

## **Влияние лазерной обработки на структуру и триботехнические свойства высокопрочных чугунов, легированных хромом**

К. Э. Гринкевич, И. В. Ткаченко, Н. В. Минаков,  
А. М. Блощаневич, В. Ю. Пучкова, Ю. Н. Подрезов

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН  
Украины, Киев, e-mail: Yupodrezov@ukr.net

*Проведено исследование фазового состава и структуры приповерхностных слоев чугуна ВЧ-40, подвергнутого лазерной обработке в исходном состоянии и после легирования хромом. Исследованы триботехнические характеристики чугуна в разных структурных состояниях. Показано, что наличие карбидов железа и хрома в приповерхностном слое влияет как на параметры износа, так и на силу трения в исследуемой трибосистеме.*

**Ключевые слова:** лазерная обработка, покрытия, фазовый состав, дисперсные карбиды, твердость, износ, сила трения.

### **Введение**

Благодаря стремительному развитию 3D-printing технологий в последние годы возрос интерес к проблеме использования лазерной техники при изготовлении изделий с особыми свойствами. Наряду с созданием трехмерных изделий большое внимание уделяется поверхностной обработке и нанесению покрытий. В последнем случае формирование защитного слоя сочетается с химико-термической обработкой приповерхностной зоны. Одним из наиболее интересных объектов для исследования является высокопрочный чугун. Обладая низкой ценой, хорошими литейными и механическими свойствами [1], этот материал хорошо зарекомендовал себя в тяжелонагруженных элементах конструкций, в том числе работающих в условиях трения. Вопросы изыскания новых и совершенствования существующих антифрикционных материалов из чугуна, удовлетворяющих требованиям долговечности, особенно в нестационарных условиях работы узлов трения, являются актуальными и имеют большое значение для науки и техники.

Лазерная обработка существенно увеличивает прочность, износостойкость, твердость и коррозионную стойкость поверхностного слоя за счёт фазовых и структурных превращений, оплавления, плакирования [2, 3]. Лазер может быть использован и для химико-термической обработки. В этом случае перед обработкой лучом лазера на поверхность наносят обмазки или порошки, содержащие насыщающие элементы (Al, Cr, Si, N, B и др.).

В настоящей работе исследовано влияние лазерной обработки на структуру и триботехнические свойства высокопрочных чугунов, легированных хромом путем оплавления порошковой хромовой обмазки.

© К. Э. Гринкевич, И. В. Ткаченко, Н. В. Минаков, А. М. Блощаневич,  
В. Ю. Пучкова, Ю. Н. Подрезов, 2017

### Материалы и методы исследования

Для лазерной обработки использован высокопрочный чугун марки ВЧ-40 состава (% (мас.)): 3,5С, 0,02S, 0,045P, 2,5Si, 0,3Mn, 0,07Mg, <0,05Cr, <0,2Cu, остальное — Fe.

Поверхности образцов перед лазерной обработкой шлифовали и электролитически полировали. Лазерную обработку проводили в режиме оплавления поверхности на исходных образцах и на образцах с обмазкой хромовым порошком ПХН-10 ( $d_{\text{п}} < 10$  мкм) на клеевой основе. После сушки поверхность образца с порошковым покрытием механически полировали до толщины слоя 50—70 мкм. Для лазерной обработки образцов использована лазерная установка Квант-15, работающая в импульсном режиме с энергией в импульсе 5,9—6,1 Дж, длительностью импульса  $5 \cdot 10^{-3}$  с, диаметром лазерного пятна 0,1 см и коэффициентом перекрытия пятен 0,75, что обеспечивает равномерную обработку поверхности.

Для анализа влияния лазерной обработки на свойства обрабатываемого материала исследована микроструктура с помощью оптического микроскопа МИМ-7, измерена микротвердость на твердомере ПМТ-3. Для определения среднего значения микротвердости в сечении зоны оплавления для каждого образца проведено порядка 40 измерений по всей глубине этого слоя. Кроме того, проанализирована зависимость микротвердости в зоне оплавления как функция расстояния от поверхности образца. Выполнен сравнительный рентгеноструктурный анализ для этих образцов на дифрактометре ДРОН-3М. Распределение элементов (Fe, Cr) в поперечном сечении упрочненного слоя определяли на спектрометре Superprobe-733.

Триботехнические свойства и контактное взаимодействие изучали на автоматизированном комплексе с приставкой для динамического нагружения (АТКД) [4]. Испытания проводили сферическим индентором (шарик  $\varnothing 5,96$  мм из стали ШХ15, HRC 63—65), совершающим возвратно-поступательное скольжение по поверхности плоского образца с постоянной амплитудой динамической составляющей нагрузки 30 Н (в дальнейшем называемым квазистатическим режимом нагружения СР). В динамическом режиме нагружения (ДР) при среднем значении нагрузки 30 Н динамическую составляющую силы нормального давления задавали в виде цуга колебаний, моделирующих квазистационарное нагружение. Амплитуда динамической составляющей нагрузки — 5 Н, длительность импульсов —  $5 \cdot 10^{-2}$  с, частота — 25 Гц. Нагрузку выбирали из условия обеспечения максимальной воспроизводимости по износу в обоих режимах нагружения. Скорость скольжения 0,013 м/с выбрана для максимальной точности регистрации силы трения. Время испытаний 900 с соответствует условиям стабилизации силы трения для СР.

В процессе испытаний измеряли силу трения в контакте, регистрируемую с погрешностью  $\leq 5\%$ . Показателями износа элементов трибосистемы считали глубину дорожки трения плоского образца ( $I^{\text{п}}_{\text{с}}$ ,  $I^{\text{п}}_{\text{д}}$ ) и величину линейного износа сферического индентора ( $I^{\text{с}}$ ,  $I^{\text{д}}$ ), соответственно, при квазистатическом и динамическом режимах нагружения.

Линейный износ плоского образца  $I^{\text{п}}$  определяли профилографированием на профилографе-профилометре с погрешностью  $\leq 5\%$ . Линей-

ный износ  $F_c$ ,  $F_d$  сферического индентора вычисляли по диаметру пятна контакта на инденторе по формуле

$$I = \frac{D - \sqrt{D^2 - d_{\text{пк}}^2}}{2}, \quad (1)$$

где  $D$  — диаметр сферы;  $d_{\text{пк}}$  — средний диаметр пятна контакта трущихся пар, определяемый методом оптической микроскопии с погрешностью  $\leq 5\%$ .

Среднее значение силы трения рассчитывали по формуле

$$F = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N F_i. \quad (2)$$

Приведённое значение силы трения, характеризующее силу трения с учётом фактической площади контакта, определяется как

$$F = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \frac{F_i}{S_{\text{пк}i}}, \quad (3)$$

где  $F_i$  и  $S_{\text{пк}i}$  — сила трения и площадь фактического контакта в фиксированный по времени момент опыта;  $N$  — число измерений.

### Результаты эксперимента

Результаты металлографического анализа представлены на рис. 1. Исходная структура чугуна ВЧ-40 приведена на рис. 1, *а*. Размер зерна составляет 10 мкм. Размер глобулей углерода —  $25 \pm 3$  мкм, расстояние между глобулями —  $79 \pm 6$  мкм. Металлография поверхности зоны оплавления представлена на рис. 1, *б*. Структуры поперечного сечения зоны

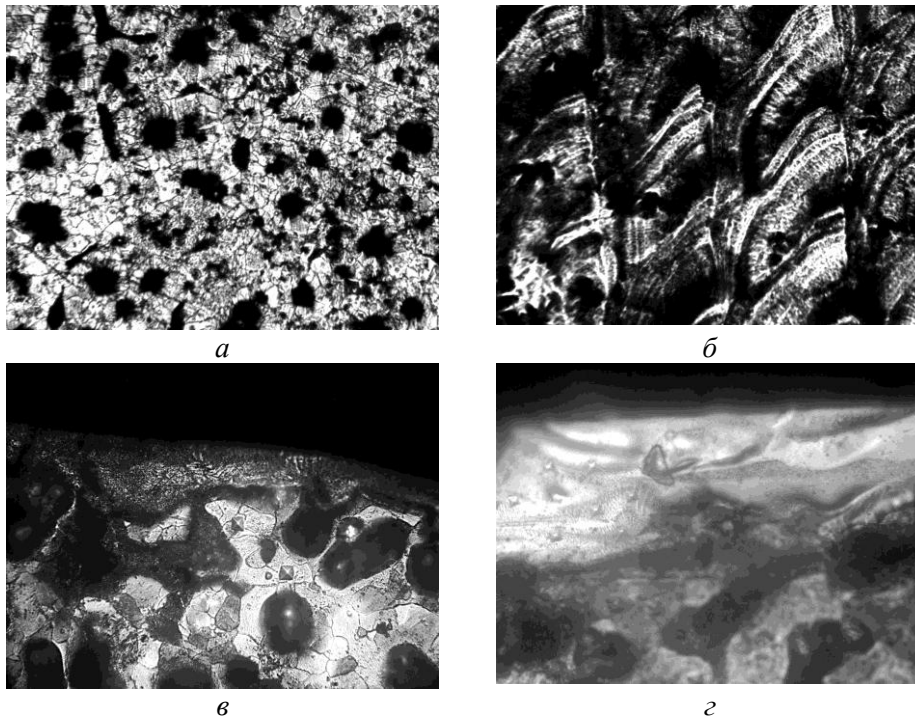
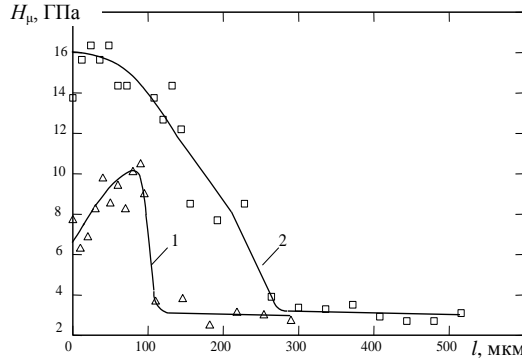


Рис. 1. Микроструктуры высокопрочного чугуна ВЧ-40: *а* — исходная; *б* — поверхность образца после лазерной обработки; *в* — поперечное сечение зоны оплавления исходного образца; *г* — поперечное сечение зоны оплавления с хромовой обмазкой.

Рис. 2. Изменение микротвердости  $H_{\mu}$ , ГПа по глубине зоны оплавления после лазерной обработки: 1 — исходный чугуны; 2 — чугуны с хромовой обмазкой.



оплавления, полученной после лазерной обработки, для исходного чугуна и чугуна с хромовой обмазкой приведены

на рис. 1, в и г соответственно. Исследование микроструктуры поперечного сечения образцов показало, что толщина зоны оплавления в исходном состоянии — 90—100 мкм, с нанесенной обмазкой — 100—150 мкм (рис. 1, в, г).

Результаты измерения микротвердости по глубине зоны оплавления приведены на рис. 2. Исследования показали, что после лазерной обработки исходного чугуна микротвердость на поверхности зоны оплавления в среднем составила  $8,0 \pm 0,3$  ГПа. По сравнению с необработанным чугуном ( $H_{\mu} = 2,6$  ГПа) микротвердость увеличилась в 3 раза. При удалении от поверхности оплавления в глубь приповерхностной оплавленной зоны микротвердость увеличивается до 10,2 ГПа на глубине 100 мкм. Обнаруженное повышение твердости можно объяснить выгоранием углерода в поверхностном слое. На глубине больше 100 мкм наблюдается резкий спад микротвердости до значений, соответствующих твердости исходного материала, что свидетельствует об узкой переходной зоне от оплавления к исходной структуре.

После лазерной обработки чугуна с хромовой обмазкой микротвердость на поверхности зоны оплавления составила  $16,2 \pm 0,8$  ГПа, что значительно выше микротвердости исходного чугуна, обработанного лазером. Характер изменения микротвердости по глубине зоны плавления для чугуна с хромовой обмазкой иной, чем в исходном чугуне. Отсутствует область роста твердости, что свидетельствует о малом выгорании углерода. Напротив, наблюдается некоторое падение твердости до 12—14 ГПа на глубине 120—150 мкм. В переходной области не происходит и резкого спада твердости. В этой зоне твердость уменьшается плавно, сохраняя значение 6—7 ГПа на глубине 200 мкм (из-за наличия дисперсных карбидов), и снижается до значений твердости исходного чугуна лишь на глубине 300 мкм.

Результаты рентгеноструктурного анализа приведены на рис. 3. Рентгенограмма 1 получена для исходного чугуна. На ней зафиксированы дифракционная линия от феррита и след линии (002) углерода. Параметр решетки феррита близок к значению для железа — 0,2867 нм. В исходном чугуне после лазерной обработки (рентгенограмма 2) в зоне оплавления основной структурной составляющей является  $\gamma$ -фаза — аустенит с параметром решетки 0,3629 нм. Согласно работе [5], такой параметр решетки соответствует содержанию углерода в аустените  $>1,4\%$ . Кроме этого, на рентгенограмме зафиксированы линии цементита  $Fe_3C$  и

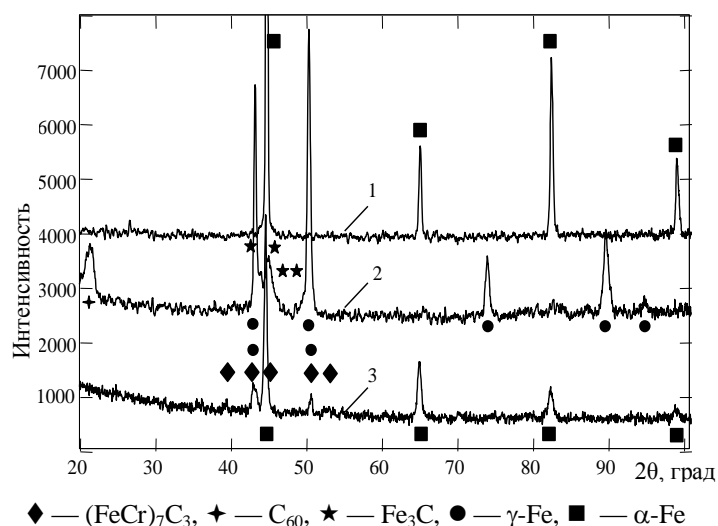


Рис. 3. Фрагмент полнопрофильного анализа исходного чугуна ВЧ-40 (1), исходного чугуна после лазерной обработки (2) и чугуна с хромовой обмазкой после лазерной обработки (3).

мартенсита. Наличие этих фаз способствует увеличению твердости. Линия с межплоскостным расстоянием  $d = 0,4108$  нм, вероятно, соответствует  $C_{60}$ .

На рентгенограмме 3 от зоны оплавления чугуна с хромовой обмазкой имеются линии  $\alpha$  (Fe, Cr)-фазы, параметр решетки которой составляет 0,2868 нм,  $\gamma$  (Fe, Cr)-фазы с параметром решетки 0,3632 нм, а также сложных карбидов железа и хрома  $(Fe, Cr)_7C_3$ ,  $Cr_{23}C_6$ . Эти карбиды дисперсны и их наличие приводит к повышению твердости по сравнению с нелегированным слоем. Полученные нами результаты совпадают с данными, представленными в работе [6], за исключением того, что в этой работе зафиксировано наличие  $Cr_{23}C_6$ , в то время как у нас наиболее вероятным является образование  $(Fe, Cr)_7C_3$ , которое может быть объяснено меньшей толщиной слоя хромовой обмазки (0,1 мм по сравнению с 0,3 мм). Результаты исследования фазового состава и твердости поверхностных слоев обобщены в таблице.

Поскольку в приповерхностной области порошков с хромистой обмазкой обнаружены карбиды хрома, для сравнения были исследованы структура, фазовый состав, твердость и износостойкость легированного хромом чугуна ИЧХ28Н2 (ГОСТ 7769-82 (IV)). Соответствующая информация также приведена в таблице.

Триботехнические испытания проводили по схеме сфера—плоскость на установке АТКД, как в квазистатическом, так и в динамическом режиме нагружения. Исследования структуры дорожки трения (рис. 4) показали, что при трении в обоих режимах износ образцов в зоне, обработанной лазером, практически отсутствовал (рис. 4, II и III). Это обусловлено образованием твердых карбидов  $Fe_3C$  (II) и  $(FeCr)_7C_3$ ,  $Cr_{23}C_6$  (III), а также большой шероховатостью оплавленных поверхностей и повышенной износостойкостью покрытий по сравнению с исходной поверхностью образцов из ВЧ-40 и ИЧХ (рис. 4, I и IV).

### Характеристика объектов исследования

Образец		Фазовый состав	Твердость оплавленной зоны, ГПа
Материал	Обработка		
ВЧ-40	I. Исх. сост.	$\alpha$ -феррит, графит	2,6
	II. Лазер	$\gamma$ -аустенит, $Fe_3C$ , мартенсит, $C_{60}$	8,0—10,2
	III. Лазер + порошок ПХН-10	$\alpha(Fe, Cr)$ , $\gamma(Fe, Cr)$ , $(FeCr)_7C_3$ , $Cr_{23}C_6$	12,1—16,2
ИЧХ	IV. Исх. сост.	$\alpha(Fe, Cr)$ , $(FeCr)_7C_3$	3,8—4,1

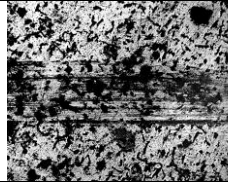

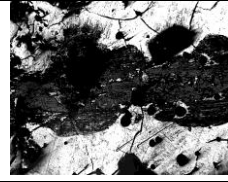

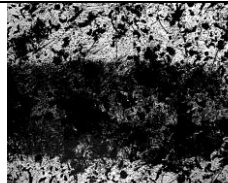
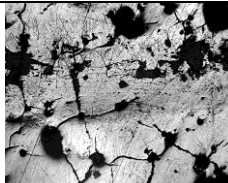
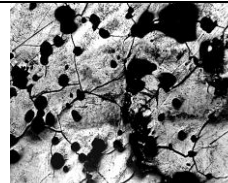
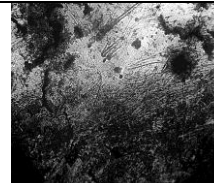
I	II	III	IV
			
Квазистатический режим			
			
Динамический режим			

Рис. 4. Дорожки трения при квазистатическом и динамическом режимах нагружения: I — исходный ВЧ-40; II — обработанный лазером ВЧ-40; III — обработанный лазером и легированный хромом ВЧ-40; IV — исходный ИЧХ.

Параметры трения исследованных объектов представлены на рис. 5. Поскольку при трении в квазистатическом и динамическом режимах нагружения изнашивается в основном сферический индентор из стали ШХ-15, на рис. 5, а приведены значения площади контактного пятна индентора при взаимодействии с поверхностью чугуна, обработанной по режимам, которые представлены в таблице. Наименьший износ индентора и наибольший износ образца наблюдались при взаимодействии пары исходный чугун (ВЧ-40 или ИЧХ)—индентор.

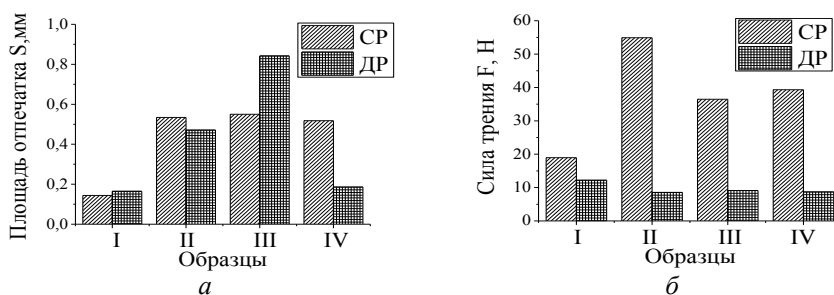


Рис. 5. Параметры трения исследованных объектов: а — величина отпечатка контртела; б — сила трения.

Твёрдые карбиды  $\text{Fe}_3\text{C}$  и  $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  не только повышают износостойкость материалов, но и увеличивают износ контртела при его взаимодействии с поверхностью, обработанной лазером. Отметим, что в этом случае наибольший износ индентора наблюдается при его взаимодействии с поверхностью чугуна с хромовой обмазкой. Особенно заметен этот эффект после обработки поверхности в динамическом режиме. Очевидно, при таком режиме трения высокая твердость поверхностных слоев оказывает наибольшее влияние на износ индентора.

Данные, представленные на рис. 5, б, отражают чувствительность силы трения к составу и свойствам поверхности исследованных образцов. Видно, что при статическом режиме обработки сила трения исходного чугуна намного ниже, чем у остальных образцов. Это можно объяснить отсутствием в его структуре дисперсных карбидов железа. Повышение силы трения после легирования вызвано шаржирующим действием твердых частиц при статическом трении. В условиях динамики эффект шаржирования резко уменьшается, поскольку вибрация индентора способствует выходу частиц из зацепления. В этом случае сила трения практически одинакова у всех образцов и определяется свойствами материала основы.

Таким образом, наличие карбидов железа и хрома в приповерхностном слое влияет как на параметры износа, так и на силу трения исследуемой трибосистемы.

### Выводы

Исследование структуры зоны оплавления исходного чугуна показало наличие высокоуглеродистого остаточного аустенита с включениями карбидов  $\text{Fe}_3\text{C}$  и мартенсита. По мере удаления от поверхности в глубь зоны оплавления микротвердость растет от 6 до 10 ГПа на глубине 100 мкм. Это свидетельствует о диффузии углерода к поверхности и его выгорании.

Структура зоны оплавления чугуна с хромовой обмазкой состоит из высокохромистого феррита с включениями карбидов  $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ . По мере удаления от поверхности в глубь зоны микротвердость падает от 16,2 на поверхности до 12,1 ГПа на глубине 150 мкм. Затем твердость плавно уменьшается в неоплавленной зоне, сохраняя значение 6—7 ГПа на глубине 200 мкм (из-за наличия дисперсных карбидов), и достигает значений твердости исходного чугуна лишь на глубине 300 мкм.

Исследование триботехнических характеристик показало, что оплавление поверхности чугуна ВЧ-40 при лазерном легировании хромом увеличивает износостойкость в 3—5 раз. Отсутствие износа в зоне, обработанной лазером, обусловлено образованием твердых карбидов  $\text{Fe}_3\text{C}$  и  $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , а также большой шероховатостью оплавленных поверхностей. Эти же факторы определяют повышенный износ контртела при его взаимодействии с поверхностью, обработанной лазером.

Обнаружена чувствительность силы трения к составу и свойствам поверхности исследованных образцов при статическом режиме обработки. Показано, что сила трения исходного чугуна намного ниже, чем у остальных образцов. Это можно объяснить отсутствием в его структуре дисперсных карбидов железа и хрома. Повышение силы трения при легировании хромом вызвано шаржирующим действием твердых частиц карбидов. В условиях динамики эффект шаржирования резко

уменьшается, поскольку вибрация индентора способствует выходу частиц из зацепления. В этом случае сила трения у всех образцов практически одинакова и определяется свойствами материала основы.

1. Арзамасов Б. Н. Конструкционные материалы. — М. : Машиностроение, 1990. — 687 с.
2. Chen Y. Laser surface modified ductile iron by pulsed Nd: YAG laser beam with two-dimensional array distribution / [Y. Chen, C. H. Gan, L. X. Wang et al.] // Appl. Surf. Sci. — 2005. — **245**. — P. 316—321.
3. Макаров А. В. Влияние лазерной обработки на структуру, износостойкость и усталостные свойства высокопрочного чугуна / А. В. Макаров, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева // Физика и химия обработки материалов. — 2006. — № 4. — С. 46—55.
4. Гринкевич К. Э. Комплекс диагностической аппаратуры и методология контроля параметров трибосистемы в динамических условиях испытаний / К. Э. Гринкевич, Н. А. Зенкин // Контроль. Диагностика. — 2002. — № 6. — С. 49—51.
5. Уманский Я. С. Рентгенография металлов. — М. : Metallurgizdat, 1960. — 448 с.
6. Xin Tong Effects of pre-placed coating thickness on thermal fatigue resistance of cast iron with biomimetic non-smooth surface treated by laser alloying / [Xin Tong, Hong Zhou, Wei-wei Chen et al.] // Optics & Laser Technology. — 2009. — **41**. — P. 671—678.

### **Вплив лазерної обробки на структуру та триботехнічні властивості високоміцних чавунів, легованих хромом**

К. Е. Гринкевич, І. В. Ткаченко, М. В. Мінаков, А. М. Блощаневич,  
В. Ю. Пучкова, Ю. М. Подрезов

*Проведено дослідження фазового складу та структури приповерхневих шарів чавуна ВЧ-40, підданого лазерній обробці в вихідному стані та після легування хромом. Досліджено триботехнічні характеристики чавуна в різних структурних станах. Показано, що наявність карбідів заліза та хрому в приповерхневому шарі впливає як на параметри зношування, так і на силу тертя в дослідженій трибосистемі.*

**Ключові слова:** лазерна обробка, покриття, фазовий склад, дисперсні карбіди, твердість, зношування, сила тертя.

### **Laser treatment affect on structure and tribological properties at high-strength cv-alloyed cast irons**

К. Е. Grinkevich, I. V. Tkachenko, M. V. Minakov, A. M. Bloschanevich,  
V. Yu. Puchkova, Yu. M. Podrezov

*Phase content and structure of surface levels as cast iron after laser treatment were investigated. Pretreated and chromium alloying samples were analyzed. Tribological characteristics of cast iron in different structural states was obtained. It was established that formation of iron and chromium carbides in surface layer promote the increasing of wearability and friction force in investigated tribosystems.*

**Keywords:** laser treatment, phase content, dispersed carbides, coating, hardening, wear, friction force.