

РАЗРАБОТКА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННОГО ХРОМОМАНГАНЦЕВОГО ЧУГУНА ДЛЯ ФУТЕРОВКИ ЗАГРУЗОЧНЫХ ЖЕЛОБОВ И ТОРЦЕВЫХ СТЕН ПОЛУВАГОНОВ-ХОПРОВ 22-471, ПЕРЕВОЗЯЩИХ АБРАЗИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

В роботі за допомогою квазі-Д-оптимального плану Песочинського проведено оптимізацію хімічного складу зносостійких економнолегованих хромоманганцевих чавунів, мікролегованих алюмінієм, за механічними та мікроструктурними показниками, що характеризують експлуатаційні властивості сплавів.

В работе с помощью квази-Д-оптимального плана Песочинского проведена оптимизация химического состава износостойких экономнолегированных хромоманганцевых чугунов, микролегированных алюминием, по механическим и микроструктурным показателям, характеризующим эксплуатационные свойства сплавов.

In the article the optimization of chemical composition of the wear-resistant economically alloyed Cr-Mn cast irons microalloyed with aluminum is realized by means of the quasi-D-optimum plan of Pesochinski over the mechanical and microstructural parameters, which characterize the operational properties of alloys.

Разработка новых составов износостойких материалов, позволяющих экономить дефицитные дорогостоящие легирующие элементы, является актуальной задачей развития металлургической и машиностроительной отрасли Украины. Актуальность использования материалов с большим сроком службы для футеровки желобов грузочных устройств железнодорожных вагонов, торцевых стенок полувагонов-хопров 22-471 позволит сократить расходы, связанные с частой заменой указанных деталей и самих вагонов в целом. Использование экономнолегированных хромоманганцевых чугунов в условиях ударно-абразивного износа, а также структурные характеристики этих материалов позволяют предположить зависимость их эксплуатационных свойств от микроструктуры матрицы. Известно, что наибольшее влияние на структурные характеристики матрицы в чугунах типа ИЧХ12Г5 оказывает концентрация марганца [1]. Однако, в соответствии с работой [2], легирование алюминием влияет на количество вторичных карбидов в матрице и, следовательно, механические характеристики указанных материалов.

Изучение влияния дополнительного легирования на структуру и свойства чугунов проводили на образцах чугунов, полученных из следующих шихтовых материалов: чугунная дробь, обрезь стального проката, феррохром ФХ006А, электролитический марганец, алюми-

ний АВ97. Чугунную дробь получали разливкой синтетического чугуна в бак с водой.

Плавку чугунов производили в печи Таммана в тигле из окиси алюминия (\varnothing 35x150) мм. Масса плавки составляла от 200 до 300 г. Чугунную дробь, сталь и феррохром помещали в печь вместе с тиглем. После расплавления шихты вводили остальные ферросплавы. В процессе плавки производили перемешивание расплава кварцевым стержнем. Разливали чугун в кварцевые трубки с внутренним диаметром 12...14 мм и длиной около 250 мм. Для уменьшения пористости отливки в донной части монтировался холодильник. Для снижения скорости охлаждения кварцевые трубки помещались в короб с песком. При использовании такой схемы кристаллизации скорость охлаждения составляла около 20...30 К/с. Для металлографических исследований использовали слитки без верхней и донной части. Твердость образцов измеряли на приборе ТК-2М, ударную вязкость – на копре с энергией удара 1250 Дж, микротвердость матрицы – с помощью приставки к металлографическому микроскопу «Вертикал» (Германия).

Исследования проводились с использованием методики планирования экспериментов с помощью некомпозиционного квази-Д-оптимального плана Песочинского.

Исходным материалом для исследования служил хромоманганцевый чугун типа ИЧХ12Г5. В качестве факторов принимались

содержания марганца, хрома и алюминия. Хром и марганец являются основными легирующими элементами в чугунах такого типа. Легирование хромом приводит к формированию эвтектики на базе карбида Me_7C_3 , а введение марганца стабилизирует γ -твердый раствор, что способствует улучшению свойств матрицы. Интервалы изменения концентраций хрома составляли 12...20 % (масс.), марганца – 2...6 % (масс.), алюминия – 0...0,2 % (масс.). Содержание углерода в экспериментальных сплавах подбиралось для каждого сплава с целью обеспечения степени эвтектичности 0,8. Содержание кремния во всех сплавах было около 0,7 % масс.

После разливки образцы отжигались в печи при температуре 860 °С в течение 3-х часов с последующим охлаждением на воздухе. Термическую обработку образцов производили совместно, в стальной обойме, обеспечивающей скорость охлаждения в интервале температур 860...350 °С около 20 К/мин. Такая скорость охлаждения характерна для отливок среднего сечения.

Выходной характеристикой (Y) в эксперименте являлись механические свойства чугунов: предел прочности при изгибе (σ_U , МПа), ударная вязкость (K_c , кДж/м²), твердость (HRC_3), а также микротвердость матрицы (HV_{50}). Именно эти характеристики, по мнению многих авторов, коррелируют с эксплуатационными свойствами чугунных деталей, эксплуатирующихся в условиях ударно-абразивного износа.

Получены уравнения регрессий для микротвердости и механических свойств. Проверка адекватности полученных моделей в условиях экспериментов проводилась по критерию Фишера (F) при уровне значимости 0,05.

Целью настоящего исследования являлось определение совместного влияния марганца и алюминия – элементов, в основном содержащихся в матрице сплавов, на предел прочности при изгибе, твердость и ударную вязкость хромомарганцевого чугуна.

Структура всех исследуемых сплавов представляет собой доэвтектический белый чугун с эвтектикой на базе тригонального карбида Me_7C_3 (рис. 1). Изменение концентраций хрома, марганца и алюминия в плане экспериментов не сопровождается изменением типа эвтектической колонии. Изменение концентраций основных легирующих элементов приводит к изменению структуры матрицы. Структура матрицы в исследуемых чугунах может быть перлитной (рис.1, а), мартенситно-перлитной (рис.1, б), мартенситно-аустенитной (рис.1, в) или их со-

четанием с включением вторичных карбидов, выделяющихся в процессе термической обработки. Продукты диффузионного распада аустенита в исследуемых чугунах характерны для сплавов с низкой концентрацией марганца.

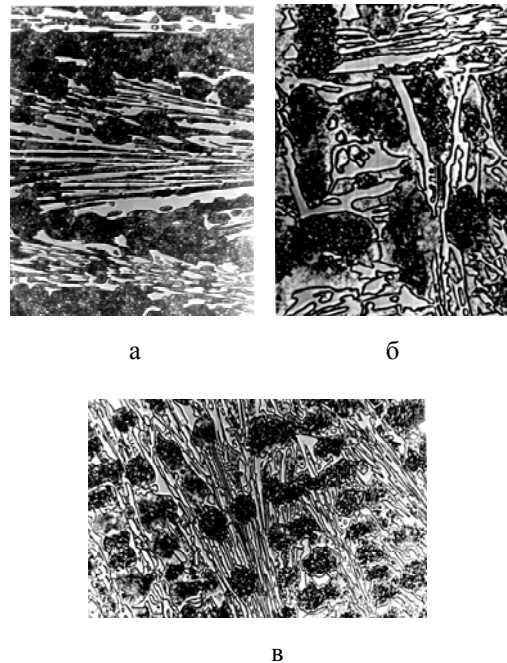


Рис. 1. Микроструктура хромомарганцевых чугунов в термообработанном состоянии, а–в – $\times 500$.

Микроструктура металлической матрицы определяет ее износостойкость. В ряду вышеперечисленных структур наибольшей микротвердостью в исследуемых сплавах обладает мартенсит с включениями вторичных карбидов, другие фазы и структурные составляющие ее снижают.

С помощью математической обработки получены уравнения регрессий для:

микротвердости матрицы, HV_{50} :

$$Y_1 = 34,25 + 236,94X_1 + 17,94X_2 - 1780X_3 + 445X_1X_3 - 30,44X_1^2;$$

твердости, HRC_3 :

$$Y_2 = 12,13 + 14,47X_1 + 1,77X_2 - 65X_3 - 0,3X_1X_2 + 16,25X_1X_3 - 1,2X_2^2;$$

предела прочности при изгибе, σ_U (МПа):

$$Y_3 = -2491,5 - 96X_1 + 456,25X_2 - 5175X_3 + 960X_1X_3 - 12,94X_2^2;$$

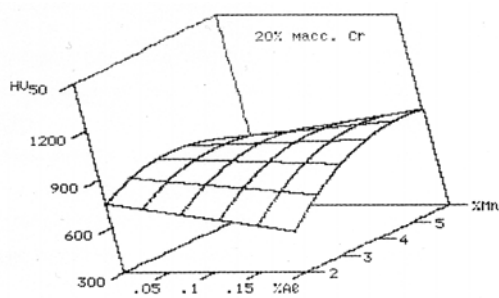
ударной вязкости, K_c (кДж/м²):

$$Y_4 = 69,88 + 442,50X_3 - 2212,5X_3^2,$$

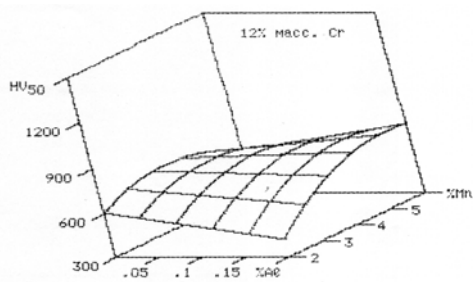
где Y_1 , Y_2 , Y_3 , Y_4 - микротвердость (HV_{50}), твердость (HRC_3), предел прочности при изгибе (σ_U , МПа) и ударная вязкость (K_c , кДж/м²), а

X_1 , X_2 , X_3 – содержание в % (масс.) марганца, хрома и алюминия, соответственно.

Поверхности отклика для микротвердости матрицы при различном содержании хрома представлены на рис. 2. Из рисунка видно, что характер влияния алюминия на микротвердость матрицы зависит от содержания марганца. На совместное влияние марганца и алюминия указывает коэффициент парного взаимодействия этих элементов в уравнении регрессии. При высоком содержании марганца алюминий спо-



а



б

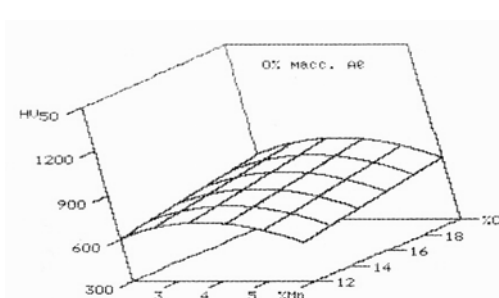
Рис. 2. Влияние алюминия и марганца на микротвердость матрицы хромомарганцевых чугунов при концентрации хрома: а – 20% (масс.), б – 12 % (масс.)

собствует повышению микротвердости матрицы, при низком – снижению. Повышение концентрации хрома в чугуне приводит к увеличению общего уровня микротвердости матрицы, причем характер зависимости ее от содержания марганца и алюминия при этом не меняется (см. рис. 2). Влияние марганца на микротвердость экстремально, а алюминия – линейно. Величина максимума микротвердости растет с увеличением содержания хрома. При повышении содержания алюминия максимум смещается в область более высоких концентраций марганца.

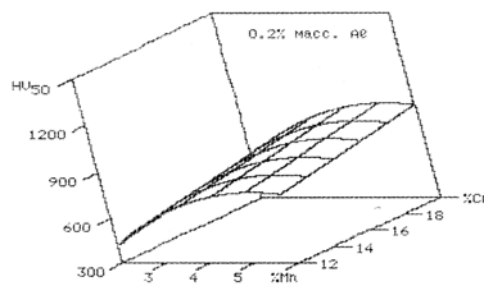
Изменение содержания алюминия в пределах плана экспериментов не изменяет характер влияния марганца и хрома (рис. 3). Легирование хромомарганцевого чугуна алюминием (см. рис. 3) приводит к увеличению микротвердости

матрицы при повышенных концентрациях марганца и уменьшению при низких.

В публикациях, посвященных влиянию марганца на микроструктуру матрицы высокохромистого чугуна, указывается, что наиболее высокими уровнями микротвердости обладает мартенситная матрица с вторичными карбидами [1]. Мартенситная структура матрицы достигается при оптимальном содержании марганца в чугуне. Отклонение в сторону меньших концентраций марганца приводит к появлению



а



б

Рис. 3. Влияние хрома и марганца на микротвердость матрицы при содержании алюминия: а – 0 % (масс.); б – 0,2 % (масс.)

продуктов диффузионного распада аустенита, в сторону повышенных – увеличивает объемную долю остаточного аустенита. В обоих случаях наблюдается снижение микротвердости матрицы. При низком содержании марганца в чугуне увеличение концентраций алюминия приводит к уменьшению микротвердости за счет увеличения в структуре матрицы объемной доли продуктов диффузионного распада аустенита. В сплавах с высоким содержанием марганца алюминий инициирует выделение вторичных карбидов. При этом микротвердость матрицы повышается. Повышение содержания алюминия в исследуемых чугунах смещает максимум микротвердости матрицы в область больших концентраций марганца, с одновременным его увеличением.

Поверхности отклика для твердости при различных содержаниях хрома представлены на рис. 4. Как видно, характер совместного влияния алюминия и марганца на твердость аналогичен влиянию на микротвердость. При этом изменение твердости исследуемых сплавов происходит за счет изменения микротвердости матрицы.

Алюминий способствует повышению твердости сплавов с высоким (более 4 % масс.) со-

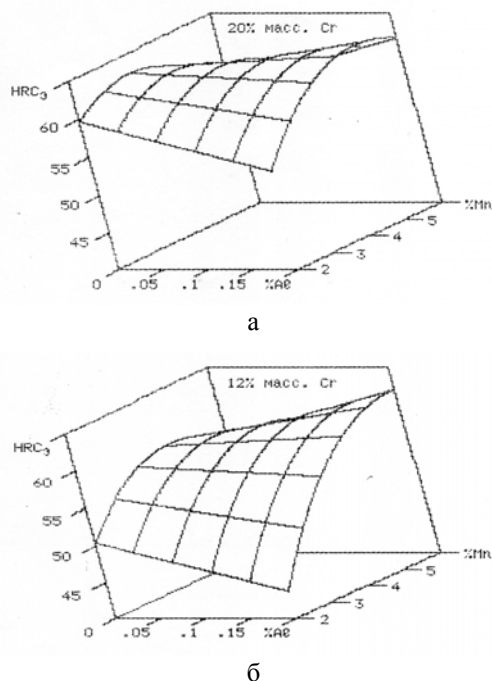


Рис. 4. Влияние марганца и алюминия на твердость хромомарганцевого чугуна при концентрации хрома: а – 20 % (масс.); б – 12 % (масс.)

держанием марганца, что связано с уменьшением объемной доли остаточного аустенита.

Зависимости совместного влияния алюминия, марганца на предел прочности при изгибе с различным содержанием хрома представлены на рис. 5. Изменение содержания хрома в чугуне меняет характер зависимости. Повышение общего уровня прочности наблюдается при концентрациях хрома более 15 % (масс.).

В исследуемых сплавах с низким содержанием марганца повышение содержания алюминия приводит к некоторому уменьшению предела прочности при изгибе за счет увеличения объемной доли продуктов диффузионного распада аустенита (см. рис. 1, а, б). При содержаниях марганца более 4 % масс. характер влияния алюминия на прочность меняется. Следует отметить, что изменение прочности при этом незначительно.

Наряду с характеристиками микротвердости матрицы (HV_{50}), твердости (HRC_3), предела

прочности при изгибе (σ_U , МПа), ударная вязкость является наиболее ёмкой характеристикой эксплуатационных свойств износостойких чугунов, испытывающих ударно-абразивные нагрузки. Исследование влияния алюминия на ударную вязкость (рис. 6) показывает, что с учетом точности использованной методики экспериментов ударная вязкость исследованных чугунов значимо зависит только от содержания алюминия. Проверка других коэффициентов уравнения регрессии с помощью критерия Фишера показала их незначимость.

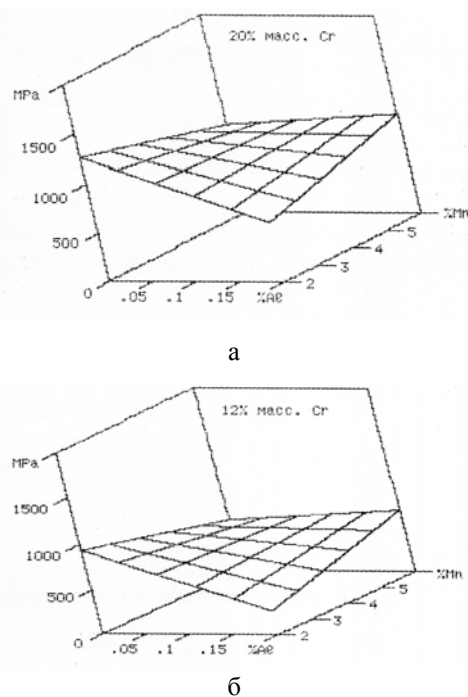


Рис. 5. Влияние алюминия и марганца на предел прочности при изгибе при различной концентрации хрома: а – 20 % (масс.); б – 12 % (масс.)

Имеющиеся сведения в литературе о влиянии структуры матрицы на ударную вязкость показывают, что одинаковые значения ударной вязкости достигаются при наличии перлитной, мартенситной или мартенситно-аустенитной структуры, т.е. прямой связи между структурой матрицы и ударной вязкостью нет. Эти положения не противоречат полученным результатам.

Возвращаясь к рис. 6, необходимо отметить повышение уровня ударной вязкости при дополнительном легировании алюминием в количествах около 0,1 % (масс.) Дальнейшее повышение его концентрации приводит к падению ударной вязкости, что связано, скорее всего, с ликвацией алюминия по границам зерен.

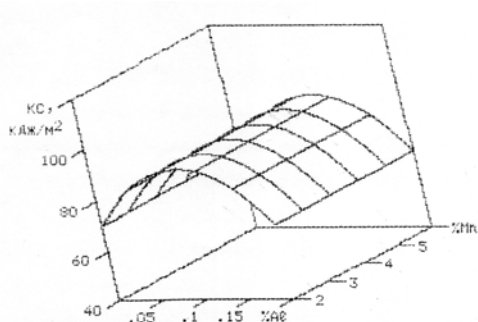


Рис. 6. Влияние марганца и алюминия на ударную вязкость хромомарганцевых чугунов

Химический состав чугуна с оптимальным содержанием химических элементов в пределах данного эксперимента представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав чугуна и его структурных составляющих

Сплав, фаза	Содержание элементов, % (масс.)					
	C	Si	Mn	Cr	Al	Fe
Чугун	2,78	0,66	4,48	17,6	0,1	ост.
Карбид Me_7C_3	н/и	-	3,6	49,6	-	37,5
Матрица	н/и	0,66	3,02	12,99	0,09	ост.

Оптимальный состав термообработанного хромомарганцевого чугуна, легированного алюминием, позволяет получить микротвердость матрицы не менее $800 HV_{50}$, твердость – не менее $60 HRC_3$, предел прочности при изгибе – не менее 1100 МПа и ударную вязкость – на уровне не менее 80 кДж/м^2 . Подобные механические характеристики при отсутствии алю-

миния в качестве микролегирующего компонента обеспечиваются лишь при условии концентрации хрома и марганца в чугуне не менее 20 и 4%, соответственно. Таким образом, дополнительное легирование хромомарганцевых чугунов алюминием позволяет улучшить их механические свойства. Концентрация алюминия около 0,1% масс. в хромомарганцевом чугуне позволяет повысить ударную вязкость на $20...25 \text{ кДж/м}^2$. В исследуемых чугунах при концентрации марганца более 4% (масс.) увеличение содержания алюминия обеспечивает повышение твердости сплава на 2-3 единицы HRC_3 за счет инициации выделения вторичных карбидов в матрице и уменьшения количества остаточного аустенита. При более низком содержании марганца алюминий снижает твердость чугуна. Использование хромомарганцевых чугунов, микролегированных алюминием около 0,1% масс., в качестве бронеплит футеровки грузочных желобов железнодорожных вагонов под абразивные материалы и торцевых стенок полувагонов-хопров 22-471 позволит увеличить срок службы конструкций, сэкономить дорогостоящие легирующие элементы, например хромистую лигатуру.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гарбер М. Е. Отливки из белых износостойких чугунов. – Машиностроение, 1972. – 112 с.
2. Фарсер В. М. Исследование структурных превращений и особенностей вторичного твердения в высокопрочных сталях, легированных алюминием и медью / В. М. Фарсер, Т. Г. Потемкина, А. А. Круглов, Е. А. Савенкова // Изв. АН СССР. Металлы. – 1991. – № 3. – С. 89-93.

Поступила в редакцию 17.03.2008.