

DOI: 10.24412/2077-8481-2025-4-22-34

УДК 621.74.041:669.15-196.52:004.942

В. А. ПУМПУР¹, канд. техн. наук, доц.

А. Г. АНИСОВИЧ², д-р физ.-мат. наук, проф.

П. Ю. ДУВАЛОВ¹

С. А. СУХОЦКИЙ¹, канд. техн. наук, доц.

В. М. АНДРИЕНКО¹

¹Институт технологии металлов НАН Беларуси (Могилев, Беларусь)

²Институт прикладной физики НАН Беларуси (Минск, Беларусь)

РАЗРАБОТКА СОСТАВА ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА И ТЕХНОЛОГИИ СТАБИЛИЗАЦИИ ЕГО АУСТЕНИТНО-КАРБИДНОЙ СТРУКТУРЫ

Аннотация

Крупногабаритные расходные детали из износостойкого хромистого чугуна для дробильно-размольного оборудования (ДРО) получают литьем в песчаные формы, в частности в формы из холодно-твердеющей смеси. Из-за сравнительно низкой скорости охлаждения отливки в ее структуре происходит распад аустенита, что приводит к снижению твердости получаемых деталей и их износостойкости.

Описана разработка технологии стабилизации аустенитно-карбидной структуры отливок из низколегированного высокохромистого чугуна на основе создания нового химического состава чугуна и ускоренного вторичного охлаждения отливок. Увеличение скорости охлаждения осуществляется за счет ранней выбивки отливок из формы при высоких температурах.

Ключевые слова:

износостойкие высокохромистые чугуны, аустенитно-карбидная структура, ранняя выбивка, вторичное охлаждение, химический состав, твердость и износостойкость ИЧХ.

Для цитирования:

Разработка состава высокохромистого чугуна и технологии стабилизации его аустенитно-карбидной структуры / В. А. Пумпур, А. Г. Анисович, П. Ю. Дувалов [и др.] // Вестник Белорусско-Российского университета. – 2025. – № 4 (89). – С. 22–34.

Введение

Высокохромистые чугуны являются одним из наиболее распространенных износостойких материалов с оптимальным соотношением цены и качества. Детали, изготавливаемые из них, обладают значительным ресурсом работы при приемлемой прочности. Износостойкость таких деталей зависит, прежде всего, от количества, размера и морфологии карбидов в структуре, а также от типа металлической основы (матрицы). На размер и морфологию карбидов высокохромистых чугунов большое влияние оказывает скорость охлаждения. Ее повышение способствует формированию мелких и разветвленных карбидов в конечной структуре отливки, что положительно влияет на свойства. Однако

высокая скорость охлаждения влияет не только на карбидную составляющую структуры, но и на металлическую основу (матрицу), предотвращая распад аустенита.

Высокие скорости охлаждения отливки обеспечиваются литьем в металлические и комбинированные формы. Но крупногабаритные массивные детали нецелесообразно отливать таким способом по причине низкой технологичности этих процессов, их высокой стоимости и недолговечности литейных форм. Поэтому такие детали получают литьем преимущественно в песчаные формы, в частности в формы из холодно-твердеющей смеси (ХТС) [1].

Отливки крупногабаритных защитных деталей, изготовленных из износостойкого хромистого чугуна (ИЧХ),

в песчаные формы имеют существенный недостаток – при длительной выдержке в литейной форме до обычной температуры выбивки ($100\text{ }^{\circ}\text{C} \dots 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) из-за низкой скорости охлаждения происходит распад аустенита на феррито-карбидную смесь. Это существенно уменьшает ресурс работы деталей за счет снижения твердости. Металлическая матрица легированного аустенита высокохромистого чугуна имеет микротвердость $\text{HV}_{50} \sim 400\text{ кгс/мм}^2$, микротвердость продуктов распада аустенита – $\text{HV}_{50} \sim 250 \dots 300\text{ кгс/мм}^2$.

Предотвратить распад аустенита в процессе охлаждения крупногабаритных отливок возможно их ускоренным охлаждением после раннего извлечения из формы, т. е. на этапе вторичного охлаждения. Конкретный режим вторичного охлаждения определяется моментом времени извлечения (выбивки) отливки из формы, а также продолжительностью и скоростью последующего охлаждения, особенно в диапазоне температур возможного распада аустенита. Влияние времени выбивки на структуру и свойства белого чугуна ИЧХ18ВМ было исследовано ранее [2]. Установлено, что твердость чугуна при ранней выбивке (через 40 мин от начала заливки) отливки детали «Конус УЗ-1,1» составляет $52 \dots 56\text{ HRC}$, тогда как при поздней выбивке (через 20 ч) – $46 \dots 47\text{ HRC}$. Структура чугуна при ранней выбивке – аустенитная матрица и карбиды.

На сегодняшний день в открытом доступе отсутствуют сведения о влиянии легирующих элементов в условиях ускоренного вторичного охлаждения отливки на структурообразование и свойства ИЧХ. Поэтому актуальной является проблема создания улучшенного химического состава ИЧХ, обеспечивающего гарантированное повышение ресурса работы крупногабаритных деталей ДРО.

Постановка задачи

Для повышения износостойкости крупногабаритных расходных деталей из высокохромистого чугуна для дробильно-размольного оборудования необходимо было решить следующие задачи.

1. Исследовать влияние улучшенного легирования созданного ранее ИЧХ18ВМ [3], который был взят в качестве базового (эталонного). В новом составе чугуна в качестве легирующих использованы элементы, стабилизирующие аустенит, – Mo, Ni, Mn, процентное содержание которых должно обеспечивать повышение твердости получаемых деталей без значимого увеличения стоимости.

2. Определить оптимальные режимы литья и вторичного охлаждения отливок для повышения средней скорости охлаждения. Температура поверхности отливки при извлечении из формы (выбивке) $T_{п.изв.}$, в первую очередь, зависит от продолжительности охлаждения отливки в форме от момента заливки до момента извлечения $\tau_{изв.}$. Поэтому для технологического процесса литья с выбивкой важно для каждого $T_{п.изв.}$ определить $\tau_{изв.}$. $T_{п.изв.}$ должна быть такой, чтобы обеспечивалась наиболее высокая скорость охлаждения отливки до достижения ею критического диапазона от $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, чтобы с наибольшей вероятностью обеспечить стабилизацию аустенита. В реальных условиях значение $T_{п.изв.}$ зависит и от продолжительности паузы после выбивки τ_n , т. к. во время паузы отливка охлаждается только в естественных условиях, а не под воздействием направленного воздушного потока. Поэтому очевидно, что требуется минимизация τ_n . Для определения оптимального режима вторичного охлаждения отливки необходимо определить влияние $\tau_{изв.}$, τ_n и $\alpha_{об}$ на среднюю скорость охлаждения отливки как на протяжении всего процесса охлаждения, так и отдельно для наиболее ответственных его этапов.

3. Разработать программное обеспечение для определения оптимальных режимов литья, ранней выбивки и вторичного охлаждения отливок для повышения средней скорости охлаждения крупногабаритных отливок.

Методология исследований

Методология основана на проведении теоретико-экспериментальных

исследований с привлечением аппарата математического моделирования для численной реализации задач теплообмена при литье в форму из ХТС крупногабаритных расходных деталей ДРО. Такими деталями являются «Конус УЗ-1,1» массой около 35 кг (рис. 1) и «Воронка ДЦ-1,25» массой около 28 кг (рис. 2).

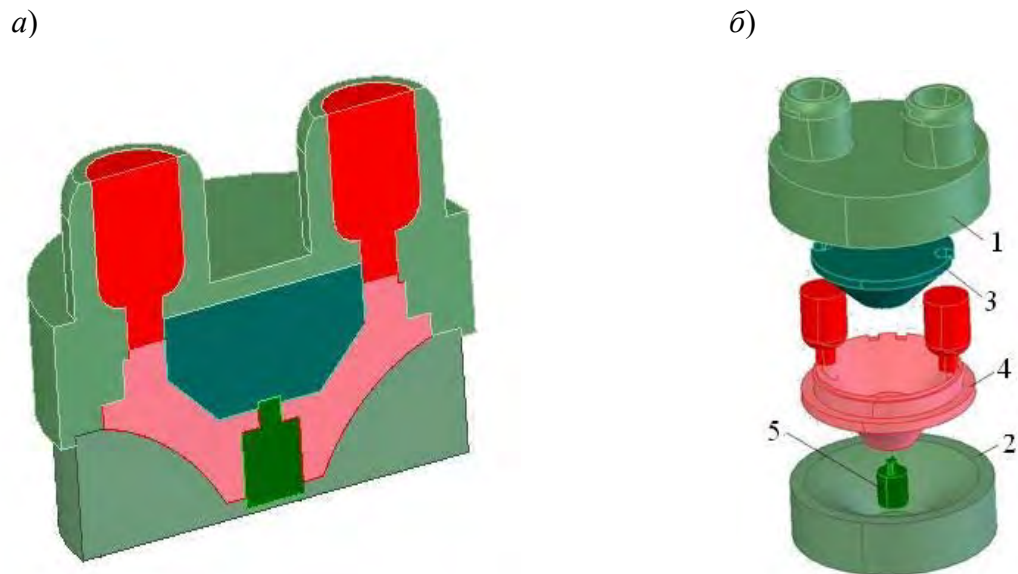


Рис. 1. Вид литейной формы в сборе (а) и ее составные части (б): 1, 2 – верхняя и нижняя полуформы; 3 – верхняя вставка; 4 – отливка детали «Конус» с литниками; 5 – внутренний стержень

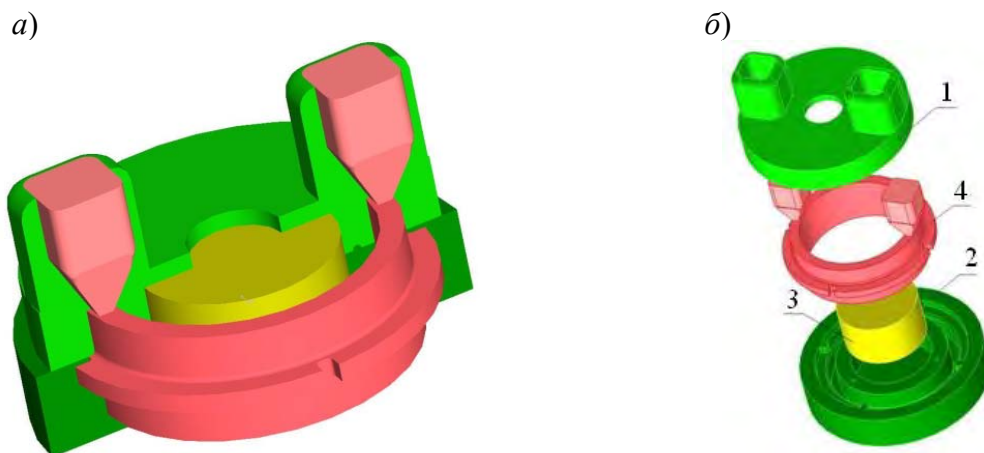


Рис. 2. Вид литейной формы в сборе (а) и ее составные части (б): 1, 2 – верхняя и нижняя полуформы; 3 – внутренний стержень; 4 – отливка детали «Воронка» с литниками

Экспериментальные исследования на первом этапе проводились с целью анализа влияния легирующих элементов на твердость и структуру получаемых образцов отливки, т. е. для создания нового высокохромистого низколегированного чугуна. На втором этапе – для измерения температур в процессе затвердевания отливки при литье, а также при ее охлаждении на воздухе, которые использовались для адаптации разрабатываемых математических моделей и программного обеспечения к реальным условиям литья крупногабаритных деталей ДРО.

Расплав ИЧХ готовили в индукционной печи ИСТ-0,25/0,32И1. С целью разработки нового состава высокохромистого чугуна проводилось его поочередное легирование молибденом, никелем и марганцем относительно базового ИЧХ18ВМ: 3,2 %...3,6 % С, 16,0 %...20,0 % Cr, 0,1 %...0,4 % Ni, 0,5 %...1,0 % Mn, 0,3 %...0,7 % Si, 0,15 %...0,3 % V, 0,2 %...0,5 % Mo, 0,02 %...0,05 % Ti. Ранняя выбивка отливки проводилась при температуре 860 °С через час после заливки. Получали крупногабаритные образцы размерами 246,5 × 246,5 × 40 мм, толщина сечения которых сопоставима с толщиной сечения крупногабаритных деталей ДРО. Масса каждого образца составляла около 18 кг.

Определение химического состава сплава проводилось на оптико-эмиссионном спектрометре GNR SCP (GNR Solaris CCD). Микроструктурные исследования выполнены на металлографическом комплексе на основе инвертированного микроскопа МИ-1, оснащенной программой обработки изображений AXALIT (разработчик – Аксалит Софт) для фотографирования и количественной обработки данных.

Определение твердости по Роквеллу проводили на портативном ультразвуковом твердомере ТКМ-459С. Твердость определяли на поверхности

образцов и на различной глубине выбранного сечения, начиная с 2,5 мм и далее с шагом 8...9 мм.

Для измерения температуры в отливке при затвердевании в форме использовали хромель-алюмелевые термопары в защитных алуновых колпачках. Колпачок заглублялся в полость формы на расстояние 10 мм от внутренней поверхности. Термопары подключались к экранному регистратору JUMO Logoscreen 600. Для измерения температуры на поверхности отливки при ее охлаждении на воздухе термопары закреплялись на ее рабочей поверхности. Измерения осуществлялись с помощью регистратора JUMO Logoscreen 600 и инфракрасным пирометром «Кельвин компакт 2300».

Математическое моделирование теплообмена при формировании отливок проводилось путем численного решения нелинейного уравнения теплопроводности в двумерной постановке в цилиндрической системе координат, поскольку геометрия деталей практически осесимметричная. В связи с этим рассматривался теплообмен при затвердевании отливки в одном из центральных сечений. При расчетах принято, что форма заполняется расплавом мгновенно. Так как время заливки расплава не превышает 30 с, а предполагаемое время извлечения отливок как минимум в 20 раз больше, то такое допущение вполне приемлемо.

Теплофизические свойства ИЧХ принимались зависимыми от температуры. Температурные зависимости плотности ρ , теплопроводности λ и удельной теплоемкости c , подобранные по результатам ранее проведенных исследований, задавались линейной интерполяцией. Тепловыделение при кристаллизации сплава ИЧХ учитывалось путем введения эффективной теплоемкости двухфазной зоны [4].

Численная реализация математической модели осуществлялась методом конечных разностей по неявной схе-

ме [5, 6]. Программная реализация разработанных математических моделей теплообмена при формировании отливок деталей «Воронка» и «Конус» осуществлялась в системе визуального объектно ориентированного программирования C++ Builder 6 [7].

Измеренные значения температур использовались для идентификации неизвестных параметров теплообмена между отливкой и воздухом при ее вторичном охлаждении на воздухе после выбивки. При вторичном охлаждении рабочая поверхность отливки обдувалась направленным воздушным потоком со средней скоростью 8 и 16 м/с.

Параметрическая идентификация коэффициента теплообмена $\alpha_{об}$ проводилась с применением метода наименьших квадратов путем минимизации критерия вида

$$K(\alpha) = \sum_{i=1}^k \left(\frac{(t_{pi} - t_{zi})}{t_{zi}} \right)^2,$$

где α – искомый параметр теплообмена, Вт/(м²· К); k – число сравниваемых значений температур; t_{pi} – расчетные значения температур в месте установки термопары, °С; t_{zi} – измеренные значения температур, °С.

Результаты исследований

В результате исследований влияния дополнительного легирования никелем, молибденом и марганцем на твердость и микроструктуру крупногабаритных образцов отливок из ИЧХ разработан низколегированный чугун повышенной износостойкости с улучшенным легированием по сравнению с базовым чугуном (табл. 1).

Применение ускоренного охлаждения этого чугуна на воздухе после ранней выбивки значительно повысило твердость крупногабаритных образцов (рис. 3).

Табл. 1. Химический состав разработанного чугуна

Химический элемент	C	Cr	Ni	Mn	Si	V	Mo	Ti
Содержание, мас. %	3,4...3,6	16,0...20,0	0,6...0,7	0,8...1,2	0,3...0,7	0,1...0,2	0,2...0,4	0,02...0,05

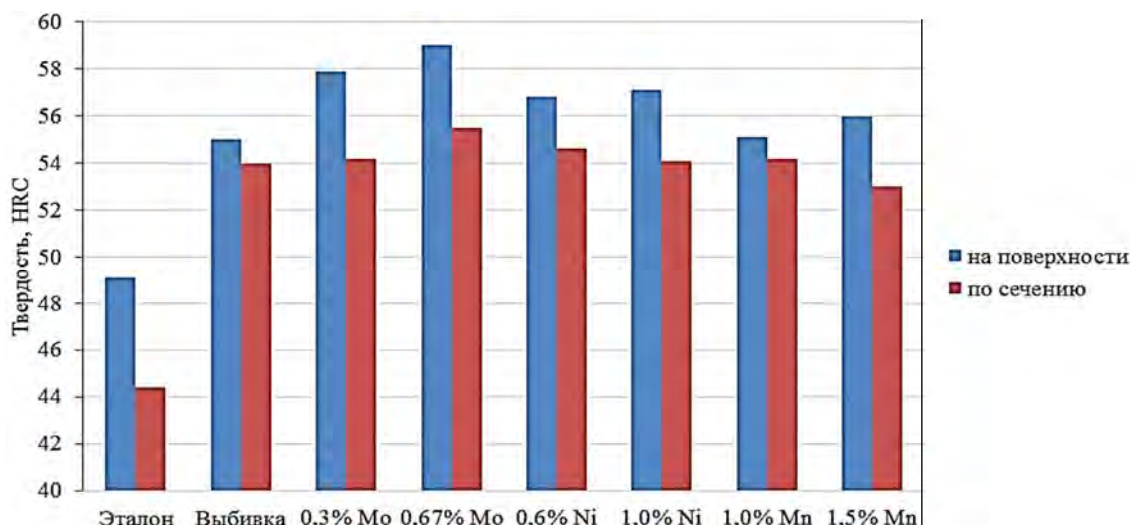


Рис. 3. Средние значения твердости на поверхности и по сечению экспериментальных крупногабаритных образцов

Как видно из рисунка, применение ранней выбивки для базового состава ИЧХ позволило увеличить твердость, по сравнению с эталоном без выбивки, на 6 ед. HRC на поверхности и на 9,5 ед. HRC по сечению образцов. Поочередное легирование с применением ранней выбивки и охлаждением на воздухе позво-

лило дополнительно увеличить твердость образцов на 1...4 ед. HRC на поверхности и на 0,5...1 ед. HRC в среднем по сечению образцов (за исключением случая легирования 1,5 % Mn).

Значительное увеличение твердости за счет применения ранней выбивки коррелирует с изменениями микроструктуры (рис. 4).

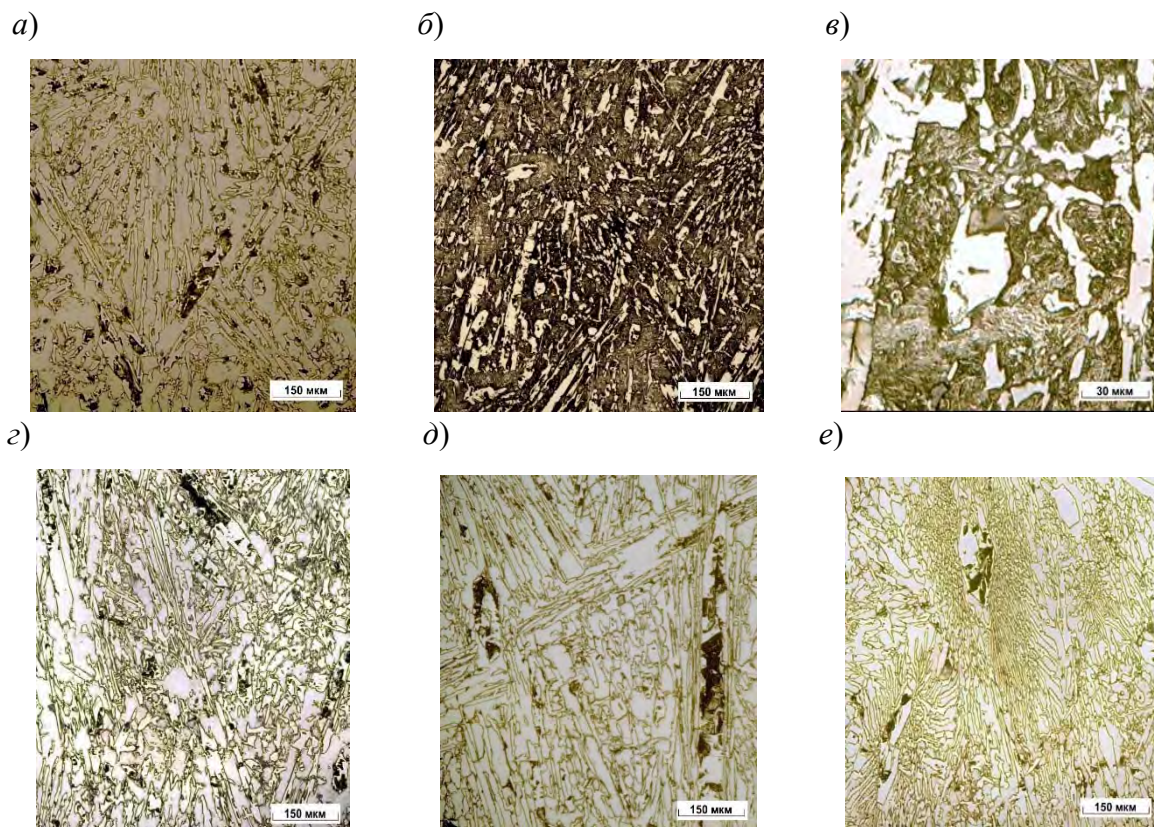


Рис. 4. Микроструктура в середине сечения крупногабаритных экспериментальных образцов: а – образец базового состава с ранней выбивкой ($\times 200$); б, в – образец базового состава без ранней выбивки с увеличением ($\times 200$) и ($\times 1000$) соответственно; г–е – образцы базового состава с ранней выбивкой, легированные 0,3 % Mo, 0,6 % Ni, 1,0 % Mn соответственно ($\times 200$)

Как видно из рисунка, основная структура образца базового состава с ранней выбивкой (см. рис. 4, а) – аустенитная матрица и карбиды, в небольшом количестве присутствует перлит, образовавшийся в результате распада аустенита. У образца без ранней выбивки (см. рис. 4, б, в) структура матрицы имеет морфологию отпущенного мартенсита, который начал формироваться при заливке [2], но в конечном итоге распался

на феррито-карбидную смесь. Образец имеет менее дефектные крупные карбиды, а форма мелких карбидов более равноосная, что объясняется медленным охлаждением. Структура образца с ранней выбивкой, легированного 0,3 % Mo (см. рис. 4, г), – аустенит и карбиды. Участков аустенитного распада практически нет. Темные участки представляют собой скопления полировочного материала в местах выкрашивания

карбидов. У образца с ранней выбивкой, легированного 0,6 % Ni (см. рис. 4, *д*), микроструктура состоит из аустенитной матрицы и карбидов с незначительным количеством перлитных участков. То же самое характерно и для образца с ранней выбивкой, легированного 1,0 % Mn (см. рис. 4, *е*). Микроструктура образцов с ранней выбивкой, легированных 0,67 % Mo, 1,0 % Ni, 1,5 % Mn, схожа с микроструктурой образцов с легированием 0,3 % Mo, 0,6 % Ni, 1,0 % Mn.

По результатам теоретико-экспериментальной параметрической идентификации получены значения коэффициентов теплообмена отливок исследуемых деталей с воздухом после выбивки $\alpha_{об}$ при разной температуре поверхности отливки в месте установки термопары $T_{п.отл}$, для разных условий вторичного охлаждения. В частности, при

естественном охлаждении $\alpha_{об}$ изменяется от 10 Вт/(м²·К) при $T_{п.отл} = 300$ °С до 40 Вт/(м²·К) при $T_{п.отл} = 1150$ °С, а при охлаждении направленным воздушным потоком со скоростью $v_{вн} = 16$ м/с – от 40 до 95 Вт/(м²·К) соответственно.

На рис. 5 представлена динамика среднеинтегральной температуры отливки $T_{си}$ при затвердевании в форме и охлаждении на воздухе, когда выбивка производится при температуре поверхности отливки, равной 1150 °С, 1050 °С, 950 °С и 850 °С, с дальнейшим охлаждением отливки при воздействии воздушным потоком со скоростью 16 м/с (сплошные линии) и в условиях естественного охлаждения (прерывистые). Температура заливаемого расплава $T_{зал} = 1420$ °С, продолжительность паузы τ_n принималась равной 90 с.

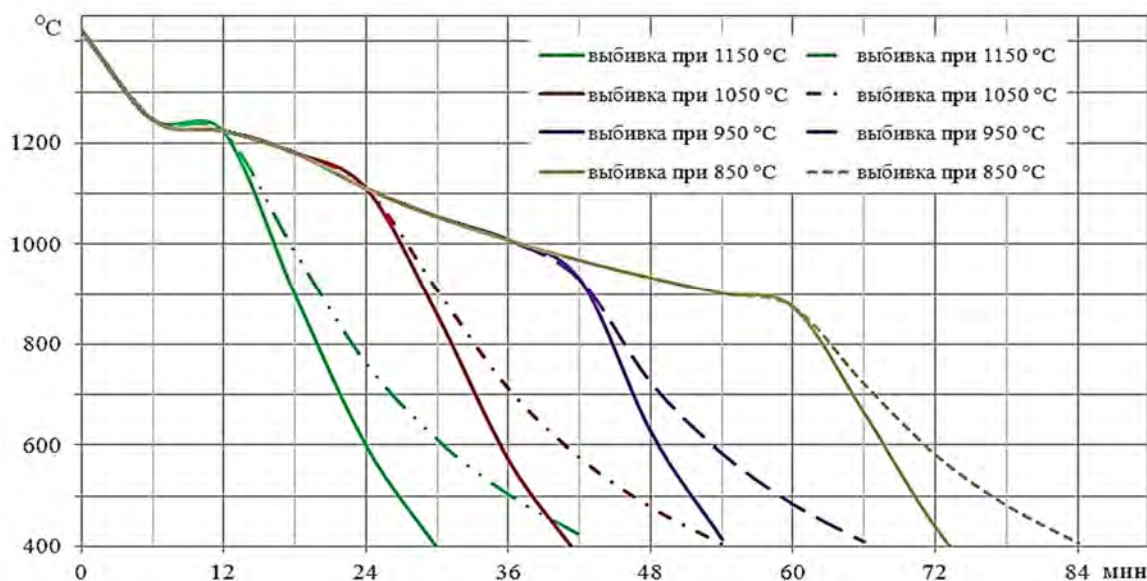


Рис. 5. Динамика среднеинтегральной температуры отливки $T_{си}$ при затвердевании в форме и охлаждении на воздухе в естественных условиях (штриховые линии) и при воздействии направленного воздушного потока (сплошные)

Установлено, что:

– влияние направленного воздушного потока со скоростью 16 м/с существенно сказывается на средней скорости вторичного охлаждения отливки;

– извлечение отливки при температуре поверхности $T_{п.изв} = 850$ °С является неэффективным для своевременной стабилизации аустенитно-карбидной структуры;

– время достижения верхней границы критического диапазона ($800\text{ }^{\circ}\text{C}$) среднеинтегральной температурой отливки при изменении $T_{п.изв}$ на $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ отличается значительно, более чем на 10 мин.

Выбивка отливки при $T_{п.изв} = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит примерно через 12 мин от момента окончания заливки расплава в форму $\tau_{зал}$, а полностью затвердевает отливка через 15 мин от заливки, т. е. выбивка производится, когда отливка не затвердела полностью. Доля твердой фазы к моменту выбивки составила около 10 %, остальное – двухфазная зона.

На рис. 6 представлены значения средней скорости охлаждения отливки после выбивки: от момента выбивки до достижения отливкой среднеинтегральной температуры $T_{си} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; от $T_{си} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $T_{си} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$; от момента выбивки до достижения $T_{си} = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Продолжительность охлаждения отливки от $T_{си} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $T_{си} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ во всех случаях примерно одинакова и составила около 120 с, что соответствует средней скорости охлаждения $0,84\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (кривая 2). Максимальные средние скорости охлаждения отливки обеспечиваются при $T_{п.изв} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Падение средней скорости охлаждения при $T_{п.изв} = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ объясняется наличием твердо-жидкой фазы при выбивке, за счет чего происходит дополнительное тепловыделение при охлаждении отливки после выбивки.

При $T_{п.изв} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ отливка успевает затвердеть примерно за 1,5 мин до выбивки. При $T_{п.изв} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ отливка извлекается примерно через 26 мин, а полностью затвердевает через 18,5 мин. Очевидно, что верхняя граница $T_{п.изв}$ должна быть меньше $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, может быть принята равной $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и для выбора оптимальной $T_{п.изв}$ достаточно рассматривать диапазон от $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

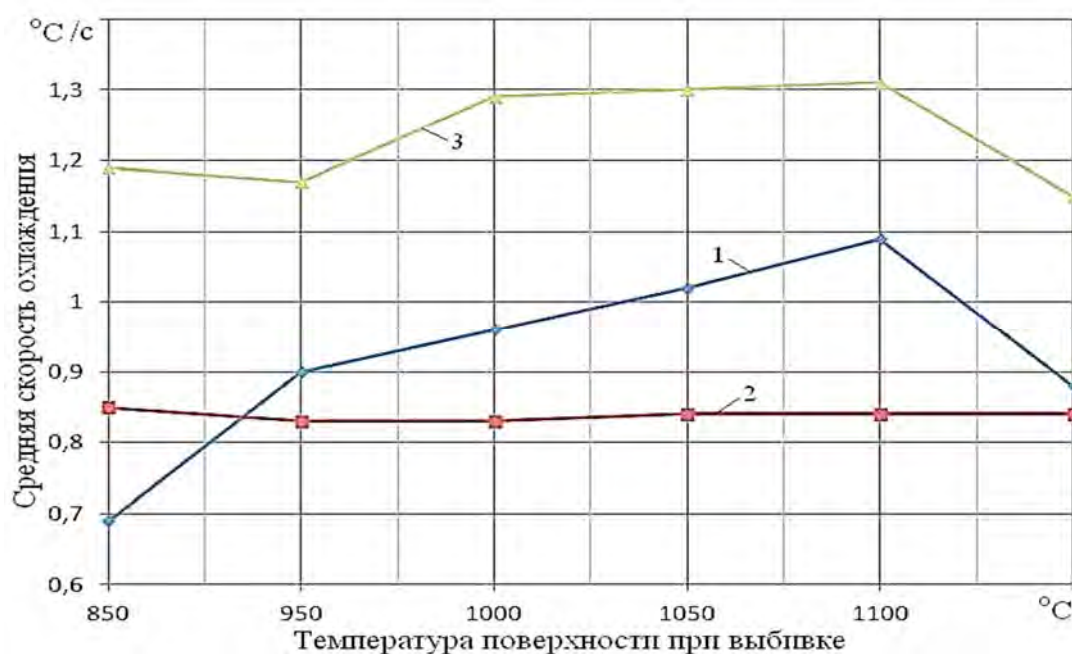


Рис. 6. Средние скорости охлаждения отливки после выбивки: 1 – до достижения $T_{си} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – от $T_{си} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $T_{си} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – до достижения $T_{си} = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$

Средняя скорость охлаждения отливки до $T_{cu} = 800$ °С от момента выбивки при $T_{n.изв} = 1100$ °С на 11,4 % выше, чем при $T_{n.изв} = 1000$ °С (см. рис. 6, кривая 1). Значит, при извлечении отливки при температуре поверхности $T_{n.изв}$, равной 1100 °С, обеспечиваются более приемлемые условия для стабилизации аустенита, т. е. для формирования структуры отливок из хромистого чугуна. Средняя скорость охлаждения отливки от момента выбивки до $T_{cu} = 500$ °С отличается незначительно (кривая 3).

В реальных условиях мелкосерийного производства отливок крупногабаритных деталей продолжительность паузы τ_n (время доставки извлеченной отливки к участку вторичного охлаждения) составляет от 90 до 120 с. Очевидно, что чем раньше начинается воздействие на отливку направленным воздушным потоком, тем лучше, т. к. быстрее повышается скорость ее охлаждения. Если пауза затянется, то вторичное охлаждение может оказаться неэффективным.

На рис. 7 представлено изменение средней скорости охлаждения и сред-

неинтегральной температуры отливки после выбивки при $T_{n.изв} = 1100$ °С и $\tau_n = 120$ с при охлаждении в естественных условиях и при воздействии направленным воздушным потоком до $T_{cu} = 500$ °С. Для сравнения представлена и средняя скорость охлаждения отливки в форме без выбивки.

Как видно из рисунка, средняя скорость охлаждения отливки достигает максимального значения 70 °С/мин при скорости воздушного потока 16 м/с через 4 мин после выбивки, т. е. через 2 мин после начала воздействия воздушным потоком. Кроме того, анализируя значения средней скорости охлаждения в критическом диапазоне T_{cu} для всех случаев с выбивкой, можно сделать однозначный вывод об эффективности применения при вторичном охлаждении направленного воздушного потока с максимальной скоростью $v_{вп} = 16$ м/с, т. к. скорость охлаждения отливки в этом случае изменяется от 60 °С/мин до 50 °С/мин. При $v_{вп} = 8$ м/с она равна 44 °С/мин при $T_{cu} = 800$ °С и 38 °С/мин при $T_{cu} = 700$ °С.

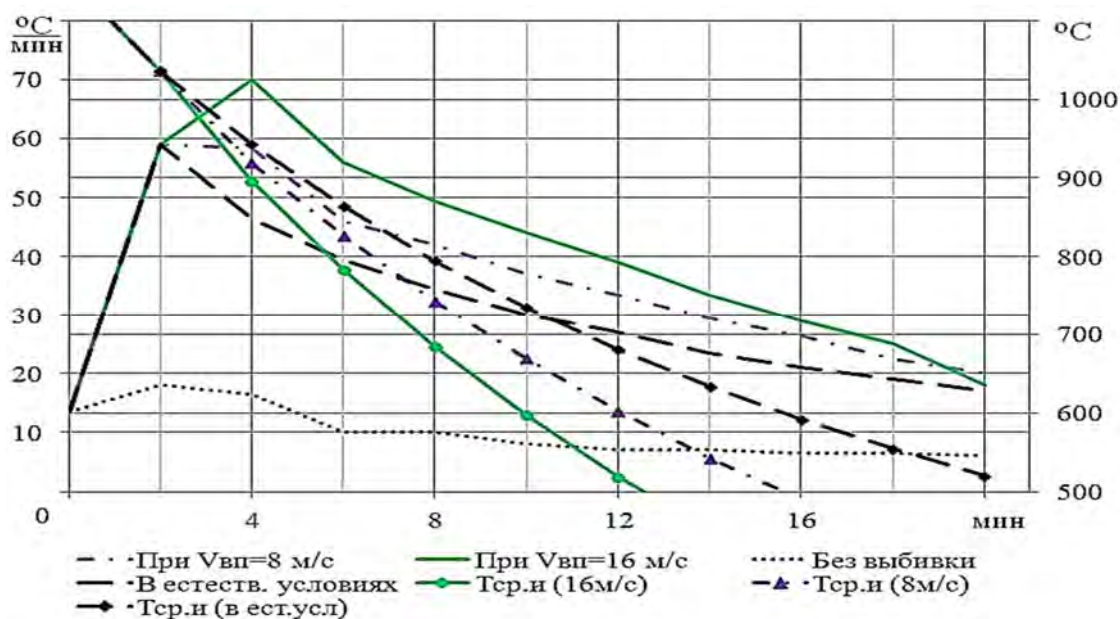


Рис. 7. Изменение средней скорости охлаждения и среднеинтегральной температуры отливки после выбивки

Установлено, что при $T_{n.изв} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ не только обеспечивается более высокая скорость охлаждения отливки после ее извлечения из формы, но и имеется возможность даже при максимальной паузе в 120 с не придерживаться жесткого ограничения на минимальную скорость воздушного потока при обдуве отливки, что немаловажно в производственных условиях.

Поэтому $T_{n.изв} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ является оптимальной при температуре заливаемого расплава, равной $1420\text{ }^{\circ}\text{C}$. Соответствующее время извлечения отливки из формы составляет примерно 20 мин от начала заливки расплава. Установлено, что изменение температуры заливаемого расплава приводит к изменению времени выбивки отливки из формы, но не сказывается на кинетике вторичного охлаждения отливки.

Результаты математического моделирования подтверждаются результатами определения твердости образцов

детали «Конус». На рис. 8 представлены средние по глубине значения твердости по сечению исследуемых образцов, включая твердость на поверхности образца, соответствующей рабочей поверхности детали.

Как видно из диаграммы, наиболее эффективным по среднему значению твердости по сечению является разработанный ИЧХ нового химического состава, подвергшийся принудительному охлаждению потоком воздуха со скоростью 16 м/с. Увеличение твердости, по сравнению с образцом базового (старого) состава без выбивки (крайний слева), составило около 29 %. Совместное применение ранней выбивки и ускоренного охлаждения со скоростью 16 м/с увеличивает твердость примерно на 12,6 % (56,13 HRC против 49,83 HRC). Эти результаты коррелируют с микроструктурой исследуемых образцов (рис. 9).



Рис. 8. Средние значения твердости (HRC) по сечению экспериментальных образцов, вырезанных из детали «Конус УЗ-1,1»

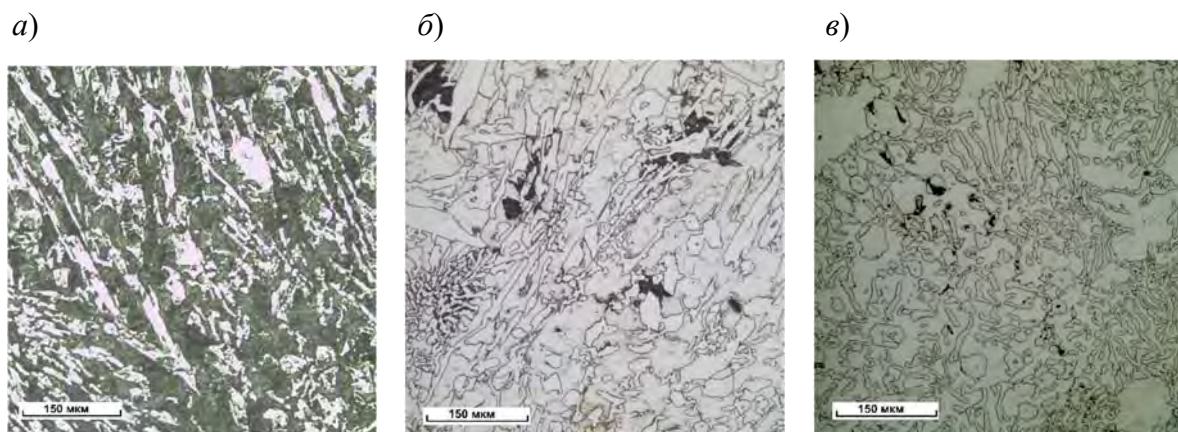


Рис. 9. Микроструктура экспериментальных образцов, вырезанных из детали «Конус» ($\times 200$): а, б – эталонные образцы базового и нового состава соответственно без ранней выбивки (глубина сечения – 12,5 мм); в – образец нового состава с выбивкой и принудительным охлаждением в потоке воздуха со скоростью 16 м/с (глубина сечения – 27,5 мм)

На рисунке представлена микроструктура исследуемых образцов на глубине 12,5...27,5 мм от поверхности образца, но она характерна и для всей глубины сечения. Микроструктура эталона базового химического состава (см. рис. 9, а) представляет собой скопление карбидов на фоне темнотравящейся матрицы, что говорит о том, что практически весь аустенит распался на феррито-карбидную смесь, за счет чего карбиды немного укрупнились, вобрав в себя выделившийся из аустенита углерод. Это же подтверждается низкой твердостью по сечению образца. Микроструктура эталона разработанного нового состава представляет собой смешанную структуру. На фоне в основном аустенитной матрицы присутствуют участки перлита как в мелких карбидных колониях, так и между протяженными карбидами (см. рис. 9, б). Это коррелирует с более высокой твердостью, чем у эталона базового состава. Микроструктура образца нового состава с выбивкой и принудительным охлаждением в потоке воздуха со скоростью 16 м/с (см. рис. 9, в) характеризуется мелкой карбидной составляющей на фоне аустенитной матрицы, что говорит о достижении цели стабилизации аустенитно-

карбидной структуры крупногабаритных отливок.

Аналогичные исследования проведены для отливки детали «Воронка». Установлено, что оптимальной температурой извлечения из формы отливки такой детали является $T_{п.изв} = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ при $T_{зал} = 1420\text{ }^{\circ}\text{C}$.

По результатам исследований построены зависимости оптимального времени извлечения (выбивки) отливки из формы от температуры заливаемого расплава для обеих деталей «Конус» и «Воронка» (рис. 10).

Заключение

Разработаны высокохромистый низколегированный чугун нового химического состава с повышенной износостойкостью и технология стабилизации аустенитно-карбидной структуры отливок из нового высокохромистого низколегированного чугуна на основе применения раннего извлечения их из формы.

По результатам параметрической идентификации математические модели, описывающие теплообмен при формировании отливок деталей «Конус» и «Воронка», были адаптированы к реальным условиям процесса литья.

Разработано программное обеспечение для определения оптимальных режимов вторичного охлаждения отливок на основе сравнительного анализа

средней скорости их охлаждения после выбивки.

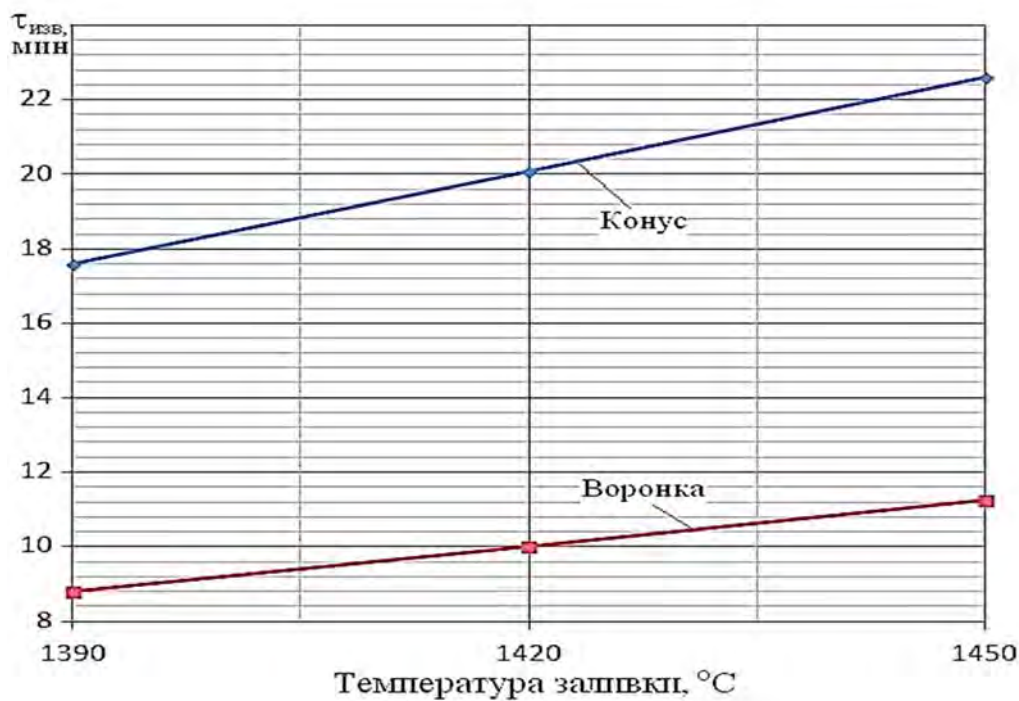


Рис. 10. Зависимость оптимального времени выбивки от температуры заливки

Определены оптимальные значения параметров вторичного охлаждения отливок деталей «Конус» и «Воронка»: времени выбивки при температуре заливки расплава от 1390 °C до 1450 °C; продолжительности паузы после выбивки перед охлаждением направленным воздушным потоком; скорости воздушного потока.

Твердость чугуна повышена более чем на 25 %. Опытные партии крупногабаритных расходных деталей «Ко-

нус УЗ-1,1», полученных из чугуна нового химического состава с применением разработанной технологии стабилизации аустенитно-карбидной структуры отливок, прошли успешные производственные испытания. Износостойкость деталей повышена более чем на 30 %.

Подана заявка на получение патента на новый износостойкий чугун.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пумпур, В. А. Повышение износостойкости высокохромистого чугуна путем стабилизации аустенитно-карбидной структуры отливок крупногабаритных защитных деталей дробильно-размольного оборудования / В. А. Пумпур, К. Э. Барановский, П. Ю. Дувалов // Технологическое обеспечение машиностроительных производств : сб. ст. Междунар. науч.-техн. конф. – Могилев : Бел.-Рос. ун-т, 2024. – С. 176–179.

2. Влияние времени выбивки на структуру и свойства белого чугуна ИЧХ18ВМ / А. Г. Анисович, В. М. Ильюшенко, П. Ю. Дувалов, В. М. Андриенко // *Металлургия машиностроения*. – 2022. – № 1. – С. 28–30.
3. Патент BY 14155, МПК C22C 37/00. Износостойкий чугун : № а 20090689 : заявлено 13.05.2009 : опубл. 30.04.2011 / Ильюшенко В. М., Барановский К. Э. ; заявитель ИТМ НАН Беларуси. – 5 с.
4. **Кац, А. М.** Теплофизические основы непрерывного литья слитков цветных металлов и сплавов / А. М. Кац, Е. Г. Шадек. – М. : Metallurgia, 1983. – 208 с.
5. **Калиткин, Н. Н.** Численные методы / Н. Н. Калиткин. – М. : Наука, 1979. – 512 с.
6. **Самарский, А. А.** Введение в численные методы / А. А. Самарский. – М. : Высш. шк., 1987. – 432 с.
7. **Архангельский, А. Я.** Программирование в C++ Builder 6 / А. Я. Архангельский. – М. : БИНОМ, 2003. – 1152 с. : ил.

Статья сдана в редакцию 8 октября 2025 года

Контакты:

pumpurva@itm.by (Пумпур Владимир Анатольевич);
anna-anisovich@yandex.ru (Анисович Анна Геннадиевна);
lcti@yandex.by (Дувалов Павел Юрьевич);
oprbru@mail.ru (Сухоцкий Сергей Александрович);
slavanski.new@gmail.com (Андриенко Вячеслав Михайлович).

**V. A. PUMPUR, A. G. ANISOVICH, P. Y. DUVALAU, S. A. SUKHOTSKY,
V. M. ANDRYIENKA**

**DEVELOPING THE COMPOSITION OF HIGH CHROMIUM CAST IRON
AND THE TECHNOLOGY FOR STABILIZING ITS AUSTENITIC-CARBIDE STRUCTURE**

Abstract

Large-sized wear-resistant chromium cast iron consumables for crushing and grinding equipment (CGE) are produced by sand casting, specifically into molds made of a cold-hardening mixture. Due to the relatively low cooling rate of the casting, austenite decomposes into ferrite and secondary carbides, reducing hardness and wear resistance of the resulting parts.

The article describes the development of a technology for stabilizing the austenitic-carbide structure of castings made of low-alloy high-chromium cast iron based on the creation of a new chemical composition of cast iron and accelerated secondary cooling of castings. The cooling rate is increased by early knockout of the castings from the mold at high temperatures.

Keywords:

wear-resistant high chromium cast irons, austenitic-carbide structure, early knockout, secondary cooling, chemical composition, hardness and wear resistance of HCCI.

For citation:

Developing the composition of high chromium cast iron and the technology for stabilizing its austenitic-carbide structure / V. A. Pumpur, A. G. Anisovich, P. Y. Duvalau [et al.] // *Belarusian-Russian University Bulletin*. – 2025. – № 4 (89). – P. 22–34.