 часов. Снимки контрольного образца до и после испытания на жаростойкость при температуре 600 °С в течение 100 часов с увеличением $\times 400$ представлены на рисунке 1.

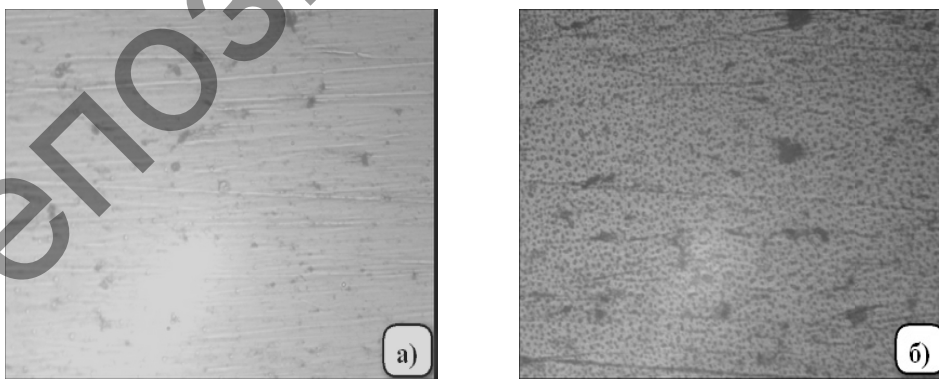


Рисунок 1. Микроструктура контрольного образца: а — до испытания; б — после испытания на жаростойкость при температуре 600 °С в течение 100 часов

В таблице 1 представлены значения микротвердости, а в таблице 2 — коэффициенты трения контрольного образца.

Микротвердость контрольного образца

Кол-во измерений	Микротвердость контрольного образца без покрытия	
	до испытания на жаростойкость	после испытания на жаростойкость
1	305,4	311,1
2	312,5	332,7
3	310,1	363,1
4	317,6	327,0
5	322,9	344,3
6	328,6	368,3
7	319,0	347,5
8	318,1	324,4
9	314,2	372,6
10	309,8	356,4
Ср. арифмет.	315,8	344,7

Т а б л и ц а 2

Коэффициенты трения контрольного образца

Наименование образца	Коэффициент трения контрольного образца без покрытия	
	Медная пластина	Алюминиевая пластина
до испытания на жаростойкость	0,267	0,256
после испытания на жаростойкость	0,270	0,333

Покрытие TiN. Образец с покрытием нитрида титана, напыленный в течение 40 мин при токе дуги $I_{и} = 80$ А, опорном напряжении $U_{оп} = 200$ В и давлении газа в камере $P = 5 \times 10^{-3}$ мм рт. ст, подвергся испытанию на жаростойкость при температуре 600 °С в течение 100 часов. Микроструктура образца показана на рисунке 2, микротвердость и коэффициенты трения — в таблицах 3 и 4 соответственно.

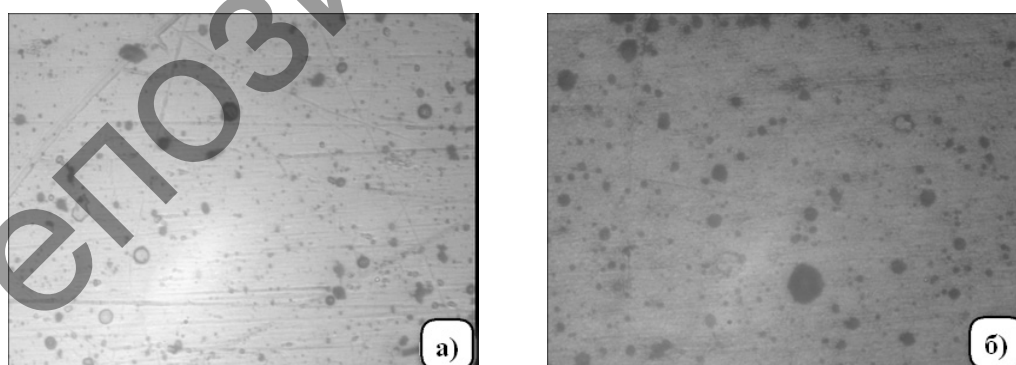


Рисунок 2. Микроструктура нитрид-титанового покрытия образца № 2: а — до испытания; б — после испытания на жаростойкость при температуре 600°С в течение 100 часов

Таблица 3

Микротвердость образца с покрытием нитрида титана

Кол-во измерений	Микротвердость покрытия нитрид-титана, HV	
	до испытания на жаростойкость	после испытания на жаростойкость
1	535,5	626,3
2	503,3	508,2
3	416,6	458,8
4	464,3	496,7
5	477,2	597,3
6	526,0	518,0
7	470,3	507,4
8	482,5	496,9
9	424,8	512,5
10	442,9	590,4
Ср. арифмет.	474,3	580,9

Таблица 4

Коэффициенты трения образца с покрытием нитрида титана

Наименование образца	Коэффициент трения покрытия нитрид титана	
	Медная пластина	Алюминиевая пластина
до испытания на жаростойкость	0,510	0,436
после испытания на жаростойкость при температуре 600°C в течение 100 часов.	0,362	0,380

Покрытие 12X18H10T - TiN. Исследовано послойно нанесенное покрытие, состоящее из: стали марки 12X18H10T в газовой среде аргона и нитрида титана, которое наносилось через каждые 10 мин в течение 40 мин. Микроструктура образца показана на рисунке 3, микротвердость и коэффициенты трения — в таблицах 5 и 6, соответственно.

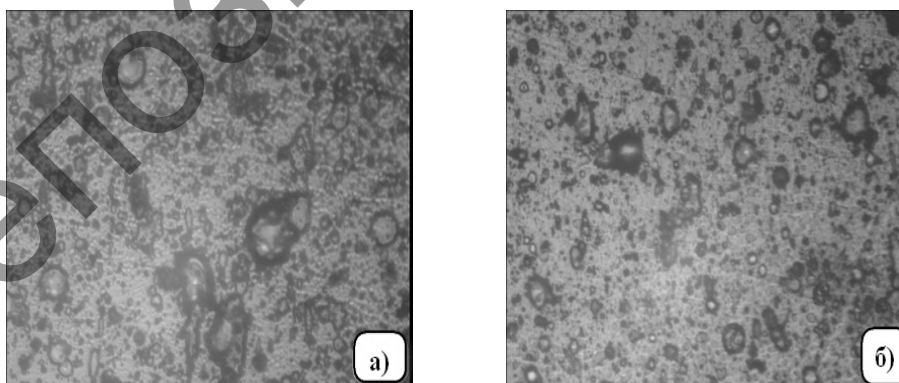


Рисунок 3. Микроструктура покрытия 12X18H10T в газовой среде аргона + TiN (10/10 мин): а — до испытания; б — после испытания на жаростойкость при температуре 600°C в течение 100 часов

Микротвердость образца с покрытием 12X18H10T - TiN

Кол-во измерений	Микротвердость покрытия 12X18H10T в газовой среде аргона + TiN (10/10 мин), HV	
	до испытания на жаростойкость	после испытания на жаростойкость
1	448,9	467,4
2	531,0	395,8
3	471,9	531,7
4	495,2	564,4
5	593,4	500,7
6	545,4	437,4
7	547,2	528,6
8	588,6	369,5
9	591,4	561,5
10	604,7	581,9
Ср. арифмет.	541,7	493,9

Таблица 6

Коэффициенты трения образца с покрытием 12X18H10T – TiN

Наименование образца	Коэффициент трения покрытия 12X18H10T в газовой среде аргона + TiN (10/10 мин)	
	Медная пластина	Алюминиевая пластина
до испытания на жаростойкость	0,331	0,488
после испытания на жаростойкость при 600°C в течение 100 часов	0,354	0,498

Многофазное, многослойное покрытие. Был испытан на жаростойкость при температуре 600 °С в течение 100 часов образец из нержавеющей стали с ионно-плазменным покрытием, в составе которого:

- 1) сталь марки 12X18H10T в газовой среде аргона;
- 2) титан в газовой среде аргона;
- 3) нитрид титана;
- 4) сталь марки 12X18H10T в газовой среде аргона;
- 5) титан в газовой среде аргона;
- 6) нитрид титана.

Микроструктура образца показана на рисунке 4, микротвердость и коэффициенты трения — в таблицах 7 и 8, соответственно.

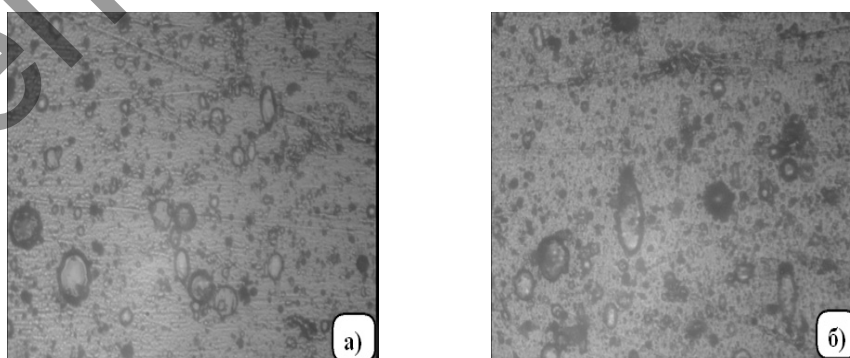


Рисунок 4. Микроструктура сложного покрытия: а — до испытания; б — после испытания на жаростойкость при температуре 600 °С в течение 100 часов

Микротвердость образца со сложным покрытием

Кол-во измерений	Микротвердость покрытия 12X18H10T Ag (5 мин) + Ti Ag (5 мин) + Ti N (5 мин) + 12X18H10T Ag (5 мин) + Ti Ag (5 мин) + Ti N (15 мин), HV	
	до испытания на жаростойкость	после испытания на жаростойкость
1	419,8	418,3
2	448,4	502,4
3	478,2	477,4
4	490,1	532,5
5	448,6	570,8
6	433,0	534,5
7	434,2	496,9
Ср. арифмет.	456,5	510,1

Коэффициенты трения образца со сложным покрытием

Наименование образца	Коэффициент трения покрытия 12X18H10T Ag (5 мин) + Ti Ag (5 мин) + Ti N (5 мин) + 12X18H10T Ag (5 мин) + Ti Ag (5 мин) + Ti N (15 мин)	
	Медная пластина	Алюминиевая пластина
до испытания на жаростойкость	0,400	0,414
после испытания на жаростойкость	0,336	0,440

Покрытие 12X18H10T-Ti - TiN. Модельный образец из нержавеющей стали с послойным ионно-плазменным покрытием из стали марки 12X18H10T и титана в газовой среде аргона, а затем титана в газовой среде азота, нанесенным через каждые 25 мин в течение 50 мин при токе испарения стального катода $I_{и} = 60$ А, токе испарения титанового катода $I_{и} = 80$ А, опорном напряжении $U_{оп} = 200$ В и давлении газа в камере $P = 6 \times 10^{-3}$ мм рт. ст., был испытан на жаростойкость при температуре 600 °С в течение 100 часов. Микроструктура образца показана на рисунке 5, микротвердость и коэффициенты трения — в таблицах 9 и 10, соответственно.

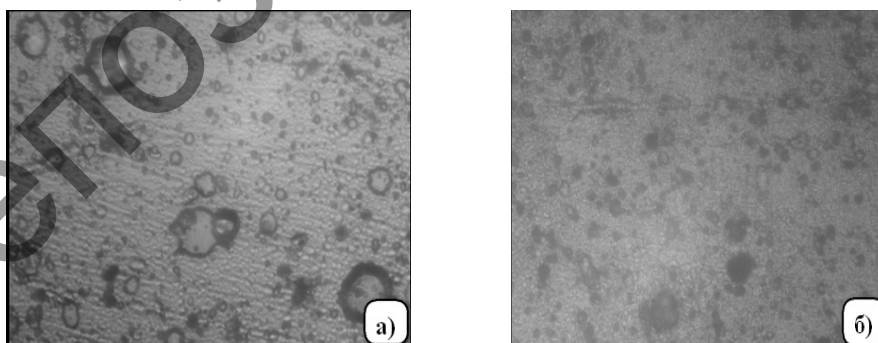


Рисунок 5. Микроструктура покрытия (12X18H10T + Ti)Ag + TiN (25/25 мин):
а — до испытания; б — после испытания на жаростойкость при температуре 600 °С в течение 100 часов

Микротвердость покрытия 12X18H10T-Ti - TiN

Кол-во измерений	Микротвердость покрытия (12X18H10T + Ti) Ag + Ti N (25/25 мин), HV	
	до испытания на жаростойкость	после испытания на жаростойкость
1	633,5	409,4
2	529,3	515,1
3	524,0	460,1
4	552,1	512,6
5	510,7	490,2
6	538,3	441,5
7	567,6	406,2
8	468,9	403,9
9	600,2	468,9
10	470,7	493,9
Ср. арифмет.	539,5	460,2

Таблица 10

Коэффициенты трения покрытия 12X18H10T-Ti - TiN

Наименование образца	Коэффициент трения покрытия (12X18H10T + Ti) Ag + Ti N (25/25 мин)	
	Медная пластина	Алюминиевая пластина
до испытания на жаростойкость	0,417	0,545
после испытания на жаростойкость при температуре 600°C в течение 100 часов	0,325	0,381

Обсуждение результатов эксперимента

Прежде всего отметим, что во всех случаях наблюдается увеличение микротвердости покрытия примерно в 1,5 раза по сравнению с микротвердостью основы. Наибольшее значение микротвердости наблюдается у нитрид-титановых покрытий (табл. 3). Температура обработки (600°C) далека от температуры фазовых превращений, так что изменение свойств покрытий может происходить только за счет окисления отдельных компонент покрытия.

Из приведенных выше рисунков следует, что микроструктура нанесенных покрытий практически не претерпевает изменений. Это говорит о том, что термически стимулированные процессы перестройки структуры не происходят из-за низких коэффициентов диффузии элементов покрытия.

В работе [7] в рамках термодинамического подхода для коэффициента сухого трения нами получена следующая формула:

$$k_{mp} = C \cdot T \cdot \frac{A}{\mu} \cdot \bar{N}, \quad (1)$$

где A — работа (энергия) разрушения; T — температура; μ — химический потенциал металла; \bar{N} — среднее число элементарных носителей разрушения (пропорциональное числу контактов); C — постоянная.

Для металлов химический потенциал совпадает с энергией Ферми. Для ее расчета воспользуемся моделью Зоммерфельда, в которой распределение электронов по скоростям описывается статистикой Ферми-Дирака [8]:

$$\varepsilon_F = \frac{\hbar^2 k_F^2}{2m} = \frac{50,1 \text{ эВ}}{(r_s / a_0)^2}, \quad (2)$$

где k_F — волновой вектор Ферми; r_s — радиус сферы, объем которой равен объему, приходящемуся на один электрон проводимости; m — масса электрона; a_0 — радиус атома водорода.

В соответствии с этой моделью r_s вычисляется по формуле

$$r_s = \left(\frac{3}{4\pi n} \right)^{1/3}. \quad (3)$$

Здесь n — плотность электронов проводимости, которая равна: $n = 0,6022 \cdot 10^{24} \frac{Z\rho_m}{A}$, где A — относительная атомная масса металла; Z — число электронов на внешнем уровне металла; ρ_m — массовая плотность металла (г/см³). Скорость электронов на поверхности Ферми:

$$v_F = \frac{p_F}{m} = \frac{\hbar k_F}{m} = \frac{4,20}{r_s / a_0} \cdot 10^8 \text{ см/с}. \quad (4)$$

Результаты расчета для ряда металлов представлены в таблице 11.

Таблица 11

Параметры электронов Ферми в некоторых металлах

Металл	A а.е.м.	Z	ρ_m г/см ³	n , 10^{22} см ⁻³	r_s , 10^{-8} см	ε_F , эВ	v_F , 10^8 см/с
Li	6,94	1	0,53	4,60	1,63	5,28	1,36
Na	22,99	1	0,97	2,54	1,99	3,54	1,12
K	39,09	1	0,86	1,32	2,47	2,30	0,90
Rb	85,47	1	1,53	1,08	2,65	2,00	0,84
Cs	132,91	1	1,90	0,86	2,85	1,73	0,78
Be	9,01	2	1,85	24,73	0,94	15,85	2,36
Mg	24,31	2	1,74	8,62	1,32	8,00	1,68
Ca	40,08	2	1,54	4,63	1,63	5,27	1,35
Sr	87,62	2	2,60	3,57	1,78	4,43	1,25
Ba	137,34	2	3,5	3,07	1,87	4,01	1,19
Al	26,98	1	2,70	6,03	1,49	6,32	1,49
Ga	69,72	1	5,91	5,10	1,57	5,69	1,41
In	114,82	1	7,31	3,83	1,73	4,68	1,28
Tl	204,37	1	11,85	3,50	1,79	4,38	1,24
Si	28,09	2	2,33	10,0	1,26	8,84	1,76
Ge	72,59	2	5,32	8,83	1,32	8,04	1,68
Sn	118,69	2	7,30	7,41	1,39	7,26	1,60
Pb	207,19	2	11,4	6,63	1,45	6,67	1,53
Cu	63,55	1	8,96	8,49	1,33	7,93	1,67
Ag	107,87	1	10,5	5,86	1,51	6,15	1,47
Au	196,97	1	19,3	5,90	1,50	6,23	1,48
Zn	65,38	2	7,14	13,15	1,15	10,59	1,94
Cd	112,40	2	8,65	9,27	1,29	8,42	1,72
Hg	200,59	2	13,5	8,11	1,35	7,70	1,59
Cr	52,00	1	7,19	8,33	1,34	7,80	1,66
Mo	95,94	1	10,2	6,40	1,46	6,57	1,52
W	183,85	2	19,3	12,64	1,16	10,42	1,92
Mn	54,94	2	7,43	16,30	1,07	12,25	2,08
Tc	98,91	2	11,5	14,00	1,13	10,99	1,96
Re	186,2	2	21,0	13,58	1,14	10,80	1,94
Fe	55,85	2	7,86	16,95	1,05	12,72	2,18
Co	58,93	2	8,9	18,19	1,03	13,22	2,15
Ni	58,71	2	8,9	18,25	1,03	13,22	2,15
Ti	47,90	2	4,51	11,33	1,28	8,53	1,73

Из уравнения (1) следует, что коэффициент сухого трения тем меньше, чем больше химический потенциал (энергия Ферми).

В таблице 12 приведены коэффициенты сухого трения для пар наиболее распространенных материалов [9]. В целом корреляция между таблицами 2 и 3 наблюдается.

Коэффициенты сухого трения для однородных пар наиболее распространенных материалов

Комбинации материалов		Коэффициент сухого трения
Алюминий	Алюминий	1.05 - 1.35
Медь	Медь	1.0
Сталь	Сталь	0.8
Железо	Железо	1.0
Кадмий	Кадмий	0.5
Хром	Хром	0.41
Графит	Графит (в вакууме)	0.5 - 0.8
Магний	Магний	0.6
Никель	Никель	0.7 - 1.1
Платина	Платина	1.2
Серебро	Серебро	1.4
Цинк	Цинк	0.6

Последнее означает, что приведенные нами экспериментальные данные говорят о том, что изменение микротвердости и коэффициента трения связано с изменением химического потенциала покрытия. Как отмечалось выше, это возможно при наличии окислов в покрытии, возникающих при их термообработке на воздухе. Поскольку титан и нитриды титана практически не окисляются при таких температурах, сталь 12Х18Н10Т — также, то следует признать, что в покрытии присутствуют примеси легко окисляемых металлов.

Заключение

Неконтролируемые примеси в металлах всегда присутствуют в определенных количествах, влияя на их свойства в положительную или отрицательную сторону. Используя формулу (1) и таблицу (12), можно контролировать величину химического потенциала путем использования многоэлементных катодов при нанесении ионно-плазменных покрытий, учитывая аддитивность последнего. Именно такой вывод можно сделать на основе представленных в настоящей работе экспериментальных данных.

Работа выполнена по программе МОН РК 055 «Научная и/или научно-техническая деятельность», подпрограмма 101 «Грантовое финансирование научных исследований».

Список литературы

- 1 *Лахтин Ю.М.* Металловедение и термическая обработка металлов. — М.: Машиностроение, 1983. — 359 с.
- 2 *Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: МИСИС, 1999. — 416 с.
- 3 *Биронт В.С.* Теория термической обработки металлов. — Красноярск: СФУ: ИЦМиЗ. — 2007. — 739 с.
- 4 *Фелдман Л., Майер Д.* Основы анализа поверхности и тонких пленок. — М.: Мир, 1989. — 344 с.
- 5 *Гладких Н.Т., Дукаров С.В. и др.* Поверхностные явления и фазовые превращения в конденсированных пленках. — Харьков: ХНУ, 2004. — 276 с.
- 6 *Колесников В.А., Байсагов Я.Ж., Юров В.М.* Информационно-измерительный прибор для определения коэффициента трения скольжения // Фундаментальные исследования, 2011. — № 12. — Ч. 1. — С. 121–124.
- 7 *Юров В.М., Гученко С.А.* Некоторые вопросы физики сухого трения // Вестник КарГУ. — Сер. Физика. — 2011. — № 1 (61). — С. 44–51.
- 8 *Ашкрофт Н., Мермин Н.* Физика твердого тела. Т 1. — М.: Мир, 1979. — 399 с.
- 9 *Крагельский И.В., Виноградова И.Э.* Коэффициенты трения. — М.: Машгиз, 1962. — 220 с.

В.Ч.Лауринас, О.Н.Завацкая, В.М.Юров, С.А.Гученко

Микроқаттылыққа және көпфазалы жамылғылардың трибологиялық қасиеттеріне термиялық өңдеудің әсері

Мақалада композициялық жамылғылардың қасиеттеріне термиялық өңдеу әсерінің сұрақтары талқыланды. Титан және 12Х18Р10Т болаттан жасалған катодтар пайдаланылды. Термиялық өңдеу 600⁰ С температурада, фазалық түрленулер температурасынан төмен температурада, өткізілді. Үйкеліс коэффициенттері және микроқаттылық көрсеткіштері өлшенді. Микроқұрылымдық жамылғылар термиялық өңдеуден кейін өзгеріске ұшыраған жоқ. Микроқаттылықтың өзгерісі және үйкелес коэффициенттері жамылғының құрамына енген темір тотығуымен байланысты. Жамылғының химиялық потенциалының өзгерісі бақыланатын әсерлерін түсіндіруге рұқсат етілген құрғақ үйкеліс үлгісі ұсынылды.

V.Ch.Laurinas, O.N.Zavatskaya, V.M.Yurov, S.A.Guchenko

Influence of thermal processing on microhardness and tribological properties of multiphase coverings

In work questions of influence of thermal processing on properties of composite coverings are discussed. Cathodes from a steel 12X18P10T and the titan were used. Thermal processing was spent at temperature 600°C, which below temperature of phase transformations. Microhardness and friction factors were measured. The microstructure of coverings after thermal processing practically does not vary. Changes of microhardness and friction factors contacts oxidation of the iron which is a part of a covering. The model of the dry friction, allowing to explain observable effects is offered by change of chemical potential of a covering.

References

- 1 Lahtin J.M. *Metallurgical science and thermal processing of metals*, Moscow: Mechanical engineering, 1983. — 359 p.
- 2 Kolachev B.A., Ye.Elagnn V.I., Livanov V.A. *Metallurgical science and thermal processing of nonferrous metals and alloys*, Moscow: MISIS, 1999, 416 p.
- 3 Biront V.S. *The theory of thermal processing of metals*, Krasnoyarsk: SFU: ICMiZ, 2007, 739 p.
- 4 Feldman L., Mayer Д. *Bases of the analysis of a surface and thin films*, Moscow: Mir, 1989, 344 p.
- 5 Gladkih N.T., Dukarev S.V., etc. *The superficial phenomena and phase transformations in thin films*, Kharkov: KhNU, 2004, 276 p.
- 6 Kolesnikov V. A., Bajsagov J.Z., Yurov V.M. *The information-measuring device for definition of factor of a sliding friction* // Basic researches, 2011, № 12, part 1, p. 121–124.
- 7 Yurov V.M., Guchenko S.A. *Some questions of physics of a dry friction* // Vestnik KarGU. Physics, 2011, № 1 (61), p. 44–51.
- 8 Ashcroft N., Mermin N. *Physics of a solid state*, vol. 1, Moscow: Mir, 1979, 399 p.
- 9 Kragelskiy I.V., Vinogradova I.E. *Friction factors*, Moscow: Maschgiz, 1962, 220 p.