

**Осипов М.Ю.**Запорожский национальный  
технический университет,  
г. Запорожье, Украина  
E-mail: mosipov61@ukr.net**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ  
СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ  
НА ИХ СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ  
АБРАЗИВНОМУ ИЗНАШИВАНИЮ ПРИ  
ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

УДК 621.791.927.5:669.15

Приведены результаты исследований влияния структуры сплавов в условиях натуральных испытаний при абразивном изнашивании и повышенных (до 500 - 550 °С) температурах.

Установлено, что в данных условиях изнашивания основной вклад в повышение износостойкости вносит карбидная фаза. Влияние основы сплава на общее повышение износостойкости, меньше, чем твердой фазы.

**Ключевые слова:** структура, матрица, карбиды, абразивное изнашивание, температура.

**Введение, постановка задачи**

Влияние структуры металла на его износостойкость отмечается во многих работах. Именно этим обусловлен металловедческий подход к исследованию процессов изнашивания.

Большинство исследователей в своих работах показывают, что сопротивление абразивному изнашиванию в значительной степени зависит от количества, формы и расположения карбидных частиц в структуре сплавов. В условиях абразивного изнашивания при повышенных температурах карбиды эффективно упрочняют сплав, так как избыточная карбидная фаза даже при температурах нагрева 600-700° С является термостабильной и не претерпевает существенных изменений [1]. Более того, при нагреве из матрицы сплава выделяются и коагулируют вторичные карбидные фазы [2, 3], что позволило некоторым исследователям объяснить этим процессом снижение интенсивности изнашивания с повышением температуры отпуска [4]. Однако, образование вторичных карбидных выделений при нагреве сплава приводит к обеднению легирующими элементами основы, что снижает ее собственную сопротивляемость абразивному изнашиванию [1, 5, 6].

В связи с тем, что даже в высоколегированных сплавах с большим количеством карбидов в структуре металла присутствует также и металлическая матрица – основа сплава, то наряду с характером и состоянием карбидной фазы свойства износостойких сталей и сплавов определяются характером, составом и строением матрицы этих материалов. Важными свойствами основы для увеличения износостойкости сплава является ее вязкость, прочность ее связи с карбидами, твердость. Поэтому от свойств основы сплава в значительной степени зависит износостойкость материала в целом [7].

Роль структурных составляющих в процессе абразивного изнашивания исследовалась различными авторами в различных условиях изнашивания, и оцениваются неоднозначно. Большинство исследователей в своих работах показали, что наиболее низкой сопротивляемостью изнашиванию отличается феррит [8]. Наличие перлита в структуре по сравнению с ферритом увеличивает износостойкость сплава, а стали с мартенситной структурой обладают еще более высокой износостойкостью [9].

Особое место в работах многих исследователей занимает выяснение влияния аустенита на износостойкость сталей и сплавов. Сведения о роли аустенита при абразивном изнашивании противоречивы: отмечается как положительное влияние аустенита на сопротивляемость сплавов изнашиванию в абразивной среде, так и отрицательное, а для некоторых условий изнашивания показано, что изменение количества аустенита не оказывает существенного влияния на износостойкость сплавов. Легированный аустенит имеет прочность более высокую, чем феррит, но меньшую, чем мартенсит. Легированный аустенит, обладая значительной вязкостью и прочностью, играет сложную роль в сплавах: хорошо сопротивляется изнашиванию, удерживает твердые фазы от выкрашивания в карбидных сплавах, может менять первоначальные свойства сплава в результате фазовых  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращений [10 - 15].

Таким образом, сопротивляемость изнашиванию отдельных структурных составляющих основы сплавов изучалась давно и в различных условиях трения. Однако, вопрос сопротивляемости структурных составляющих сплава, а также способности аустенита к деформационным  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращениям в условиях абразивного изнашивания при повышенных до 500 - 550 °С температурах остается открытым.

Поэтому, целью данной работы являлось комплексное исследование влияния структуры сплава на абразивную износостойкость при повышенных температурах.

**Методика и материалы**

При разработке износостойких сплавов исследователи зачастую основываются на результатах испытаний, полученных в лабораторных условиях. Применение лабораторных методов и установок для

испытаний образцов при изыскании оптимальных сплавов часто оправдано, так как позволяет оперативно и с малыми затратами испытать большое количество образцов разнообразных материалов. Однако, несмотря на значительную сложность и большие затраты средств и времени, проведение промышленных испытаний целесообразно, потому что позволяет получить наиболее достоверную информацию не только об износостойкости материалов в конкретных условиях изнашивания, но и судить о конструкционной прочности и надежности деталей, позволяя в дальнейшем сделать правильный выбор технологического метода их изготовления. Поэтому в данной работе основные результаты исследований получены на основании определения износостойкости материалов в производственных условиях эксплуатации натуральных деталей.

Испытания проводились на скребках смесителей, перемешивающих огнеупорную массу для прессования шамотных огнеупорных изделий.

Ранее проведенные исследования условий эксплуатации и характера изнашивания скребков показали [16], что в условиях их эксплуатации кромки скребков подвержены интенсивному абразивному изнашиванию при повышенных (до 500 - 550 °С) температурах.

В качестве образцов использовались накладки, которые устанавливались на кромку скребка и заменялись по истечении 22 - 24 часов работы смесителя. Образцы-накладки устанавливались на одно и то же место на скребке, что позволило получить сопоставимые результаты испытаний. Для каждого варианта термообработки были изготовлены по 3 образца-накладки. Нагрев под закалку осуществлялся в соляной ванне в расплаве  $\text{BaCl}_2$ , охлаждение – в масле. Температура в ванне контролировалась платиноплатинородиевой термопарой и потенциометром типа КСП.

В процессе изнашивания производился учет количества переработанной массы, времени работы смесителя под нагрузкой, количество циклов перемешивания. Измерение абсолютной величины износа определялось взвешиванием накладок до и после испытаний на контрольных весах МТЗ с точностью  $\pm 2,5$  г. Уровень износостойкости накладок оценивался по интенсивности изнашивания ( $i_q$ , г/т), определяемой отношением абсолютного износа в граммах к весу переработанной огнеупорной массы в тоннах.

Сравнение износостойкости испытанных сплавов производилось по величине относительной износостойкости:

$$\varepsilon = \frac{i_{q\text{эм}}}{i_{qo}}$$

где  $i_{q\text{эм}}$ ,  $i_{qo}$  – удельный износ эталона и образца испытываемого материала соответственно.

Наиболее достоверные результаты могут быть получены при условии, что образцы испытываемых материалов с различной структурой, изменяемой в широком диапазоне, будут изготовлены из сплава одного химического состава. Поэтому в качестве материала накладок использовались инструментальные стали X12Ф1 (1,4 % С; 0,32 % Si; 0,3 % Mn; 12,2 % Cr; 0,95 % V) и X12 (2,03 % С; 0,29 % Si; 0,31 % Mn; 12,4 % Cr), термообработанные на различные структурные состояния основы и содержащие различное количество карбидной фазы (табл.).

Таблица

**Твердость и фазовый состав образцов из сталей X12Ф1 и X12, испытанных в условиях эксплуатации скребков смесителей**

Маркировка образца	Температура закалки, °С	Твердость, HRC		Содержание $\gamma$ -фазы, %		Количество карбидной фазы, %	Относительная износостойкость, $\varepsilon$
		до испыт.	после испыт.	до испыт.	после испыт.		
Образцы из стали X12Ф1							
Ф1-1	1050	64	50	15	5	13	3,4
Ф1-2	1130	58	53	50	10	8	1,9
Ф1-3	1180	45	43	85	60	6	1,6
Ф1-4	1200	35	34	95	90	4	1,6
Ф1-5 (эталон)	отожжен.	230НВ	220НВ	-	-	17	1,0
Образцы из стали X12							
12-1	975	65	57	25	10	20	5,2
12-2	1040	61	52	50	5	14	3,1
12-3	1060	55	50	65	5	13	2,9
12-4	1200	38	35	95	85	7	2,3
12-5	отожжен.	210НВ	200НВ	-	-	25	1,7

Исследования влияния матрицы сплава на износостойкость оценивались на образцах-накладках из инструментальной стали X12Ф1, обладающей после закалки в масло широким диапазоном структурных состояний матрицы: от ферритной до мартенситной и преимущественно аустенитной [1, 2, 10].

Для оценки влияния карбидной фазы на износостойкость испытывались накладки из стали X12 после соответствующей термообработки, обеспечивающей то же структурное состояние основы сплава, что и у стали X12Ф1, но при большем (в 1,5 - 1,6 раза) количестве карбидной фазы (см. табл.).

В качестве основных структурных состояний основы были использованы три типа матрицы: ферритная (после отжига), мартенситная и аустенитная (после закалки с соответствующих температур – см. табл.). Исследовались также и аустенитно-мартенситное состояние матрицы с различным соотношением  $\gamma$  и  $\alpha$  фаз. Фазовый состав матрицы сплавов оценивался по стандартным методикам на дифрактометре ДРОН-3 в кобальтовом излучении.

### Результаты и их обсуждение

Как показали испытания, наименьшей износостойкостью обладает сталь X12Ф1 в ферритном состоянии после отжига. Аналогичный результат был получен и на стали X12.

Наибольшей износостойкостью обладают испытанные стали в преимущественно мартенситном состоянии. Так, интенсивность изнашивания сталей X12Ф1 и X12 составила соответственно 7,1 и 4,7 г/тонну, что соответственно в 3,4 и 5,2 раза меньше, чем износ стали X12Ф1 в ферритном состоянии. С увеличением количества аустенита в основе обеих сталей интенсивность изнашивания пропорционально растет (рис. 1, рис. 2). Сплавы с аустенито-мартенситной структурой занимают промежуточное по износостойкости положение.

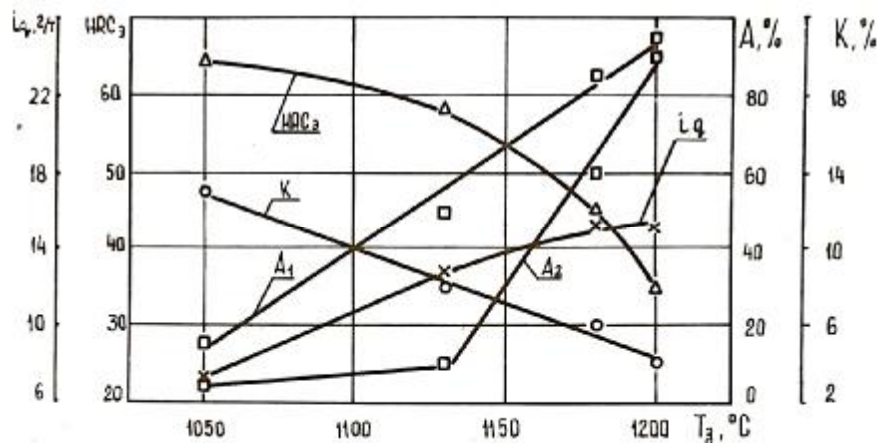


Рис. 1 – Изменение интенсивности изнашивания ( $i_q$ ), твердости (HRC), содержания карбидной фазы (K) и количества остаточного аустенита (A) стали X12Ф1 в зависимости от температуры закалки ( $T_{зак}$ )  
 $A_1$  – количество остаточного аустенита до испытаний;  $A_2$  – после испытаний

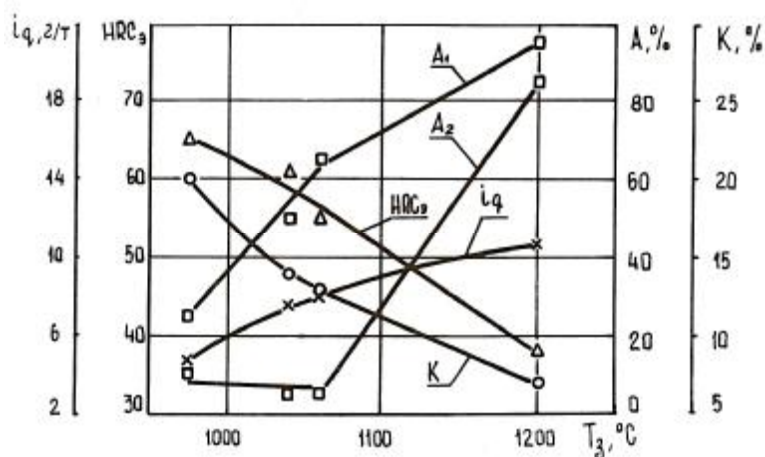
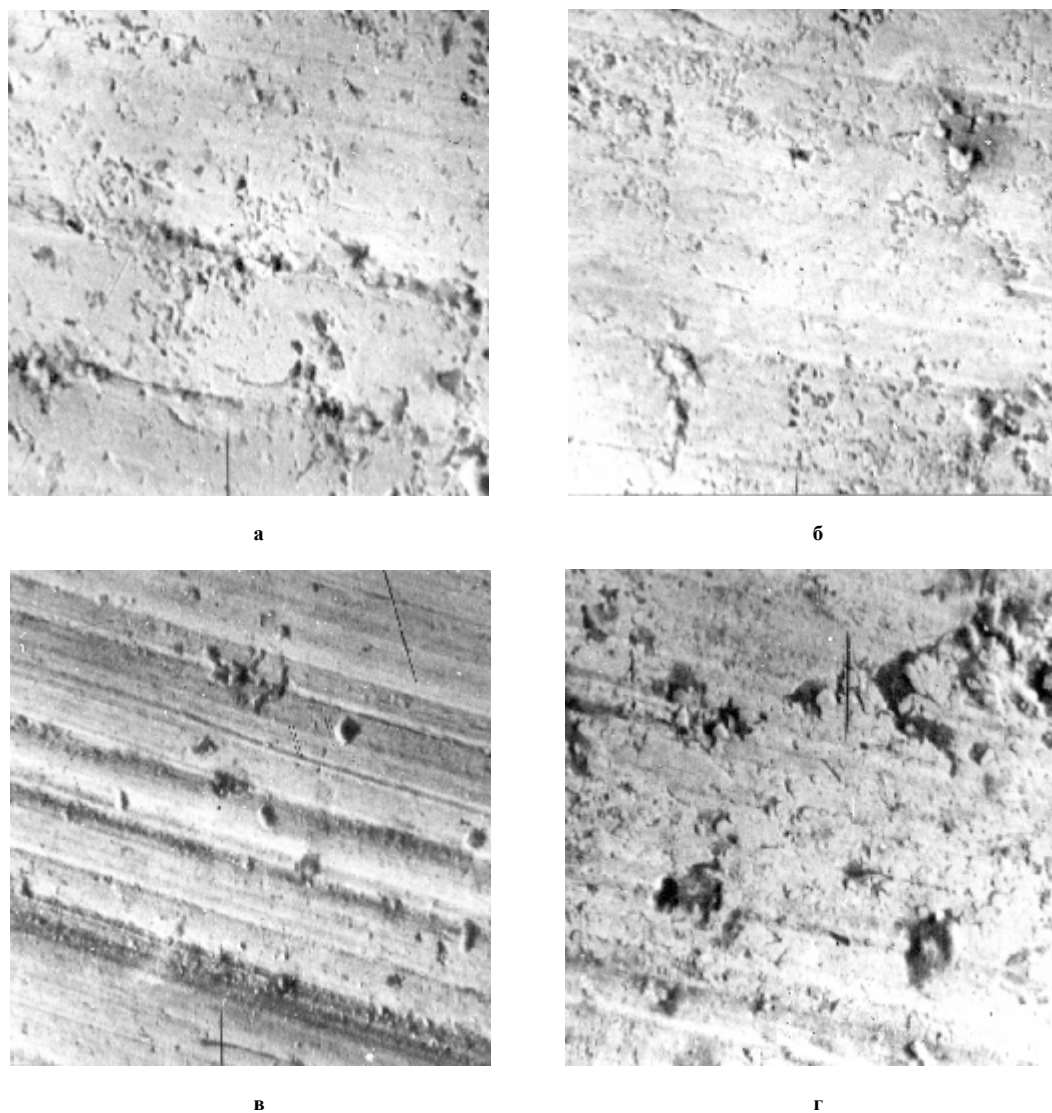


Рис. 2 – Изменение интенсивности изнашивания ( $i_q$ ), твердости (HRC), содержания карбидной фазы (K) и количества остаточного аустенита (A) стали X12 в зависимости от температуры закалки ( $T_3$ )  
 $A_1$  – количество остаточного аустенита до испытаний;  $A_2$  – после испытаний

Такое различие в износостойкости исследованных сталей в различном структурном состоянии отражается на характере и количестве повреждений поверхности при изнашивании.

Так, при испытании сталей X12Ф1 и X12 в преимущественно мартенситном состоянии шамотными зёрнами, микротвёрдость которых (~12 ГПа) существенно ниже микротвёрдости карбидов и всего на 20 - 30 % превышает микротвёрдость мартенситной матрицы, интенсивность изнашивания относительно мала. Это приводит к возникновению на поверхности характерного рельефа с малым количеством рисок и царапин (рис. 3, а, б).



**Рис. 3 – Поверхность образцов после изнашивания (x150x2):**  
 а – X12Ф1 ( $T_{\text{зак.}} = 1050$  °C); б – X12 ( $T_{\text{зак.}} = 975$  °C);  
 в – X12Ф1 ( $T_{\text{зак.}} = 1180$  °C); г – X12 ( $T_{\text{зак.}} = 1060$  °C)

При относительно невысокой температуре закалки (Ф1-1, Ф1-2, 12-1, 12-2) в структуре образуется мартенсит, который при нагреве рабочей кромки скребка в процессе эксплуатации переходит в феррито-цементитную смесь (троостит), поэтому после испытаний было отмечено значительное снижение твердости (см. табл.). С повышением температуры закалки структура металлической матрицы стали более теплоустойчива за счет повышения ее степени легированности [17]; интенсивность разупрочнения поверхностного слоя уменьшается.

В результате испытаний сталей X12Ф1 и X12 в условиях абразивного изнашивания при повышенных температурах (в условиях эксплуатации скребков смесителей) установлено, что количество аустенита в поверхностном слое после изнашивания уменьшилось. Это может быть связано со способностью аустенита претерпевать деформационные  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращения в процессе пластической деформации при абразивном изнашивании [10, 11, 18]. В то же время, нагрев аустенита выше температуры его термодинамической устойчивости также приводит к образованию  $\alpha$  - фазы [1, 2, 17, 19].

Следовательно, снижение количества аустенита в изнашиваемой поверхности образцов из инструментальных сталей обуславливается протеканием  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения, вызванного как пластической деформацией, так и нагревом образцов в процессе испытаний. Достоверно оценить вклад каждого механизма в превращении аустенита по результатам одних только производственных испытаний затруднительно. В связи с этим возникает необходимость в проведении дальнейших дополнительных лабораторных исследований сплавов с остаточным аустенитом. В данной работе этот вопрос не рассматривался.

С целью определения влияния количества карбидной фазы на износостойкость в условиях эксплуатации скребков смесителей была испытана сталь X12, обеспечивающая при термообработке аналогичные структурные состояния матрицы, что и у стали X12Ф1, но содержащая в структуре в 1,5 - 1,6 раза больше карбидной фазы. Следствием этого является более высокая износостойкость стали X12 во всех структурных состояниях (см. табл.). Наиболее показательным в этом отношении является влияние количества карбидной фазы на износостойкость сталей X12Ф1 и X12 с ферритной матрицей после отжига: увеличение в 1,5 раза количества карбидов в стали X12 по сравнению со сталью X12Ф1 в отожженном состоянии приводит к повышению износостойкости в 1,7 раза. Причем, это повышение износостойкости столь существенно, что интенсивность изнашивания образцов из стали X12 в феррито-карбидном состоянии меньше интенсивности изнашивания стали X12Ф1 в преимущественно аустенитном состоянии (Ф1-3, Ф1-4) и находится на уровне интенсивности изнашивания образцов стали X12Ф1 с аустенито-мартенситной матрицей (Ф1-2).

Следовательно, увеличение количества карбидной фазы приводит к существенному повышению износостойкости сплава. Это связано с тем, что в данных условиях эксплуатации (нагрев изнашиваемой поверхности до  $550^\circ\text{C}$ ) карбидная фаза не претерпевает заметных изменений [1, 20, 21], в то время как матрица сплава подвержена разупрочнению в результате нагрева.

Результаты испытаний сталей X12Ф1 и X12 в условиях эксплуатации скребков смесителей – интенсивного абразивного изнашивания при повышенных температурах – свидетельствуют о существовании пропорциональной зависимости между износостойкостью и твердостью (рис. 4), а при одном типе основы, - между износостойкостью и количеством карбидной фазы (рис. 5).

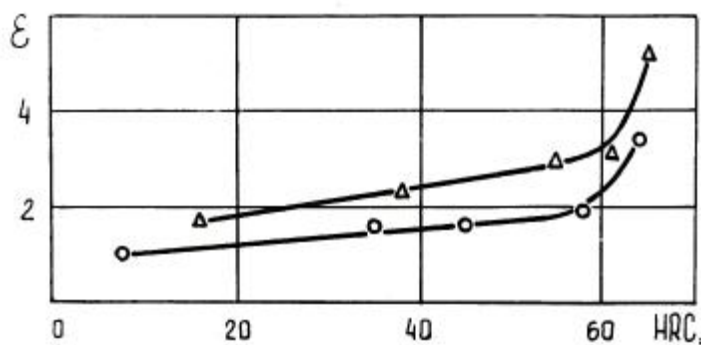


Рис. 4 – Изменение относительной износостойкости ( $\epsilon$ ) сталей X12Ф1 и X12 в зависимости от твердости (HRC):  
○ – X12Ф1; Δ – X12

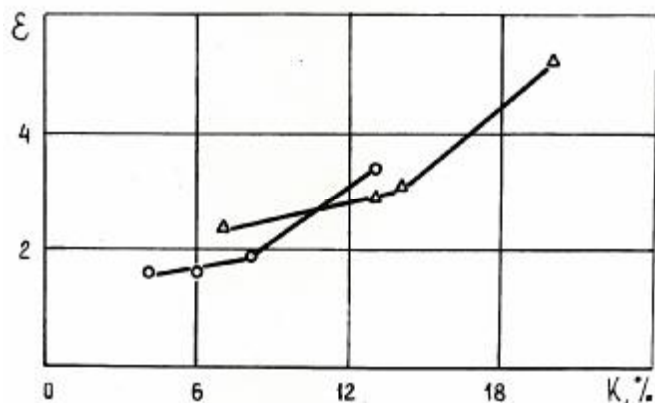


Рис. 5 – Изменение относительной износостойкости ( $\epsilon$ ) закаленных сталей X12Ф1 и X12 в зависимости от количества в структуре карбидной фазы (K):  
○ – X12Ф1; Δ – X12

## Выводы

В результате натурных испытаний образцов-накладок, установлено, что ферритная основа сплава неудовлетворительно сопротивляется абразивному изнашиванию при повышенных температурах.

Износостойкость аустенито-мартенситной матрицы в условиях изнашивания скребков смесителей выше, чем ферритной.

Вклад основы сплава в общее повышение износостойкости в условиях абразивного изнашивания при повышенных температурах, меньше, чем карбидной фазы. Увеличение количества карбидов в структуре сплава пропорционально повышает его износостойкость.

## Литература

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
2. Раузин Я.Р. Термическая обработка хромистой стали / Я.Р. Раузин. – М.: Машиностроение, 1978. – 277 с.
3. Порада И.Л. О перераспределении легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой в процессе отпуска закаленной стали типа ШХ15СГМФШ / И.Л. Порада, Г.М. Воробьев, Г.И. Василенко, Б.С. Натапов // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1974. – № 8. – С. 96-98.
4. Полищук И.Е. Влияние карбидной фазы на износостойкость литых хромистых сложнолегированных сталей / И.Е. Полищук, М.П. Браун // В кн.: Литые износостойкие материалы. – К., 1972. – С. 169-173.
5. Larsen-Basse J. / Journal Austral. Inst. Metals // J. Larsen-Basse, С.М. Shtishido, P.A. Tanouye. – 1974. – v. 19. – p. 270-275.
6. Gat N. Some effects of temperature on the erosion of metals / N. Gat, N. Tabakoff // Wear. – 1978, v. 50. – №1. – p.85-94.
7. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / Под ред. В.С. Попова. – Запорожье.: Изд-во ОАО "Мотор Сич", 2000. – 394 с.
8. Гринберг Н.А. О влиянии легирования феррита и карбидной фазы на износостойкость сталей / Н.А. Гринберг, Л.С. Лившиц, В.С. Щербаков // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 1971. – №9. – С. 57-59.
9. Тылкин М.А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования / М.А. Тылкин. – М.: Металлургия. – 1971. – 608 с.
10. Попов В.С. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриченко, П.Г. Приступа. – М.: Металлургия, 1978. – 232 с.
11. Попов В.С. Повышение износостойкости сплавов со структурой метастабильного аустенита при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Г.А. Пугачев // Физ. - хим. механика материалов. – 1979. – Т. 15, №5. – С. 97-100.
12. Брыков Н.Н. Влияние условий изнашивания на степень упрочнения и износостойкость метастабильных аустенитных сплавов / Н.Н. Брыков, Г.А. Пугачев, М.Н. Брыков // Проблемы трибологии. – 2003. – №3 - 4. – С. 158-173.
13. Филиппов М.А. Стали с метастабильным аустенитом // М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский. М.: Металлургия. – 1988. – 256 с.
14. Малинов Л.С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11 - 12. – С. 3-9.
15. Чейлях А.П. Возможности создания метастабильных состояний аустенита в сплавах на основе железа // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – № 2. – С. 31-34.
16. Исследование условий эксплуатации и характера изнашивания скребков смесителей / Попов В.С. [и др.] – Огнеупоры: Научно-производственный журнал. – М.: 1988. – № 8. С. 38 - 40.
17. Гуляев А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1977. – 647 с.
18. Попов В.С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриченко. – М.: Металлургия, 1971. – 160 с.
19. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. – М.: Металлургия, 1966. – 2 т. Т. 1. 736 с.; Т. 2. – 737 – 1274 с.
20. Банных О.А. Фазовые превращения и изменение структуры при нагреве хромомарганцово-молибденовой аустенитно-мартенситной стали / О.А. Банных, О.И. Коваленко // Изв. АН СССР. Металлы. – 1967. – №4. – С. 85-89.
21. Исследование износостойкости сплавов хрома / Бакун О.В. [и др.] – В кн.: Литые износостойкие материалы. – К.: 1975. – С. 42-46.

Поступила в редакцію 04.04.2014

Osipov M.Y. **Research of the effect of alloys structural condition on their resistance to abrasive wear under elevated temperatures.**

The paper reflects the results of alloys structural condition effect in terms of field tests under abrasive wear and elevated (up to 500 - 550 °C) temperatures.

The tests were performed on mixer scrapers which mix refractory mass for pressing chamotte refractories. Scraper edges were subjected to intense abrasive wear and heated up to 550 °C at the result of friction with the skin of compressed refractory mass. Scraper plates installed at the same place and periodically replaced served as samples. The plates were made of high-speed steel X12Φ1 and X12 and then heat-treated to different structural conditions of matrix alloys containing various amounts of carbide phase.

It was found that under conditions of abrasive wear and temperatures up to 550 °C the lowest wear resistance have the materials with ferritic matrix, while the highest wear resistance have predominantly materials with martensitic condition. Austenitic-martensitic alloys occupy intermediate position in wear resistance scale.

It was established that carbide phase plays the most important role in wear resistance improving under such conditions. The test results demonstrate the existence of proportional relation between wear resistance and hardness, while under one type of matrix, - between the wear resistance and the amount of carbide phase.

**Key words:** structure, matrix, carbides, abrasive wear, temperature.

### References

- Geller Ju.A. Instrumental'nye stali. M.: Metallurgija, 1983, 527 p.
- Rauzin Ja.R. Termicheskaja obrabotka hromistoj stali. M.: Mashinostroenie, 1978, 277 p.
- Porada I.L., Vorob'ev G.M., Vasilenko G.I., Natapov B.S. O pereraspredelenii legirujushhih jelemenov mezhdu tverdym rastvorom i karbidnoj fazoj v processe otpuska zakalenoj stali tipa ШХ15СГМФШ. Izv. VUZov. Chernaja metallurgija, 1974, №8, pp. 96-98.
- Polishchuk I.E., Braun M.P. Vlijanie karbidnoj fazy na iznosostojkost' lityh hromistyh slozhnolegirovannyh stalej. K., 1972, pp. 169-173.
- Larsen-Basse J., Shtishido C.M., Tanouye P.A. Journal Austral. Inst. Metals. 1974, v. 19, pp. 270-275.
- Gat N., Tabakoff N. Some effects of temperature on the erosion of metals. Wear, 1978, v. 50, №1, pp.85-94.
- Vosstanovlenie i povyshenie iznosostojkosti i sroka sluzhby detalej mashin. Pod red. V.S. Popova. Zaporozh'e, izd-vo OAO "Motor Sich", 2000, 394 p.
- Grinberg N.A., Livshic L.S., Shherbakov V.S. O vlijanii legirovanija ferrita i karbidnoj fazy na iznosostojkost' stalej. Metallovedenie i term. obrab. metallov, 1971, №9, pp. 57-59.
- Tylkin M.A. Povyshenie dolgovechnosti detalej metallurgicheskogo oborudovanija. M.: Metallurgija, 1971, 608 p.
- Popov V.S., Brykov N.N., Dmitrichenko N.S., Pristupa P.G. Dolgovechnost' oborudovanija ogneupornogo proizvodstva. M.: Metallurgija, 1978, 232 p.
- Popov V.S., Brykov N.N., Pugachev G.A. Povyshenie iznosostojkosti splavov so strukturoj metastabil'nogo austenita pri abrazivnom iznashivanii. Fiz.-him. mehanika materialov, 1979, t. 15, №5, pp. 97-100.
- Brykov N.N., Pugachev G.A., Brykov M.N. Vlijanie uslovij iznashivanija na stepen' uprochnenija i iznosostojkost' metastabil'nyh austenitnyh splavov. Problemy trybologii (Problems of tribology). Khmel'nyts'kyi, KhNU, 2003, No3-4, pp.158-173.
- Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovskij Ju.R. Stali s metastabil'nym austenitom. M.: Metallurgija, 1988, 256 p.
- Malinov L.S. Stali i chuguny s metastabil'nym austenitom i jeffektom samozakalki pri nagruzhennii - raznovidnost' adaptacionnyh materialov, povyshajushhih svoi svojstva pri vneshnem vozdejstvii za schet samoorganizacii struktury. Metall i lit'e Ukrainy, 2003, №11-12, pp. 3-9.
- Chejljah A.P. Vozmozhnosti sozdaniya metastabil'nyh sostojanij austenita v splavah na osnove zheleza. Novi materialy i tehnologii v metalurgii ta mashynobuduvanni. 2002, №2, pp. 31-34.
- Issledovanie uslovij jekspluatcii i haraktera iznashivanija skrebkov smesitelej. Popov V.S. i dr. Ogneupory: Nauchno-proizvodstvennyj zhurnal, M.: 1988, №8, pp.38-40.
- Guljaev A.P. Metallovedenie. M.: Metallurgija, 1977, 647 p.
- Popov V.S., Brykov N.N., Dmitrichenko N.S. Iznosostojkost' press-form ogneupornogo proizvodstva. M.: Metallurgija, 1971, 160 p.
- Gudremon Je. Special'nye stali. M.: Metallurgija, 1966, t. 1, 736 p., t. 2, 1274 p.
- Bannyh O.A., Kovalenko O.I. Fazovye prevrashhenija i izmenenie struktury pri nagreve hromomargancovomolibdenovoj austenitno-martensitnoj stali. Izv. AN SSSR. Metally, 1967, №4, pp. 85-89.
- Issledovanie iznosostojkosti splavov hroma. Bakun O.V. i dr. - V kn.: Litye iznosostojkie materialy. K.: 1975, pp. 42-46.