

УДК 621.658.012.531

**В.Г. Ефременко<sup>1</sup>, Ю.Г. Чабак<sup>1</sup>, Н.П. Зайчук<sup>2</sup>, В.И. Федун<sup>1</sup>**<sup>1</sup>Приазовский государственный технический университет<sup>2</sup>Луцкий национальный технический университет**АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ БЕЛОГО ЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА,  
ПОДВЕРГНУТОГО ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКЕ**

*В статье приведены данные об изменении абразивной износостойкости высокохромистого белого чугуна, содержащего 14,6 % Cr, после плазменной закалки поверхности в зависимости от режима обработки и типа исходной микроструктуры сплава.*

*Ключевые слова:* высокохромистый чугун, плазменная закалка, твердость, износостойкость, структура, карбиды, аустенит.

**В.Г. Єфременко, Ю.Г. Чабак, Н.П. Зайчук, В.І. Федун****АБРАЗИВНА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ БІЛОГО ЛЕГОВАНОГО ЧАВУНУ, ПІДДАНОГО  
ПОВЕРХНЕВОМУ ПЛАЗМОВОМУ ЗАГАРТУВАННЮ**

*У статті наведені дані про зміну абразивної зносостійкості високохромистого білого чавуну, що містить 14,6 % Cr, після плазмової гартування поверхні в залежності від режиму обробки та типу вихідної микроструктури сплаву.*

*Ключеві слова:* високохромистий чавун, плазмове загартування, твердість, зносостійкість, структура, карбиди, аустенит

**V. Efremenko, Yu. Chabak, N. Zaichuk, V. Fedun****ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF ALLOYED CAST IRON, SUBJECTED TO SURFACE  
PLASMA QUENCHING**

*The article presents data on changes in the abrasive wear resistance of high-chromium white cast iron containing Cr 14.6 %, after plasma surface quenching depending on treatment mode and type of the initial microstructure of the alloy.*

*Keywords:* high chrome cast iron, plasma hardening, hardness, wear resistance, structure, carbides, austenite.

**Постановка проблеми.** Белые легированные чугуны – традиционный материал для изготовления быстроизнашивающихся деталей машин [1]. Ужесточение условий работы механизмов повышает требования к эксплуатационной долговечности и надежности деталей; это предполагает дальнейшее повышение трибологических свойств материалов, в том числе и белых чугунов. Рост износостойкости таких сплавов возможен за счет применения современных технологий инженерии поверхности, включая плазменную закалку.

**Анализ последних исследований и публикаций.** Плазменная закалка (ПЗ) достаточно широко используется для поверхностного упрочнения инструмента и деталей машин [2, 3]. Ее особенностью является сверхбыстрый нагрев и охлаждение поверхности, в результате чего формируется модифицированный поверхностный слой со структурой дисперсного мартенсита, обладающего повышенными плотностью дефектов и искаженностью кристаллической решетки [2]. Это обеспечивает рост показателей твердости, прочности и вязкости разрушения, более высоких, чем при традиционных способах термической обработки. Плазменный нагрев успешно применяется для модифицирования различных видов металлоизделий, в том числе – отливок из серого и высокопрочного чугуна [2-6]. В то же время в литературе практически отсутствуют данные об использовании плазменной закалки для упрочнения белых легированных чугунов, в том числе высокохромистых. Эти чугуны могут иметь различный тип микроструктуры в зависимости от режима термической обработки, что может влиять на модифицирующий эффект от плазменной обработки. Представляло интерес оценить целесообразность применения плазменной закалки для повышения абразивной износостойкости легированного белого чугуна, а также оценить эффективность этой закалки в зависимости от технологических параметров обработки и типа исходной микроструктуры чугуна.

**Цель работы** – исследование влияния режимов поверхностной плазменной закалки и исходной микроструктуры на абразивную износостойкость легированного белого чугуна с высоким содержанием хрома.

**Изложение основного материала.** Исследовали чугун, содержащий 2,70 % C; 14,55 % Cr; 2,20 % Mn; 0,55 % Si; 0,93 % Ni; 0,39 % Mo; 0,38 % V; 0,11 % Ti. Использовали образцы размерами 10x10x25 мм. Плазменной обработке подвергали образцы в литом состоянии (условная маркировка

«Л»), а также после закалки от 950 °С с последующим отпуском при 200 °С, 2 ч (маркировка «НО») или 600 °С, 6 ч (маркировка «ВО»). Для плазменной закалки применили плазмотрон косвенного действия, конструкция которого описана в работе [2]. Рабочие параметры плазмотрона и его работы: диаметр сопла генератора - 6 мм, длина дуги - 150 мм, плазмообразующий газ – аргон (расход 2 м<sup>3</sup>/ч), питание постоянным током 230-250 А при рабочем напряжении 55-60 В. Было использовано четыре режима закалки, отличавшихся скоростью перемещения плазмотрона относительно обрабатываемой поверхности, а именно: 0,60 м/мин (режим № 1); 0,40 м/мин (режим № 2); 0,33 м/мин (режим № 4); 0,25 м/мин (режим № 4). Согласно [7] в этом случае температура поверхности повышалась до ~ 800-900 °С (режим № 1), ~1000-1200 °С (режим № 2), ~1300-1400 °С (режим № 3), ~1500-1550 °С (режим № 4). Микроструктуру образцов исследовали с помощью оптического микроскопа «Axiovert 40 MAT». Для замера твердости использовали твердомер Роквелла. Абразивную износостойкость определяли путем проведения испытаний по схеме «three-body-abrasion» трением о вращающийся резиновый валик диаметром 40 мм с абразивной прослойкой. В качестве абразива использовали электрокорунд крупностью 0,3-0,5 мм; прижимающая нагрузка составляла – 10 Н, длительность испытания - 1 час. Износ образцов оценивали по потере массы ( $\Delta m$ ), образцы взвешивали на весах ВЛР-20 с точностью 0,0001 г.

**Результаты исследований и их обсуждение.** На рис. 1 представлены данные о твердости и абразивном износе чугуна в зависимости от исходного состояния и режима плазменной закалки. Из рис. 1а следует, что твердость образцов в исходном состоянии изменялась в таком порядке: 38 HRC («ВО») → 48 HRC («Л») → 59 HRC («НО»). В образцах группы «Л» в результате ПЗ по режимам № 1 и № 2 произошло некоторое (на 3) увеличение твердости чугуна, а после ПЗ по режимам № 3 и № 4 твердость снизилась до уровня ниже исходного состояния. Аналогичный характер влияния ПЗ зафиксирован и для образцов «НО», только в этом случае повышение твердости составило 5 HRC. Наиболее существенное влияние ПЗ отмечено для образцов группы «ВО»: по мере перехода от режима закалки № 1 к режиму № 2 твердость последовательно возросла от 38 до 54 HRC.

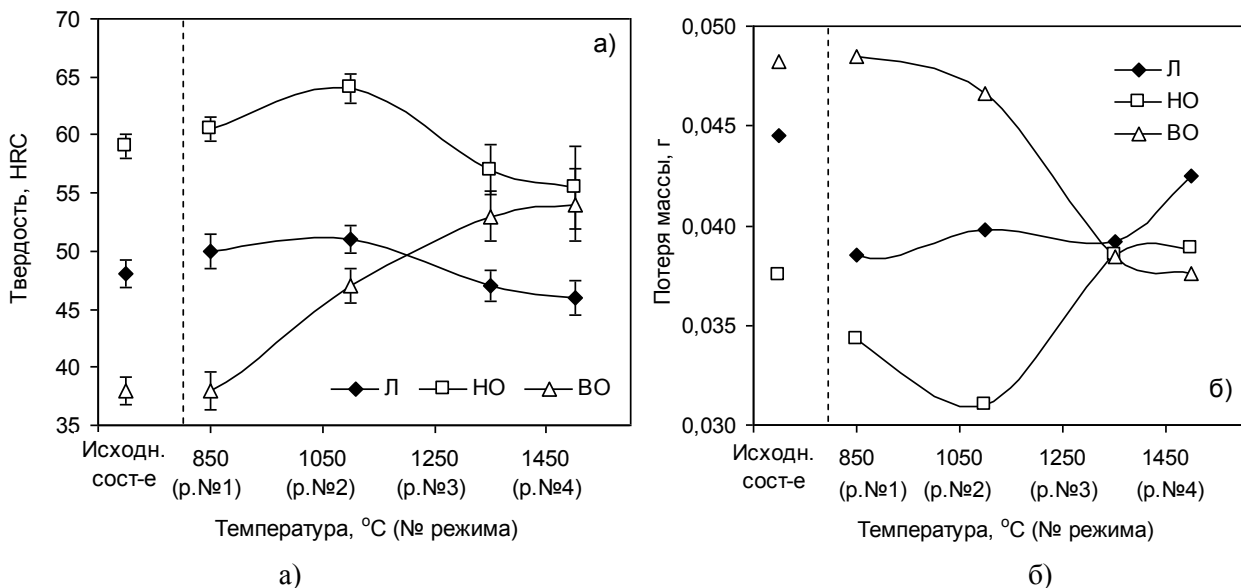


Рисунок 1 – Влияние температуры нагрева поверхности при плазменном воздействии на твердость (а) и абразивный износ (б) чугуна

В исходном (до ПЗ) состоянии наиболее высокий износ ( $\Delta m=0,0482$  г) характерен для высокоотпущенных образцов, минимальный износ – для образцов в состоянии закалки и низкого отпуска ( $\Delta m=0,0375$  г); износ литых образцов близок к износу образцов группы «ВО» ( $\Delta m=0,0445$  г). ПЗ по режиму № 1 вызвало снижение износа исходно литых образцов до 0,0385 г; дальнейшее увеличение температуры нагрева поверхности при плазменной обработке не только не улучшило износостойкости, но, напротив, привело к ее снижению после применения режима № 4 ( $\Delta m=0,0425$  г). В образцах группы «НО» максимальное снижение величины износа относится к обработке по режиму № 2 ( $\Delta m=0,0310$  г); ПЗ по режимам № 3 и № 4 вызывает рост износа этих образцов до уровня исходного состояния. Применительно к образцам группы «ВО» закалка поверхности по режимам № 1 и № 2 либо не отразилась, либо слабо отразилась на износе чугуна; в

то же время закалка по режимам, обеспечившим максимальный нагрев поверхности, вызвала существенное снижение износа. Характерно, что после применения режимов № 3 и № 4 износ всех групп образцов достигал примерно одного уровня.

Анализ микроструктуры плазменно закаленных образцов показал наличие в поверхностном слое чугуна достаточно широкого набора структурных составляющих, варьирующегося в зависимости от исходного состояния и режима ПЗ (табл. 1).

Таблица 1

### Микроструктурное состояние поверхностного слоя чугуна после плазменной закалки

Группа	До ПЗ	Режим ПЗ			
		№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
«Л»	A+KЭ <sub>1</sub>	A+T+ M <sub>3</sub> +KЭ <sub>1</sub>	A+M <sub>3</sub> +KЭ <sub>1</sub>	A+KЭ <sub>2</sub>	A+KЭ <sub>2</sub>
«НО»	M <sub>отп</sub> +KЭ <sub>1</sub> +BK	M <sub>3</sub> +KЭ <sub>1</sub> +BK	M <sub>3</sub> +KЭ <sub>1</sub> +BK	A+M <sub>3</sub> +KЭ <sub>2</sub>	A+M <sub>3</sub> +KЭ <sub>2</sub>
«ВО»	Φ+3K+ KЭ <sub>1</sub>	Φ+3K+KЭ <sub>1</sub>	Φ+M <sub>3</sub> +3K+KЭ <sub>1</sub>	A+M <sub>3</sub> +KЭ <sub>2</sub>	A+M <sub>3</sub> +KЭ <sub>2</sub>

*Примечание.* А, Т, M<sub>отп</sub>, M<sub>3</sub>, Φ, KЭ<sub>1</sub>, KЭ<sub>2</sub>, BK, 3K – аустенит, троостит, мартенсит отпуска, мартенсит закалки, феррит, карбидная эвтектика (на базе карбида M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>), карбидная эвтектика в зоне оплавления, вторичные карбиды, зернистые карбиды

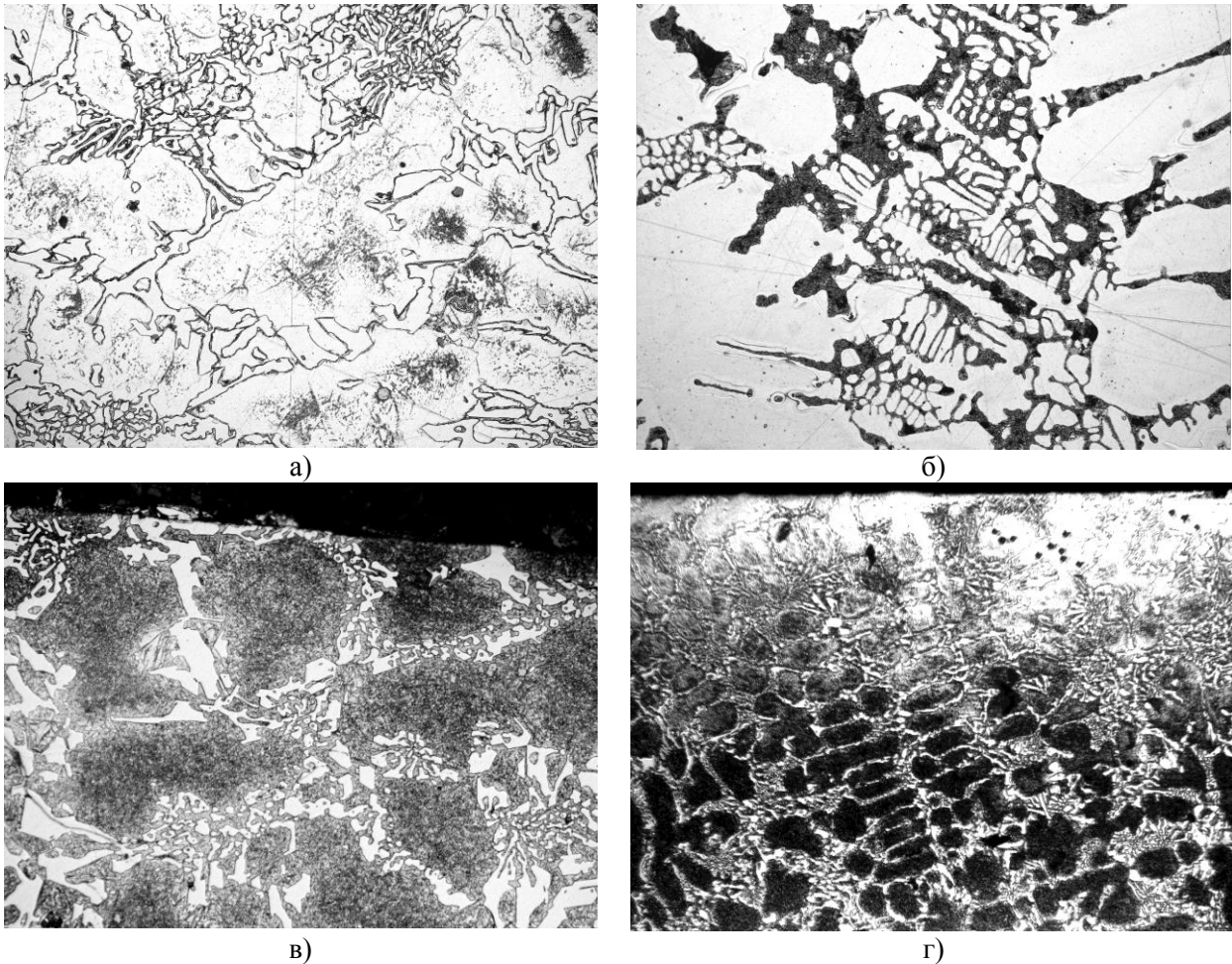
Литые образцы в исходном состоянии имели структуру, состоящую из аустенитно-трооститной матрицы и карбидной эвтектики на базе карбида M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. ПЗ по режимам № 1 и № 2 привела к формированию в тонком поверхностном слое игольчатого мартенсита закалки, залегающего по контуру эвтектических карбидов (рис. 2,а). Плазменная обработка по режимам № 3 и № 4, сопровождающаяся нагревом в район температуры эвтектического превращения, вызвала частичное оплавление поверхности. В результате ускоренной кристаллизации в поверхностном слое сформировалась структура мелкодендритного аустенита и тонкой карбидной эвтектики с карбидами малого размера (рис. 2,б).

В образцах группы «НО» до проведения ПЗ была зафиксирована структура, состоящая из мартенсита отпуска (матрица), дисперсных вторичных карбидов и крупных эвтектических карбидов. ПЗ низкоотпущенных образцов по режимам № 1 и № 2 привела к замене мартенсита отпуска на мартенсит закалки, что вызвало рост твердости и износостойкости (рис. 2,в). После обработки по режимам с оплавлением (№ 3 и № 4) в образцах сформировалась преимущественно аустенитная структура матрицы с соответствующим снижением твердости (рис. 2,г).

Образцы группы «ВО» в исходном состоянии имели структуру, представленную карбидной эвтектикой и матрицей «феррит + зернистые карбиды». Такая же структура сохранилась и после ПЗ по режиму № 1. Повышение температуры нагрева при реализации режима № 2 вызвало появление мартенсита закалки и частичное растворение зернистых карбидов. При оплавлении поверхности в ней, как в случае образцов группы «НО», была получена аустенитно-мартенситная структура матрицы с преобладанием аустенита.

Представленные выше результаты показывают, что плазменная обработка по-разному влияет на микроструктуру и свойства высокохромистого чугуна в зависимости от его исходного состояния. Для чугуна в литом состоянии плазменная обработка по режимам, при которых температура не повышается более 1200 °С, не сопровождается существенными изменениями в микроструктуре и износостойкости чугуна. Это связано с тем, что в литом состоянии матрица чугуна состоит в основном из первичного аустенита, обладающего высокой стойкостью к мартенситному превращению при охлаждении. Для дестабилизации аустенита необходимо выделение вторичных карбидов, однако этот процесс требует длительных выдержек. В процессе плазменной обработки вторичные карбиды выделиться не успевают, поэтому после охлаждения матрица остается в аустенитном состоянии. Лишь в поверхностном слое в непосредственной близости от эвтектических карбидов, т.е. там, где аустенит обеднен по углероду и хром, нагрев и охлаждение приводят к формированию игольчатого мартенсита, что несколько повышает твердость и на 14 % - износостойкость. В случае оплавления в поверхностном слое растворяются эвтектические карбиды, жидкость насыщается хромом и аустенитом, и при быстрой кристаллизации возникает пересыщенный аустенит, по границам которого формируется более тонкая карбидная эвтектика. Общее количество карбидов снижается, в совокупности с формированием аустенитной матрицы это приводит к снижению твердости и износостойкости.

Самый высокий уровень износостойкости характерен для образцов, предварительно подвергнутых закалке и низкому отпуску. Здесь самый низкий износ достигается плазменной обработкой по режиму № 2 без оплавления (на 30 % ниже, чем в литом состоянии). Это связано с дополнительным повышением твердости вследствие перекристаллизации структуры и формированием свежезакаленного мартенсита вместо мартенсита отпуска. Оплавление вызывает повышение износа чугуна до уровня, превышающего исходный (без плазменной обработки) уровень. Очевидно, что формирующийся при закалке из жидкого состояния аустенит в силу своей пересыщенности по углероду и хрому обладает повышенной стабильностью к фазовым превращениям, что не позволяет повысить износостойкость чугуна за счет деформационного мартенситного превращения.



**Рисунок 2 – Микроструктура образцов, подвергнутых плазменной закалке: а - «Л» (режим № 1), б – «Л» (режим № 4), в – «НО» (режим № 2), г – «НО» (режим № 3).  
Увеличение: а-в – х500, г – х200**

Образцы чугуна, подвергнутого закалке и высокому отпуску, имеют после ПЗ по режимам № 1 и № 2 самый высокий (изо всех образцов) износ. Плазменный нагрев по этим режимам существенно не изменяет твердость по сравнению с исходным состоянием, микроструктура также не претерпевает изменения. Это объясняется тем, что при скоростном нагреве не успевают пройти растворение зернистых карбидов, в результате чего аустенит, возникающий после перехода критической точки, не насыщается углеродом, и после охлаждения формируется мягкий низкоуглеродистый мартенсит либо продукты распада аустенита. В результате износостойкость остается на низком уровне. Лишь после обработки по режимам № 3 и 4, когда в поверхностном слое формируется аустенитная структура с тонкодисперсной карбидной эвтектикой, износостойкость возрастает до среднего уровня. Надо отметить, что в этих образцах на определенной глубине, под оплавленным слоем, возникает зона повышенной твердости, в которой произошло формирование мартенсита (в этой зоне температура соответствовала аустенитной области и была достаточной для растворения вторичных карбидов и насыщения аустенита

углеродом). Однако эта зона залегает достаточно глубоко под поверхностью и не влияет на износостойкость непосредственно поверхностного слоя.

Следует отметить, что плазменная обработка литого чугуна (т.е. находящегося в аустенитном состоянии) приводит к возникновению поверхностных трещин и микротрещин. При этом трещины возникают в эвтектических карбидах и выходят на границу раздела «карбид / матрица». В образцах, подвергнутых закалке и отпуску, трещины в результате плазменного упрочнения не возникали. Появление или отсутствие трещин можно объяснить различиями в теплопроводности и коэффициенте термического расширения матрицы и эвтектических карбидов. Аустенит обладает низкой теплопроводностью (ниже, чем  $\alpha$ -фаза), поэтому тепло хуже отводится от нагреваемой поверхности и возникает больший градиент температур, вызывающий высокие термические напряжения. Кроме того, возникновению напряжений способствует большая разница в тепловом расширении (усадке) матрицы и эвтектических карбидов. В случае аустенитной структуры такая разница выше, чем в случае структуры, содержащей  $\alpha$ -фазу (в виде феррита или мартенсита).

#### **Выводы**

Плазменная закалка высокохромистого чугуна наиболее эффективна в случае предварительной закалки и отпуска при 200 °С, причем ПЗ не должна приводить к оплавлению образцов, что повышает износ образцов. Оплавление эффективно при наличии исходной структуры сорбита отпуска: замена сорбита на аустенит с тонкодисперсной эвтектикой повышает абразивную износостойкость чугуна. Для высокохромистого чугуна в литом состоянии применение поверхностной плазменной обработки нецелесообразно, поскольку в незначительной степени влияет на износостойкость, приводя к возникновению трещин. Перед плазменной обработкой необходимо проводить предварительную термическую обработку с выделением вторичных карбидов, что позволит управлять микроструктурой за счет их растворения и изменения степени насыщения аустенита углеродом при воздействии плазмой.

#### **Литература**

1. Комаров О.С. Высокохромистый чугун как материал для быстроизнашиваемых деталей машин / О.С. Комаров, Н.И. Урбанович, Д.О. Комаров, В.И. Волосатиков, Г.Ф. Лившиц // Литейное производство. - 2008. - №2. - С. 2-4.
2. Samotugin S.S. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals / S.S.Samotugin, V.I.Lavrinenko, E.V.Kudinova, Yu.S. Samotugina // Journal of Superhard Materials. - 2011. - 33, No. 3. - P. 200-207.
3. Mohd Idris Shah Ismail. Surface hardening of tool steel by plasma arc with multiple passes / Mohd Idris Shah Ismail, Zahari Taha // International Journal of Technology. - 2014. - № 1. - P. 79 - 87.
4. Kolyada Y.E.. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in scientific researches / Y.E.Kolyada, V.I. Fedun // Problems of Atomic Science and Technology. - 2015.- 98, No. 4. - P. 325 - 330.
5. Самотугин С.С. Плазменное упрочнение лезвийного почвообрабатывающего инструмента / Д. С. Литвиненко, В. А. Мазур, В. А. Гагарин // [Металл и литье Украины](#). - 2009. - № 11-12. - С. 26-29.
6. Nitkiewicz, Z. Plasma Heat Treatment of Steel: Microstructures, Properties and Applications / Z.Nitkiewicz, L.Jeiorski // Metal Science and Engineering. - 1991. - Vol. A140. - P. 474-478.
7. Самотугин С.С. Моделирование тепловых процессов при плазменном поверхностном упрочнении тонколезвийного почвообрабатывающего инструмента / С.С. Самотугин, В.А. Мазур, Д.С. Литвиненко // Вісник СевНТУ. Серія: Машиноприладобудування та транспорт. - 2012. - Вып. 129. - С. 194 - 198.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2016.