

УДК 669.018:620.178.167.001.5

©Малинов В.Л.\*

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ РЕГРЕССИОННОГО АНАЛИЗА  
ЗАВИСИМОСТЕЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ В УСЛОВИЯХ  
АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ  
ОТ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА  
НА Fe-Cr-Mn-V-C ОСНОВЕ**

*Представлены результаты исследований методом регрессионного анализа влияния химического состава наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе на износостойкость в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания. Полученные регрессионные зависимости позволили определить рациональные составы наплавленного металла.*

**Ключевые слова:** наплавленный металл, аустенит, мартенсит, карбиды, абразивная и ударно-абразивная износостойкость, коэффициент динамичности.

*Малинов В.Л. Дослідження методом регресійного аналізу залежностей зносостійкості в умовах абразивного і ударно-абразивного зношування від хімічного складу наплавленого металу на Fe-Cr-Mn-V-C основі. Наведені результати досліджень методом регресійного аналізу впливу хімічного складу наплавленого металу на Fe-Cr-Mn-V-C основі на зносостійкість в умовах абразивного і ударно-абразивного зношування. Отримані регресійні залежності дозволили визначити раціональні склади наплавленого металу.*

**Ключові слова:** наплавлений метал, аустеніт, мартенсит, карбіді, абразивна і ударно-абразивна зносостійкість, коефіцієнт динамічності.

*V.L. Malinov. Research by regression analysis method of dependences of wear resistance in conditions of abrasive and impact-abrasive wear from the Fe-Cr-Mn-V-C basis deposited metal chemical composition. The results of research by regression analysis method of the Fe-Cr-Mn-V-C basis deposited metal chemical composition influence on the wear resistance in abrasive and impact-abrasive wear conditions are given. The regression relationships make possible determined of the rational compositions deposited metal.*

**Keywords:** deposited metal, austenite, martensite, carbide, abrasive and impact-abrasive wear resistance, dynamic coefficient.

**Постановка проблемы.** Большое количество различных деталей машин и механизмов работает в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, в результате чего они интенсивно изнашиваются. Это требует значительных затрат на их восстановление или замену. Одной из наиболее эффективных технологий упрочнения и восстановления деталей является электродуговая наплавка порошковыми электродами. Материалы, применяемые для наплавки износостойкого слоя, зачастую содержат дорогие легирующие элементы, существенно повышающие их стоимость. Наиболее эффективно задача ресурсосбережения решается за счет адаптации наплавочных материалов применительно к конкретным условиям нагружения при эксплуатации. Решение этой задачи осложняется недостатком данных о влиянии химического состава на фазовый состав наплавленного металла и износостойкость в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия. Почти все известные исследования проводились для конкретных частных условий, не сопоставимы, и, как правило, не охватывают проблему в целом.

Это делает необходимым использование системного подхода при изучении зависимостей износостойкости наплавленного металла от структурного состояния, в различных условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, классифицируемых при помощи количественно измеримого критерия.

\* канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

**Анализ последних исследований и публикаций.** Для наплавки деталей, работающих в сходных условиях изнашивания, применяются материалы, обеспечивающие получение в наплавленном слое сплавов, кардинально отличающихся по своему химическому составу и свойствам. Например, ПЛ-АН 101 (ПЛ-Нп-300Х25С4Н2Г2), ПП-АН 105 (90Г13Н4), ВСН-6 (110Х14В13Ф2), ЦНИИН-4 (65Х25Г13НЗ) [1].

Износостойкость существенно зависит от типа и количества карбидной фазы в сплавах. Увеличение доли карбидов до оптимального количества повышает износостойкость, но сверх этого приводит к ее снижению из-за выкрашивания [2]. Метастабильный аустенит, являясь вязкой составляющей металлической матрицы, обеспечивает лучшее по сравнению с мартенситом и ферритом удержание карбидов, и повышает стойкость к образованию и развитию трещин. Под воздействием абразива он превращается в мартенсит деформации, резко увеличивая твердость поверхностного слоя. При этом значительная часть энергии внешнего воздействия расходуется на реализацию полиморфного превращения, а не на разрушение металла [3].

Преобладание в структуре металлической матрицы мартенсита и слишком интенсивное развитие динамического деформационного мартенситного превращения (ДДМП) в процессе изнашивания приводят к быстрому исчерпанию пластичности поверхностного слоя и выкрашиванию. Напротив, если количество аустенита избыточно и ДДМП не имеет необходимой степени развития, то уменьшается упрочнение поверхности и внутренние резервы материала полностью не реализуются. По мере увеличения интенсивности ударного ударно-абразивного воздействия для достижения наибольшей износостойкости необходимо повышать количество аустенита в структуре и его стабильность, соответственно они должны регулироваться применительно к конкретным условиям эксплуатации [4].

В литературе содержится большое количество несопоставимых и противоречивых данных об износостойкости сплавов. Одной из причин этого является то, что для классификации условий изнашивания основном применяют качественную оценку ударных нагрузок, что затрудняет сопоставление данных, полученных при лабораторных и натурных испытаниях разными исследователями. Для количественной оценки ударно-абразивного воздействия И.В. Петровым предложен критерий, названный "коэффициент динамичности" (Кд), определяемый, как отношение твердости образца из стали 110Г13Л после износа к его исходной твердости. Этот критерий основан на способности этой стали интенсивно наклепываться, накапливая энергию ударного воздействия [5]. Например, коэффициент  $K_d=1,5$  соответствует условиям работы клыков роторных траншейных экскаваторов,  $K_d=2,2$  - условиям работы зубьев ковшей карьерных экскаваторов.

В работе [6] для повышения износостойкости предлагается, применять комплексно легированные сплавы, армированные дисперсными карбидами высокой твердости (NbC, VC, TiC), и имеющие в составе металлической матрицы метастабильный аустенит. Отмечается позитивное влияние повышенной твердости карбидов, а также близости их кристаллографического строения и аустенита, что обеспечивает лучшее удерживание металлической матрицей.

Существенным фактором является стоимость наплавочных материалов. В порядке уменьшения стоимости ферросплавы элементов располагаются в следующем порядке: FeNb, FeV, FeTi. Ферротитан более чем в 3 раза дешевле, чем феррованадий, но при дуговом способе наплавки титан интенсивно окисляется и переходит в шлак. В зависимости от способа и режимов наплавки коэффициент усвоения титана составляет 0,25-0,36. При этом экономический эффект его применения сопоставим с использованием более дорогого феррованадия, поскольку коэффициент усвоения ванадия выше - 0,8-0,95.

Хромованадиевые чугуны благодаря сочетанию в структуре различных морфологических типов карбидной фазы обладают повышенными износостойкостью и механическими свойствами, в том числе пластичностью и вязкостью. Хотя по этим последним показателям они уступают ванадиевым, однако превосходят их по абразивной износостойкости. Дополнительное легирование этих сплавов марганцем позволяет управлять количеством аустенита в структуре [7]. Ценным преимуществом ванадия в сравнении с титаном и ниобием является выраженный эффект дисперсионного твердения.

Данные о влиянии химического состава на износостойкость наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, характери-

зуемых Кд, в литературе отсутствуют.

**Цель статьи** - определить методом регрессионного анализа зависимости износостойкости в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания от химического состава наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C-V основе для его оптимизации. Установить влияние высокого отпуска на износостойкость наплавленного металла.

**Изложение основного материала.** Объектом исследований был наплавленный металл, полученный способом дуговой наплавки порошковыми лентами. Для опытных работ изготавливались однозамковые порошковые ленты сечением 3x10 мм с оболочкой из стали 08кп, имеющей толщину 0,3 мм. Сердечник состоял из смеси порошковых компонентов: хрома металлического, марганца металлического, феррованадия, графита, порошка железного. Расчет состава шихты опытных порошковых лент выполнялся согласно методике, приведенной в работе [8]. Для исследований методом многофакторного эксперимента использовался симметричный ортогональный композиционный план второго порядка  $2^4$ . Матрица планирования эксперимента содержала 16 вариантов сочетания варьируемых факторов с дополнительными 8 звездными точками ( $\alpha = \pm 1,414$ ) и опытом в центре плана, что суммарно составило 25 опытов [9]. Уровни и интервалы варьирования факторов математических моделей приведены в табл. 1. Для математической обработки результатов эксперимента значения факторов приняты в кодированном виде:

$$x_1 = \frac{C, \% - 0,6}{0,5}; \quad x_2 = \frac{Cr, \% - 9,0}{3,0}; \quad x_3 = \frac{Mn, \% - 9,0}{3,0}; \quad x_4 = \frac{V, \% - 2,0}{1,0}, \quad (1)$$

Уравнения регрессии, , имеют вид полинома второго порядка:

$$y = b_0 + \sum b_i \cdot x_i + \sum b_{ij} \cdot x_{ij} + \sum b_{ii} \cdot x_i^2, \quad (2)$$

Наплавку для испытания износостойкости и исследования фазового состава проводили в 3 слоя под флюсом АН-26 на пластины толщиной 30 мм из стали ВСтЗсп.

Таблица 1

Факторы и уровни их варьирования

Факторы	Содержание легирующего элемента, %			
	C	Cr	Mn	V
Основной уровень ( $x_{i0}$ )	1,1	9,0	9,0	2,0
Интервал ( $\Delta x_i$ )	0,5	3,0	3,0	1,0
Верхний уровень ( $x_i = 1$ )	1,6	12,0	12,0	3,0
Нижний уровень ( $x_i = -1$ )	0,6	6,0	6,0	1,0

Режим наплавки: сила тока 450-500 А, напряжение 30-32 В, скорость наплавки 25 м/ч. Для сравнительной оценки технологической прочности на пластины 250x70x20 мм выполнялась опытная наплавка в три слоя с перекрытием валиков на 30 % их ширины по схеме: 3-2-1. Проходы выполнялись после остывания до  $\leq 250$  °С. Через 24 часа после остывания до комнатной температуры определялось количество трещин, образовавшихся на длине наплавки L=200 мм. Для оценки принималось среднее целое значение трех опытов.

Свойства наплавленного металла исследовались на образцах в исходном состоянии, а также поле отпуска при 650 °С с выдержкой 1 час и последующим охлаждением на воздухе. Проводились дюрOMETрические, металлографические исследования. Количество упрочняющей фазы (карбидов или эвтектики) определялось в третьем наплавленном слое точечным методом при помощи окулярной сетки. Для оценки принималось среднее значение 5 измерений.

Методом рентгенофазового анализа с помощью дифрактометра ДРОН-4 были определены фазовые составы 3-х образцов наплавленного металла при содержаниях легирующих элементов, в количествах, соответствующих верхнему, нижнему и основному уровням варьирования (табл. 1). Во всех случаях фазовый состав включал в разных соотношениях карбиды VC и (Cr, Me)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, а также  $\alpha'$ -фазы (мартенсит) и  $\gamma$ -фазы (аустенит).

Количество магнитной  $\alpha'$ -фазы в структуре всех исследованных образцов наплавленного металла также определялось по величине тока отрыва с помощью прибора ФА-1М, позволяющего проводить измерения в диапазоне от 3 до 60 % магнитной фазы. Сравнение данных, полу-

ченных рентгеновским и магнитным методами, показало их хорошее совпадение.

Исследования износостойкости наплавленного металла проводили по двум различным схемам. При испытаниях по схеме 1 относительную износостойкость  $\varepsilon_1$  определяли в соответствии с методикой стандарта ASTM G-65. Между поверхностью резинового диска, вращающегося со скоростью 200 об/мин, и прижимаемого к нему с нагрузкой опытного образца, подавался кварцевый песок, частицы которого захватывались диском и изнашивали образец. Относительную износостойкость  $\varepsilon_1$  оценивали отношением весовых потерь образца и эталона - стали 45 в отожженном состоянии с твердостью  $\sim 200$  НВ. Изнашивание осуществлялось без ударных нагрузок, и характеризовалось  $K_d \approx 1,0$ . Износ при этом происходил вследствие процессов царапания, микрорезания, многократной местной пластической деформации [10]. Металл в пластически выдавленных канавках является предразрушенным из-за нарушения связи с основной массой, наличия трещин, и легко удаляется при повторном воздействии абразива.

При испытаниях по схеме 2 испытания осуществлялись по методике работы [11]. Опытные образцы наплавов закреплялись на внутренней поверхности полого барабана  $\varnothing 0,3$  м. Перед испытанием емкость барабана на 25 % объема загружалась кусками абразивных корундовых кругов и стальными шарами  $\varnothing 30-40$  мм, составлявших 15 % в объеме загрузки. Скорость вращения барабана составляла 46 об/мин. Время испытания – 6 часов, с заменой абразива через каждые 2 часа. При этом рабочая поверхность испытывает значительные ударные нагрузки, характеризуемые  $K_d = 2,2$ . Происходит интенсивное деформирование поверхностного слоя в результате ударного воздействия, что приводит к его усталостному разрушению и выкрашиванию. Эталонам сравнения служили образцы из литой стали 110Г13Л. Относительную износостойкость  $\varepsilon_2$  оценивали по формуле:

$$\varepsilon_2 = \frac{\Delta P_{\text{эт}} / S_{\text{эт}}}{\Delta P_{\text{обр}} / S_{\text{обр}}}, \quad (3)$$

где  $\Delta P_{\text{эт}}, \Delta P_{\text{обр}}$  - потери веса эталона и образца, г;  
 $S_{\text{эт}}, S_{\text{обр}}$  - площади изношенной поверхности эталона и образца, мм<sup>2</sup>.

На основании обработки полученных экспериментальных данных определялись регрессионные зависимости для следующих свойств наплавленного металла исходном состоянии и после отпуска (\*): количество магнитной фазы в М и М\*; твердость HRC и HRC\*; относительная износостойкость  $\varepsilon_1$  и  $\varepsilon_1^*$ ; относительная износостойкость  $\varepsilon_2$  и  $\varepsilon_2^*$ .

В соответствии с принятыми методиками [9] для каждой математической модели рассчитаны значения коэффициентов в уравнениях регрессии (2), установлены их доверительные интервалы, и выполнена проверка значимости. Значимые коэффициенты в уравнениях регрессии приведены в табл. 2. Контурные графики (рис. 1, а-г), построенные с помощью программы Mathcad-14, дают наглядное представление об изменении свойств наплавленного металла в результате совместного влияния выбранной пары легирующих элементов С-Мn, при фиксированных значениях остальных элементов (9 % Cr; 2 % V).

**Анализ полученных результатов.** Металлографический анализ образцов наплавленного металла показал, что количество упрочняющей фазы варьируется в широких пределах от  $\sim 1$  % карбидов до  $\sim 50$  % эвтектики, рис. 1, а-г.

Таблица 2

Коэффициенты регрессии в уравнениях математических моделей

Свой- ства	Коэффициенты регрессии														
	$b_0$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_4$	$b_{12}$	$b_{13}$	$b_{14}$	$b_{23}$	$b_{24}$	$b_{34}$	$b_{11}$	$b_{22}$	$b_{33}$	$b_{44}$
Мф	20,6	-5,5	-4,4	-9,6	2,7	2,4	2,4	-2,3	-	-	-	-	-	-	-
Мф*	28,2	-3,8	-3,8	-7,1	3,6	2,7	2,9	-2,3	-	-	-	-	-	-	-
HRC	38,8	6,0	-1,2	-3,5	2,9	2,6	1,6	1,2	-	-	-	-	-	-	-
HRC*	41,8	6,0	-1,1	-3,1	3,5	3,0	2,0	1,5	-	-	-	-	-	-	-
$\varepsilon_1$	3,31	1,21	-0,14	-0,34	0,30	0,24	0,21	0,15	-	-	-	-	-	-	-
$\varepsilon_1^*$	3,95	1,39	-0,13	-0,30	0,33	0,29	0,23	0,17	-	-	-	-	-	-	-
$\varepsilon_2$	1,70	0,29	0,15	0,26	-	0,11	-0,11	0,13	-	-	-	-0,23	-	-0,18	-
$\varepsilon_2^*$	1,88	0,28	0,17	0,26	-	0,13	-0,11	0,14	-	-	-	-0,24	-	-0,19	-

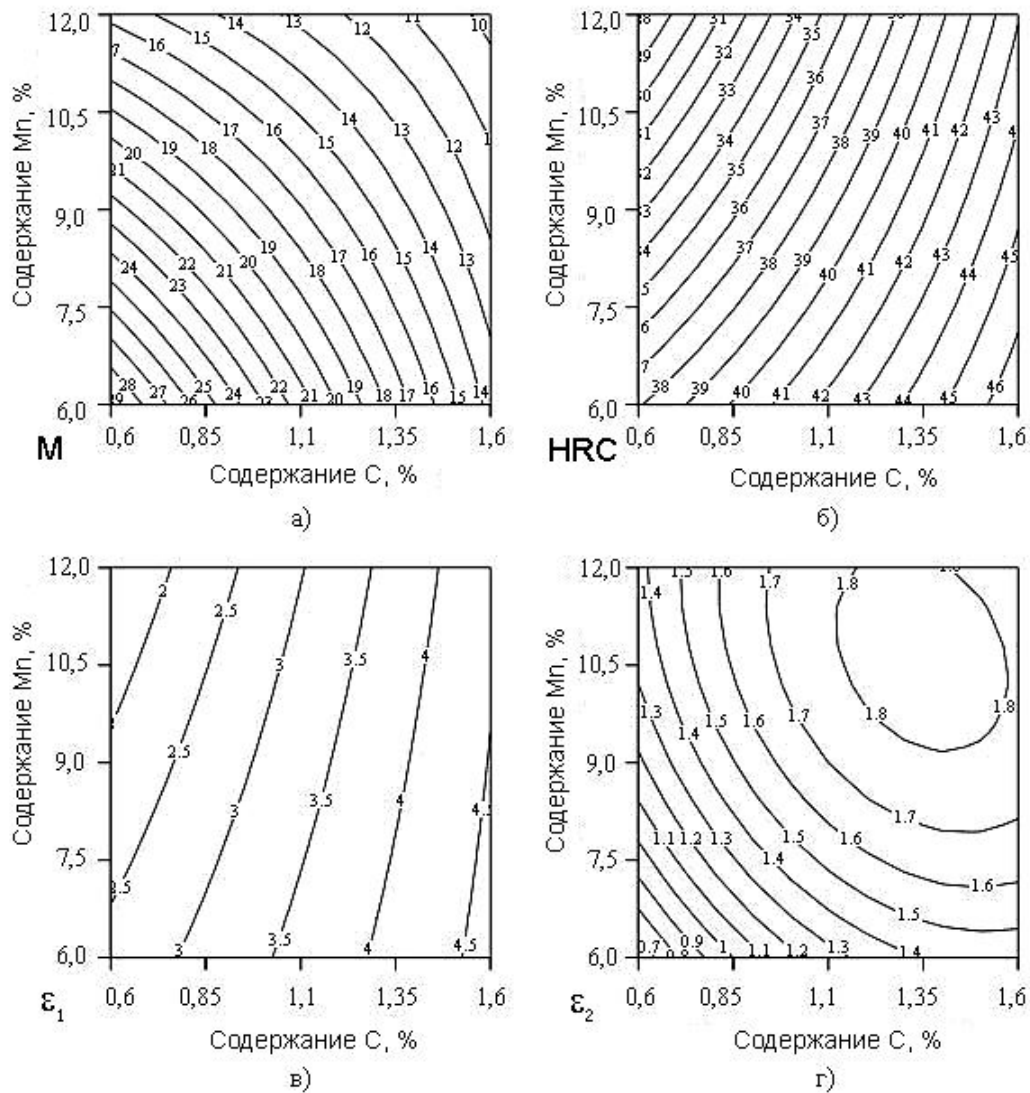


Рис. 1 - Контурные графики свойств наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе, содержащего 9 % Cr и 2 % V, в зависимости от содержания углерода и марганца: а – количество магнитной фазы М; б – твердость HRC; в – относительная износостойкость  $\epsilon_1$ ; г – относительная износостойкость  $\epsilon_2$

В исследованном диапазоне содержаний легирующих элементов происходит кардинальное изменение типа упрочняющей фазы, сопровождающееся резким увеличением ее объемного содержания и скорости приращения объема, а именно, переход от формирования обособленных карбидов к эвтектике, являющейся мелкодисперсной смесью карбидов и твердого раствора, кристаллизующихся одновременно. В связи с этим на основании данных количественной металлографии построить адекватную математическую модель для количества упрочняющей фазы невозможно.

Рентгенофазовый анализ наплавленного металла выявил карбиды двух типов: VC (микротвердость 27000-29900 МПа) и (Cr, Me)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (микротвердость 10500-12500 МПа), которые могут быть обособлены или входить в состав двойных эвтектик (A+VC), (A+(Cr, Me)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>) или тройной (A+(Cr, Me)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>+VC). По морфологии тройная эвтектика (A+(Cr, Me)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>+VC) аналогична двойной (A+(Cr, Me)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>) и морфологически они почти неразличимы [2, 7].

При содержании 0,6 % углерода карбидная фаза представлена обособленными дисперсными карбидами (рис. 2 а, б), количество которых варьируется от 1 до 5 %. В наплавленном

металле, содержащем 1,6 % углерода, упрочняющая фаза является эвтектикой (рис. 2 в, г), в количестве от 20 до 50 %. Наплавленный металл, соответствующий по своему составу опыту в центре плана эксперимента, содержит ~20% эвтектики. Разница в количествах карбидной фазы, образующейся в наплавленном металле при одинаковых содержаниях углерода, и разных содержаниях легирующих элементов, обусловлена их различной карбидообразующей способностью, в порядке убывания которой они располагаются в следующий ряд: V, Cr, Mn.

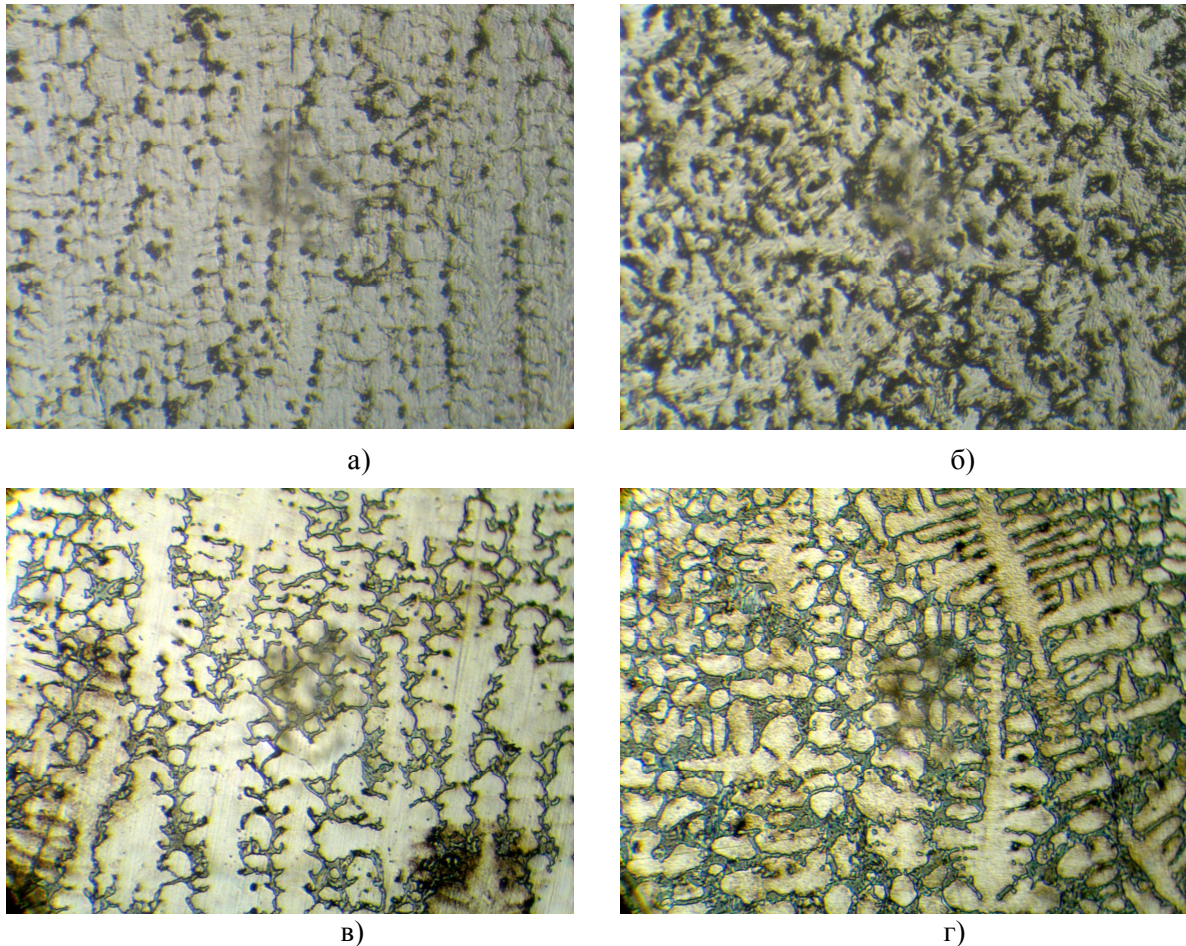


Рис. 2 - Микроструктура наплавленного металла, различного химического состава,  $\times 500$  : а - 0,56 % С, 11,93 % Cr, 5,92 % Mn, 1,05 % V; б - 0,57 % С, 6,02 % Cr, 6,18 % Mn, 3,03 % V; в - 1,53 % С, 12,22 % Cr, 6,11 % Mn, 1,01 % V; г - 1,64 % С, 11,94 % Cr, 6,15 % Mn, 2,95 % V

Установлены следующие зависимости влияния легирующих элементов на свойства наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе.

Влияние легирующих элементов на количество магнитной  $\alpha'$ -фазы (мартенсита) в структуре наплавленного металла определяется тем, что растворяясь в аустените С, Cr, Mn, V уменьшают температуры мартенситного превращения. При этом следует учитывать, что Cr, Mn, V взаимодействуют с углеродом, образуя карбиды, и в твердом растворе остается лишь часть от их общего содержания. Легирование наплавленного металла С, Cr, Mn уменьшает количество магнитной фазы. В силу парных взаимодействий Cr-C и Mn-C результирующий эффект от введения какого либо из этих элементов уменьшается по абсолютной величине при повышении содержания парного ему элемента. Ванадий, являясь сильным карбидообразующим элементом, активно связывает из твердого раствора углерод, который наиболее сильно снижает температуры мартенситного превращения, что приводит к увеличению количества магнитной фазы. Вследствие парного взаимодействия V-C по мере увеличения содержания углерода эффект влияния ванадия уменьшается.

Увеличение доли аустенита при легировании С, Cr, Mn приводит к уменьшению твердо-

сти металлической матрицы. Одновременно при этом увеличивается количество карбидной фазы. Твердость наплавленного металла HRC обусловлена суммарным действием этих разнонаправленных факторов. В исследованном диапазоне содержаний легирующих элементов углерод повышает твердость HRC, марганец – ее понижает, а эффект от легирования хромом может выражаться как в повышении твердости HRC, так и в ее снижении. Эффект парного взаимодействия Mn-C выражается уменьшением влияния марганца по мере увеличения содержания углерода, и наоборот. При содержании углерода 0,6 % хром уменьшает твердость HRC, и по мере увеличения содержания углерода до 1,6 %, вследствие парного взаимодействия Cr-C, направление влияния хрома изменяется, становится положительным и возрастает. Легирование ванадием повышает твердость металлической матрицы вследствие увеличения доли мартенсита. Одновременно возрастает количество и твердость карбидной фазы. По мере увеличения содержания углерода, вследствие парного взаимодействия V-C, эффект влияния ванадия на твердость HRC увеличивается.

Анализ данных, полученных при выполнении плана эксперимента, показал, что в исследованном диапазоне содержаний легирующих элементов между твердостью HRC и относительной износостойкостью  $\epsilon_1$  имеется корреляция ( $R = 0,95$ ). В соответствии с этим характер влияния легирующих элементов на относительную износостойкость  $\epsilon_1$  аналогичен описанному для твердости наплавленного металла HRC.

Влияние углерода на относительную износостойкость  $\epsilon_2$  характеризуется наличием максимума поверхностей отклика парных взаимодействий V-C, Cr-C, Mn-C. При варьировании содержаний V, Cr, Mn в исследованных пределах содержание углерода, соответствующее максимуму  $\epsilon_2$ , изменяется от 1,0 до 1,6 %, а значение  $\epsilon_2$  в точке максимума - от 1,1 до 2,2. Влияние марганца на  $\epsilon_2$  также характеризуется наличием максимума поверхностей отклика парных взаимодействий Mn-V, Mn-Cr, Mn-C. При варьировании содержаний V, Cr, C в исследованных пределах содержание марганца, соответствующее максимуму  $\epsilon_2$ , изменяется от 10 до 12 %, а значение  $\epsilon_2$  в точке максимума - от 1,46 до 2,2. Геометрический образ совместного влияния углерода и марганца представляется изолиниями в виде эллипсов (см. рис. 1, г). Хром повышает относительную износостойкость  $\epsilon_2$  и по мере увеличения содержания углерода эффект влияния хрома возрастает. Ванадий снижает  $\epsilon_2$  при 0,6 % C, и по мере увеличения содержания углерода до 1,6 %, эффект его влияния изменяет направление, и становится положительным. Увеличение содержания ванадия от 1 до 3 % уменьшает растворимость углерода в аустените и повышает долю мартенсита в структуре металлической матрицы, что в данных условиях нагружения сказывается негативно. Напротив, повышение доли VC в составе карбидной фазы оказывает положительный эффект, который возрастает по мере увеличения содержания углерода.

Анализ полученных регрессионных зависимостей свойств наплавленного металла после отпуска при 650 °C показал, что в наплавленном металле увеличивается средний уровень твердости HRC\*, и относительной износостойкости  $\epsilon_1^*$  и  $\epsilon_2^*$  в сравнении со свойствами без термической обработки - HRC,  $\epsilon_1$ ,  $\epsilon_2$ . Направление влияния легирующих элементов не меняется, но могут изменяться по величине коэффициенты в уравнениях регрессии, выражающие эффекты влияния этих элементов. После отпуска наиболее значительно возрастают эффекты влияния хрома и ванадия в повышении твердости HRC\* и относительной износостойкости  $\epsilon_1^*$ . Повышение свойств наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе после отпуска обусловлено повышением энергоемкости микрообъемов в результате дисперсионного твердения и активизации ДДМП.

Важным фактором при выборе наплавленного металла является технологическая прочность - способность выдерживать, без разрушения воздействия технологического процесса. При наплавке износостойких сплавов существует риск образования трещин в процессе кристаллизации (горячие трещины), а также при фазовых и структурных превращениях в твердом состоянии (холодные и другие виды трещин). В данной работе использован способ сравнительной оценки технологической прочности по количеству трещин, выявляемых в пробах, на длине наплавки  $L=200$  мм, позволяющий оценить направление и сравнительную эффективность влияния легирующих элементов. Однако вследствие того, что количество трещин изменяется дискретно, а сравнительная оценка сплавов, не имевших трещин, невозможна, адекватную математическую модель построить нельзя.

При исследованиях проб наплавленного металла выявлялись поперечные трещины, а

также отрывы в начале и конце наплавленного слоя. Увеличение содержания углерода значительно снижает сопротивление наплавленного металла образованию горячих трещин и хрупкому разрушению при остывании. При содержании углерода в количестве 0,6 % трещины отсутствовали во всех пробах, кроме наплавки сплавом: 0,6 % С, 6 % Cr, 6 % Mn и 3 % V, где имелась 1 поперечная трещина. При увеличении углерода до 1,6 % поперечные трещины имелись во всех пробах в количествах от 2 до 5 шт. Хром и марганец, увеличивают долю вязкой составляющей в металлической матрицы – аустенита, что повышает сопротивление наплавленного металла образованию холодных трещин. В сплавах содержащих 1,6 % углерода увеличение, как хрома, так и марганца, от 6 до 12 % при равных содержаниях других элементов, обеспечивало уменьшение количества трещин на 1 шт.

Увеличение содержания ванадия от 1 до 3 % при содержании углерода 1,6 % обеспечило уменьшение количества трещин на 1 шт. при равных количествах других элементов. Напротив, в наплавленном металле, содержащем 0,6 % С, 6 % Cr, 6 % Mn, увеличение содержания ванадия от 1 до 3 %, привело к возникновению 1 поперечной трещины. В первом случае положительное влияние связано с изменением морфологии карбидной эвтектики и повышением ее прочностных и пластических характеристик. Во втором случае охрупчивание обусловлено увеличением в структуре доли мартенсита и карбидов .

Существенное значение при выборе наплавочного материала имеет его стоимость. Наиболее дорогими компонентами шихты порошковых лент являются содержащие хром и ванадий. В связи с этим целесообразно определить максимальную достигаемую износостойкость и себестоимость наплавки для различных содержаний этих элементов. Математическая модель износостойкости  $\varepsilon_2$  характеризуется линейным влиянием хрома и ванадия, поэтому количество рассматриваемых вариантов ограничено четырьмя сочетаниями максимальных и минимальных содержаний этих элементов, для которых были определены значения оптимальных содержаний углерода и марганца (табл. 3). Расчет шихты порошковых лент для наплавки этих сплавов, был выполнен в соответствии с методикой работы [8], и на основании этого определена себестоимость компонентов, необходимых для их изготовления. Данные об относительной себестоимости компонентов порошковых лент в сравнении с наиболее дорогим из четырех вариантов приведены в табл. 3. Были изготовлены порошковые ленты и выполнена наплавка опытных образцов. Испытания свойств наплавленного металла показало хорошее совпадение опытных и расчетных значений. Данные о количестве трещин в пробах, наплавленных без предварительного подогрева, а также при подогреве до 300 °С и замедленном остывании после наплавки с печью, приведены в табл. 3.

Наиболее износостойким, а также наиболее дорогостоящим, является металл, наплавленный по варианту № 4. Следует отметить, что он также наиболее универсальный, поскольку обладает высокой стойкостью и в условиях изнашивания без ударного воздействия. По абразивной износостойкости  $\varepsilon_1$  металл, наплавленный по варианту № 4, превосходит металл, наплавленный широко применяемой порошковой лентой ПЛ-АН 101 (270X25Н2Г2С3), показавший при испытаниях  $\varepsilon_1 = 3,3$ ;  $\varepsilon_2 = 1,2$ .

Таблица 3

Оптимальные составы и свойства наплавленного металла в исходном состоянии

№ п/п	Легирующие элементы, %				Относительная износостойкость				Относительная стоимость материалов, $S_1 / S_{max}$	Кол-во трещин в наплавл. металле, шт./на 250 мм	
	С	Cr	Mn	V	$\varepsilon_1$	$\frac{\varepsilon_{1i}}{\varepsilon_{1max}}$	$\varepsilon_2$	$\frac{\varepsilon_{2i}}{\varepsilon_{2max}}$		Без подогрева	Подогрев до 300 °С
1	1,0	6	11,2	1	2,8	0,6	1,6	0,7	0,5	Нет	Нет
2	1,3	12	10,9	1	3,3	0,7	2,0	0,9	0,7	1	Нет
3	1,4	6	10,7	3	4,2	0,8	1,7	0,8	0,8	2	Нет
4	1,6	12	10,2	3	5,0	1,0	2,2	1,0	1,0	3	Нет

Металл, наплавленный по варианту № 2, уступает 10 % по износостойкости  $\varepsilon_2$  металлу, наплавленному по варианту № 4, но является на 30 % более экономичным, и обладает большей технологической прочностью. В сравнении с металлом, наплавленным по варианту № 3, ме-



талл, наплавленный по варианту № 2, обладает более высокой износостойкостью  $\varepsilon_2$ , технологической прочностью, и меньшей стоимостью.

Стоимость компонентов наиболее дорогой порошковой ленты варианта № 4 в 2 раза больше, чем для наиболее экономичного варианта № 1, а относительная износостойкость  $\varepsilon_2$  первого в только 1,3 раза больше, чем у последнего, которая является достаточно высокой, превосходя в 1,6 раза сталь 110Г13Л при  $K_d = 2,2$ . При наплавке без предварительного подогрева в металле, наплавленном сплавом варианта № 4, трещины отсутствовали, что повышает экономическую эффективность его применения, и является технологическим преимуществом. Это позволяет рекомендовать наплавку сплавом варианта № 4 в тех случаях, когда соображения экономичности являются определяющими.

При наплавке металла на Fe-Cr-Mn-V основе на малоуглеродистую сталь из-за разбавления основным металлом происходит увеличение количества мартенсита в структуре первого слоя, что приводит к охрупчиванию и отколам. На ряде опытных образцов, наплавленных в соответствии с планом эксперимента, отколы наблюдались, в начале и/или конце наплавленных валиков. Для предупреждения отколов при дуговой наплавке ледебуритными сплавами обычно применяют предварительную наплавку подслоя хромоникелевыми материалами типа Св-08Х10Н10ГБ и др. Для снижения себестоимости наплавки исследована возможность использования более экономичной безникелевой порошковой проволоки типа ПП-Нп 14Х12Г12СТ [12]. В результате опытных работ было определено, что наплавка такого подслоя исключает образование отколов в наплавленном металле на Fe-Cr-Mn-V основе во всем исследованном диапазоне содержаний легирующих элементов. Кроме того, применение для подслоя ПП-Нп 14Х12Г12СТ обеспечивает повышение износостойкости последующих наплавленных слоев на 10-15 % в сравнении с применением хромоникелевых материалов, что обусловлено меньшим упрочнением аустенита металлической матрицы, содержащего никель.

### **Выводы**

1. Для наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе установлены математические зависимости твердости, количества магнитной фазы, абразивной и ударно-абразивной износостойкости от химического состава, позволяющие его оптимизировать.
2. Исследованы закономерности изменения свойств наплавленного металла после высокого отпуска. Получены регрессионные зависимости свойств наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе после отпуска, позволяющие регулировать свойства и повысить износостойкость.
3. Установлено, что при ударно-абразивном воздействии, характеризуемом коэффициентом динамичности  $K_d = 2,2$ , наплавленный металл, содержащий 1,6 % С, 12 % Cr, 10 % Mn, 3 % V, обладает наиболее высокой износостойкостью, в 2,2 раза большей чем сталь 110Г13Л. Такой металл является относительно дорогим и универсальным, поскольку обеспечивает также высокую износостойкость при абразивном изнашивании без ударного воздействия, превосходя в 1,5 раза металл, наплавленный широко применяемой порошковой лентой ПЛ-АН 101 (270Х25Н2Г2С3). Для предупреждения трещин в наплавленном металле указанного состава необходим предварительный подогрев до температуры не менее 300 °С, и замедленное остывание после наплавки.
4. Наплавленный металл, содержащий 1,3 % С, 12 % Cr, 11 % Mn, 1 % V, уступает по ударно-абразивной износостойкости ~10 % наиболее стойкому составу, но дешевле на 30 %, и обладает лучшей технологической прочностью. При его наплавке также необходим предварительный подогрев.
5. Наплавленный металл, содержащий 1,0 % С, 6,0 % Cr, 11 % Mn, 1 % V, в условиях ударно-абразивного воздействия, характеризуемого  $K_d = 2,2$ , показал достаточно высокую износостойкость, в 1,6 раза большую чем сталь 110Г13Л. Наплавка металла, указанного состава, может осуществляться без предварительного подогрева, что повышает эффективность его применения. Наплавленный металл этого состава может быть рекомендован для применения из соображений его экономичности.
5. Для предупреждения отколов наплавленного слоя при наплавке на детали из углеродистых и низколегированных сталей металла на Fe-Cr-Mn-V-C основе рационально использовать для наплавки подслоя взамен хромоникелевых материалов более экономичную порошковую проволоку ПП-Нп 14Х12Г12СТ.

6. Перспективним направлением дальнейших исследований является разработка наплавочных материалов различных структурных классов и назначения, обеспечивающих получение в структуре наплавленного металла наряду с другими фазами метастабильного аустенита для ресурсосбережения.

**Список использованных источников:**

1. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин – Харьков : Metallurgizdat, 1961. – 422 с.
2. Лившиц Л.С. Основы легирования наплавленного металла / Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, Э.Г. Куркумелли - М. : Машиностроение, 1969. -188 с.
3. Попов В.С. Износостойкость сталей и сплавов / В.С. Попов, И.Н. Брыков - Запорожье : ИПК Запорожье, 1996. – 180 с.
4. Малинов В.Л. Экономнолегированные электродные материалы, обеспечивающие в наплавленном металле деформационное упрочнение при эксплуатации / В.Л. Малинов // Автомат. Сварка. – 2006. - № 8. – С. 29-32.
5. Петров И.В. Испытание износостойких наплавленных сплавов // Сварочное производство. – 1968. - № 11. – С. 21-24.
6. Попов В.С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дитриченко. - М. : Metallurgiya, 1971. – 169 с.
7. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / А.А. Жуков, Г.И. Сильман, М.С. Фрольцев - М : Машиностроение, 1984. -104 с.
8. Малинов В.Л. Методика автоматизированного расчета порошковой ленты / В.Л. Малинов, В.В. Чигарев // Вестник Приазовского государственного технического университета: Сб. науч. тр. -Вып. 3. – Мариуполь, 1997. – С. 164-166.
9. Новик С.Ф. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов / С.Ф. Новик, Я.Б. Арсов. - М. : Машиностроение, 1980. -304 с.
10. Рябцев И.А. Наплавка деталей машин и механизмов / И.А. Рябцев. - К. : Екотехнологія, 2004. –160 с.
11. Ефременко В.Г. Влияние фазового и структурного состояния сплавов на основе железа на износостойкость в условиях помола высокоабразивного материала / В.Г. Ефременко, Ф.К. Ткаченко, Т.А. Еременко // Вестник Приазовского государственного технического университета: Сб. науч. тр. -Вып. 13. – Мариуполь, 2003. – С. 113-118.
12. Пат. України № 93302, МПК В23К 35/368. Порошковый дріт / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов, А.А. Голякєвич, Л.Н. Орлов; Приазовський державний технічний університет; Заявлено 17.07.2009; Опубл. 25. 01. 2011, Бюл. №2.

**Bibliography:**

1. Frumin I.I. Automatic arc deposition / I.I. Frumin, - Kharkov : Metallurgizdat, 1961. -422 p. (Rus)
2. Livshits L.S. Basics of weld metal alloying / L.S. Livshits, N.A. Greenberg, E.G. Kurkumelli – Moscow : Mashinostroenie, 1969. -188 p. (Rus)
3. Popov, V.S. The wear resistance of steels and alloys / V.S. Popov, I.N. Brykov. - Zaporozhye : PPC Zaporozhye, 1996. – 180 p. (Rus)
4. Malinov V.L. Economically alloying filler materials to ensure the deposited metal work hardening during operation / V.L. Malinov // Automatic welding. -2006. - № 8. -P. 29-32. (Rus)
5. Petrov I.V. Test of wearproof deposited alloys // Welding. -1968. -№ 11. -P. 21-24. (Rus)
6. Popov, V.S. Wear resistance of the die mold for manufacturing hearthstone / V.S. Popov, I.N. Brykov, N.S. Ditrichenko. – Moscow : Metallurgiya, 1971. -169 p. (Rus)
7. Zhukov A.A. Wear resistant castings of complex alloying white irons / A.A. Zhukov, G.I. Silman, M.S. Froltsev – Moscow : Machinestroenie, 1984. -104 p. (Rus)
8. Malinov V.L. The method of automated calculation of flux-cored stripes / V.L. Malinov, V.V. Chigarev // Vestnik of Priazovsky State Technical University: Collection of scientific work No 3. - Mariupol, 1997. –P. 164-166 (Rus)
9. Novick S.F. Optimization methods of metal technology process by experiments planning / S.F. Novick, Y.B. Arsov. – Moscow : Machinestroenie, 1980. -304 p. (Rus)
10. Ryabtsev I.A. Surfacing of machine and mechanisms parts / I.A. Ryabtsev, - Kiev : Ekotehnlogiya,

2004. -160 p. (Rus)

11. Efremenko V.G. Influence of phase and structural state of iron-based alloys for wear resistance in condition grinding high-abrasive material / V.G. Efremenko, F.K. Tkachenko, T.A. Eremenko // Vestnik of Priazovsky State Technical University: Collection of scientific work No 13. - Mariupol, 2003. -P. 113-118. (Rus)

12. Pat. Ukraine № 93302, МПК В23К 35/368. Flux-cored wire / L.S. Malinov, V.L. Malinov, A.A. Golyakenvich, L.N. Orlov; Priazovsky State Technical University; Claim 17.07.2009, Publ. 25.01.2011, Bull. № 2. (Ukr.)

Рецензент: В.И. Щегина  
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 30.11.2011

УДК 669.14:621.785.6.16.22

©Кузьмин С.О.\*

### **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМОУПРОЧНЕНИЯ НА ОБЪЕМНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ МАРОК СТАЛИ**

*Показано, что объемная износостойкость мелющих шаров определяется не только их твердостью, но и типом микроструктурного градиента по сечению. Предложены режимы термоупрочнения для шаров Ø 120 мм из сталей М74, 75Г2С, 75ХГСМ.  
**Ключевые слова:** мелющие шары, термоупрочнение, твердость, износостойкость, микроструктура.*

*Кузьмін С.О. Вплив режиму термозміцнення на об'ємну зносостійкість в термозміцнених молоткових кулях з низьколегованих марок сталі. Показано, що об'ємна зносостійкість молоткових куль визначається не тільки їх твердістю, але й типом мікро структурного градієнту по перетину. запропоновано режими термозміцненні для куль Ø 120 мм зі сталей М74, 75Г2С, 75ХГСМ.*

***Ключові слова** молоткові кулі, термозміцнення, твердість, зносостійкість, мікро структура.*

***S.O. Kuzmin. The influence of thermo-hardening mode on volumetric wear resistance of grinding balls made of low-alloyed steels. It is shown that the volumetric wear resistance of grinding balls is determined not only by hardness, but also by the type of microstructural gradient in the cross section. The regimes of thermo-hardening for balls of Ø120 mm of steel M74, 75Г2С, 75ХГСМ are proposed.***

***Key words:** grinding balls, thermo-hardening, hardness, wear resistance, microstructure.*

**Постановка проблемы и анализ известных публикаций.** Стальные мелющие шары широко применяются в операциях измельчения в различных отраслях промышленности. Для повышения твердости катаные мелющие шары проходят термическое упрочнение с прокатного нагрева. При выборе оптимального режима термоупрочнения необходимо ориентироваться на получение в шарах таких структурных состояний, которые обеспечивали бы не только регламентируемую стандартом твердость, но и высокий уровень эксплуатационной долговечности.

Основной причиной износа шаров при помоле руд черных и цветных металлов является абразивное воздействие. Изнашивание мелющих шаров большого диаметра (100-150 мм), ис-

\* аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет» г. Мариуполь