

ПРОЦЕССЫ

ЛИТВА 6

• 2018
(132)



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

- Найдек В. Л.** главный редактор, акад. НАН Украины, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
- Дубоделов В. И.** зам. главного редактора, акад. НАН Украины, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
- Пригунова А. Г.** д-р техн. наук, зав. отделом, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
- Котлярский Ф. М.** отв. секретарь, д-р техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
- Мысик Р. К.** д-р техн. наук, проф., Уральский государственный политехнический университет (УПИ), Екатеринбург
- Смирнов А. Н.** д-р техн. наук, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
- Тарасевич Н. И.** д-р техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
- Шинский О. И.** д-р техн. наук, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
- Гнилокурченко С. В.** зав. редакцией, канд. техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев
- Эльдарханов А. С.** акад. РЭА, научный центр «Новейшие материалы и технологии», Москва

Свидетельство о государственной регистрации КВ № 12258-1142ПР от 30.01.07

Учредители: Национальная академия наук Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Издатель: Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Рекомендовано к печати Ученым советом Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины

Мнение редакции не всегда совпадает с мнением авторов. Ответственность за достоверность представленных результатов несут авторы статей. За рекламную информацию отвечают рекламодатели

Адрес издателя и редакции: 03142, Киев-142, бул. Вернадского, 34/1
Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины
Тел.: 424-04-10; факс: 424-35-15, E-mail: proclit@ptima.kiev.ua
Internet: <http://www.ptima.kiev.ua>

Редактор, корректор **О. Н. Блануца**

Компьютерный набор, верстка **Л. Л. Усенко**

Оригинал-макет для прямого репродуцирования изготовлен редакцией журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитъе»

Підписано до друку 26.11.2018. Формат 70x108/16.

Ум. друк. арк. 6,8. Обл.-вид. арк. 8,0. Тираж 165 прим. Зам.

Віддруковано ВД «Академперіодика» НАН України
вул. Терещенківська, 4, м. Київ, 01004

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 544 від 27.07.2001

ПРОЦЕССЫ ЛИТЬЯ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ
основан в январе 1992 г.
выходит 6 раз в год
№ 6 (132), ноябрь-декабрь, 2018 г.
Киев



СОДЕРЖАНИЕ

ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ

НАРИВСКИЙ А. В., МОИСЕЕВ Ю. В., ТУНИК В. А., ТВЕРДОХВАЛОВ В. А., РАЗДОБАРИН И. Г. Приготовление магниевого сплава МЛ5 из лома с использованием обработки расплава плазменной струей. **3**

ГИДРОДИНАМИКА ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ

ШЕЙГАМ В. Ю., ИСАЙЧЕВА Н. П., ПРИГУНОВА А. Г., ШЕНЕВИДЬКО Л. К. Эффективность реверсивного перемешивания сплавов в жидком состоянии. **8**

НОВЫЕ МЕТОДЫ И ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ

БУБЛИКОВ В. Б., БАЧИНСКИЙ Ю. Д. Особенности распределения механических свойств высокопрочного чугуна по плавкам. **16**

ПРОБЛЕМЫ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМЫ

ШИНСКИЙ О. И., МАКСЮТА И. И., КВАСНИЦКАЯ Ю. Г., НЕЙМА А. В., МИХНЯН Е. В. Применение «горячего» растворения пенополистироловых моделей при получении отливок в оболочковые формы из комплексномодифицированной керамики. **25**

ПРОБЛЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ, МЕХАНИЗАЦИИ И КОМПЬЮТЕРИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ

ТАРАСЕВИЧ Н. И., КОРНИЕЦ И. В. Отдел математических методов исследования и информационно-компьютерных технологий – 35 лет в составе ФТИМС НАН Украины. **36**

НОВЫЕ ЛИТЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ШМАТКО А. В., ЛИХОШВА В. П., ШАТРАВА А. П., РЕЙНТАЛЬ Е. А. Численное имитационное моделирование теплового поля в процессе получения биметаллической полосы по литейно-плазменной технологии.	45
КУЗНЕЦОВА Т. Л., БРОДНИКОВСКИЙ Н. П., КРАПИВКО Н. А. Особенности выплавки многокомпонентных ниобиевых сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si.	55
КИРИЕВСКИЙ Б. А., ТРУБАЧЕНКО Л. Н., АЛЕКСАНДРОВА Е. Н. Влияние направленной кристаллизации на структуру и износостойкость хромистых чугунов	64
ЛОКТИОНОВ-РЕМИЗОВСКИЙ В. А., КИРЬЯКОВА Н. В., НОВИЦКИЙ В. Г. Влиянии углерода в сталях на изнашивание железнодорожных колес и рельсов	69

УВАЖАЕМЫЕ ЧИТАТЕЛИ!

**Подписка журнала
«ПРОЦЕССЫ ЛИТЬЯ»**

проводится через редакцию.

Журнал выходит 6 раз в год.

**Для получения журнала с любого номера
необходимо направить письмо-запрос**

**по адресу: 03142, г. Киев-142,
б-р Вернадского, 34/1,**

ФТИМС НАН Украины с пометкой

«Журнал «Процессы литья» либо

по факсу: (044) 424-35-15; e-mail: proclit@ptima.kiev.ua.

**Счет-фактуру согласно запросу редакция высылает
письмом, по факсу или по e-mail.**

Стоимость одного журнала — 65 грн.

**Годовая подписка с учетом почтовых расходов — 450 грн
(для Украины).**

**В редакции можно также приобрести
электронную версию журнала.**

ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА РАСПЛАВОВ

УДК 669.721.5:537.525.1:539.216

А. В. Наривский, д-р техн. наук, директор

Ю. В. Моисеев, д-р техн. наук, ведущ. науч. сотр.

В. А. Туник, ведущ. инженер

В. А. Твердохвалов, науч. сотр., e-mail: tverdohvalov@gmail.com

И. Г. Раздобарин, инж. - техн. 1 кат.

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ПРИГОТОВЛЕНИЕ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ5 ИЗ ЛОМА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА ПЛАЗМЕННОЙ СТРУЕЙ

Приведены технология приготовления из низкосортной шихты магниевого сплава МЛ5 и результаты исследования влияния глубинной плазменной обработки на структуру отливки.

Ключевые слова: сплав МЛ5, структура, модифицирование, температура, расплав, обработка плазмой, свойства.

Магниевые сплавы являются перспективным конструкционным материалом с высокой удельной прочностью. Так, усталостная вибрационная прочность магниевых сплавов превышает в 100 раз ее показатели для деформируемых алюминиевых сплавов и в 2 раза – для легированной стали [1]. Наряду с этим, получение изделий из них связано с технологическими трудностями приготовления сплавов и особенностями их затвердевания, которые негативно влияют на механические свойства литого металла.

Промышленные литейные магниевые сплавы созданы на базе системы Mg–Al–Zn. Наиболее технологичным и распространённым среди них является сплав МЛ5 [2]. Химический состав и режимы термической обработки этого сплава, обеспечивающие высокие прочность и пластичность литых изделий, определены экспериментально (рис. 1). Основным элементом, упрочняющим сплав МЛ5, является алюминий. При его содержании в расплаве 6–8 % мас. прочность $\sigma_{\text{в}}$ сплава в литом состоянии составляет 140–150 МПа, а относительное удлинение δ – 2,0–3,0 %. Увеличить прочность сплава до 230–240 МПа и пластичность до 5,0–6,0 % можно путем длительной термической обработки его по режиму Т4. Сплав МЛ5 имеет широкий (до 150 °С) температурный интервал кристаллизации и низкую теплопроводность. В результате этого при затвердевании в сплаве образуются микрорыхлоты и горячие трещины, снижающие эксплуатационные характеристики литых изделий. При изготовлении массивных отливок и повышенной концентрации водорода в расплаве прочность сплава в литом состоянии уменьшается на 20–25 %, относительное удлинение – примерно в два раза.



Рис. 1. Влияние элементов на механические свойства сплавов системы Mg–Al–Zn в литом состоянии [1]: а – $\sigma_{0,1}$; б – σ_b кгс/мм²; в – δ , %

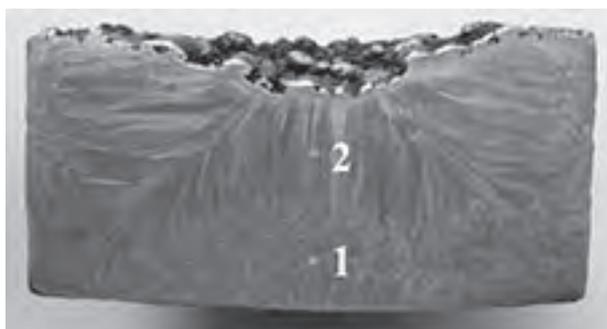
Структура сплава МЛ5 состоит из твердых растворов алюминия, цинка и марганца в магнии, эвтектики по границам зерен в виде β -фазы $Mg_{17}Al_{12}$. При этом включения α -Mn в сплаве расположены внутри зерен и по их границам. В процессе нагрева под закалку частицы β -фазы в сплаве растворяются, а пересыщенный твердый раствор гомогенизируется. После закалки на воздухе в сплаве фиксируется однородная структура с чистыми границами зерен. Старение при температуре ниже 200 °С приводит к образованию в сплаве мелкодисперсной структуры типа «эвтектоидной» у границ зерен. При температурах выше 250 °С в сплаве непрерывно выделяется твердый раствор из частиц $Mg_{17}Al_{12}$ в виде сетки аналогично трооститу в сталях [3]. Присутствие в сплаве сетки из β -фазы снижает предел прочности и относительное удлинение литого металла при повышении его предела текучести. Легирование цинком также позволяет повысить предел текучести сплава, не снижая при этом пластичность металла. Повышение прочности и пластичности литых изделий после термической обработки обусловлено дисперсным упрочнением сплава МЛ5 и устранением охрупчивающего влияния β -фазы, расположенной по границам зерен в нем.

На прочность и пластичность магниевых сплавов существенно влияет величина зерна в их структуре. Анизотропия кристаллической решетки магния способствует при затвердевании сплава развитию, транскристаллизации и образованию столбчатой грубой структуры в отливках (рис. 2).

Негативное влияние крупнозернистой структуры на свойства магниевых сплавов можно устранить легированием металла алюминием, цирконием и РЗМ, а также модифицированием структуры в них разными металлургическими способами. Универсальных технологий модифицирования магниевых сплавов нет. Эффективными процессами диспергирования структуры в сплавах системы Mg–Al–Zn являются перегрев жидкого металла до температуры 850–925 °С, а также обработка расплава углеродсодержащими веществами. Модифицирование структуры путем перегрева жидкого металла происходит только при плавке сплава МЛ5 в чугунных или стальных тиглях. При плавке металла в печах с магнезитовой футеровкой структура сплава не измельчается [3]. Принято считать, что активным модификатором магниевых сплавов является карбид алюминия Al_4C_3 , хотя многие исследователи отдают предпочтение железосодержащим интерметаллидным соединениям [4]. Обе точки зрения на процесс модифицирования сплавов аргументированы и обоснованы, однако прямых доказательств их достоверности нет.

Учитывая важную роль температурного фактора в обеспечении модифицирующего эффекта сплавов при их перегреве, провели исследование процесса глубинной обработки магниевого расплава плазменной струей аргона.

Приготовление базового сплава МЛ5 проводили в стальных тиглях емкостью 30 кг. Металл плавил в индукционной установке ИСТ-016 или в печи электросопротивления. В качестве шихты использовали лом магниевое сплава МЛ5. Химический



а



б



в

Рис. 2. Макроструктура магниевого слитка: а – общий вид; б – в зоне 1; в – в зоне 2, $\times 100$

состав металла двух плавов из указанной шихты соответствует требованиям ДСТУ на этот сплав (таблица).

Переплавление лома из магниевых сплавов проводили под слоем жидкого флюса, вводя под его уровень твердую шихту. Приготовление металла с заданным химическим составом осуществили в соответствии с рекомендациями стандартной технологии плавки и разлива литейных магниевых сплавов [2].

Химический состав магниевых сплавов, приготовленных из лома

Номер плавки	Массовая доля элементов в сплаве, %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Fe
1	90,8	8,24	0,25	0,59	0,12
2	91,3	7,86	0,22	0,51	0,11

Сплав обрабатывали погруженным в расплав плазмотроном (рис. 3). Вначале погружаемую часть его корпуса нагревали на воздухе до температуры около $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ плазменной струей. После этого включенный плазмотрон погружали в жидкий металл на глубину ~ 100 мм. Сплав продували плазменной струей в течение 3–6 мин, при расходе аргона $\sim 7,5$ л/мин, избыточном его давлении 1,2 атм, электрической мощности плазмотрона ~ 15 кВт. За 3 мин обработки металла при таких режимах плазмотрона температура сплава массой ~ 20 кг повышалась от 720 до $800\text{--}820\text{ }^{\circ}\text{C}$. Перегретый сплав охлаждали до $730\text{--}740\text{ }^{\circ}\text{C}$ и заливали его при этой температуре в песчаные и металлические формы, в которых получали образцы диаметром 16 и длиной 150 мм.

Микроструктура отливок, полученных из исходного (а) и обработанного плазмой (б) сплава МЛ5, в песчаной или металлической формах представлена на рис. 4. Видно, что после глубинной обработки расплава плазменной струей диспергируются структурные составляющие сплава. Величина зерна в образцах, отлитых в песчаную форму, уменьшается в 2–2,5 раза, в кокильных отливках – в 5–6 раз. Измельчение структуры в сплавах способствует увеличению прочностных и пластических ха-



Рис. 3. Общий вид плазмотрона

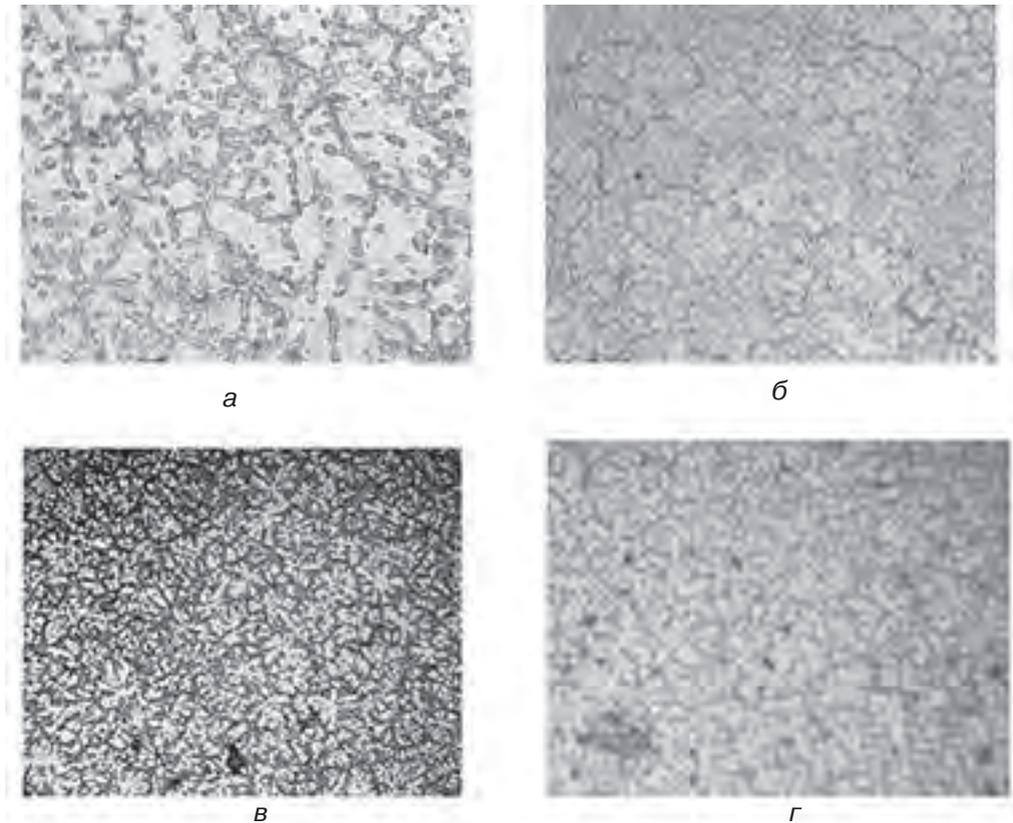


Рис. 4. Микроструктура отливок, полученных в песчаной (а, б) или металлической (в, г) формах из исходного (а, в) и обработанного плазмой (б, г) сплава МЛ5 ($\times 200$)

рактических литого металла. Следует отметить, что применение плазмы вместе с рациональными режимами термообработки сплавов позволят получать из лома литой металл, эксплуатационные характеристики которого превысят их уровень в отливках, изготовленных из первичных шихтовых материалов.

Список литературы

1. Материалы в машиностроении. Том 1. Цветные металлы и сплавы. – Машиностроение. – 1967. – 304 с.
2. Магниеые сплавы. Справочник. Часть II. – М.: Metallurgy, 1978. – 232 с.
3. Эмли Е. Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов. – М.: Metallurgy, 1992. – 488 с.
4. Чухров М. В. Модифицирование магниевых сплавов. – М.: Metallurgy, 1972. – 176 с.

Поступила 04.10.2018

References

1. Materials in mechanical engineering. Volume 1. Non-ferrous metals and alloys. Mechanical Engineering (1967), 304 p. [in Russian].
2. Magnesium alloys. Directory. Part II. M.: Metallurgy (1978), 232 p. [in Russian].
3. Emly, E. F. (1992) Fundamentals of production technology and processing of magnesium alloys. M.: Metallurgy, 488 p. [in Russian].
4. Chuhrov, M.V. (1972) Modification of magnesium alloys. M.: Metallurgy, 176 p. [in Russian].

Received 04.10.2018

А. В. Нарівський, д-р техн. наук, директор

Ю. В. Моїсеєв, д-р техн. наук, пров. наук. співр.

В. О. Туник, пров. інженер

В. О. Твердохвалов, наук. співр., e-mail: tverdohvalov@gmail.com

І. Г. Раздобарін, інж.-техн. 1 кат.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ПРИГОТУВАННЯ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ5 З ЛОМУ З ВИКОРИСТАННЯМ ОБРОБКИ РОЗПЛАВУ ПЛАЗМОВИМ СТРУМЕНЕМ

Наведено технологію приготування з низькосортної шихти магнієвого сплаву МЛ5 і результати дослідження впливу глибинної плазмової обробки на структуру виливків.

Ключові слова: сплав МЛ5, структура, модифікування, температура, розплав, обробка плазмою, властивості.

A.V. Narivskii, Doctor of Engineering Sciences, Director

Yu.V. Moiseev, Doctor of Engineering Sciences, Leading Researcher

V.O. Tunik, Leading Engineer

V.O. Tverdohvalov, Researcher, e-mail: tverdohvalov@gmail.com

I.G. Razdobarin, Process Engineer 1 cat.

Physico-technological institute of metals and alloys NAS of Ukraine, Kyiv

PREPARATION OF MAGNESIUM ALLOY ML5 FROM SCRAP USING MELT TREATMENT WITH A PLASMA JET

The technology of preparation magnesium alloy ML5 from low-grade scrap and the results of investigation for the effect of deep plasma treatment on the structure of castings are given.

Keywords: ML5 alloy, structure, modification, temperature, melt, plasma treatment, properties.

УДК: 669.715.66.03

В. Ю. Шейгам, научн. сотр., e-mail: onmlptima@ukr.net

Н. П. Исайчева, гл. технолог, e-mail: onmlptima@ukr.net

А. Г. Пригунова, д-р техн. наук, зав. отделом, e-mail: adel_nayka@ukr.net

Л. К. Шеневицько, научн. сотр., e-mail: onmlptima@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ЭФФЕКТИВНОСТЬ РЕВЕРСИВНОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ СПЛАВОВ В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ

В работе приведены результаты исследований по усовершенствованию механического перемешивания с использованием реверсивного режима. По итогам работ, проведенных методом физического моделирования, установлены оптимальные параметры перемешивания, позволяющие обеспечить повышение однородности и совершенствование структуры и свойств литых изделий.

Ключевые слова: реверсивное перемешивание, физическое моделирование.

Перемешивание, как один из технологических приемов подготовки расплава перед поступлением его в форму, а в некоторых случаях и в процессе формирования отливки, часто является решающим фактором в достижении потребительских свойств детали. Его применяют для интенсификации массообменных процессов, повышения степени однородности расплава, удаления неметаллических включений, регулирования температуры, а также для изменения морфологии и дисперсности структуры в твердом состоянии.

В зависимости от решаемых задач перемешивание осуществляется с использованием различных приемов: технологических переливов, вибрацией, под действием магнитного поля, механическими мешалками, барботажем и пульсационными обработками и др. Однако, ни один из них не является универсальным. Поэтому выбор того или иного способа перемешивания зависит от технологических потребностей и конкретных технических возможностей.

Из существующих способов перемешивания жидких сплавов особое внимание уделяется механическому перемешиванию, внедрение которого в производство не требует дорогостоящего оборудования, значительных материальных затрат, характеризуется простотой реализации и надежностью контроля параметров процесса, хорошо вписывается в существующие технологии литейного производства.

Важнейшим параметром, определяющим производительность процесса подготовки расплава к заливке, является достижение высокой степени его гомогенизации при минимальном времени перемешивания, в течение которого достигается выравнивание температуры и состава расплавленного металла.

Для качественной обработки необходимо привести в движение каждый элемент расплава, что обеспечивает отсутствие застойных зон. При этом траектории движения потоков не должны быть замкнутыми, чтобы близко расположенные в начальный момент элементы не сближались, создавая в дальнейшем хаотичное движение по всему объему тигля. Гужий А. А., Мелешко В. В. показали [1], что наибольшая интенсивность перемешивания наблюдается в областях с хаотичным движением, в то время как области стационарных движений остаются островами, препятствующими процессу перемешивания. Подобные результаты получены и профессором Массачусетского технологического института США Джулио М. Оттино. По его мнению, двумерное периодическое движение вязкой жидкости может стать хаотичным, а это обеспечивает эффективное перемешивание [2].

Л. Н. Рашкович в 1996 г. в Соросовском образовательном журнале опубликовал статью «Как растут кристаллы в растворе» [3], в которой отмечает, что им разработаны методы, позволяющие получать растворы, выдерживающие без массовой кристаллизации огромное пересыщение, а также позволяют осуществлять рост кристаллов в режиме, близком к кинетическому процессу выращивания крупных кристаллов высокого оптического совершенства. Автор отмечает, что в числе параметров, от которых зависит значительный эффект, – реверсивное перемешивание раствора.

В работе [4] на основе теоретического анализа влияния метода перемешивания на интенсивность движения жидкого ядра отливки предложены и апробированы на физической модели способы прерывистого и реверсивного перемешивания кристаллизующегося металла. В результате автор дает предпочтение реверсивному перемешиванию.

Ранее в работе авторов [5] методом гидромоделирования с использованием «светового ножа» исследовано влияние длительности процесса перемешивания лопастной, дисковой и турбинной мешалкой на развитие внутренних потоков расплава в тигле при следующих переменных факторах: тип мешалки (лопастная, дисковая, турбинная (рис. 1); расстояние от дна тигля до уровня мешалки H : 42, 84, 126 мм; скорость вращения мешалки n : 200, 400 и 800 об/мин; наличие отражателей и их отсутствие.

Качество перемешивания оценивали в виде коэффициента:

$$K = \frac{\sum S_{\text{инп}}}{S_T},$$

где: $\sum S_{\text{инп}}$ – суммарная площадь зон интенсивного перемешивания, S_T – площадь тигля в сечении «светового ножа»

Установлено (рис. 2), что наилучшими показателями по времени вовлечения всего объема жидкости в режим перемешивания обладает турбинная мешалка в присутствии отражателей. Время начала перемешивания всего объема жидкости такой мешалкой по сравнению с лопастной и дисковой сокращается в 4–5 раз, а наличие отражателей позволяет повысить количество оборотов перемешивания. Например, для турбинной мешалки количество оборотов может быть повышено с 400 до 800 об/мин без образования воронки.

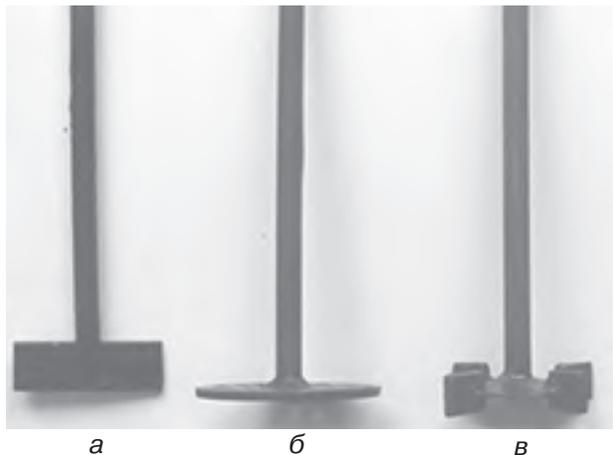


Рис. 1. Типы мешалок, используемых для натурных исследований: а – лопастная; б – дисковая; в – турбинная

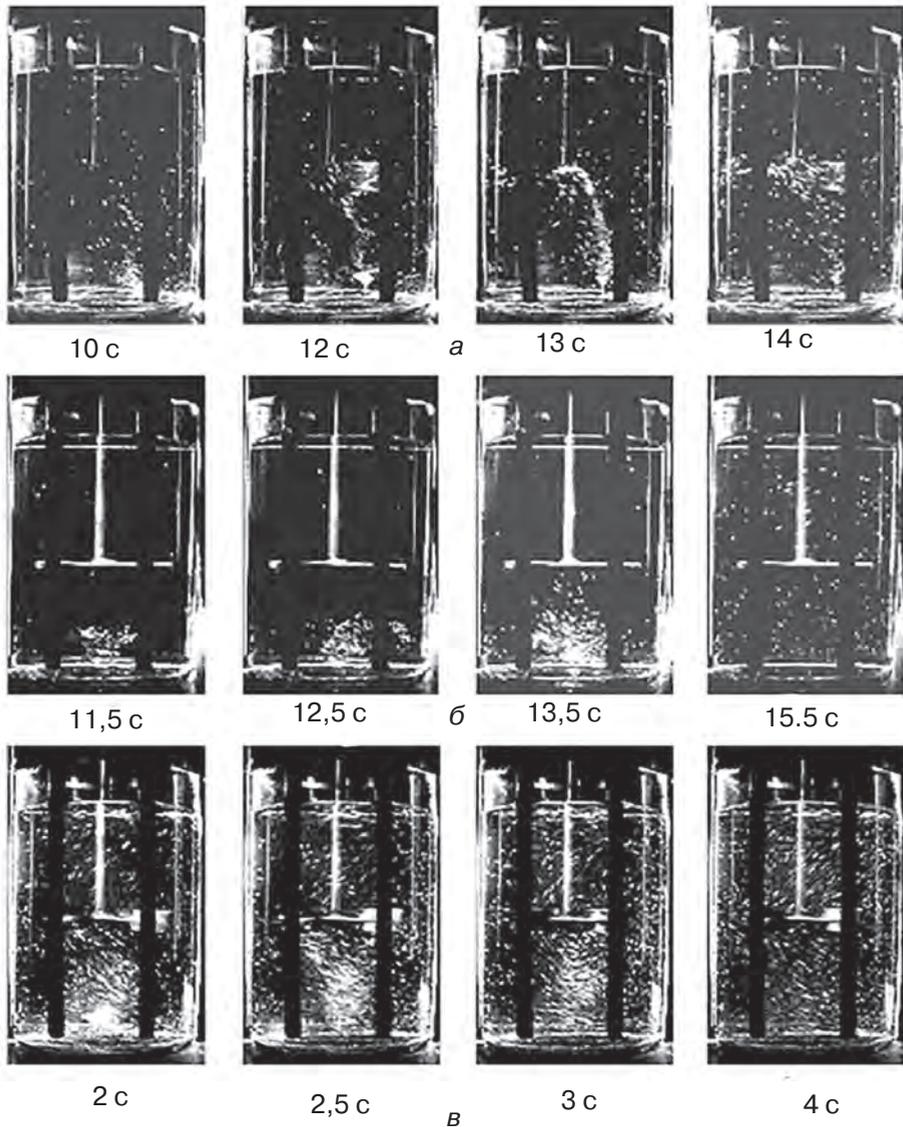


Рис. 2. Физическое моделирование динамики развития процесса перемешивания двухфазной жидкости в зависимости от типа мешалки при $H = 84$ мм и $n = 200$ об/мин: а – лопастная мешалка; б – дисковая мешалка; в – турбинная мешалка

Однако, этот вывод сделан без учета подготовки металла к заливке, заключающейся в том, что для работы отражателей необходимы дополнительные затраты энергии на поддержание их рабочей температуры. Кроме того, возникают трудности с обеспечением их стойкости в среде жидкого алюминиевого сплава. Вместе с тем, при отсутствии отражателей в перемешиваемом металле образуется воронка, которая может привести к дополнительному его окислению и выплеску из тигля. Внутренняя структура потока при этом характеризуется однонаправленной окружной циркуляцией.

Учитывая результаты этой работы по изучению влияния типа мешалки на процессы развития внутренних потоков в полости тигля и литературные данные, целью настоящего исследования является усовершенствование механического перемешивания с использованием попеременной направленности вращения, то есть реверсивного режима. Для этого использовали «турбинную» мешалку, позволяющую приводить в движение массы жидкого металла во всем объеме тигля.

Гидродинамика процессов литья

Физическое моделирование процесса перемешивания проводили при сохранении геометрических размеров тигля и модели в масштабе 1:1. В качестве модельной жидкости использовали воду, а для визуализации потоков – полистироловые шарики диаметром 0,2 мм с плотностью, равной плотности воды, в количестве 5–8 %.

Процесс регистрировали с помощью фото- и видеосъемки (цифровая камера OLYMPUS CAMEDIA C-2040ZOOM). При просвечивании исследуемого сечения тигля узким (2–3 мм) световым лучом характер внутренних потоков жидкости фиксировали в виде движущихся с потоком светящихся в отраженном свете частичек полистирола.

Установка для перемешивания (рис. 3) включала в себя стеклянную модель тигля 1 высотой 210 мм и диаметром 110 мм, турбинную мешалку 2, лабораторный автотрансформатор 3 для регулирования скорости оборотов мешалки, «световой нож» 4, который представлял собой узкий световой луч, создаваемый с помощью двух вертикально установленных ламп накаливания, фотоаппарат 5. Вращение мешалки осуществляли с помощью реверсивного двигателя с прерывателем 6, количество оборотов контролировали с помощью тахометра Т4-10Р 7. Показания фотоаппарата с помощью компьютера 8 в дальнейшем использовали для видео- 9 и фотообработки 10.

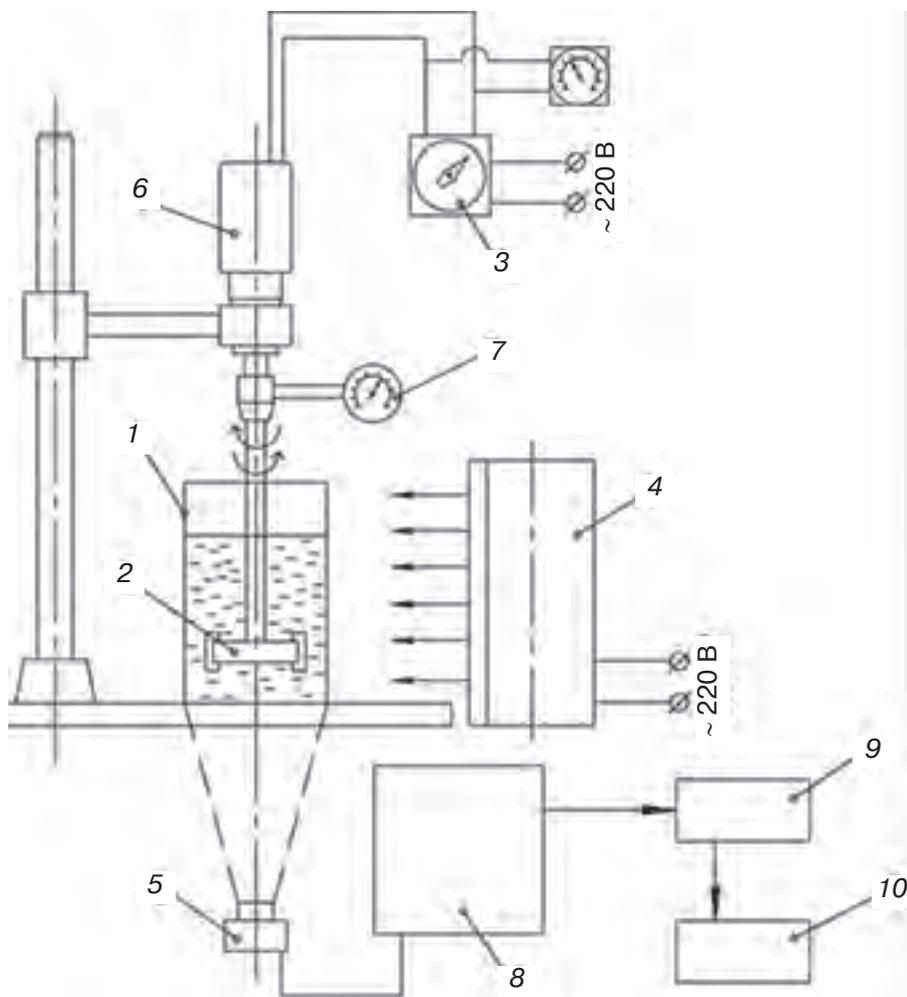


Рис. 3. Установка для перемешивания: 1 – тигель; 2 – мешалка; 3 – лабораторный автотрансформатор; 4 – «световой нож»; 5 – фотоаппарат; 6 – реверсивный двигатель; 7 – тахометр; 8 – компьютер; 9 – видеообработка; 10 – фотообработка

Моделирование процесса перемешивания расплава проводили без отражателей с использованием турбинной мешалки, установленной на расстоянии от дна тигля 42 мм и 84 мм в реверсивных режимах 1/1, 3/3 и 5/5 (то есть один оборот в одну сторону – один оборот в другую сторону, три оборота в одну сторону – три оборота в другую сторону и т. д.) с регулированием частоты вращения 400 об/мин и 800 об/мин. Для сравнения эксперименты проводили как в реверсивном режиме, так и без него при всех прочих равных условиях.

Исходная фотограмма перемешивания турбинной мешалкой без реверса с частотой вращения $n = 400$ об/мин при расстоянии ее от дна тигля (H), равном 42, 84 и 126 мм, представлены на рис. 4. Из фотограммы видно, что структура потока носит циркуляционный характер независимо от величины H . При этом, чем меньше значение H , тем меньше глубина воронки, величина которой через определенный промежуток времени остается неизменной до окончания процесса перемешивания. Так, при $H = 42$ мм воронка возникает через 4,3 с и глубина ее составляет 20 мм, а через 5,9 с глубина ее возрастает до 26,4 мм и далее остается постоянной.

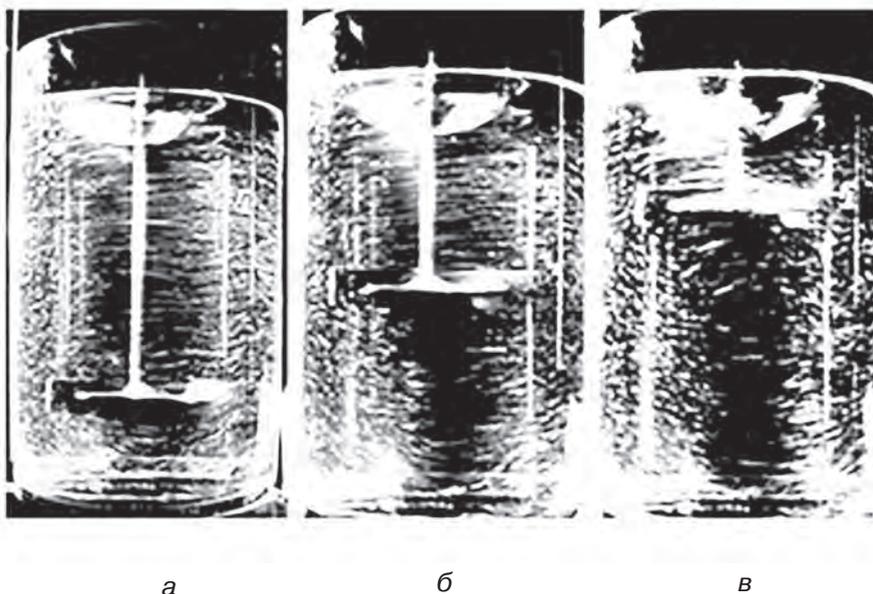


Рис. 4. Фотограмма процесса перемешивания в полости тигля с использованием турбинной мешалки без отражателей при $n = 400$ об/мин: а – $H = 42$ мм; б – $H = 84$ мм; в – $H = 126$ мм

При расстоянии мешалки от дна тигля 84 мм воронка возникает практически с момента начала перемешивания и глубина ее составляет 26,4 мм, а через 3,8 с ее глубина увеличивается до 39,6 мм и сохраняется вплоть до окончания процесса. Тем более, этот процесс ускоряется при $H = 126$ мм.

Видеограммы процесса перемешивания в реверсивных режимах 1/1, 3/3 и 5/5 при $H = 42$ мм, $n = 400$ об/мин представлены на рис. 5–7, из рассмотрения которых видно, что соблюдение режима 1/1 (время цикла составляет 0,6 с) позволяет сохранять линию верхнего уровня жидкости тигля в пределах легкого колебательного движения на протяжении всего процесса перемешивания. При работе в реверсивном режиме 3/3 (время цикла составляет 1,1 с) и тем более в режиме 5/5 (время цикла составляет 4,1 с) возникают значительные колебания поверхности жидкости с образованием воронки.

Отличительная особенность и преимущество работы в реверсивном режиме в сравнении с режимом простого перемешивания (см. рис. 4) заключается в том, что структура внутренних потоков жидкости в тигле на протяжении всего процесса

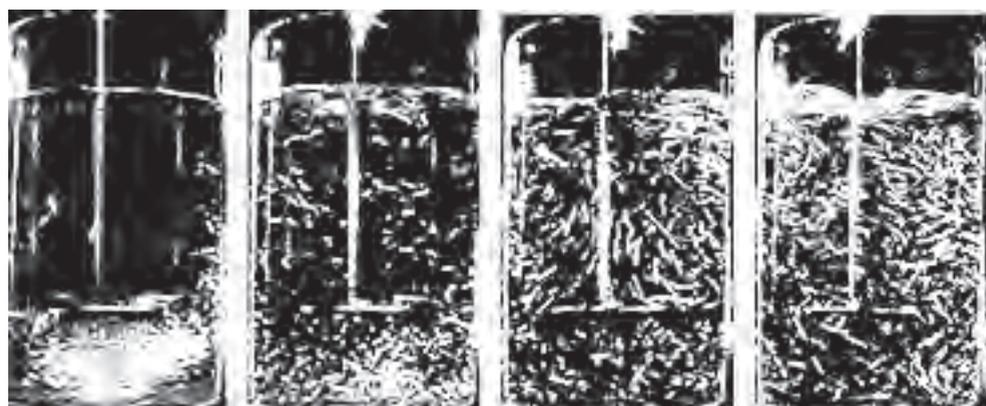


Рис. 5. Видеogramма процесса перемешивания турбинной мешалкой в режиме реверса 1/1, $H = 42$ мм, $n = 400$ об/мин

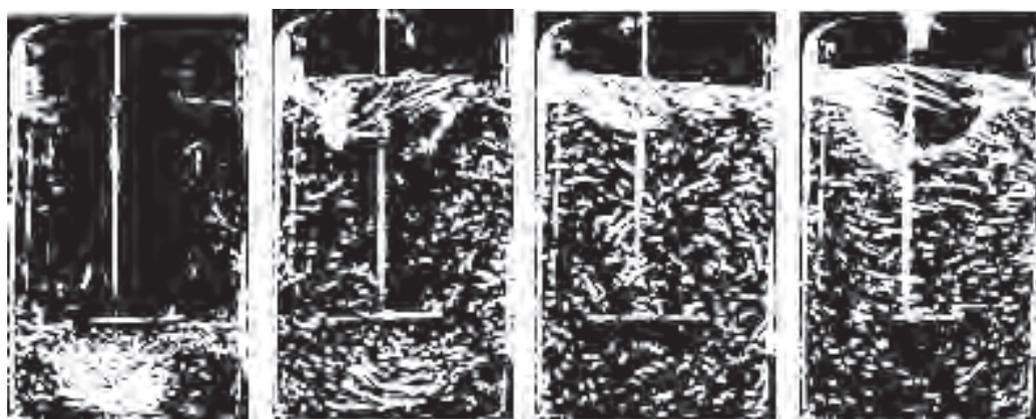


Рис. 6. Видеogramма процесса перемешивания турбинной мешалкой в реверса 3/3, $H = 42$ мм, $n = 400$ об/мин

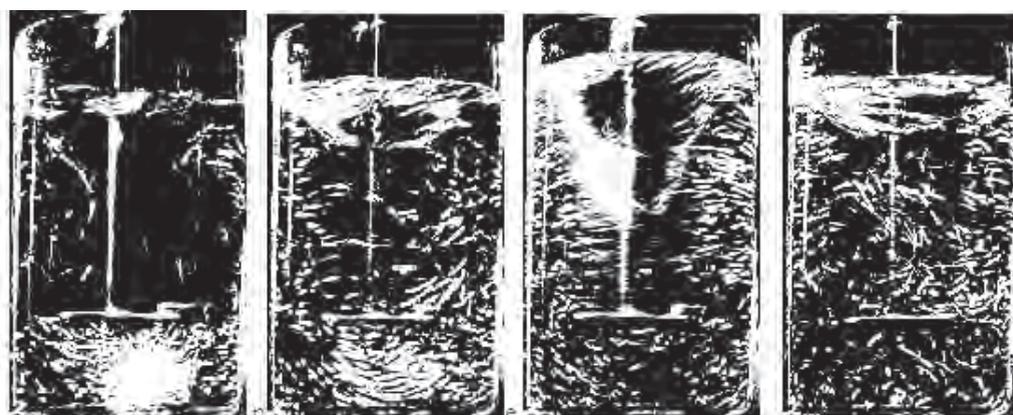


Рис. 7. Видеogramма процесса перемешивания турбинной мешалкой в режиме реверса 5/5, $H = 42$ мм, $n = 400$ об/мин

перемешивания, независимо от расстояния мешалки от дна тигля, характеризуется как цикличностью с образованием турбулентных зон циркуляции, так и струйных течений то в одном, то в другом направлениях, которые наблюдаются во всем объеме среды. В результате каждый ее элемент приведен в движение.

При увеличении расстояния мешалки от дна тигля до 84 мм в реверсивных режимах 1/1, 3/3, 5/5 ухудшаются условия гидродинамики развития внутренних потоков жидкости в тигле. Даже при реверсе 1/1 наблюдаются значительные колебания уровня жидкости, граничащие с образованием воронки (рис. 8). Замеченная тенденция тем более усиливается в режимах 3/3 и 5/5.

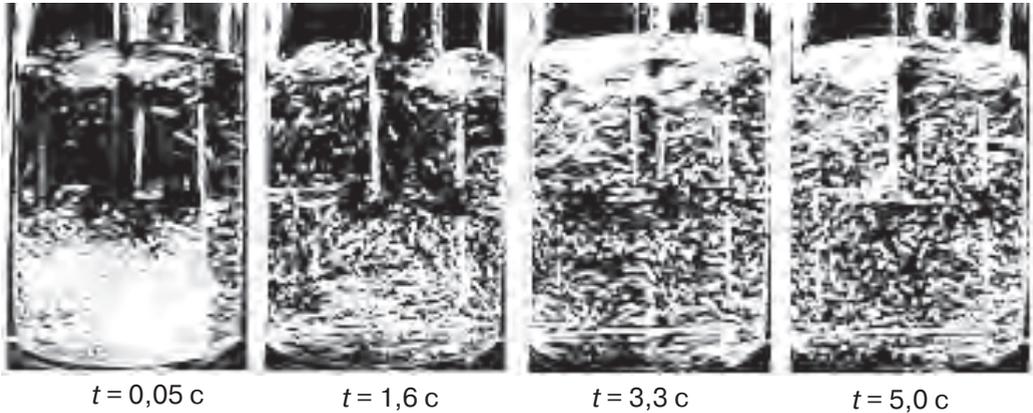


Рис. 8. Видеограмма процесса перемешивания турбинной мешалкой в режиме реверса 1/1, $H = 84 \text{ мм}$, $n = 400 \text{ об/мин}$

Выводы

На основании проведенных исследований установлено, что наилучшее распределение частиц достигается при реверсивном перемешивании в режиме 1/1, при котором создаются встречные потоки, приводящие к высокой степени хаотичности движения, с одновременным процессом устранения воронки. Это позволяет рекомендовать его для внедрения в производство с целью повышения однородности и усовершенствовании структуры и свойств литых изделий.

Список литературы

1. Институт гидромеханики Национальной Академии наук Украины. Отдел вихревых движений. – URL: www.hydronech.kiev.ua/rus/ovd/nauch_dost.html.
2. Джжوليو И. Оттино. Перемешивание жидкостей. – URL: www.bestrefesat.ru/referat.4948.html
3. Рашкович Л. Н. Как растут кристаллы в растворе // Соросовский образовательный журнал: МГУ им. М. В. Ломоносова. – Москва, 1996. – № 3. – С. 18–20.
4. Жук В. И. Анализ способов перемешивания жидкого ядра затвердевающей отливки // В кн. «Вісник Приазовського державного технічного університету. Збірник наукових праць». Серія «Технічні науки». – Вып. 20. – С. 149–153.
5. Борисов Г. П., Шейгам В. Ю., Исайчева Н. П., Семенченко А. И., Недужий А. Н., Вернидуб А. Г. Оптимизация процесса перемешивания двухфазных алюминиевых сплавов // VII Международная научно-практическая конференция «Литье 2011». – Запорожье. – С. 42–43.

Поступила 28.08.2018

References

1. Institut gidromechaniki Nacionalnoy Akademii nauk Ukrainy. Otdel vichrevykh dvizheniy. URL: www.hydronech.kiev.ua/rus/ovd/nauch_dost.html [in Russian].
2. Dsholio I. Ottino. Mixing of Liquids. URL: www.bestrefesat.ru/referat.4948.html [in Russian].

3. *Rashkovich, L.N.* (1996) How crystals grow in solution. *Sorosovskiy obrazovatelny zhurnal* : MGU im. M.D.Lomonosova. Moskva, no. 3, pp.18–20 [in Russian].
4. *Zhuk, V.I.* Analysis of methods for mixing a liquid core of the hardening casting. V kn. «Visnyk Priazovskogo derzhavnogo technicheskogo universitetu. Zbirnyk naukovykh prats», Seriya «Technichni nauki». Vyr. 20, pp.149–153 [in Russian].
5. *Borisov, G.P., Sheigam, V.Y., Isaicheva, N.P., Semenchenko, A.I., Neduzhiy, A.N., Vernidub, A.G.* Optimization of the mixing process of two-phase aluminum alloys. VII Mezhdunarodnaja nauchno prakticheskaja konferentsiya «Litie 2011», Zaporozhje, pp. 42–43 [in Russian].

Received 28.08.2018

В. Ю. Шейгам, наук. співр., e-mail: onmlptima@ukr.net

Н. П. Ісайчева, гол. технолог, e-mail: onmlptima@ukr.net

А. Г. Пригунова, д-р техн. наук, зав. відділом, e-mail: adel_nayka@ukr.net

Л. К. Шеневідько, наук. співр., e-mail: onmlptima@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

ЭФЕКТИВНІСТЬ РЕВЕРСИВНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ СПЛАВІВ У РІДКОМУ СТАНІ

У роботі приведено результати досліджень по вдосконаленню механічного перемішування з використанням реверсивного режиму. За підсумками робіт, що були проведені методом фізичного моделювання, встановлено оптимальні параметри перемішування, що дозволяють забезпечити підвищення однорідності і вдосконалення структури та властивостей литих виробів.

Ключові слова: реверсивне перемішування, фізичне моделювання.

V. Yu. Sheygam, *Researcher*, e-mail: onmlptima@ukr.net

N. P. Isaycheva, *Chief Technologist*, e-mail: onmlptima@ukr.net

A. G. Prigunova, *Doctor of Engineering Sciences, Head of Department*, e-mail: adel_nayka@ukr.net

L. K. Shenevidko, *Researcher*, e-mail: onmlptima@ukr.net

Physico-technological Institute of Metals and Alloys NAS of Ukraine, Kyiv

EFFECTIVENESS OF REVERSE MIXTURE OF ALLOYS IN A LIQUID STATE

Results of study on improvement of mechanical stirring using reversible regime are presented in this paper. On the base of study used method of physical modeling optimal parameters of stirring that provides rise of homogeneity and improving of structure and properties of casted product were determined.

Keywords: reversible stirring, physical modeling.

УДК669.162.275

В. Б. Бубликов, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., зав. отделом,
e-mail: otdel.vch@gmail.com

Ю. Д. Бачинский, науч. сотр., e-mail: 909_bach@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПО ПЛАВКАМ

В статье приведены данные по распределению механических свойств (временного сопротивления разрыву, относительного удлинения и ударной вязкости) высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, модифицированного в ковше комплексным модификатором ЖКМК-4Р. Построены кривые Гаусса и проанализировано рассеивание средних для 40 плавок результатов испытаний и распределение показателей механических свойств всех испытаний (по 120 литых и отожженных образцов, соответственно). Указаны перспективные направления совершенствования технологии для повышения механических свойств высокопрочного чугуна.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, механические свойства, ковшовое модифицирование, комплексный модификатор, распределение, кривая Гаусса.

Процесс получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧ) представляет собой сложную систему, подвергаемую влиянию многочисленных технологических, производственных и других факторов, характер и степень воздействия которых определяют формирование структуры и механических свойств литых изделий. Вследствие неизбежных колебаний значений как контролируемых, так и неконтролируемых факторов производственного процесса наблюдается рассеивание значений механических свойств, которые являются основным показателем качества высокопрочного чугуна. Принятая в стандартах маркировка по минимальному уровню механических свойств (временного сопротивления при разрыве σ_b и относительного удлинения δ) дает неполное представление о высокопрочном чугуне как конструкционном материале. Более полную характеристику механических свойств дает закон распределения, устанавливающий взаимосвязь между возможными значениями показателей и соответствующими им вероятностями [1].

Значительный научный и прикладной интерес представляют данные о распределении значений нерегламентированного стандартом показателя ударной вязкости КС на образцах без надреза по плавкам и о влиянии термической обработки (низкотемпературного графитизирующего отжига) на изменение характера рас-

пределения механических свойств высокопрочного чугуна. С учетом изложенного очевидна актуальность исследования методами статистического анализа механических свойств высокопрочного чугуна в условиях конкретного производственного процесса.

Цель работы – исследование закономерностей распределения механических свойств высокопрочного чугуна по плавкам и определение перспективных направлений совершенствования технологии для повышения качества литых изделий.

Методами статистического анализа проанализированы результаты 40 промышленных плавков высокопрочного чугуна. Проведена оценка резко выделяющихся данных, определены границы доверительных интервалов, рассчитаны статистические характеристики, построены гистограммы эмпирических распределений и проведено их сравнение с теоретическими распределениями, которые описываются кривыми Гаусса [1, 2].

Выплавку чугуна проводили в дуговой электропечи ДС-0,5. Шихта состояла из 50 % передельного и литейного чушковых чугунов обычного качества с содержанием 0,02–0,03 % S и 50 % оборотного высокопрочного чугуна. Сфероидизирующее модифицирование чугуна проводили в ковше комплексным модификатором марки ЖКМК-4Р, содержащим (в %мас.): 6,8 Mg; 6,4 Ca; 1,7 P3M; 48,3 Si; Fe – остальное. Расход ЖКМК-4Р фракцией 5–20 мм составлял 2,5 % от массы модифицируемого жидкого металла (800 кг). Содержание химических элементов в высокопрочном чугуне регламентировалось в следующих пределах (%мас.): 3,2–3,6 C; 2,4–3,2 Si; $\leq 0,5$ Mn; $\leq 0,15$ Cr; $< 0,1$ P; $\leq 0,02$ S; $\geq 0,035$ Mg. Из металла каждой плавки отливали стандартную клиновидную пробу (с толщиной у основания 25 мм) для определения химического состава, микроструктуры и механических свойств высокопрочного чугуна в литом состоянии и после термической обработки (ферритизирующего отжига) отливок одной плавки совместно с клиновидной пробой. Из полученных в литом состоянии и после отжига клиновидных проб изготавливали по 3 образца для испытаний на растяжение и ударную вязкость. Ферритизирующий отжиг обеспечил увеличение количества феррита в металлической основе до 90–95 %.

На основе представленных в табл. 1–3 данных по рассеиванию значений показателей механических свойств 40 плавков высокопрочного чугуна проанализировано внутриплавочное рассеивание результатов и распределение показателей механических свойств всех испытаний (по 120 образцов для литого и отожженного состояния, соответственно).

Предел прочности при растяжении σ_B . Внутриплавочное рассеивание оценивали по числу интервалов между минимальным и максимальным значениями данного показателя. Вариационный ряд значений σ_B в литом состоянии (от 440 до 620 МПа) был разделен на 9 интервалов шириной 20 МПа каждый. Среднее значение σ_{Bcp} составило 535,3 МПа. Для 30 плавков получено незначительное внутриплавочное рассеивание σ_B в пределах 1–3 интервалов, в четырех плавках рассеивание составило 4 интервала, в трех – 5, в двух – 6, и в одной – 8 интервалов. Таким образом, большая часть плавков в литом состоянии характеризуется незначительным внутриплавочным рассеиванием значений σ_B , но в отдельных случаях оно имеет тот же порядок, что и межплавочное.

В результате ферритизирующего отжига диапазон рассеивания σ_B (460–560 МПа, $\sigma_{Bcp,отж.} = 503,0$ МПа) уменьшился до 5 интервалов. В трех случаях внутриплавочное рассеивание было равно предельным значениям межплавочного. Остальные плавки характеризуются весьма близкими значениями внутри- и межплавочного рассеиваний. Это свидетельствует, что в результате ферритизирующего отжига зависимость показателя σ_B от колебаний в плавках технологических параметров значительно уменьшается.

Относительное удлинение δ . Вариационный ряд значений δ в литом состоянии (3–23 %) был разделен на 10 интервалов шириной 2 % каждый. Среднее значение δ_{cp} составило 12,2 %. В 25 плавках получено рассеивание в пределах 1–3 интервалов, в четырех плавках рассеивание составило 4 интервала, в шести – 5, в двух – 6, в одной – 8, и в двух – 9 интервалов. Если сравнивать рассеивание значений σ_B и δ ,

Таблица 1
Распределение значений временного сопротивления разрыву σ_B

Но- мер пла- вки	Количество* образцов в интервале значений прочности σ_B , МПа								
	440–460	460–480	480–500	500–520	520–540	540–560	560–580	580–600	600–620
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	–	–	0/3	–	–	3/0	–	–	–
2	–	–	–	0/1	1/0	0/2	–	2/0	–
3	–	0/1	–	1/1	2/1	–	–	–	–
4	–	0/1	1/1	0/1	1/0	1/0	–	–	–
5	–	–	0/1	1/1	1/1	1/0	–	–	–
6	–	0/1	0/1	3/0	0/1	–	–	–	–
7	–	–	0/1	–	3/2	–	–	–	–
8	1/0	–	0/1	1/1	0/1	1/0	–	–	–
9	–	–	0/1	2/1	1/0	0/1	–	–	–
10	–	0/2	1/1	1/0	1/0	–	–	–	–
11	–	–	0/1	0/1	1/0	2/1	–	–	–
12	–	0/1	0/2	–	3/0	–	–	–	–
13	–	0/1	–	2/1	1/1	–	–	–	–
14	–	–	0/1	1/1	1/1	1/0	–	–	–
15	–	0/2	0/1	–	2/0	1/0	–	–	–
16	–	0/3	–	–	1/0	1/0	1/0	–	–
17	–	0/2	0/1	–	3/0	–	–	–	–
18	1/0	0/1	–	0/1	–	1/1	–	1/0	–
19	–	0/2	0/1	–	–	1/0	1/0	1/0	–
20	–	–	0/2	0/1	–	–	–	1/0	2/0
21	–	–	1/0	2/2	0/1	–	–	–	–
22	–	–	0/3	–	2/0	1/0	–	–	–
23	–	–	0/3	–	2/0	1/0	–	–	–
24	–	–	1/1	0/2	1/0	1/0	–	–	–
25	–	–	–	–	0/3	1/0	1/0	1/0	–
26	–	–	–	–	1/2	0/1	–	2/0	–
27	–	–	–	0/3	1/0	–	1/0	–	1/0
28	–	–	–	0/3	1/0	–	2/0	–	–
29	–	–	0/1	0/2	3/0	–	–	–	–
30	–	0/1	0/2	1/0	1/0	1/0	–	–	–
31	–	–	0/1	–	3/2	–	–	–	–
32	–	–	0/1	0/1	3/1	–	–	–	–
33	–	–	–	0/1	3/2	–	–	–	–
34	–	0/1	–	–	0/2	3/0	–	–	–
35	–	–	–	3/1	0/1	0/1	–	–	–

Продолжение таблицы 1

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
36	–	1 / 1	1 / 0	–	0 / 1	1 / 1	–	–	–
37	1 / 0	0 / 1	1 / 0	–	1 / 0	0 / 2	–	–	–
38	1 / 0	–	0 / 3	–	–	1 / 0	–	1 / 0	–
39	–	0 / 2	0 / 1	–	–	–	2 / 0	1 / 0	–
40	–	0 / 1	0 / 2	–	3 / 0	–	–	–	–
Σ	4 / 0	1 / 24	6 / 37	18 / 26	47 / 23	23 / 10	8 / 0	10 / 0	3 / 0

*в числителе – количество значений в литом состоянии, в знаменателе – после отжига

Таблица 2

Распределение значений относительного удлинения δ

Но- мер- плав- ки	Количество образцов в интервале значений пластичности δ , %										
	3,0– 5,0	5,0– 7,0	7,0– 9,0	9,0– 11,0	11,0– 13,0	13,0– 15,0	15,0– 17,0	17,0– 19,0	19,0– 21,0	21,0– 23,0	23,0– 25,0
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1	–	–	–	1 / 0	2 / 0	0 / 1	0 / 1	–	0 / 1	–	–
2	–	1 / 1	–	0 / 1	1 / 1	1 / 0	–	–	–	–	–
3	–	–	–	–	1 / 0	–	–	0 / 1	1 / 1	1 / 1	–
4	–	–	–	1 / 0	1 / 2	0 / 1	–	–	1 / 0	–	–
5	–	–	–	–	1 / 0	1 / 2	1 / 0	0 / 1	–	–	–
6	–	–	–	–	–	1 / 1	1 / 0	1 / 1	–	0 / 1	–
7	–	–	–	–	1 / 1	1 / 0	–	1 / 0	0 / 1	0 / 1	–
8	–	1 / 0	–	–	1 / 1	1 / 0	0 / 2	–	–	–	–
9	–	–	3 / 1	–	0 / 1	–	–	0 / 1	–	–	–
10	–	–	1 / 1	–	1 / 1	–	1 / 1	–	–	–	–
11	–	–	–	1 / 0	0 / 1	2 / 0	0 / 1	–	–	0 / 1	–
12	–	–	–	0 / 1	–	1 / 0	1 / 1	1 / 1	–	–	–
13	–	–	–	3 / 0	–	0 / 1	–	–	0 / 2	–	–
14	–	–	–	1 / 0	1 / 0	1 / 0	0 / 1	–	–	0 / 1	0 / 1
15	–	1 / 0	2 / 0	0 / 1	0 / 1	–	0 / 1	–	–	–	–
16	–	–	1 / 0	1 / 0	–	0 / 3	1 / 0	–	–	–	–
17	–	–	1 / 0	–	0 / 1	1 / 1	1 / 0	–	0 / 1	–	–
18	–	2 / 0	–	1 / 0	0 / 1	–	0 / 1	0 / 1	–	–	–
19	–	–	–	1 / 0	1 / 0	–	1 / 0	0 / 1	0 / 1	0 / 1	–
20	1 / 0	1 / 0	–	–	–	–	0 / 1	–	1 / 2	–	–
21	–	–	–	–	2 / 0	0 / 2	1 / 1	–	–	–	–
22	–	–	–	–	3 / 0	0 / 1	–	0 / 1	0 / 1	–	–
23	–	–	–	2 / 0	1 / 1	0 / 2	–	–	–	–	–
24	–	–	–	–	2 / 2	1 / 0	0 / 1	–	–	–	–
25	–	–	–	–	2 / 0	1 / 0	–	0 / 1	0 / 1	0 / 1	–
26	–	1 / 0	–	1 / 0	1 / 0	0 / 1	0 / 1	1 / 0	–	–	–

Продолжение таблицы 2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
27	1/0	-	-	1/0	-	0/1	-	1/0	0/1	0/1	-
28	-	-	-	1/0	-	1/1	1/0	0/1	-	0/1	-
29	-	-	-	-	1/2	1/0	1/1	-	-	-	-
30	-	-	0/1	1/0	2/2	-	-	-	-	-	-
31	-	-	-	0/1	-	-	-	-	2/0	1/2	-
32	-	-	0/1	-	-	-	-	-	1/2	2/0	-
33	-	-	0/1	0/1	-	2/0	1/0	-	-	-	0/1
34	-	1/0	-	1/0	-	0/1	-	0/1	0/1	1/0	-
35	-	1/0	2/0	-	0/3	-	-	-	-	-	-
36	-	0/1	-	3/0	-	0/2	-	-	-	-	-
37	-	-	1/0	1/0	-	1/3	-	-	-	-	-
38	-	-	-	1/0	2/2	0/1	-	-	-	-	-
39	-	-	2/0	1/0	0/1	0/1	0/1	-	-	-	-
40	-	1/0	1/0	1/0	0/1	0/1	-	-	-	-	-
Σ	2/0	10/2	14/5	23/6	27/25	18/26	11/15	4/12	6/15	5/12	0/2

Таблица 3

Распределение значений ударной вязкости КС

Но- мер плав- ки	Количество образцов в интервале значений ударной вязкости КС, Дж/см ²													
	10- 20	20- 30	30- 40	40- 50	50- 60	60- 70	70- 80	80- 90	90- 100	100- 110	110- 120	120- 130	130- 140	140- 150
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	13	13	14	15
1	3/0	-	-	-	-	-	-	-	0/1	-	-	0/1	-	0/1
2	-	1/0	1/0	1/0	-	-	0/2	0/1	-	-	-	-	-	-
3	-	-	1/0	1/0	-	1/0	-	-	-	-	0/3	-	-	-
4	-	1/0	2/0	-	-	-	-	0/1	0/2	-	-	-	-	-
5	-	-	2/0	1/0	-	-	-	0/1	0/1	-	0/1	-	-	-
6	-	-	-	-	-	-	2/1	-	1/0	-	0/1	-	0/1	-
7	-	-	-	1/0	-	1/0	-	-	1/0	-	0/2	0/1	-	-
8	-	1/0	-	2/0	-	-	-	0/1	0/2	-	-	-	-	-
9	-	-	1/0	2/0	-	-	-	0/1	0/2	-	-	-	-	-
10	-	2/0	1/0	-	-	-	-	-	0/2	0/1	-	-	-	-
11	1/0	2/0	-	-	-	-	-	0/1	0/1	0/1	-	-	-	-
12	2/0	1/0	-	-	-	-	-	-	-	-	0/1	0/2	-	-
13	-	-	-	3/0	-	-	-	-	-	0/1	-	-	0/2	-
14	-	-	1/0	1/0	1/0	-	-	-	-	0/1	0/1	-	0/1	-
15	-	2/0	1/0	-	-	-	-	-	-	0/2	0/1	-	-	-
16	1/0	-	2/0	-	-	-	0/1	-	0/1	0/1	-	-	-	-
17	-	2/0	1/0	-	-	0/1	0/1	0/1	-	-	-	-	-	-
18	2/0	-	1/0	0/1	0/2	-	-	-	-	-	-	-	-	-
19	2/0	1/0	-	-	-	-	-	0/1	0/2	-	-	-	-	-

Продолжение таблицы 3

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
20	3/0	-	-	-	0/1	-	-	0/2	-	-	-	-	-	-
21	-	-	1/0	1/0	1/0	-	-	-	-	0/1	0/2	-	-	-
22	-	1/0	-	2/0	-	-	-	-	-	-	0/2	0/1	-	-
23	1/0	2/0	-	-	-	-	-	0/1	0/1	-	-	0/1	-	-
24	-	-	3/0	-	-	0/1	0/1	0/1	-	-	-	-	-	-
25	-	2/0	1/0	-	-	0/1	0/1	0/1	-	-	-	-	-	-
26	1/0	2/0	-	-	-	-	-	0/2	0/1	-	-	-	-	-
27	-	1/0	2/0	-	-	0/1	-	0/2	-	-	-	-	-	-
28	-	1/0	1/0	1/1	0/1	0/1	-	-	-	-	-	-	-	-
29	1/0	-	2/0	0/1	-	-	0/1	0/1	-	-	-	-	-	-
30	1/0	-	2/0	-	-	-	0/1	0/1	-	-	0/1	-	-	-
31	-	-	1/0	1/1	1/1	0/1	-	-	-	-	-	-	-	-
32	-	-	1/0	2/1	-	0/1	-	0/1	-	-	-	-	-	-
33	1/0	1/0	-	1/0	-	-	0/3	-	-	-	-	-	-	-
34	3/0	-	-	-	-	-	-	-	-	0/3	-	-	-	-
35	1/0	2/0	-	0/2	0/1	-	-	-	-	-	-	-	-	-
36	-	1/0	-	2/1	0/1	-	-	0/1	-	-	-	-	-	-
37	2/0	1/0	-	0/1	0/2	-	-	-	-	-	-	-	-	-
38	2/0	1/0	-	-	-	-	0/1	-	-	0/2	-	-	-	-
39	1/0	-	-	2/0	-	0/1	-	0/2	-	-	-	-	-	-
40	3/0	-	-	0/3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Σ	31/0	28/0	28/0	24/12	3/9	2/8	2/13	0/23	2/16	0/13	0/15	0/6	0/4	0/1

то последнее характеризуется большими внутриплавочными отклонениями и менее выраженным группированием результатов испытаний в средних интервалах вариационного ряда.

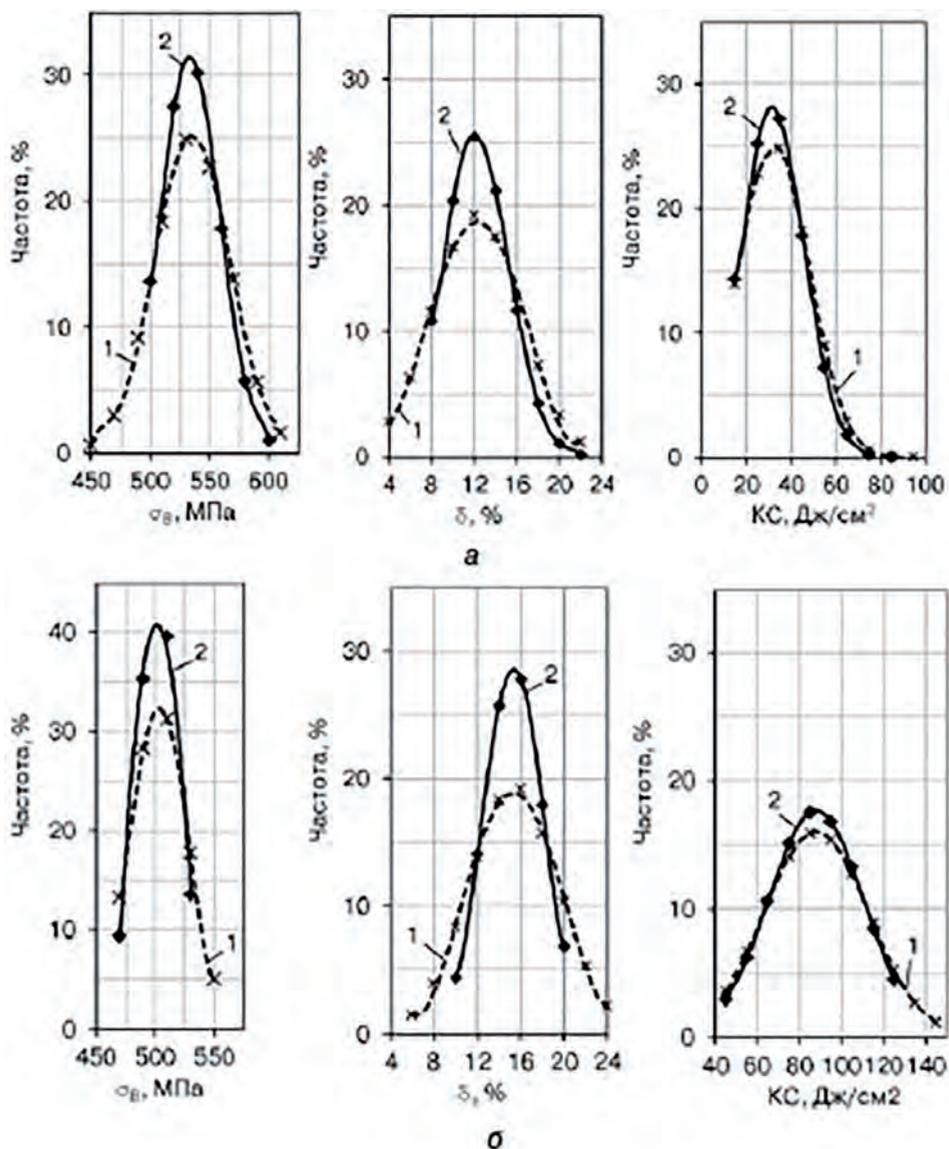
После отжига относительное удлинение увеличилось. Диапазон рассеивания составил 5–25 %, а $\delta_{\text{ср.отж}} = 15,4$ %. Увеличилось также внутриплавочное рассеивание: в 26 плавках рассеивание значений δ находилось в пределах 3–5 интервалов, в трех плавках – разброс в пределах 1 интервала, в четырех – 2, в четырех – 6, в двух – 7, в одной – 9. Наблюдаемое значительное рассеивание полученных значений δ очевидно обусловлено не только влиянием колебаний факторов производственного процесса, но и, в значительной мере, природой высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, как особого вида железоуглеродистого сплава со специфичным механизмом разрушения, по сравнению со сталью. Если при испытаниях на растяжение стали металл под действием приложенной нагрузки «течет» (образует характерную суживающуюся шейку), то при испытаниях ВЧ, наряду с появлением определенной (но значительно меньшей, чем у стали) текучести, начинается процесс зарождения и развития трещин, обусловленный присутствием в структуре включений шаровидного графита. После разрушения образцов в изломе обнаруживаются трещины, степень развития которых к моменту разрушения образца, видимо, и определяет значительное рассеивание значений δ .

Ударная вязкость КС. Вариационный ряд полученных значений КС в литом состоянии (10–100 Дж/см²) был разделен на 9 интервалов шириной 10 Дж/см². Среднее значение КС_{ср} составило 32,2 Дж/см². Для 36 плавков получено незначительное внутриплавочное рассеивание КС в пределах 1–3 интервалов, в одной плавке рассеивание составило 6 интервалов, в трех – 4 интервала. Наблюдается тесное

группирование значений в первых четырех интервалах вариационного ряда, то есть с невысокими значениями ударной вязкости.

В результате отжига ударная вязкость значительно увеличилась, диапазон рассеивания составил 40–150 Дж/см², а $KC_{\text{ср.отж.}} = 87,8 \text{ Дж/см}^2$ (в 2,7 раза выше по сравнению с литым состоянием). Внутриплавленное рассеивание возросло. Для 27 плавков характерно рассеивание в пределах 1–3 интервалов. Максимальное внутриплавленное рассеивание составило 7 интервалов. Существенно увеличилось и межплавленное рассеивание. Из изложенного следует, что величина ударной вязкости высокопрочного чугуна после ферритизирующего отжига в значительной мере зависит от колебаний технологических факторов, определяющих металлургическое качество исходного расплава и стабильность результатов его модифицирующей обработки.

На рисунке представлены кривые нормального распределения (кривые Гаусса) показателей механических свойств в литом и отожженном состоянии



Кривые нормального распределения механических свойств высокопрочного чугуна в литом состоянии (а) и после отжига (б): 1 – для всех результатов испытаний; 2 – для средних по плавкам значений

всех испытанных образцов (120 разрывных и 120 ударных). Для сравнения также представлены кривые нормального распределения среднего арифметического (по результатам испытаний трех образцов) показателя механических свойств по каждой плавке.

Анализ полученных закономерностей показывает, что в результате усреднения результатов испытаний литых образцов диапазон рассеивания сужается и значительно увеличиваются минимальные значения показателей σ_B и δ . В результате отжига достигается дальнейшее сужение интервала рассеивания этих показателей и повышение минимального значения относительного удлинения δ до 9%. Распределения значений ударной вязкости КС всех испытаний и средних по плавке отличаются незначительно.

Перспективными направлениями совершенствования технологии для повышения механических свойств высокопрочного чугуна являются:

- улучшение качества исходного расплава путем применения низкосернистых шихтовых материалов (рафинированных, литейных, передельных чугунов, стальных отходов с содержанием серы менее 0,015 %) и проведения предмодифицирующей обработки графитизирующими реагентами;
- применение высокоэффективного внутриформенного модифицирования для повышения степени инокуляции и графитизации, а также однородности структуры отливок.

Реализация предлагаемых технологических мероприятий обеспечит улучшение структурообразования и значительное повышение механических свойств изделий из высокопрочного чугуна (в первую очередь относительного удлинения и ударной вязкости), позволит значительно сузить диапазон рассеивания результатов испытаний. Наряду с этим, повышение качества исходного расплава позволит также снизить расход комплексного модификатора в 1,5–2,0 раза.

Выводы

В литом состоянии большая часть плавков характеризуется незначительным внутриплавочным рассеиванием значений временного сопротивления разрыву σ_B , но в ряде случаев оно имеет тот же порядок, что и межплавочное. После отжига рассеивание σ_B уменьшается почти в 2 раза, внутриплавочное рассеивание приближается к межплавочному. Это свидетельствует о том, что рассеивание результатов испытаний в данном случае мало зависит от колебаний производственных факторов.

В отличие от σ_B , относительное удлинение δ в литом состоянии характеризуется широким диапазоном внутриплавочного рассеивания и менее выраженным группированием результатов в средних интервалах вариационного ряда. После отжига среднее значение δ повышается в 1,3 раза при одновременном увеличении внутриплавочного рассеивания. Это явление связано с различными механизмами разрушения чугуна с шаровидным графитом и стали.

Большая часть плавков в литом состоянии характеризуется незначительным рассеиванием ударной вязкости КС и тесным группированием результатов в интервалах с невысокими значениями. В результате отжига ударная вязкость возрастает в среднем в 2,7 раза, по сравнению с литым состоянием, при этом увеличивается как внутриплавочное, так и межплавочное рассеивание.

Список литературы

1. Смирнов Н. В., Дунин-Барковский И. В. Курс теории вероятностей и математической статистики для технических приложений. – М.: Наука, 1969. – 512 с., ил.
2. Степнов М. Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с., ил.

Поступила 10.08.2018

References

1. Smirnov, N.V., Dunin-Barkovskij, I.V. (1969). Course of probability theory and mathematical statistics for technical applications. Moscow: Nauka. [in Russian].
2. Stepanov, M.N. (1985). Statistical methods of mechanical test results processing: Handbook. Moscow: Mashinostroenie. [in Russian].

Received 10.08.2018

В. Б. Бубликов, д-р техн. наук, ст. наук. співр., зав. відділу,
e-mail: ot.del.vch@gmail.com

Ю. Д. Бачинский, наук. співр., e-mail: 909_bach@ukr.net
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ОСОБЛИВОСТІ РОЗПОДІЛУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПО ПЛАВКАХ

У статті наведено дані щодо розподілу механічних властивостей (тимчасового опору розриву, відносного подовження і ударної в'язкості) високоміцного чавуну з кулястим графітом, модифікованого у ковші комплексним модифікатором ЖКМК-4Р. Побудовано криві Гауса і проаналізовано розсіювання середніх для 40 плавок результатів випробувань і розподіл показників механічних властивостей усіх випробувань (по 120 литих і відпалених зразків, відповідно). Вказані перспективні напрями вдосконалення технології для підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну.

Ключові слова: високоміцний чавун, механічні властивості, ковшове модифікування, комплексний модифікатор, розподіл, крива Гауса.

V. B. Bublikov, Doctor of Technical Sciences, Senior Research Fellow, Department Chair, e-mail: ot.del.vch@gmail.com

Yu. D. Bachynskyi, Research Fellow, e-mail: 909_bach@ukr.net

Physico-technological Institute of Metals and Alloys NAS of Ukraine, Kyiv

FEATURES OF DUCTILE CAST IRON MECHANICAL PROPERTIES DISTRIBUTION IN MELTS

Data on the distribution of mechanical properties (tensile strength, elongation and impact strength) of nodular graphite cast iron modified in the ladle with the complex modifier ЖКМК-4Р (FeSiMg-Ca-4RE) are given in the article. The Gaussian curves are constructed and the scattering of 40 melts average test results and the mechanical properties distribution of all the tests (120 cast and annealed samples, respectively) are analyzed. Prospective directions of technology improving for increasing of ductile cast iron mechanical properties are indicated.

Keywords: ductile cast iron, mechanical properties, ladle modifying, complex modifier, distribution, Gaussian curve.

ПРОБЛЕМЫ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМЫ

УДК 669.245.018:629

О. И. Шинский, д-р техн. наук, проф., зав. отделом

И. И. Максюта, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,

e-mail: inna.maksiuta@ukr.net

Ю. Г. Квасницкая, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.

А. В. Нейма, мл. науч. сотр., *e-mail: neima_alex@ukr.net*

Е. В. Михнян, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., *e-mail: mixnyan@ukr.net*

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ПРИМЕНЕНИЕ «ГОРЯЧЕГО» РАСТВОРЕНИЯ ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫХ МОДЕЛЕЙ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ОТЛИВОК В ОБОЛОЧКОВЫЕ ФОРМЫ ИЗ КОМПЛЕКСНОМОДИФИЦИРОВАННОЙ КЕРАМИКИ

Приведены результаты исследований путей интенсификации процесса растворения литейных моделей из различных типов пенополистирола способом «горячего» растворения. Установлено влияние термовременных условий проведения процесса для нескольких видов растворителей. Показаны преимущества предложенного метода в сравнении с ЛВМ как для повышения качества поверхности, так и для сокращения временных затрат при получении сложнопрофильных отливок.

Ключевые слова: жаропрочный сплав, керамические формы, пенополистирол, «горячее» растворение, термокинетические параметры, пористость.

Введение, состояние вопроса

Одной из актуальных проблем современной энергетики была и остается на протяжении многих лет задача производства газотурбинных установок (ГТУ) длительного ресурса работы повышенной мощности. Эта проблема требует решения материаловедческих и технологических вопросов, связанных, в том числе, с процессами литья при получении как маломерных, так, особенно, габаритных отливок сопловых и рабочих лопаток турбин. Это связано, прежде всего, со сложностью геометрии лопаток, а именно, с большим количеством поверхностей критического формообразования, что является причиной низкого выхода годной продукции. К сожалению, как показывает научно-патентный анализ работ, проводимых в последние годы специалистами, занимающими лидирующие позиции в отрасли газотурбостроения в нашей стране и за рубежом (НПКГ «Зоря» –

«Машпроект», ОАО «Мотор-Сич», ЗМКБ «Прогресс», Украина; ФГУП «ВИАМ», ФГУП ММПП ВИЛС, ЦНИИТМАШ, ЦКТИ, Россия; концерны Pratt&Whitney, General Electric Co, Teledyne, Rolls-Royce Ltd, США; «INCO», «First Rixson», Великобритания; Martin Marietta Corp., ONERA, Франция), совокупность научных и практических вопросов не нашла на протяжении многих лет оптимального решения.

Констатация производственных данных по статистическому анализу выбраковки таких отливок, полученных традиционной технологией литья в многослойные оболочки с воскодержущими вытапливаемыми моделями (ЛВМ), показывает, что 80 % дисперсии геометрических размеров отливок приходится на долю моделей из-за их недостаточной высокой прочностных характеристик, нестабильности усадки и коробления. Общее количество брака деталей, связанного с нарушением их размерной точности, может быть существенно уменьшено за счет применения литья в оболочковые керамические формы с использованием в качестве материала моделей различного вида полимеров, в том числе, пенополистироловых (ППС) моделей вместо воскодержущих, которые удаляются газифицированием (ЛГМ), растворяются и/или выжигаются.

Успешное использование ППС моделей базируется на стабильно низкой усадке полистирола. Например, 0,67–0,80 % для ППС моделей плотностью 40 кг/м³, в сравнении с 1,0–2,0 % для модельной парафино-стеариновой композиции, которая применяется на отечественных предприятиях в соответствии с технологическими регламентами при получении ответственных деталей методом ЛВМ.

В случае использования ЛГМ-процесса следует учитывать, что для жаропрочных лопаточных сплавов со строго контролируемым низким содержанием углерода 0,01–1,0 % может наблюдаться при заливке расплава насыщение всего объема отливки углеродсодержащими газовыми фракциями. Так, под действием тепловой энергии происходит деструкция пенополистирола с образованием жидкой, твердой и газообразной фаз, соотношение которых зависит от плотности полистирола, его теплофизических констант и температуры расплава [1–2]. Жидкие продукты на границе металл – форма подвергаются дальнейшей деструкции до образования твердых, паро- и газообразных летучих компонентов. Установлено [1], что парообразные продукты включают стирол, толуол и их производные. Твердые частицы представляют собой частички углерода, газообразная фаза состоит из непредельных углеводородов типа C_nH_{2n} , C_nH_{2n-2} , C_nH_{2n-4} , а также из водорода, окиси углерода и азота. Хотя остаточное количество продуктов деструкции незначительно с точки зрения объема модели, но его достаточно, чтобы при формировании литой поверхности отливок из низкоуглеродистых сталей и жаропрочных сплавов могло происходить науглероживание в зоне контакта «отливка–форма» и снижение эксплуатационных характеристик деталей. Кроме того, при температуре заливки металла 1450–1550 °С пенополистирол способен мгновенно увеличиваться в объеме на 25–30 % от первоначального, что может приводить к растрескиванию формы с образованием трещин. Из этого следует, что кинетику объемных трансформаций ППС моделей следует контролировать, чтобы избежать разрушения керамической многослойной оболочки формы.

Проведенным авторами на предварительных этапах комплексом исследований, освещенных в научной литературе, показано, что гарантии прецизионности химического состава по всему объему отливки, отсутствия науглероживания, снижения газонасыщенности поверхности, повышения размерной точности деталей можно достичь при применении литья в оболочковые формы с использованием удаления ППС моделей с помощью предварительного растворения, выжигания либо комбинацией этих методов [3–5]. Совместно с ГП НПКГ «Зоря» – «Машпроект» (г. Николаев, Украина) был решен ряд технических задач, существенно важных для определения технологических границ возможностей применения этого процесса для литых заготовок из марочных жаропрочных сплавов ЧС70, ЧС104, ЧС88-ВИ (ХН57КВЮТМБРЛ-ВИ) [3–7].

При получении отливок литьем по растворяемым моделям, основным фактором оптимальной производительности процесса является скорость растворения ППС моделей. Как показывают собственные исследования и литературные данные, время

Проблемы технологии формы

процесса растворения моделей, особенно крупногабаритных, может исчисляться часами, сдерживая массовое применение рассматриваемого способа [1, 4, 7]. С ростом плотности модели увеличиваются толщины стенок микроячеек, что существенно влияет на продолжительность растворения в целом.

Рассматривая предлагаемые в научной литературе гипотезы механизма растворения, авторы предполагают, что кинетика процесса связана с двумя механизмами перемещения молекул растворителя в полимере – относительно медленная диффузия макромолекул растворителя в полимер и достаточно быстрое капиллярное течение растворителя в пористую структуру материала модели. С этой точки зрения, кроме термических параметров, характеризующих процесс растворения, определяющую роль играет структура полимера литейных моделей [8].

Учитывая вышесказанное, *целью данной работы* авторы выбрали оптимизацию процесса изготовления форм с помощью растворяемых моделей из ППС при получении литых заготовок лопаток ГТД первых ступеней силовой турбины из разработанных во ФТИМС НАН Украины новых жаропрочных коррозионностойких сплавов ЧС104 (Ta+Re) и СМ88У (Ta+Re) с высоким содержанием активных тугоплавких элементов, что требует, в свою очередь, повышения термической и химической стойкости керамической оболочки формы [9].

Экспериментальными и аналитическими задачами являлось определение дополнительных факторов, прежде всего, температурного, а также морфологического строения используемых ППС моделей, интенсифицирующих процесс растворения и приближающих его к технологически приемлемому и экономически перспективному в условиях мелко- и крупносерийного производства. Как важный практический резерв увеличения скорости растворения можно рассматривать также фактор увеличения поверхности реагирования, связанный с плотностью открытых и закрытых пор.

В предыдущих комплексах исследований экспериментально была показана целесообразность выбора в качестве материала модели крупногабаритных отливок (350–700 мм) экструдированного ППС повышенной плотности (30–35 кг/м³), например, марки StyrodurC (Германия), обеспечивающего уровень прочности на сжатие при 10 % линейной деформации, МПа до 0,30–0,50, что в 3–5 раз превышает прочность ППС блочного типа, в частности, ПСБ-35, с общей открытой пористостью 37–40 % [4–7] (табл. 1). Кроме того, экструдированный ППС, благодаря

Таблица 1
Характеристики разных типов пенополистирола

Характеристики	Вид пенополистирола, марка					
	блочный, марки		литейный, марки	экструдированный, марки		
	ПСБ-25	ПСБ-35		Carbon solid 500	4000 CS	Carbon solid 700
Плотность, кг/м ³	15–25	25–35	25–30	не менее 36	35	не менее 50
Средний размер гранул, мм	3–3,5	2–2,5	–	–	–	–
Количество гранул на единицу площади поверхности (3,6 см ²), шт.	40–45	80–85	–	–	–	–
Прочность на сжатие при 10%-ой линейной деформации, МПа	0,05	0,10	0,28	0,16	0,50	0,70

плотной структуре, обеспечивает большую жесткость и пониженную шероховатость на уровне $R_a = 0,6-1,0$ мкм элементов модели. Определены корреляции скорости процессов растворения при комнатной температуре для различных химических субстанций – растворителей в зависимости от морфологии пористой структуры с учетом соотношения величины открытой и закрытой пористости, диаметра пор.

Для маломерных отливок было установлено, что с учетом макро- и микроструктурных особенностей строения гранул (рис. 1, а, б), количеством закрытых и открытых пор, прочностные характеристики ПСБ-25 (блочный тип) обеспечивают технологичность моделей для отливки определенной конфигурации (II-ая ступень ГТД ДН-80, сопловая лопатка из сплава марки ЧС104, рабочая лопатка из сплава СМ88У). При этом кинетические параметры процесса растворения, а именно, скорость растворения, были определены также в зависимости от объема, конфигурации модели, расходного коэффициента использования растворителей различных типов, учета степени токсичности ПДК, мг/м³ [7, 10].

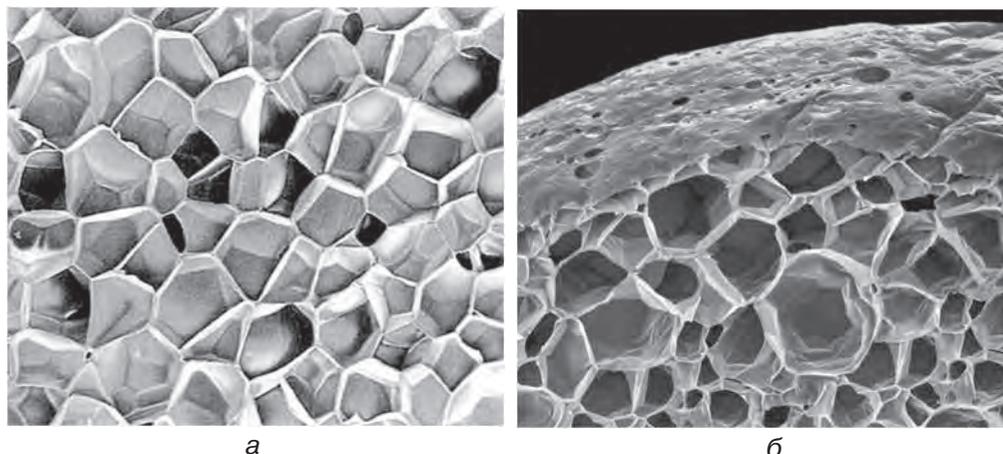


Рис.1. Структура применяемых типов пенополистирола: а – экструдированного, $\times 25$; б – блочного, $\times 25$

Результаты экспериментов. Как наиболее значимый из факторов повышения кинетических характеристик процесса растворения, был испытан подогрев растворителей, так называемое «горячее» растворение. Исходя из проведенных ранее экспериментов, физических и эксплуатационных характеристик материалов (табл. 2), для определения термокинетических характеристик процесса были отобраны такие растворители, как технический скипидар и растворитель № 646 на основе толуола. Исследовали влияние температуры растворителей на скорость растворения пенополистирола на образцах объемом 34 и 103 см³, полученных из двух типов ППС: блочного пенополистирола марки ПСБ-25 (EPS-EN13163) по ДСТУ Б EN 13163-2013 плотностью 25 кг/м³ и более прочного (см. табл. 1) экструдированного ППС марки 4000 CS (XPS СТО 72746455-3.3.1–2012) плотностью 35 кг/м³, имеющего однородную структуру из закрытых герметических ячеек и практически отсутствием макропор. Температура растворителей, при условии учета температуры вспышки, составила 18, 20, 30 и 35 °С. Методика проведения экспериментов подробно описана в работах [4, 7, 10].

В процессе анализа результатов экспериментов использовали физическую модель, согласно которой считается, что механизм растворения пенополистирола заключается в проникновении молекул жидкости в пространство между макромолекулами полимера по принципу взаимодиффузии веществ [11].

При этом с момента контакта растворителя со стирольной основой полимера начинают разрушаться связи между макромолекулами и происходит их диффузия

Сравнительная характеристика ряда растворителей

Наименование и химическая формула	Молекулярная масса	Плотность, г/см ³	Температура вспышки, °С	Температура кипения, °С	ПДК, мг/м ³	Летучесть по этиловому эфиру, %
Ацетон CH ₃ COCH ₃	58,08	0,79	-18	56,1	200	2,1
Декалин C ₁₀ H ₁₈	138,25	0,87	-40	185,5	100	175
Этанол C ₂ H ₅ OH	46	0,79	13	78,4	1000	8,3
Скипидар живичный C ₁₀ H ₁₆	136	0,85–0,86	34	160	300	–
Тетралин C ₁₀ H ₁₂	132,21	0,97	71,1	207,6	100	190
Уайт-спирит	–	0,77	33–36	147–200	300	40–60
№ 646 (основа толуол)	–	0,87	6	59	150	8–15

в объем растворителя. Макромолекулярные звенья (кластеры) полимера при этом отделяются друг от друга и в дальнейшем, не разрушаясь, перемещаются в фазу растворителя, не вступая с ним в химическое взаимодействие. Механизм такого взаимоперемешивания веществ подчиняется известным законам диффузии и может быть описан, в частности, уравнениями Фика [11]:

$$Q = D \frac{dc}{dx}, \quad (1)$$

где Q – поток вещества, диффундирующего в направлении x (количество растворителя, прошедшего за единицу времени через единицу площади сечения перпендикулярно x); D – коэффициент пропорциональности, характеризующий интенсивность потока вещества как функцию изменения его объемной доли, то есть интенсивность растворения.

При $\tau \neq 0$ диффузный процесс переходит в нестационарное состояние, отражающее нелинейность изменения концентрации вещества, а следовательно, и его поток. Это состояние описывается вторым уравнением Фика, которое выражает изменение объемной доли вещества в разных точках пространства как функцию времени.

Исходя из условий неразрывности потока:

$$\frac{\partial Q}{\partial x} = \frac{\partial c}{\partial \tau} D + \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} D. \quad (2)$$

Согласно этому предположению, зная количество растворителя, затраченного на растворение данного образца за время τ , можно определить коэффициент диффузии. Однако необходимо учитывать, что такая зависимость справедлива лишь для стационарных систем, когда изменение концентрации идет по линейному закону. В реальных квазистационарных условиях концентрация растворителя, от которой зависит диффузия, является функцией многих параметров, в частности, изменяющейся температурной кривой при «горячем» растворении в отсутствие

термостата. Это делает невозможным получить точные решения уравнений Фика в реальных условиях, поэтому коэффициент диффузии, по возможности, определяют на основании экспериментальных данных.

Ранее проведенные авторами эксперименты показали [4, 10], что особенности растворения блочного ППС заключаются в том, что на начальной стадии растворения жидкость проникает во множественные открытые поры и наблюдается некоторая степень разряжения в гранулах ППС. Это вызывает изменение объема образца в целом при всасывании растворителя в объем гранул до полного их распада на отдельные ячейки и разрушение стирольных стенок ячеек, сопровождающееся на последнем этапе супербыстрым распадом пенополистирола. Растворение экструдированного ППС с плотной микроструктурой и практически отсутствием макропор тормозит проникновение растворителя и происходит с постепенным уменьшением объема модели без распада на отдельные гранулы, что увеличивает время растворения по сравнению с блочным.

Аналогичные результаты были получены при исследовании термокинетических характеристик процесса растворения пенополистирола нескольких типов (рис. 2, 3), которые показали снижение скорости растворения образцов из экструдированного ППС в среднем в 20–30 раз по сравнению с блочным ППС. Особенно существенно это проявляется при использовании технического скипидара, где время растворения образцов из разных типов ППС отличается в десятки раз и является технологически неприемлемым. Так при $t = 18\text{ }^{\circ}\text{C}$ образец из блочного ППС объемом 34 см^3 растворяется в техническом скипидаре за 1 мин, а аналогичный образец из экструдированного ППС за 30 мин. Растворитель № 646 значительно эффективнее технического скипидара, однако он и более токсичен (см. табл. 2).

Как видно из рис. 2, 3, с ростом температуры подогрева растворителя, скорость растворения ППС обоих типов стремительно увеличивается в несколько раз. Так, подогретый до $35\text{ }^{\circ}\text{C}$ технический скипидар растворяет образцы разных объемов из блочного ППС (ПСБ-25) в 2,5–3 раза быстрее, чем при комнатной температуре ($t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$).

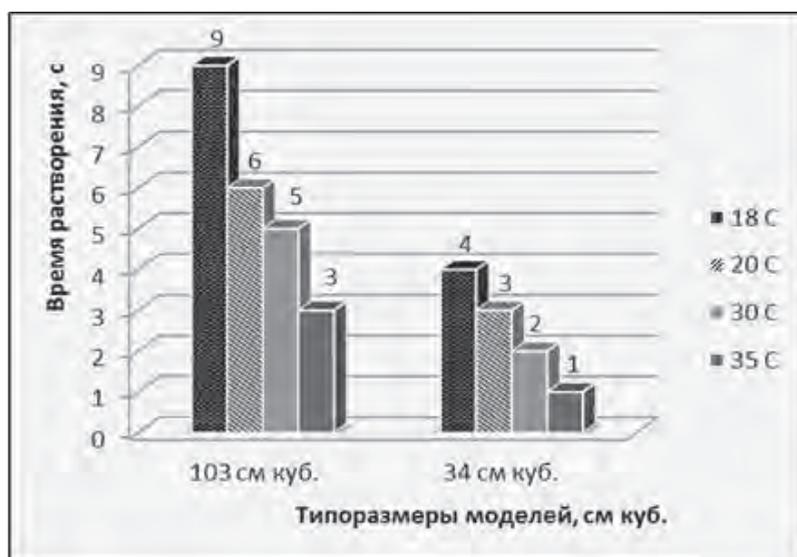
Применение операции подогрева растворителей, как интенсифицирующего фактора процесса растворения, способствует росту производительности операции удаления моделей из керамической оболочки. Следует особо отметить, что применение более эффективных «горячих» растворителей становится возможным только при условии использования разработанных во ФТИМС НАН Украины более термо- и химически стойких комплексномодифицированных оболочковых форм [9]. Это объясняется тем, что агрессивная химическая среда при повышенной температуре может приводить к выкрашиванию микрочастиц керамики и дальнейшему загрязнению контактного слоя отливки неметаллическими частицами.

Скорость процесса растворения ППС также зависит от морфологии пористой структуры модели: распределения пор по размерам, соотношения величины открытой и закрытой пористости. Проведенные исследования показали, что наименьшая открытая пористость (суммарно до $17\text{ мм}^3/\text{г}$) наблюдается у ПСБ-35, при этом общая открытая пористость составляет 37–40 %. Наибольший объем приходится на поры диаметром от 4000 нм. В образцах ПСБ-25 открытая пористость составляет в среднем $300\text{ мм}^3/\text{г}$, а общая открытая пористость – свыше 50 %, что позволяет предполагать значительно большую скорость растворения модели. С другой стороны, у моделей, полученных из экструдированного ППС, практически отсутствуют макропоры, что в свою очередь значительно замедляет процесс растворения. При растворении таких моделей необходимо применять факторы, интенсифицирующие этот процесс, например, использовать «горячее» растворение, а также увеличение площади реагирования модели с растворителем путем получения технологических полостей в теле модели.

С целью дальнейшей корректировки режимов технологического процесса для повышения чистоты поверхности получаемых отливок исследовали возможность



а

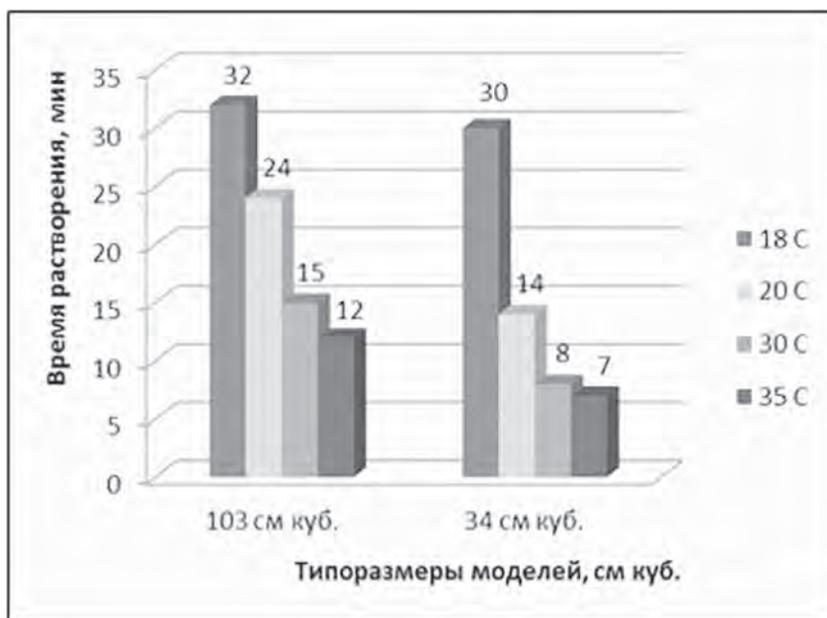


б

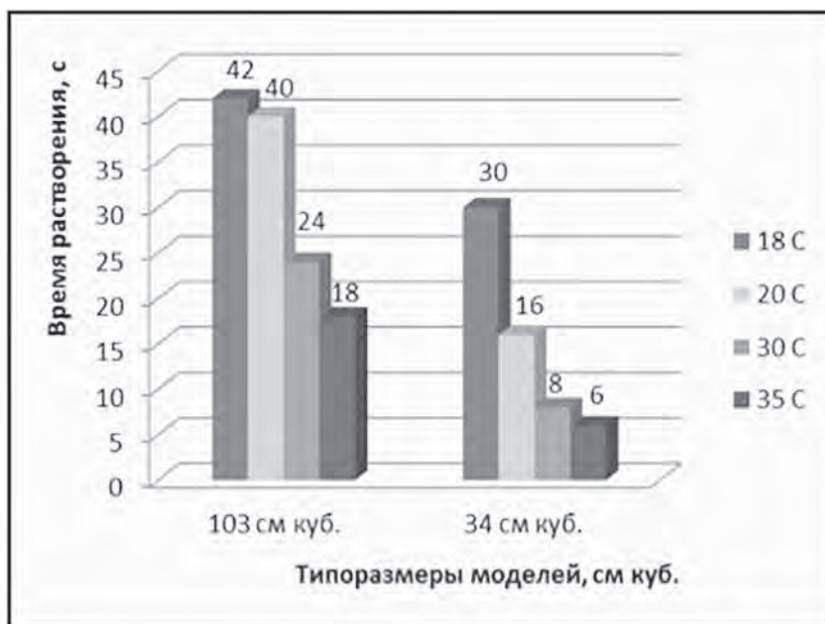
Рис. 2. Зависимость времени растворения моделей из блочного ППС ($\rho = 25 \text{ кг/м}^3$) от температуры растворителя: а – технический скипидар; б – растворитель № 646

улучшения поверхности ППС моделей нанесением тонкого слоя легкоплавкого модельного воскодержающего состава, то есть комбинированием способов ЛВМ и растворения. Рецептура и свойства широко используемых на предприятиях отрасли основных воскоподобных материалов приведены в табл. 3.

Для обеспечения требуемой чистоты поверхности керамической оболочки формы, а соответственно, и литой детали, были испытаны три вида покрытий: модели лопаток погружали в расплавленный парафин марки Т-1 (СТО 00148636-004-2007), а также в воскоподобную модельную массу «Велен 1» и 3%-й раствор канифоли в спирте. Погружали три раза с выдержкой 5 мин для высыхания. При этом на поверхности модели оседает слой покрытия толщиной 0,2–0,7 мм, что обеспечивает гарантированный припуск на механическую обработку деталей и снижает их шероховатость.



а



б

Рис. 3. Зависимость времени растворения моделей из экструдированного ППС ($\rho = 35 \text{ кг/м}^3$) от температуры растворителя: а – технический скипидар; б – растворитель № 646

При проектировании пресс-форм необходимо учитывать изменение геометрии деталей на эти величины. По полученным моделям с нанесенным покрытием были изготовлены оболочковые формы на основе электрокорунда, модифицированного порошками алюминия и кремния. На первом этапе проводили заливку «горячего» растворителя (35 °C) в полость формы с последующей деструкцией (растворением) материала модели. Гелеобразные продукты растворения выливаются вместе с остатками растворителя из полости формы и отправляются на переработку. На

Рецептура и свойства используемых воскоподобных материалов

Наименование компонентов и показатели свойств модельных составов	Условные обозначения модельных составов						
	В5-МТ	В-5	ПС	ПСЭ	Р-3	ВИАМ-102	ИПЛ
	Содержание компонентов в модельных составах, %						
Парафин, марка Т1	30	25	50	48,5	58	20	45
Стеарин	–	–	50	48,5	–	–	–
Этилцеллюлоза	–	–	–	3,0	–	–	–
Буроугольный воск	45	35–45	–	–	13	50	40
Церезин синтетический	14	–	–	–	24	–	–
Торфяной воск	–	–	–	–	–	25	–
Триэтаноламин	–	5	–	–	–	5	–
Пушечная смазка	–	–	–	–	–	–	15
Буроугольная смола	11	25–35	–	–	–	–	–
физико-механические свойства модельных составов							
Температура каплепадения, °С	–	–	47	50	76	80	82
Линейная усадка, %	0,8–1,0	0,8–1,15	0,8–1,2	0,8–1,2	0,9–1,2	0,9–1,3	0,9–1,5
Коэффициент термического расширения, град ⁻¹ ×10 ³	–	–	47	42	25	48	32
Предел прочности при изгибе, кг/см ²	50	50	18	28	32	38–40	41
Теплоустойчивость, °С	44	38	35	38	38	40	39
Зольность, %	0,2	0,2	0,05	0,05	0,05	0,25	0,12

втором этапе вытапливается ранее нанесенное покрытие с оставшимися на нем продуктами растворения ППС.

Анализ результатов проведенных исследований показал, что повышение температуры обоих растворителей при растворении образцов разных объемов из блочного ППС с 20 до 35 °С увеличил скорость растворения в 2,5–3,0 раза, а для образцов из экструдированного – в 3,0–3,5. Такие показатели позволяют сократить время проведения операции изготовления многослойных форм на 10–15 % при снижении брака отливок по короблению в сравнении со способом ЛВМ на 5–8 %.

Кроме того, нанесение опробованных покрытий снижает до минимума смачиваемость облицовочного керамического слоя форм гелеобразными продуктами деструкции ППС, защищая внутреннюю полость оболочки. Такое барьерное покрытие обеспечивает требуемое регламентными документами качество поверхности отливок – $Ra = 1,6–3,2$ мкм для форм, изготовленных по удаляемым ППС моделям.

Список литературы

1. Шуляк В. С. Литье по газифицируемым моделям. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.
2. Шинский О. И. Газогидродинамика и технологии литья железоуглеродистых и цветных сплавов по газифицируемым моделям / О. И. Шинский // Дис. д-ра техн. наук. – Киев, 1997. – 481 с.
3. Шинский О. И. Особенности применения растворяемых пенополистироловых моделей

- для получения сложнопрофильных деталей ГТД / О. И. Шинский, И. И. Максютя, А. В. Нейма // *Металл и литье Украины*. – 2013. – № 9. – С. 14–18.
4. Шинский О. И. Применение растворяемых пенополистироловых моделей при получении литых деталей газотурбинных установок / О. И. Шинский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, А. В. Нейма, Е. В. Михнян // *Литье и металлургия*. – 2016. – № 1. – С. 46–52.
 5. Шинский О. И. Получение сложно-профильных деталей комбинированным способом литья по выплавляемым и выжигаемым моделям / О. И. Шинский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, Е. В. Михнян, А. В. Нейма // *Там же*. – 2016. – №3. – С. 31–37.
 6. Симановский В. М. Разработка нового технологического процесса получения оболочковых керамических форм по удаляемым моделям / В. М. Симановский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, Ю. Ф. Аникин // *Процессы литья*. – 2006. – № 4. – С. 66–71.
 7. Шинский О. И. Получение деталей ГТД в оболочковых формах с растворяемыми моделями / О. И. Шинский, И. И. Максютя, А. В. Нейма, Ю. Г. Квасницкая, Е. В. Михнян // *Литейное производство*. – 2015. – № 5. – С. 19–25.
 8. Квон Св. С. Исследование структуры пенополистирола при литье по газифицируемым моделям / Св. С. Квон, В. Ю. Куликов, А. З. Исагулов, С. К. Аринова, Т. В. Ковалева // *Там же*. – 2017. – № 7. – С. 18–20.
 9. Максютя И. И. Взаимодействие компонентов в системе «оксид–модификаторы» в корундовой формовочной керамике для деталей с ориентированной структурой / И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, А. М. Верховлюк, Е. В. Михнян, Ю. Н. Левченко // *Металл и литье Украины*. – 2017. – № 8–10. – С. 31–37.
 10. Шинский О. И. Кинетика растворения пенополистироловых моделей при способе литья в оболочковые формы / О. И. Шинский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, А. В. Нейма, Е. В. Михнян // *Процессы литья*. – 2014. – № 4. – С. 40–48.
 11. Алексеев Г. Н. *Общая теплотехника*. – М.: Высшая школа, 1980. – 552 с.

Поступила 25.09.2018

References

1. Shuljak, V.S. (2007). Casting on gasified models. St. Petersburg: Professional [in Russian].
2. Shinskij, O.I. (1997) Gas-hydrodynamics and casting technologies of iron-carbon and non-ferrous alloys in gasified models. Diss. dokt. tekhn.nauk. Kiev, 481 p.
3. Shinskij, O.I., Maksjuta, I.I., Nejma, A.V. (2013) Features of the application of soluble cellular polystyrene models for getting complex GTE parts. *Metall i lit'e Ukrainy*, Vol. 9, pp. 14–18 [in Ukrainian].
4. Shinskij, O.I., Maksjuta, I.I., Kvasnitskaia, Yu.H., Nejma, A.V. & Mihnian, E.V. (2016) The use of soluble foam polystyrene models for the production of cast parts of gas turbine plants. *Lit'e i metallurgija*, Vol. 1, pp. 46–52 [in Belarus].
5. Shinskij, O.I., Maksjuta, I.I., Kvasnitskaia, Yu.H., Mihnian, E.V. & Nejma A.V. (2016) The production of complex profile details by combined method of lost-wax casting and of consumable pattern models. *Lit'e i metallurgija*, Vol. 3, pp. 31–37 [in Belarus].
6. Simanovskij, V.M., Maksjuta, I.I., Kvasnitskaia, Yu.H. & Anikin, Yu. F. (2006) Development of a new technological process for obtaining shell ceramic molds for deleted models. *Processy lit'ja*, Vol. 4, pp. 66–71 [in Ukrainian].
7. Shinskij, O.I., Maksjuta, I.I., Nejma, A.V., Kvasnitskaia, Yu.H. & Mihnian, E.V. (2015) The technological problems of getting GTE parts in shell molds with dissolved models. *Litejnoe proizvodstvo*, Vol. 5, pp. 19–25 [in Russian].
8. Kvon, Sv.S., Kulikov, V.Yu., Isagulov, A.Z., Arinova, S.K., Kovaleva, T.V. (2017) Examination of polystyrene foam in the gasifiable pattern casting. *Litejnoe proizvodstvo*, Vol. 7, pp. 18–20 [in Russian].
9. Maksjuta, I.I., Kvasnytska, Yu.H., Verhovliuk, A.M., Mihnian, O.V. & Levchenko, Yu.N. (2017) Interaction of components in the system «oxide-modifiers» in corundum molding ceramics for details with an oriented structure. *Metall i lit'e Ukrainy*, Vol. 8–10, pp. 31–37. [in Ukrainian].
10. Shinski, O.I., Maksjuta, I.I., Kvasnitskaia, Yu.H., Nejma, A.V. & Mihnian, E.V. (2014) Dissolution kinetics of polystyrene models for the method of casting in shell molds. *Processy lit'ja*, Vol. 4, pp. 40–48 [in Ukrainian].
11. Alekseev, G.N. (1980) *General heat engineering*. Moscow: Vysshaja shkola [in Russian].

Received 25.09.2019

О. Й. ШИНСЬКИЙ, д-р техн. наук, проф., зав. відділом

І. І. МАКСЮТА, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: inna.maksiuta@ukr.net

Ю. Г. КВАСНИЦЬКА, канд. техн. наук, ст. наук. співр.

О. В. НЕЙМА, мол. наук. співр., e-mail: neima_alex@ukr.net

О. В. МИХНЯН, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: mixnyan@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ЗАСТОСУВАННЯ «ГАРЯЧОГО» РОЗЧИНЕННЯ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ ПРИ ОТРИМАННІ ВИЛИВКІВ В ОБОЛОНКОВІ ФОРМИ З КОМПЛЕКСНОМОДИФІКОВАНОЇ КЕРАМІКИ

Наведено результати досліджень шляхів інтенсифікації процесу розчинення ливарних моделей з різних типів пінополістиролу способом «гарячого» розчинення. Встановлено вплив термочасових умов проведення процесу для декількох видів розчинників. Показано переваги запропонованого методу в порівнянні з ЛВМ як для підвищення якості поверхні, так і для скорочення витрат часу при отриманні складно-профільних виливків.

Ключові слова: жароміцний сплав, керамічні форми, пінополістирол, «гаряче» розчинення, термокінетичні параметри, пористість.

O. I. SHINSKY, Doctor of Engineering Sciences, Professor, Head of Department

I. I. MAKSIUTA, Candidate of Engineering Sciences, Senior Research Officer,
e-mail: inna.maksiuta@ukr.net

YU. G. KVASNITSKAYA, Candidate of Engineering Sciences, Senior Research Officer

A. V. NEIMA, Research Assistant, e-mail: neima_alex@ukr.net

E. V. MYKHNIAN, Candidate of Engineering Sciences, Senior Research Officer,
e-mail: mixnyan@ukr.net

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys NAS of Ukraine, Kiev

APPLICATION OF «HOT» DISSOLUTION OF POLYSTYRENE MODELS IN THE PRODUCTION OF CASTINGS IN SHELL-SHAPED FORMS FROM COMPLEX-MODIFIED CERAMICS

The results of investigations of ways of intensifying the process of dissolution of casting models from different types of expanded polystyrene by the method of «hot» dissolution are given. The influence of the thermo-temporal conditions of the process for several kinds of solvents is established. Advantages of the proposed method are shown in comparison with investment casting for both the improvement of surface quality and the reduction of time costs in obtaining complex-shaped castings

Keywords: heat-resisting alloy, ceramic mold, polystyrene, «hot» dissolution, thermo kinetic parameters, porosity.

ПРОБЛЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ, МЕХАНИЗАЦИИ И КОМПЬЮТЕРИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ

УДК 669.14.046:621.746.6:530.17:51

Н. И. Тарасевич, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., зав. отделом,
e-mail: nit@ptima.kiev.ua

И. В. Корниец, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., зам. зав. отделом,
e-mail: ivk@ptima.kiev.ua

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ОТДЕЛ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИНФОРМАЦИОННО-КОМПЬЮТЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ – 35 ЛЕТ В СОСТАВЕ ФТИМС НАН УКРАИНЫ

Представлен исторический обзор работ, выполненных отделом математических методов исследования и информационно-компьютерных технологий, в соответствии с его научным направлением в области математического и компьютерного моделирования физических и технологических процессов литья и металлургии, а также информационных технологий.

Ключевые слова: математическое моделирование, теплофизика, массообмен, слиток, отливка, кристаллизация, информационные технологии.

В феврале 1983 г. в Институте проблем литья АН УССР (с февраля 1996 г. – Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины) при отделе физико-химических методов исследования была создана структурная лаборатория математических методов исследования процессов литья. Заведующим лаборатории был назначен молодой кандидат технических наук Тарасевич Николай Иванович. В 1999 г. лаборатория была реорганизована в отдел, который сегодня носит название – отдел математических методов исследований и информационно-компьютерных технологий.

Основное направление научной деятельности отдела – математическое и статистическое моделирование процессов структурообразования при переходе сплава из жидкого в твердое состояние и наоборот; моделирование физических и технологических процессов литья и металлургии; компьютерные и информационные технологии.

Указанные направления предполагают:

- разработку теоретических основ и раскрытие механизмов структурообразования при формировании слитков и отливок;
- исследование физико-химических процессов, которые сопровождают формирование слитков и отливок, получаемых по различным технологическим схемам;
- разработку математических и статистических моделей, соответствующих алго-

ритмов и программного обеспечения для исследования тепловых, массообменных и гидродинамических процессов, а также процесса структурообразования слитков и отливок;

– внедрение современных информационно-компьютерных технологий в подразделениях Института.

В первые годы становления лаборатории была оказана большая поддержка со стороны ведущих ученых Института – академика НАН Украины Ефимова В. А.; докторов технических наук Шумихина В. С., Шевченко А. И., Ладохина С. В., Затуловского С. С.; кандидата технических наук Литовки В. И. и др. Совместные работы с ними позволили сотрудникам лаборатории на примерах конкретных технологических процессов создать сопряженные математические модели процессов затвердевания слитков и отливок, которые были использованы для моделирования широкого класса металлургических и литейных технологий.

Вычислительные эксперименты сотрудники лаборатории в то время проводили в Институте металлофизики им. Г. В. Курдюмова и Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины на ЭВМ БЭСМ6 и Минск-32. В конце 80-х годов прошлого столетия благодаря сотрудничеству в рамках совместного Болгаро-Украинского центра в Институте появились компьютеры «Правец». Это было время внедрения нового поколения вычислительной техники – персональных компьютеров. Тогда же Институт приобретает мини-ЭВМ СМ1420, на которой проводились не только инженерные расчеты и вычислительные эксперименты, но и начисление заработной платы сотрудникам Института. С появлением персональных компьютеров с процессорами 286 и выше имеющееся в отделе программное обеспечение было конвертировано под эти ПЭВМ, что позволяет их успешно использовать и в настоящее время.

Штат лаборатории пополнялся в основном за счет выпускников механико-математического факультета и факультета кибернетики Киевского государственного университета им. Тараса Шевченко. В те времена количественный состав лаборатории достигал 25 человек. К сожалению, большая часть молодых талантливых специалистов в силу экономической обстановки в стране вынуждена была уйти.

Широкое внедрение персональных компьютеров во всех сферах общественно-политической и научной деятельности, экономики и бизнеса происходило в 80-х – начале 90-х годов. Это относится и к нашему Институту. В этот период специалисты лаборатории на протяжении нескольких лет проводили обучение сотрудников Института компьютерной грамотности. Редакция Института, одна из первых в Национальной академии наук Украины, благодаря усилиям Ярославец З. А., переходила на компьютерный набор и верстку журнала «Процессы литья».

Для планово-финансовой службы Института разрабатывается программный комплекс для персональных компьютеров, позволяющий контролировать расходы как по бюджетной тематике, так и по хозяйственным договорам; разработана программа начисления заработной платы сотрудникам Института в соответствии с действующим законодательством. Этот программный комплекс использовали до централизованного внедрения стандартных пакетов программ для бюджетных организаций.

Время информационных технологий выпало на 90-е годы. Электронная почта – это первая нетрадиционная возможность быстро и надежно передавать информацию различного вида широкого использования (текстовые документы, медиафайлы, программы, архивы и т. д.). Надо отметить, что наш Институт был в пятерке научных учреждений Академии наук, которые одни из первых подключили электронную почту, домен ptima.kiev.ua является действующим и успешно используется до настоящего времени.

В это время в институте появляется достаточно большое количество компьютеров, работающих отдельно друг от друга и не имеющих возможность оперативно обмениваться информацией. Существующие локальные сети объединяют в себе небольшое количество компьютеров и работают только над конкретными и узкими задачами. Вся переписка велась через один компьютер. Поэтому в рамках поисковой темы «Создать на базе современных информационных технологий единую локальную общеинститутскую компьютерную сеть» (2004–2005 гг.) выполнены работы по проектированию и созданию локальной компьютерной сети Института,

охватывающей все отделы и службы Института. Созданная единая информационная сеть позволила охватить все подразделения и службы Института в виде пользователей и предоставить им возможность использовать информационные банки данных, созданные в разное время для их обработки; повысить достоверность информации и надежность ее хранения; обеспечить всех пользователей сети индивидуальными адресами электронной почты; обеспечить высокоскоростной, бесперебойный выход в глобальную сеть Internet с любого компьютера ФТИМС НАН Украины. В настоящее время сеть насчитывает 248 пользователей, ежемесячное использование информации из сети Internet составляет около 600–700 ГБ.

Ниже хочется остановиться на некоторых работах, в выполнении которых принимали участие сотрудники отдела.

При моделировании главный вопрос – это достоверность полученных результатов, чем она подкрепляется? Во всех работах, которые проводились и проводятся в отделе, достоверность результатов обусловлена использованием фундаментальных положений механики сплошных сред, современных методов построения математических моделей и компьютерных систем, а также сравнением результатов вычислительных экспериментов с прямыми замерами в лабораторных и промышленных установках.

Одной из первых значительных работ, выполненных в лаборатории, является моделирование процесса центробежного литья многослойных длинномерных отливок под флюсом. Эта работа выполнялась под руководством и непосредственным участии сначала кандидата наук, а в последствии доктора наук, заведующего лаборатории (отдела) центробежного литья Шевченко А.И.

В рамках этой работы были разработаны модели процессов формирования крупных центробежнолитых отливок, которые позволили исследовать объемное изменение температурного поля формы, многослойной отливки и шлака, распределение скоростей вращения жидкого металла и шлака в различные моменты времени, а также напряженного состояния формы и затвердевшей части отливки. Разработанная методика была опробована при отработке технологии получения длинномерных центробежнолитых бронзовых и стальных отливок под флюсом. Были предложены технологические приемы управления затвердеванием металла во вращающейся форме за счет изменения толщины теплоизоляционного слоя и теплоизоляции свободной поверхности отливки флюсом [1, 2], которые обеспечили направленное затвердевание отливки.

Были изучены теплофизические особенности формирования двухслойных длинномерных прокатных валков для стана 5000. Предложены рациональные параметры утепления формы и времени выдержки порций, обеспечивающих высокое качество литых гетерогенных изделий [3].

Обобщая данные проведенных вычислительных экспериментов для чугунных, стальных и бронзовых центробежнолитых отливок были построены регрессионные модели, связывающие толщину отливки, толщину формы, внутренний радиус отливки и степень теплоизоляции формы с термовременными характеристиками (время снятия теплоты перегрева, время полного затвердевания отливки, максимальной температуры внутренней и наружной поверхностей формы, максимальных радиальных и тангенциальных термонапряжений, возникающих в форме) [4]. Полученные рекомендации были использованы на ПО «Ижтяжбуммаш», Лутугинском заводе прокатных валков и др.

Совместно с отделом литья композиционных материалов под руководством д. т. н. Затуловского С. С. проводились работы для МК «Азовсталь», Ждановского завода им. Ильича по отработке технологии суспензионного литья, в частности, для определения закономерностей теплофизического взаимодействия дисперсного инокулятора с расплавом [5, 6].

Учитывая технологические особенности получения различных типов композиционных материалов, были предложены и реализованы несколько подходов к построению математических моделей для исследования теплофизических процессов формирования литых композиционных материалов различного типа с учетом тех-

нологических особенностей их получения: армированные гранулами (литье и пропитка); слоистые материалы; композиты с макроставками. Было оценено влияние теплофизических и геометрических факторов на термовременные характеристики формирования литых композитов, обеспечивающие заданный комплекс служебных свойств [7, 8].

Используя методы теории случайных функций, разработана методика расчета физико-механических характеристик литых композиционных материалов, предложен алгоритм и создана компьютерная система прогноза свойств композита в зависимости от его типа, массового соотношения компонентов, ориентации волокон либо слоев [9].

Большой комплекс работ связан с изучением особенностей формирования литых штампов с внутренними вставками: установлено влияние начальной температуры вставки и матричного металла на параметры формирования гетерогенной отливки; получены аналитические характеристики, связывающие параметры затвердевания (время достижения заданной температуры, толщину намороженного слоя) с начальной температурой вставки для различных пар материалов; исследовано влияние геометрии вставки и ее расположения (центральная, треугольная, круглая, расщепленная) на качество затвердевшего металла [10]. Апробация полученных результатов проходила на ПО «Ждановтяжмаш».

Работы по крупному слитку выполнялись совместно с отделом литья стали под руководством академика НАН Украины Ефимова В.А. Они были связаны с изучением теплофизических особенностей процессов теплообмена с боковой поверхности затвердевающих слитков и отливок. Используемые математические модели позволили промоделировать условия образования и динамику формирования газового зазора на границе «слиток-форма» в условиях атмосферного и избыточного давления. Установлено влияние внешнего давления, приложенного к жидкому и кристаллизующемуся металлу, на динамику образования газового зазора. Было показано, что для заданной толщины отливки существует величина критического давления, выше которого затвердевание жидкого металла будет происходить в условиях плотного контакта затвердевшей корки со стенкой изложницы [11, 12].

Обобщая данные вычислительного эксперимента для нескольких марок стали, получены аналитические зависимости, связывающие время затвердевания и величину критического давления с геометрическими характеристиками отливки (слитка).

Исходя из теории контактного теплообмена, изучена возможность эффективного управления затвердеванием слитков и отливок за счет внешнего теплоотвода. Установлено, что для заданной геометрии слитка изменение внешнего теплоотвода влияет на скорость затвердевания у теплоотводящей поверхности до определенной толщины твердой корки. После достижения этой толщины изменение интенсивности теплоотвода оказывает локальное действие на тепловое состояние пристеночной области [13].

Были проведены исследования влияния скорости и способа разлива на затвердевание 30-тонного слитка. Установлено, что теплофизика формирования слитков в изложнице определяется скоростью заливки жидкого металла, условиями теплоотвода, а также теплофизическими и геометрическими характеристиками прибыли. Изучена тепловая работа прибыли при формировании крупных кузнечных слитков, получены рекомендации по выбору ее рациональных характеристик [14], которые были опробованы на ПО «Ижорский завод».

Показана эффективность использования принудительного перемешивания жидкого металла для интенсификации теплообменных процессов при затвердевании крупных слитков.

Используя компьютерное моделирование, изучена эффективность управления затвердеванием непрерывного слитка за счет внешнего и внутреннего теплообмена, с помощью которого можно существенно влиять как на тепловое состояние затвердевшей корки, так и на ее прочностные характеристики. Предложен алгоритм оценки оптимальных режимов теплоотвода в зоне вторичного охлаждения, которые исключают повторный разогрев поверхности непрерывнолитой заготовки после выхода из кристаллизатора, что обеспечивает снижение термических напряжений за-

твердевшей оболочки и вероятность условий, способствующих появлению наружных трещин и дефектов [15]. Исследования проводились для условий МК «Азовсталь».

В случае применения энергетических воздействий на поверхности затвердевающего металла исходили из следующих предпосылок. При электронно-лучевом и лазерном нагреве считали заданной поверхностную плотность тепловых источников, которая рассчитывается, исходя из подводимой электрической мощности, площади обрабатываемой поверхности и учитывает потерю энергии на вторичную эмиссию электронов и другие факторы. При электрошлаковом нагреве исходили из объемной плотности энергии, которая распределена по объему шлакового расплава [16] (заводы «Днепроспецсталь» и «Красный Октябрь»).

Методом математического моделирования для различных источников нагрева изучены и экспериментально подтверждены тепловые режимы нагрева твердой заготовки до предплавильных температур. Получены зависимости, позволяющие определить длительность нагрева твердой заготовки до оплавления. Предложен метод расчета основных технологических параметров: интенсивность нагрева, ширина и скорость перемещения зоны при электроннолучевом нагреве твердой заготовки перемещающейся зоной нагрева [17].

Также в лаборатории были проведены ряд исследований по изучению теплофизики формирования горизонтальных гомо- и гетерогенных плоских слитков и эффективности управления их затвердеванием за счет изменения величины теплового потока со свободной поверхности, в том числе за счет применения внешних источников нагрева (электрошлаковый, электроннолучевой, лазерный, плазменный и др.) [18]. Подобные технологии были реализованы на заводе им. Ильича и «Ждановтяжмаш».

Изучены особенности кинетики затвердевания плоских слитков. Установлено влияние теплофизических и технологических факторов на тепловое состояние и процессы их формирования. Анализ параметров затвердевания позволяет прогнозировать структурные зоны плоского слитка [19, 20].

Совместно отделом высокопрочных и специальных сплавов (заведующий отделом доктор технических наук Бубликов В. Б.) были проведены исследования процесса взаимодействия ферросплава с жидким чугуном. Получены аналитические зависимости для оценки времени начала активного взаимодействия жидкого чугуна с модификаторами и их полного расплавления при различной гидродинамике жидкого расплава. Результаты исследований показали, что существует предельное значение массового соотношения модификатор–жидкий чугун, обеспечивающее его полное усвоение, причем эта величина не зависит от размера частиц модификатора, а определяется начальной температурой жидкого чугуна [21].

В последние годы совместно с доктором технических наук Ноговицыным А.В. на базе компьютерного моделирования проделан большой объем работ по выбору оптимальных условий получения тонкой полосы из среднелегированной и нержавеющей стали в валковом водоохлаждаемом кристаллизаторе при изменении геометрических характеристик оборудования (толщина бандажа, материал бандажа и др.), а также интенсивности теплоотвода на границе металл-валок [22] и разработана методика выбора рациональных параметров.

Среди работ, связанных с прогнозированием структурообразования слитков и отливок можно выделить следующие.

В результате анализа изменения параметров затвердевания (локальная скорость охлаждения и затвердевания на фронте кристаллизации, температурный напор, время пребывания в зоне двухфазного состояния, кинетика затвердевания и др.) и сопоставления их с результатами металлографических исследований предложены критерии, по которым можно оценить протяженность структурных зон в затвердевающем слитке либо отливке [23].

В середине 90-х годов прошлого столетия Государственный комитет Украины по вопросам науки и технологии объявил программу «Компьютерное материаловедение и информатизация создания новых соединений и материалов». Сотрудники лабора-

тории в рамках этой программы выполнили проект «Компьютерное проектирование свойств литейных материалов и сплавов». В результате выполнения проекта были созданы две компьютерные системы.

Создание этих систем предполагало разработку структуры базы данных и базы знаний, которые могут быть использованы для создания статистических моделей, связывающих параметры структуры с химическим составом и технологическими характеристиками, а также рядом свойств металлоизделий. Указанные базы открыты для их пополнения и координации.

Совместно с кандидатом технических наук, заведующим лаборатории Литовской В. И. была разработана компьютерная система «Высокопрочные чугуны». В основу системы положены регрессионные модели, полученные при обработке массивов экспериментальных данных предприятий Украины и стран СНГ (базы данных), которые связаны с производством высокопрочного чугуна с шаровидным графитом в литом и термообработанном состоянии. Система позволяет: по заданному химическому составу магнийсодержащих комплексных модификаторов на основе кремния и железа определять значения параметров структуры и механические свойства чугуна с шаровидным графитом (степень сфероидизации графита, количество включений графита, количество цементита в структуре, предел прочности на растяжение, относительное удлинение, твердость); по заданному набору свойств получить прогноз оптимизированного химического состава чугуна и вид его термической обработки, определить состав магнийсодержащих модификаторов, которые обеспечивают заданный комплекс свойств или параметров структуры; получать зависимости указанных свойств от содержания в чугуне основных легирующих элементов и от скорости кристаллизации металла в отливках [24, 25].

Совместно с доктором технических наук, заведующим отделом Кондратюком С. Е. создана компьютерная система «Конструкционные стали». В ее основу положены регрессионные модели, полученные при обработке экспериментальных данных ФТИМС НАН Украины и литературных источников за последние 50 лет по свойствам сложнелегированных литых (более 200 наблюдений) и деформированных (более 400 наблюдений) сталей [26].

С учетом влияния химического состава, условий затвердевания и термокинетических параметров термической обработки были установлены закономерности формирования структуры и свойств конструкционных сталей. Система позволяет: по заданному химическому составу определять значения механических свойств стали (предел прочности на растяжение, предел текучести, относительное удлинение, ударную вязкость, верхнюю и нижнюю критические точки, ширину межкритического интервала температур); получать в графическом виде зависимости этих свойств от содержания конкретного элемента химического состава или температуры; по заданным свойствам получать прогноз оптимизированного химического состава стали; по заданному химическому составу и свойствам определять условия термообработки.

В ближайшие годы усилия сотрудников в соответствии с направлением деятельности отдела будут сосредоточены на продолжении работ, связанных с повышением качества слитков и отливок, оптимизацией технологических процессов, связанных с приготовлением и разливкой специальных и высокопрочных чугунов, сталей, цветных сплавов и получением из них металлоизделий для машиностроения, строительства и техники специального назначения.

Список литературы

1. Тарасевич Н. И., Шелковникова Л. П., Корниец И. В. Исследование процессов формирования крупногабаритных центробежнолитых отливок. – Киев, ИПЛ АН УССР, препринт. 1988. – 43 с.
2. Шевченко А. И., Тарасевич, Н. И., Корниец И. В., Кутузов В. П., Шелковникова Л. П. Математическая модель центробежного литья крупных длинномерных отливок / Краевые задачи. – ППИ, Пермь, 1987. – С. 73–81.
3. Тарасевич Н. И., Кутузов В. П., Диденко В. К., Корниец И. В. Исследование процесса за-

- твердевания двухслойных прокатных валков для стана 5000 // Новое в механизации черной металлургии. – Днепропетровск: НПО «Черметмеханизация», 1988. – С. 5–10.
4. *Тарасевич Н. И., Шелковникова Л. П., Корниец И. В.* Численное моделирование особенностей формирования центробежнолитых крупногабаритных заготовок // Процессы литья. – 1992. – № 4. – С. 35–42.
 5. *Затуловский С. С., Демченко В. Ф., Тарасевич Н. И., Юдович А. А.* Исследование влияния технологических параметров и дисперсных инокуляторов на затвердевание непрерывной сортовой отливки методом математического моделирования // Непрерывное литье. – № 7. – М.: Металлургия, 1981. – С. 5–9.
 6. *Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Мартынюк В. В.* Некоторые теплофизические исследования формирования литой дроби // Процессы литья. – 1993. – № 3. – С. 20–26.
 7. *Тарасевич Н. И., Корниец И. В.* Математическое моделирование процессов формирования литых композитов, армированных гранулами // Проблемы кристаллизации сплавов и компьютерное моделирование. – Ижевск: УдГУ, 1990. – С. 35–38.
 8. *Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Затуловский А. С.* Моделирование процесса формирования литых композиционных материалов // Процессы литья. – 1995. – № 4. – С. 40–49.
 9. *Корниец И. В.* Система компьютерного прогнозирования литых композиционных материалов // Процессы литья. – 1997. – № 4. – С. 64–69.
 10. *Тарасевич Н. И., Корниец И. В.* Численное моделирование затвердевания ограниченного объема жидкого металла с массивным внутренним холодильником при учете внешнего воздействия на свободной поверхности // Численные методы механики сплошной среды. – КГУ: Красноярск, 1989. – С. 21–30.
 11. *Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Шелковникова Л. П.* Моделирование процессов формирования крупных плоских слитков // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1991. – № 12. – С. 56–58.
 12. *Тарасевич Н. И.* Влияние давления на формирование газового зазора при затвердевании стальной отливки // Процессы литья. – 1997. – № 1. – С. 23–31.
 13. *Тарасевич Н. И., Ефимов В. А., Корниец И. В.* К вопросу управления процессом затвердевания слитка путем регулирования интенсивности внешнего теплоотвода // Процессы литья. – 1994. – № 4. – С. 3–10.
 14. *Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Осипов В. П., Дубровин Э. Ю.* Некоторые теплофизические особенности затвердевания листовых слитков // Процессы литья. – 1992. – № 1. – С. 38–44.
 15. *Тарасевич Н. И., Корниец И. В., Тарасевич И. Н.* Выбор оптимальных условий теплоотвода с боковой поверхности непрерывнолитой заготовки в зоне вторичного охлаждения // Металл и литье Украины. – 2014. – № 10. – С. 8–12.
 16. *Перелом В. А., Тарасевич Н. И., Ликер Р. А.* Исследование тепловых процессов при лазерной обработке железоуглеродистых сплавов // Процессы литья. – 1995. – № 2. – С. 38–48.
 17. *Тарасевич Н. И., Ладохин С. В., Лапшук Т. В.* Оценка параметров электроннолучевой плавки алюминиевого сплава в гарнисажном тигле // Проблемы специальной электрометаллургии. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 1989. – № 3. – С. 68–70.
 18. *Тарасевич Н. И., Медовар Л. Б., Корниец И. В.* Влияние интенсивности теплоотвода на скорости затвердевания горизонтальных бесприбыльных слитков // Физико-химические основы металлургических процессов. – Москва, 1991. – С. 56–57.
 19. *Borisov A. G., Tarasevich N. I., Korniets I. V., Semenchenko A. I.* Predicting Type of Morphology of Primary Phase in a Thin-Walled Metal Mould // The Physics of Metals and Metallography – Pleiades Publishing, Ltd. – 2013. – Vol. 114. – No. 3. – pp. 242–245.
 20. *Тарасевич М. И., Корниец И. В.* Прогнозування структурних зон виливка на базі теплофізичних досліджень // Металознавство та обробка металів. – 1996. – № 4. – С. 61–63.
 21. *Тарасевич Н. И., Бубликов В. Б., Корниец И. В., Суменкова В. В.* Теплофизика взаимодействия модификаторов с жидким чугуном // Процессы литья. – 2007. – № 6. – С. 39–46.
 22. *Naidek V.L., Tarasevich N.I., Korniets I.V., Tarasevich I.N.* Computer modelling for thin strip twin-roll casting // Steel in Translation. – Vol. 47. – No. 7. – pp. 497–503.
 23. *Корниец И. В., Тарасевич И. Н., Стась И. Н., Рыбицкий А. И.* Влияние термовременных параметров кристаллизации на структурообразование углеродистых сталей // Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология. – Киев, 2012. – С. 164–165.
 24. *Тарасевич Н. И., Литовка В. И., Токарева О. О.* Прогнозирование структуры и свойств чугуна с шаровидным графитом // Прогрессивные технологии, автоматизация и применение ЭВМ в литейном производстве. – М.: 1987. – С. 41–44.

25. Литовка В. И., Тарасевич Н. И. Компьютерный банк по высокопрочным чугунам с шаро-видным графитом // Компьютерное материаловедение и информатизация создания новых веществ и материалов. – Киев: ИЭС им. Е.О.Патона. – 1995. – С. 41–42.
26. Тарасевич Н. И., Кондратюк С. Е., Касаткин О. Г. Прогнозирование механических свойств стальных отливок в связи с изменением тепловых параметров затвердевания // Процессы литья. – 1998. – № 4. – С. 53–58.

Поступила 23.10.2018

References

1. Tarasevich, N. I., Shelkovnikova, L. P., Korniets, I. V. (1988) Study of the formation of large-sized centrifugal castings. Kiev, IPL AN USSR, preprint, 43 s. [in Russian].
2. Shevchenko, A. I., Tarasevich, N. I., Korniets, I. V., Kutuzov, V. P., Shelkovnikova, L. P. (1987) Mathematical model of centrifugal casting of large long castings Kraevyie zadachi. PPI, Perm, pp. 73–81 [in Russian].
3. Tarasevich, N. I., Kutuzov, V.P., Didenko, V.K., Korniets, I.V. (1988) Study of process of solidification of double-layer mill rolls for mill 5000. Novoe v mehanizatsii chernoy metallurgii. Dnepropetrovsk, NPO «Chermetmehanizatsiya», pp. 5–10 [in Russian].
4. Tarasevich, N.I., Shelkovnikova, L.P., Korniets, I.V. (1992) Numerical modeling of the formation of centrifugally cast large-sized castings. Protsessy litya, no. 4, pp. 35–42 [in Russian].
5. Zatulovskiy, S.S., Demchenko, V.F., Tarasevich, N.I., Yudovich, A.A. (1981) Study of the influence of technological parameters and dispersed inoculators on the solidification of continuous varietal casting by the method of mathematical modeling. Nepreryivnoe lite. M.: Metallurgiya, no. 7, pp. 5–9. [in Russian].
6. Tarasevich, N.I., Korniets, I.V. Martyinyuk, V.V. (1993) Some thermophysical studies of the formation of cast shot. Protsessy litya, no. 3, pp. 20–26 [in Russian].
7. Tarasevich, N.I., Korniets, I.V. (1990) Mathematical modeling of the formation of cast composites reinforced with granules. Problemy kristallizatsii splavov i kompyuternoe modelirovanie. Izhevsk: UdGU, pp. 35–38. [in Russian].
8. Tarasevich, N.I., Korniets, I.V., Zatulovskiy, A.S. (1995) Mathematical modeling of the formation of cast composites reinforced with granules. Protsessy litya, no. 4, pp. 40–49 [in Russian].
9. Korniets, I.V. (1997) Computer Prediction System for Cast Composite Materials. Protsessy litya, no. 4, pp. 64–69 [in Russian].
10. Tarasevich, N.I., Korniets, I.V. (1989) Numerical simulation of solidification of a limited volume of liquid metal with a massive internal cooler, taking into account external effects on the free surface. Chislennyye metody mehaniki sploshnoy sredy. KGU: Krasnoyarsk, pp. 21–30 [in Russian].
11. Tarasevich, N.I., Korniets, I.V., Shelkovnikova, L.P. (1991) Modeling of the formation of large flat ingots. Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya, no. 12, pp. 56–58 [in Russian].
12. Tarasevich, N.I. (1997) The effect of pressure on the formation of a gas gap during solidification of steel castings. Protsessy litya, no. 1, pp. 23–31. [in Russian].
13. Tarasevich, N.I., Efimov, V.A., Korniets, I.V. (1994) To the question of controlling the process of solidification of the ingot by regulating the intensity of the external heat removal. Protsessy litya, no. 4, pp. 3–10 [in Russian].
14. Tarasevich, N.I., Korniets, I.V., Osipov, V.P., Dubrovin, E.Yu. (1992) Some thermophysical features of solidification of sheet ingots. Protsessy litya, no. 1, pp. 38–44. [in Russian].
15. Tarasevich, N.I., Korniets, I.V., Tarasevich, I.N. (2014) Selection of optimal heat removal conditions from the side surface of a continuously cast billet in the secondary cooling zone. Metall i lite Ukrainy, no. 10, pp. 8–12 [in Russian].
16. Pereloma, V.A., Tarasevich, N.I., Liker, R.A. (1995) Investigation of thermal processes in the laser processing of iron-carbon alloys. Protsessy litya, no. 2, pp. 38–48 [in Russian].
17. Tarasevich, N.I., Ladohin, S.V., Lapshuk, T.V. (1989) Estimation of parameters of electron-beam melting of aluminum alloy in a skull crucible. Problemy spetsialnoy elektrometallurgii, no. 3, pp. 68–70. [in Russian].
18. Tarasevich, N.I., Medovar, L.B., Korniets, I.V. (1991) The effect of heat removal intensity on the solidification rate of horizontal non-casting heat ingots. Fiziko-himicheskie osnovy metallurgicheskikh protsessov. Moscow, pp. 56–57. [in Russian].
19. Borisov, A.G., Tarasevich, N.I., Korniets, I.V., Semenchenko, A.I. (2013) Predicting Type of Mor-

- phology of Primary Phase in a Thin-Walled Metal Mould. The Physics of Metals and Metallography – Pleiades Publishing, Ltd. Vol. 114, no. 3, pp. 242–245 [in Russian].
20. Tarasevich, M.I., Korniets, I.V. (1996) Forecasting of structural zones of casting on the basis of thermophysical research. Metaloznavstvo ta obrobka metallu, no. 4, pp.61–63 [in Ukrainian].
 21. Tarasevich, N.I., Bublikov, V.B., Korniets, I.V., Sumenkova, V.V. (2007) Thermophysics of interaction of modifiers with liquid iron. Protsessy litya, no.6, pp. 39–46. [in Russian].
 22. Naidek, V.L., Tarasevich, N.I., Korniets, I.V., Tarasevich, I.N. Computer modelling for thin strip twin-roll casting. Steel in Translation, Vol. 47, no. 7, pp. 497–503. [in English].
 23. Korniets, I.V., Tarasevich, I.N., Stas, I.N., Ryubitskiy, A.I. (2012) Influence of thermo-temporal parameters of crystallization on the structure formation of carbon steels. Liteynoe proizvodstvo: tehnologii, materialyi, oborudovanie, ekonomika i ekologiya. Kiev, pp.164–165. [in Russian].
 24. Tarasevich, N.I., Litovka, V.I., Tokareva, O.O. (1987) Prediction of the structure and properties of ductile cast iron. Progressivnyie tehnologii, avtomatizatsiya i primenenie EVM v liteynom proizvodstve, pp. 41–44. [in Russian].
 25. Litovka, V.I., Tarasevich, N.I. (1995) Computer bank for high-strength ductile cast iron. Komp'yuternoe materialovedenie i informatizatsiya sozdaniya novyih veschestv i materialov, pp. 41–42. [in Russian].
 26. Tarasevich, N.I., Kondratyuk, S.E., Kasatkin, O.G. (1998) Prediction of the mechanical properties of steel castings due to changes in the thermal parameters of solidification. Protsessy litya, no. 4, pp. 53–58. [in Russian].

Received 23.10.2018

М. І. Тарасевич, д-р техн. наук, ст. наук. співр., зав. відділу,
e-mail: nit@ptima.kiev.ua

І. В. Корнієць, канд. техн. наук, ст. наук. співр., заст. зав. відділу,
e-mail: ivk@ptima.kiev.ua

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ВІДДІЛ МАТЕМАТИЧНИХ МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ІНФОРМАЦІЙНО-КОМП'ЮТЕРНИХ ТЕХНОЛОГІЙ – 35 РОКІВ У СКЛАДІ ФТІМС НАН УКРАЇНИ

Представлено історичний огляд робіт, що виконані відділом математичних методів дослідження та інформаційно-комп'ютерних технологій, у відповідності до його наукового напрямку в області математичного і комп'ютерного моделювання фізичних і технологічних процесів лиття та металургії, а також інформаційних технологій.

Ключові слова: математичне моделювання, теплофізика, масообмін, зливок, виливок, кристалізація, інформаційні технології.

N. I. Tarasevich, Doctor of Engineering Sciences, Senior Researcher, Head of Department, e-mail: nit@ptima.kiev.ua

I. V. Korniets, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher, Deputy Head of Department, e-mail: ivk@ptima.kiev.ua

Physico-technological Institute of Metals and Alloys NAS of Ukraine, Kyiv

Department of mathematical methods of research and informational and computer technologies is part of PTIMA NAS of Ukraine during 35 years

The historical survey of works executed by the Department of mathematical methods of research and informational and computer technologies in accordance with its scientific direction in the branch of mathematical and computer simulation of physical and technological processes of foundry and metallurgy so as in the information technologies is presented.

Keywords: mathematical simulation, thermal physics, mass transfer, ingot, casting, solidification, information technologies.

НОВЫЕ ЛИТЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.746.5:533.9

А. В. Шматко, мл. науч. сотр., e-mail: blacknorfolk@gmail.com

В. П. Лихошва, д-р техн. наук, проф., зав. отделом,
e-mail: plazer_v@mail.ru

А. П. Шатрава, канд. техн. наук., ст. науч. сотр.,
e-mail: shatrava@ptima.kiev.ua

Е. А. Рейнталь, науч. сотр., e-mail: reintal@i.ua

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

ЧИСЛЕННОЕ ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОвого ПОЛЯ В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОЛОСЫ ПО ЛИТЕЙНО-ПЛАЗМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В условиях литейно-плазменного способа получения биметаллических конструкций при заливке чугуна расплава на стальную заготовку с помощью численного моделирования исследовано изменение температурного поля в зоне заливки и затвердевания расплава. Обоснована необходимость предварительного нагрева подложки тепловым источником. Проанализированы два варианта конструкции внутренней полости заливочного узла и выбран оптимальный.

Ключевые слова: биметаллическая конструкция, расплав, сталь, чугун, заготовка, подложка, тепловой источник, кристаллизатор, заливочное устройство, температурное распределение, зона первичного контакта, диффузионное соединение.

Конкурентоспособность большинства промышленных предприятий во многом зависит от производительности используемого оборудования и техники, которая в свою очередь обуславливается количеством плановых и аварийных простоев, связанных с износом деталей и механизмов. Особо остро проблема стоит при использовании горнодобывающей, землеройной и другой специализированной техники, работающей в условиях интенсивного абразивного и ударно-абразивного износа [1]. Одним из вариантов решения проблемы является использование биметаллических изделий, комплекс свойств которых обеспечивает как конструкционные, так и износостойкие характеристики [2].

Разработке способов получения биметаллических изделий уделяется значительное внимание. Известные процессы получения биметаллических и композиционных материалов, применяющие концентрированные источники энергии, такие, как дуговые, плазменные, лазерные, электроннолучевые, достаточно широко распространены и производительны, а технологии на их основе имеют

Новые литые материалы

высокую степень автоматизации. Тем не менее, у них есть свои недостатки: в технологичности, структурообразовании, качестве поверхности, однородности химического состава и ограниченного выбора наплавляемых сплавов [3–12].

Непрерывный литейно-плазменный способ получения биметаллических конструкций (рис. 1) [13], разработанный сотрудниками ФТИМС НАН Украины, позволяет получать простые изделия (полоса биметаллическая), которые могут использоваться для износостойкой футеровки загрузочных бункеров сыпучих пород в дробильных установках, плоских участков ковшей роющей и погрузочной техники.

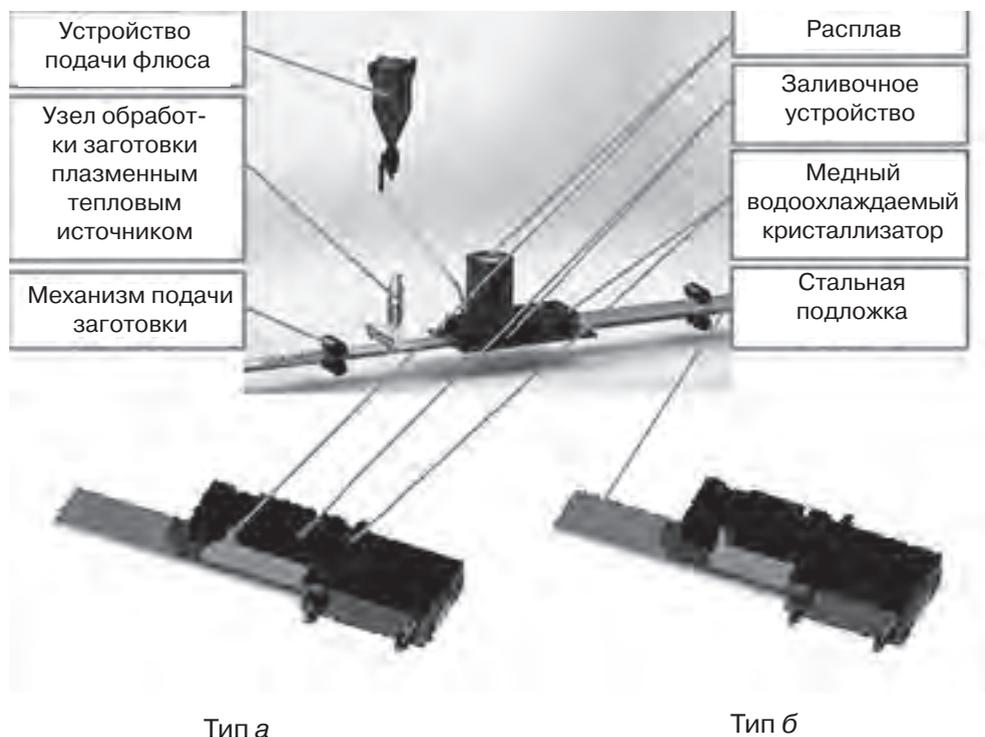


Рис. 1. Технологическая схема процесса получения биметаллической конструкции (биметаллическая полоса) литейно-плазменным способом, где варианты внутренней полости заливочного устройства: тип а – устройство с геометрией внутренней полости с наличием зоны, уменьшающей расстояние от зоны предварительного подогрева заготовки до зоны первичного контакта с жидким металлом; тип б – геометрия внутренней полости без наличия такой зоны

Основной принцип работы способа заключается в предварительном подогреве заготовки до температур, необходимых для диффузионного соединения с последующей заливкой жидким расплавом на обработанную поверхность и охлаждением в кристаллизаторе. Заливка расплава происходит в два этапа: – старт: начальное свободное заполнение внутренней полости жидким металлом без движения заготовки; – рабочий режим: заполнение свободного объема, который образуется по мере передвижения биметаллической конструкции в процессе работы (характеризуется постоянным расходом жидкого металла, который зависит от линейной скорости движения заготовки и габаритных размеров наплавляемого слоя).

Для сокращения затрат на проведение практических экспериментов было проведено имитационное численное моделирование. В рамках разработки технологии исследовано процесс заливки и динамику охлаждения заливаемого металла в заливочной системе и кристаллизаторе с целью определения необходимых начальных температурных параметров процесса.

В представленном исследовании рассматривали два типа литейного устройства

с разной геометрией внутренней полости: А – с наличием зоны, уменьшающей расстояние от зоны обработки заготовки плазменным источником до зоны первичного контакта с расплавом, которая подразумевает уменьшение тепловых потерь нагретой заготовки до момента контакта с металлом, Б – без нее.

Дополнительно рассматривали два случая начальной температуры стальной полосы: заготовка, без предварительного подогрева ($T_n = 25 \text{ }^\circ\text{C}$); заготовка, предварительно прогретая до температуры $T_n = 800 \text{ }^\circ\text{C}$.

Модель расчета гидродинамических параметров двухфазного потока газ-жидкость, учитывающая явления теплопереноса, построена на основе нижеобозначенных уравнений.

Уравнение движения для двухфазного потока газ-жидкость:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\beta_\alpha \rho_\alpha \vec{v}_\alpha) + \nabla \cdot \left(\beta_\alpha (\rho_\alpha \vec{v}_\alpha \otimes \vec{v}_\alpha) \right) = -\beta_\alpha \nabla p_\alpha + \left(\beta_\alpha \mu_\alpha (\nabla \vec{v}_\alpha + (\nabla \vec{v}_\alpha)^T) \right) + \sum_{\gamma=1}^{Np} \left(\Gamma_{\alpha\gamma}^+ \vec{v}_\gamma - \Gamma_{\alpha\gamma}^- \vec{v}_\alpha \right) + S_{M\alpha} M_\alpha,$$

где β – объемная доля фазы; α и y – относятся к фазам газа и суспензии, соответственно, $\beta = [0; 1]$; $\rho(T)$ – плотность, кг/м^3 ; ∇ – оператор набла; \vec{v} – векторное поле скоростей; μ – динамическая вязкость, $\text{Па}\cdot\text{с}$; M_α описывает межфазные силы, действующие на одну фазу со стороны другой; $S_{M\alpha}$ – источник импульса за счет внешних сил; слагаемое $\Gamma_{\alpha\gamma}^+ \vec{v}_\gamma - \Gamma_{\alpha\gamma}^- \vec{v}_\alpha$ описывает передачу импульса за счет межфазного массопереноса.

Уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\beta_\alpha \rho_\alpha) + \nabla \cdot (\beta_\alpha \rho_\alpha \vec{v}_\alpha) = S_{MS\alpha} + \sum_{\gamma=1}^{Np} \Gamma_{\alpha\gamma}^+.$$

Слагаемое $S_{MS\alpha}$ учитывает дополнительный источник массы; $\Gamma_{\alpha\gamma}$ – массовый расход на единицу объема из фазы γ в фазу α (это слагаемое присутствует только в том случае, когда происходит межфазовый массообмен).

Уравнение сохранения объема:

$$\sum_{\alpha=1}^{Np} \beta_\alpha = 1,$$

где N_p – количество фаз, $\alpha = 1, \dots, N_p$.

Уравнение теплопроводности для жидкой фазы:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho h_{\text{общ}}) - \frac{\partial p}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \vec{v} h_{\text{общ}}) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + \nabla \cdot (\vec{v} \tau) + W,$$

где p – давление, Па ; $\lambda(T)$ – коэффициент теплопроводности, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{град})$; T – температура, $^\circ\text{C}$; W – источник тепла, Дж ; $h_{\text{общ}}$ – общая энтальпия; τ – тензор напряжений.

$$h_{\text{общ}} = h + \frac{1}{2} v^2 \quad \tau = \mu (\nabla \vec{v} + (\nabla \vec{v})^T) - \frac{2}{3} \delta \nabla \cdot \vec{v}$$

Уравнение теплопроводности для решения нестационарной тепловой задачи в твердой фазе:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho c_p) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T),$$

где $c_p(T)$ – удельная теплоемкость, Дж/(кг·град).

Постановка задачи также включает в себя использование следующих начальных и граничных условий.

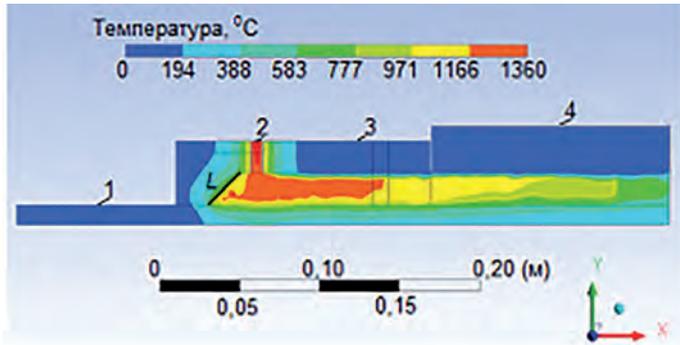
Начальные условия: $T(x, y, z) = T_n$; $T_n = \{T_0; 25\text{ }^\circ\text{C}\}$ (без предварительного нагрева заготовки); $T(x, y, z) = T_n$; $T_n = \{T_0; 800\text{ }^\circ\text{C}\}$ (с предварительным равномерным нагревом).

Граничные условия: температура заливки расплава $T_3 = 1360\text{ }^\circ\text{C}$; массовый расход расплава во время заливки $Q_m = 0,277\text{ кг/с}$; температура на стенках, граничащих с кристаллизатором, $T_c = 25\text{ }^\circ\text{C}$;

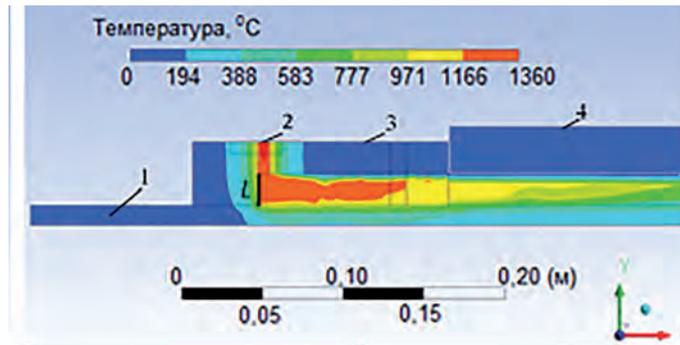
На первом этапе расчет произведен при условии подачи расплава на ненагретую подложку.

Полученные расчетные данные дают возможность определить изменение температурного поля во времени в области затвердевания заливочного материала на подложке. Результаты расчетов температурного состояния всей системы представлены на рис. 2. Исследовано изменение температуры во времени, состояние заливочного устройства, расплава в нем при заливке на «холодную» подложку (с начальной температурой $T_n = 25\text{ }^\circ\text{C}$).

Подача жидкого металла на «холодную» подложку (см. рис. 2) для обоих типов



а



б

Рис.2. Распределение температуры в области заливки чугуна и металлической подложки при разных геометриях области заливки (при объемном расходе чугуна $Q_v = 39,8\text{ см}^3/\text{с}$ в момент времени окончания заливки $t = 6,8\text{ с}$, начальная температура заготовки $T_n = 25\text{ }^\circ\text{C}$; а, б – типы геометрии внутренней полости (согласно рис.1): 1 – металлическая подложка; 2 – заливочное отверстие; 3 – графитовая форма; 4 – кристаллизатор

конструкции приводит к ее нагреву в области заливки до температуры 600–800 °С. Следовательно, возможное соединение жидкого металла с твердой подложкой на основе металлургической связи практически исключено, даже по диффузионному механизму оно маловероятно. Можно сказать, что тепловое состояние в зоне контакта ставит под сомнение осуществление гарантированного прочного соединения жидкого и твердого металлов.

Интерес представляет тепловое состояние заливочного материала (расплава) и поверхности области заливки, граничащей с графитовой, обозначенной как L (см. рис. 2). Температура в этой области должна быть близкой к температуре плавления заливочного материала во избежание образования твердой корочки, препятствующей заливке.

Получены зависимости изменения температуры заливочного материала от координаты линии L (рис. 3), взятой на середине боковой поверхности в разные моменты времени заливки для конструкции области заливки 1 (рис. 3, а). Расчетные значения, наблюдаемые в верхней части заливочной области (в моменты времени 3 и 4 с), ниже температуры плавления заливочного материала. В приведенные моменты времени значения температуры в этой области указывают на возможность образования корочки. Однако по мере заливки расплава температура в этой области повышается, а при полном заполнении полости (в момент времени $t = 6,8$ с) температура на поверхности близка к температуре плавления материала, что может свидетельствовать о возможном подплавлении некоторой части закристаллизовавшегося металла (корочки).

Для конструкции внутренней полости б (рис. 3) температура на поверхности в течение заливки остается постоянной и равной температуре заливки (рис. 3, б). По окончании заливки температура постепенно падает.

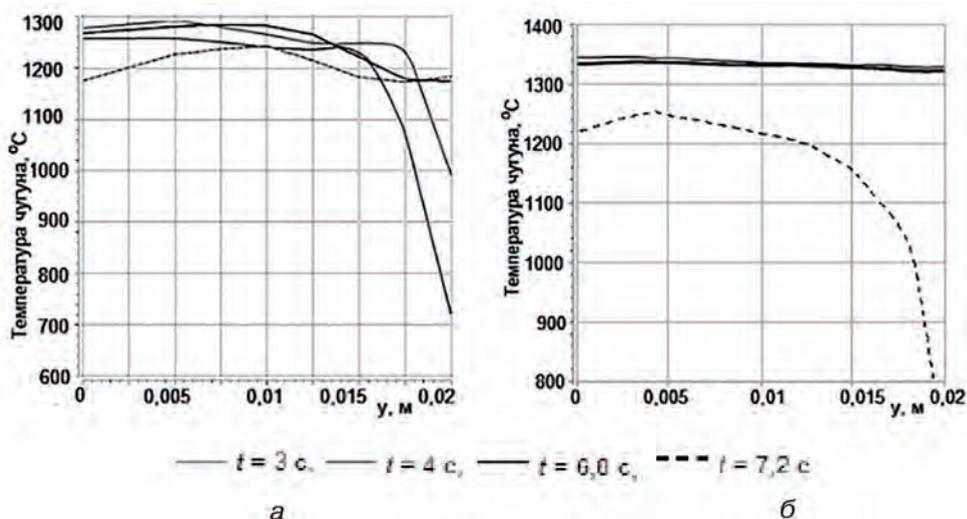
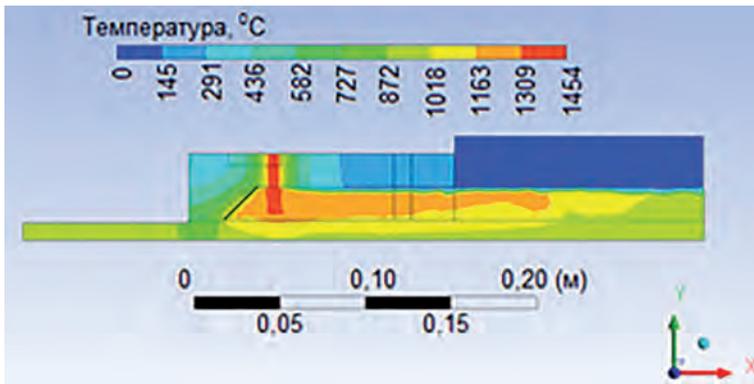


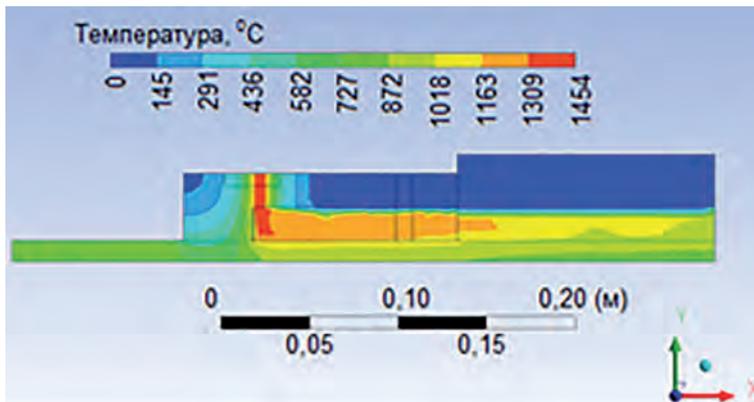
Рис 3. Изменение температуры чугуна вдоль линии L (обозначено на рис. 2) на границе с графитовой формой для областей заливки, начальная температура заготовки $T_n = 25$ °С; а, б – типы геометрии внутренней полости (согласно рис.1)

Температура тыльной стороны заготовки (противоположной плоскости контакта с жидким расплавом) для обоих вариантов геометрии внутренней полости не превышает 500 °С (см. рис. 2). Наблюдается высокий градиент температур в области заливки по толщине подложки.

В дальнейшем расчет проводили при условии подачи расплава на предварительно нагретую до температуры 800 °С подложку (рис. 4). Результаты для конструкции по типу а (рис. 4, а) показали, что температура заливочного материала и поверхности подложки при заливке на предварительно нагретую подложку отличается от аналогичных значений температуры при заливке на холодную подложку. Эти отличия можно назвать качественными, поскольку значения температуры расплава



а



б

Рис. 4. Распределение температуры в области заливки чугуна и металлической подложке при разных геометриях внутренней полости заливочного устройства при объемном расходе чугуна $Q_v = 39,8 \text{ см}^3/\text{с}$ в момент времени окончания заливки $t = 6,8 \text{ с}$, начальная температура заготовки $T_{\text{н}} = 800 \text{ °C}$; а, б – типы геометрии внутренней полости (согласно рис. 1)

и подложки в области контакта превышают пороговые значения температур возможного диффузионного соединения. В частности, из рис. 4, а видно, что расплав, заливаемый на нагретую подложку, передает ей часть тепла и температура в области контакта расплава с подложкой достигает значений выше температуры 1000 °C .

В области, ограниченной поверхностью L , в зоне контакта с расплавом температуры также выше, чем в процессе заливки на ненагретую подложку.

Траектория движения расплава в зоне уменьшения расстояния к тепловому источнику способствует размыванию твердой корочки, которая образуется на стенках заливочного устройства (рис. 5).

Аналогичные результаты получены для конструкции по типу б (рис. 4, б). В области контакта расплава с подложкой температуры превышают пороговые значения возможного диффузионного соединения.

В области контакта формы с нагретой подложкой (см. рис. 4) наблюдается отвод тепла от подложки к графитовой форме. Причем, чем больше площадь контакта (рис. 4, б), тем больше потери тепла подложкой в области контакта. Это можно отнести к неблагоприятному фактору, устранение которого необходимо и возможно либо при дополнительном нагреве графитовой формы, либо повышением температуры нагрева подложки.

Из графиков зависимости температуры заливочного материала от координаты линии L (рис. 6) видно, что для конструкции типа а, в начальные моменты времени

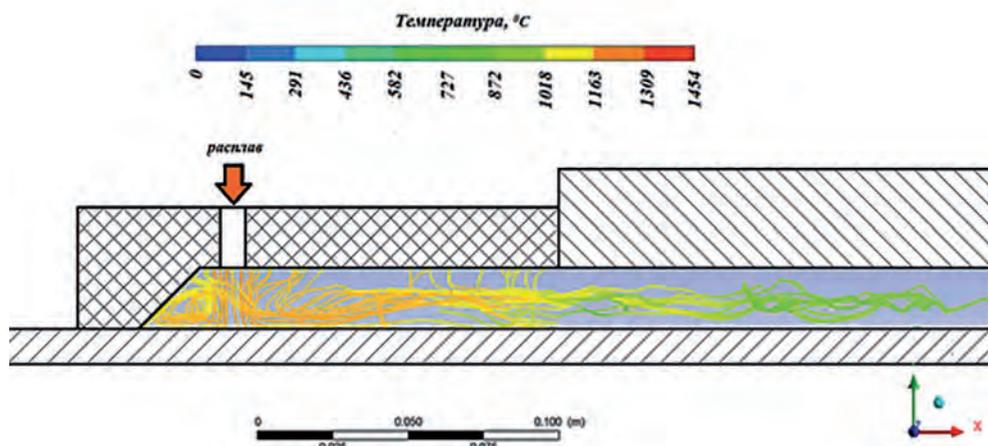


Рис. 5. Траектория движения чугуна при заливке расплава в полость с геометрией по типу а

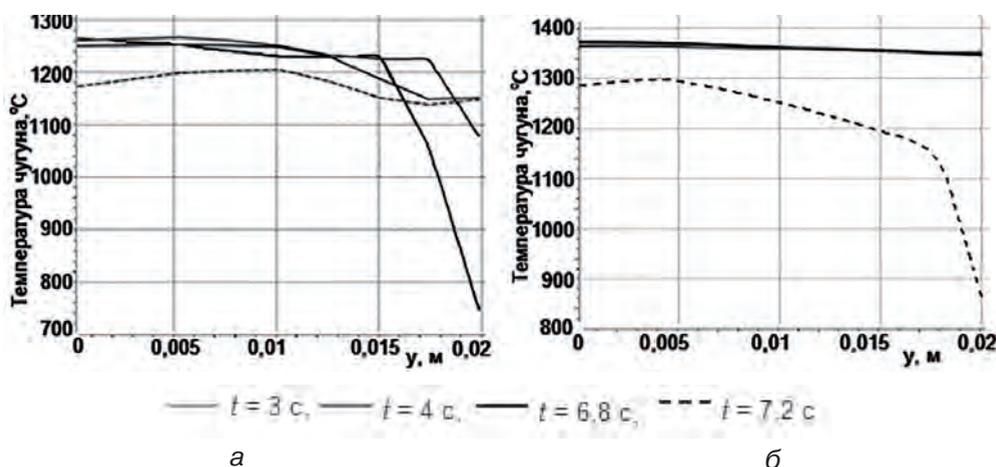


Рис. 6. Изменение температуры чугуна вдоль линии L (обозначено на рис. 2) на границе с графитовой формой для областей заливки, начальная температура заготовки $T_{\text{н}} = 800$ °C; а, б – типы геометрии внутренней полости (согласно рис. 1)

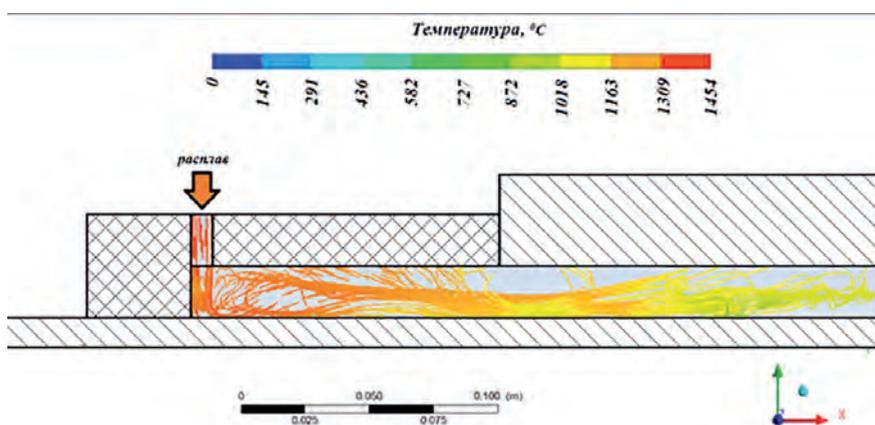


Рис. 7. Траектория движения чугуна при заливке расплава в полость с геометрией по типу б

заливки возможно образование корочки, толщина которой во время последующей заливки уменьшается. Активность перемешивания и поступление более горячего расплава приводит к тому, что корочка более тонкая в случае конструкции типа б (рис. 7).

Таким образом, на основании полученных данных можно сделать вывод о том, что для гарантированного соединения расплава с твердой подкладкой целесообразно применять предварительный ее нагрев до температур свыше 800 °С. Но наличие устройства подачи флюса между зоной обработки заготовки плазменным источником и зоной первичного контакта заготовки с расплавом требуют минимизации этого расстояния, что ведет к выбору конструкции А (рис.1) для уменьшения тепловых потерь нагретой заготовки.

Расчеты состояния теплового поля, включающего расплав, область контакта расплава с подложкой и графитовой формой во времени, дают возможность определения временных параметров затвердевания всего залитого материала, и, в случае необходимости, корректировки времени заливки и параметров кристаллизатора.

Выводы

На основе анализа полученных результатов установлено, что при практическом проведении процесса заготовки без предварительного нагрева невозможно получить диффузионное соединение на границе «сталь-чугун». Для обеспечения соединения подложки с заливаемым расплавом необходим предварительный нагрев до температур $T_{\text{н}} > 800$ °С.

Распределение температуры в системе указывает, что оба варианта геометрии внутренней полости имеют право на существование, но больший приоритет имеет конструкция с наличием зоны, уменьшающей расстояние от зоны обработки заготовки плазменным источником до зоны первичного контакта с жидким расплавом, для минимизации тепловых потерь подложки.

Таким образом, расчеты состояния теплового поля, включающего расплав, область контакта расплава с подложкой и фильерой во времени, дают возможность определения временных параметров затвердевания всего залитого материала, и, в случае необходимости, корректировки времени заливки и параметров кристаллизатора.

Список литературы

1. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании: Научное издание / М. Н. Брыков, В. Г. Ефременко, А. В. Ефременко. – Херсон: Гринь Д. С., 2014. – 364 с.
2. Каричковский П. Н. Способы повышения технического ресурса, эксплуатационной надежности рабочих органов дробильно-размольного оборудования / П. Н. Каричковский, И. О. Шинский, Л. М. Клименко // *Металл и литье Украины*. – 2009. – № 7–8. – С. 56–60.
3. Орлик А. Г. Разработка технологии механизированной дуговой наплавки покрытия с заданным комплексом свойств, стойкого к гидроабразивному износу / А. Г. Орлик, Г. Г. Гернышев // *Машиностроение*. – 2008. – № 8. – С. 53–61.
4. Голованенко С. А. Производство биметаллов / С. А. Голованенко, А. В. Меандров. – Москва: Машиностроение, 1966.
5. Вайнерман А. Е. Плазменная наплавка / А. Е. Вайнерман, М. Х. Шорохов, В. Д. Веселков, В. С. Новосадов. – Москва: Машиностроение, 1985.
6. Хасуи А. Наплавка и напыление / А. Хасуи, О. Мorigаки. – Москва: Машиностроение, 1966.
7. Гологорский Е. Г. Механизированные способы наплавки и напыления деталей строительных, дорожных и коммунальных машин / Е. Г. Гологорский. – Москва: МИКХиС, 1998 – 96 с.
8. Патент України на винахід UA № 70473A, B21D 11/06. Спосіб відливання біметалічної безперервнолітої заготовки / Т. М. Тітова, А. П. Огурцов, В. І. Большаков, І. О. Павлюченков, Г. А. Бялик; В. Г. Герасименко, С. І. Адамчук. – № u2003109217; заявл. 13.10.2003; опубл. 15.10.2004. – Бюл. № 10.
9. Патент України на винахід UA № 69114A, B22D 11/00. Спосіб одержання біметалічної безперервнолітої заготовки / Т. М. Тітова, В. І. Большаков, Л. Г. Тубольцев. – № u2003121119; заявл. 08.12.2003; опубл. 16.08.2004. – Бюл. № 8.

10. Лехов О. С. Исследование совмещенного процесса непрерывного литья и деформации для производства биметаллических полос / О. С. Лехов, В. В. Турлаев, И. В. Лисин, М. Ю. Туев // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2014. – № 4. – С. 69–73.
11. Белоусов Ю. В. Современные высокопроизводительные технологии наплавки узлов и агрегатов металлургического цикла / Ю. В. Белоусов, Е. И. Корягин, Е. В. Таранина, С. В. Разумей, В. А. Оприщенко // Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении: материалы научно-технической конференции (30 сентября – 1 октября 2008 года). – Одесса, 2008. – С. 5–8. – URL: www.atmu.net.ua/downloads/archive/Odessa2008.pdf.
12. Ткачев В. Н. Индукционная наплавка твердых сплавов / В. Н. Ткачев, Б. М. Фихштейн, Н. В. Казинцев, В. А. Алдырев. – Москва: Машиностроение, 1970. – 177 с.
13. Патент України на корисну модель UA №54486, B2C 19/00. Спосіб одержання зносостійких багатшарових металевих виливків / Лихошва В. П., Найдек В. Л., Каричковський П. М., Пелікан О. А., Глушков Д. В., Надашкевич Р. С. – № u201005922; заявл. 17.05.2010; опубл. 10.11.2010. – Бюл. № 21/2010.

Получено 10.09.2018

References

1. Brykov, M. N., Efremenko, V. G. & Efremenko, A. V. (2014) Durability of steels and cast irons in abrasive wear: Scientific edition. Xerson: Grin D.S. [in Russian].
2. Karichkovskij, P.N., Shinskij, I.O., Klimenko, L.M. (2009) Methods of increasing the technical resource, operational reliability of the working bodies of crushing and grinding equipment. Metall i lit'e Ukrainy, vol. 7–8, pp. 56–60 [in Russian].
3. Orlik, A.G. & Gernyshev, G.G. (2008) Development of technology of mechanized arc surfacing coated with a given set of properties, resistant to hydroabrasive wear. Mashinostroenie, vol. 8, pp. 53–61 [in Russian].
4. Golovanensko, S.A. & Meandrov, A.V. (1966) Production of bimetals. Moskva: Mashinostroenie. [in Russian].
5. Vajnerman, A. E., Shoroxov, M. X., Veselkov, V. D. & Novosadov, V. S. (1985) Plasma surfacing. Moskva: Mashinostroenie. [in Russian].
6. Hasui, A., Morigaki, O. (1985) Surfacing and spraying. (Popova, V. N., Trans.). Moscow: Mashinostroenie. [in Russian].
7. Gologoskij, E.G. (1998) Mechanized methods of surfacing and spraying parts of construction, road and municipal machines. Moskov: MIKHIS [in Russian].
8. Titova, T. M., Ogurcov, A. P., Bolshakov, V. I., Pavlyuchenkov, I. O., Byalik, G. A., Gerasimenko, V. G. & Adamchuk, S. I. (2004) Ukrainian Patent UA №70473. Kiev: Derdavne pidpriemstvo «Ukrains'kij institut intelektual'noi vlasnosti». Bimetallic continuous casting method [in Ukrainian].
9. Titova, T. M., Bolshakov, V. I. & Tubolcev, L.G. (2004) Ukrainian Patent UA №69114. Kiev: Derzhavne pidpriemstvo «Ukrains'kij institut intelektual'noi vlasnosti» Method for producing bimetallic continuous cast casting [in Ukrainian].
10. Lexov, O. S., Turlaev, V. V., Lysin, I. V. & Tuev, M. Yu. (2014) Investigation of the combined process of continuous casting and deformation for the production of bimetallic bands. Vestnik MGTU im. G. I. Nosova, vol. 4, pp. 69–73 [in Russian].
11. Belousov, Yu. V., Koryagin, E. I., Taraniina, E. V., Razumey, S. V. & Oprishhenko, V. A. (2008) Modern high-performance welding technology of units of the metallurgical cycle. Nauchno-prakticheskaja konferencija «novye i netradicionnye texnologii v resurso- i energosberezhenii» (pp. 5–8). Odessa. URL: www.atmu.net.ua/downloads/archive/odessa2008.pdf [in Russian].
12. Tkachev, V. N., Fixshein, B. M., Kazince, N. V., Aldyrev, V. A. (1970) Induction hardfacing of hard alloys. Moscow: Mashinostroenie [in Russian].
13. Lixoshva, V. P., Naidek, V.L., Karichkovskij, P. M., Pelican, O. A., Glushkov, D. V. Nadashkevich, R. S. (2010) Ukrainian Patent UA №54486. Kiev: Derzhavne pidpriemstvo «Ukrains'kij institut intelektual'noi vlasnosti» Method of obtaining wear-resistant multilayer metal castings [in Ukrainian].

Received 10.09.2018

А. В. Шматко, мол. наук. співр., e-mail: blacknorfolk@gmail.com

В. П. Лихошва, д-р техн. наук, проф., зав. відділом, e-mail: plazer_v@mail.ru

О. П. Шатрава, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: shatrava@ptima.kiev.ua

Є. А. Рейнталь, наук. співр., e-mail: reintal@i.ua

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ЧИСЕЛЬНЕ ІМІТАЦІЙНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕПЛООВОГО ПОЛЯ В ПРОЦЕСІ ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛІЧНОЇ СМУГИ ПО ЛИВАРНО-ПЛАЗМОВІЙ ТЕХНОЛОГІЇ

В умовах ливарно-плазмового способу отримання біметалевих конструкцій при заливанні чавунного розплаву на сталеву заготовку за допомогою чисельного моделювання досліджено зміну температурного поля в зоні заливання і кристалізації розплаву. Обґрунтовано необхідність попереднього нагрівання підкладки тепловим джерелом. Проаналізовано два варіанти конструкції внутрішньої порожнини ливарного вузла та обрано оптимальний.

Ключові слова: біметалева конструкція, розплав, сталь, чавун, заготовка, підкладка, джерело тепла, кристалізатор, ливарний пристрій, розподіл температур, зона первинного контакту, дифузійне з'єднання.

A. V. Shmatko, Junior Researcher, e-mail: blacknorfolk@gmail.com

V. P. Likhoshva, Doctor of Engineering Sciences, Prof., Head of Department, e-mail: plazer_v@mail.ru

O. P. Shatrava, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher, e-mail: shatrava@ptima.kiev.ua

Ye. A. Reyntal, Researcher, e-mail: reintal@i.ua

Phisico-technological Institut of Metals and Alloys NAS of Ukraine, Kyiv

NUMERICAL SIMULATION OF THE THERMAL FIELD IN THE PROCESS OF OBTAINING A BIMETALLIC STRIP IN THE FOUNDRY-PLASMA TECHNOLOGY

In the conditions of the foundry-plasma method for producing bimetallic structures, when casting a cast iron melt onto a steel billet, the temperature field in the zone of pouring and solidification of the melt was studied using numerical simulation. The necessity of preliminary heating of the substrate by a thermal source is substantiated. Two variants of the design of the internal cavity of the pouring unit were analyzed and the optimal one was chosen.

Keywords: bimetallic construction, melt, steel, cast iron, billet, substrate, heat source, crystallizer, casting device, temperature distribution, primary contact zone, diffusion bond.

УДК 669.046:669.2/8:546.8

Т. Л. Кузнецова, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,

e-mail: pisar@ipms.kiev.ua

Н. П. Бродниковский, канд. физ.-мат. наук, зав. отделом,

e-mail: brodnikovsky@ipms.kiev.ua

Н. А. Крапивко, канд. физ.-мат. наук, ведущ. науч. сотр.,

e-mail: dep53@ipms.kiev.ua

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев

ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb–Ti–Al, ЛЕГИРОВАННЫХ Cr, Zr, Mo, Si

Приведена методика аналитического прогнозирования технологии выплавки многокомпонентных сплавов ниобия, основанная на взаимосвязи между физико-химическими, теплофизическими свойствам и особенностями рафинирования сплавов, подтвержденная особенностями формирования дендритной литой структуры и дендритной ликвации в экспериментальных образцах сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si. Рекомендована технологическая схема выплавки сплавов в промышленных условиях с полным использованием отходов производства.

Ключевые слова: *состав многокомпонентного сплава, технология плавки, рафинирование, диаграммы состояния, интервал кристаллизации, дендритная структура, дендритная ликвация.*

Разработка сплавов на основе ниобия с низким удельным весом ($\leq 7 \text{ г/см}^3$), имеющих предел текучести при $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ не ниже 500 МПа , является одним из наиболее перспективным направлением работ для повышения рабочих характеристик изделий в ракетно-космической сфере. Использование системы Nb–Ti–Al в качестве основы сплавов позволяет создавать жаропрочные сплавы с плотностью менее 7 г/см^3 .

Разрабатываемые авторами ниобиевые сплавы системы Nb–Ti–Al, легированные Cr, Zr, Mo, Si, которые обладают комплексом уникальных физико-механических свойств, являются, в то же время, одними из наиболее сложных в технологическом плане выплавки высокочистых, бездефектных литых передельных заготовок. Вызвано это особыми физико-химическими и теплофизическими характеристиками ниобиевых сплавов этой системы, особенностями рафинирования от примесей внедрения, а также пониженными технологическими свойствами [1].

Физико-химические особенности сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo и Si (широкий интервал кристаллизации, существование высокотемпературных, высокопрочных интерметаллидов и низкотемпературных эвтектик, а также наличие непрерывных твердых растворов с максимальными начальными температурами кристаллизации), обуславливают высокую склонность их к кристаллизационной хрупкости и образованию в объеме слитков и отливок литейных дефектов. Улучшать качество литых сплавов в структурном плане возможно как за счет очищения границ зерен, так и за счет создания мелкозеренной структуры. В литых сплавах это, в первую очередь, зависит от состава сплава, а также от технологических параметров выплавки – степени рафинирования и равномерности распределения легирующих компонентов.

Кроме того, в результате проведенных авторами аналитических исследований [2, 3], основанных на взаимосвязи между физическими свойствами элементов сплавов, энтальпией смешения, составом сплавов, диаграммами состояния и физико-химическими свойствами двойных систем сплавов, установлены следующие технологические особенности сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo и Si, которые должны быть учтены при разработке технологии их выплавки: наличие широкого интервала кристаллизации сплавов – от 300 (для высокоэнтальпийных ниобиевых сплавов) до 130 °С (для усовершенствованных ниобиевых сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si), формирование в сплавах дендритной структуры и наличие объемной и дендритной (до 20 %) ликвации компонентов. Экспериментально, на установке ВДТА-8М3 (дифференциально-термический анализ сплавов) и на установке «Camebax – SX-50» (электронно-зондовый рентгеновский микроанализатор) подтверждены предпосылки аналитических исследований авторов: теплофизические особенности сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo и Si (сравнительно низкая теплопроводность и повышенная теплоемкость), уменьшают зависимость кристаллизации сплавов от скорости охлаждения, которая характерна для ряда тугоплавких металлов, таких, как хром, цирконий, молибден и др.

Предыдущие исследования авторов [4] показали, что улучшать качество литых сплавов в структурном плане возможно за счет проведения специальной обработки расплава в процессе кристаллизации – вибрации и ультразвука и применения модификаторов для увеличения скорости зарождения центров кристаллизации, что требует введения дополнительных технологических операций и установки спецоборудования в плавильной камере

Поэтому методика аналитического прогнозирования технологии выплавки многокомпонентных сплавов ниобия должна базироваться на взаимосвязи между физическими свойствами элементов сплавов, энтальпией смешения, составом сплавов, диаграммами состояния и физико-химическими свойствами двойных систем сплавов, теплофизическими характеристиками и особенностями рафинирования сплавов, что способствует осуществлению целенаправленного повышения технологичности сплавов.

Очистка сплавов от примесей (кислорода, углерода, азота, фосфора) является одним из наиболее эффективных методов предупреждения охрупчивания и повышения коррозионной стойкости ниобиевых сплавов [5]. Способ плавки влияет на чистоту металла и его физико-химические и технологические свойства.

Известно [5], что ниобий, как и другие тугоплавкие металлы в расплавленном состоянии, активно взаимодействует с печными газами и большинством огнеупорных материалов. Ниобий окисляется на воздухе при температуре выше 200 °С, взаимодействует с азотом при температуре выше 400 °С, с водородом – при температуре выше 250 °С. Предел растворимости кислорода в ниобии при 1200 °С равен 0,52, азота – 0,05, углерода – 0,014 %вес. Наличие в ниобии незначительного количества примесей (сотые доли процента) кислорода, азота, водорода и углерода приводит к образованию оксидов, нитридов, карбидов и других сложных фаз, которые, выделяясь по границам и внутри зерен, резко снижают пластичность и повышают прочность и твердость ниобия. Увеличение содержания примесей внедрения вызывает также повышение температуры перехода ниобия из пластичного в хрупкое состояние.

В связи с этим выплавку ниобия необходимо производить в вакууме или в защитной атмосфере. В зависимости от сложности сплавов и конфигурации отливок плавку ниобия возможно проводить в дуговых, индукционных и электронно-лучевых печах с применением медных кристаллизаторов и тиглей с гарнисажем.

В табл. 1 приведены механические свойства ниобия различной чистоты [5].

Получение расплавов с малым содержанием газов обеспечивается раскислением в результате диссоциации химических соединений в вакууме и введением

Механические свойства ниобия различной чистоты

Способ выплавки металла	Содержание примесей внедрения, %вес.	Вид и состояние полуфабрикатов	Механические свойства			
			σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	δ , %	НВ, кг/мм ²
Электронно-лучевая плавка	0,004 – С, 0,005 – N ₂ , 0,0015 – O ₂ , 0,0008 – H ₂	Лист холоднокатанный (степень деформации 70 %), отожженный при 1000 °С, 30 мин.	34,8	29,3	49	70
Электродуговая плавка	0,05 – С, 0,03 – N ₂ , 0,05 – O ₂ , 0,002 – H ₂	Лист холоднокатанный (степень деформации 90 %), отожженный при 1100 °С, 1 ч	45–50	35–40	25–30	100–120

раскислителей. При плавке в вакууме наиболее эффективные раскислители ниобия – углерод, церий и иттрий [5]. С водородом ниобий образует твердый раствор внедрения (до 10 %ат. Н) и гидрид состава от NbH_{0,7} до NbH. Поглощение водорода обратимое при нагревании в вакууме. Растворимость азота в ниобии составляет 0,005; 0,04 и 0,07 %вес., соответственно, при 300, 1000 и 1500 °С. С углеродом при 1800–2000 °С ниобий образует 3 фазы: α-фаза – твердый раствор внедрения, содержащий до 2 %ат. С при 2335 °С; β-фаза – Nb₂C; δ-фаза – NbC.

Разработка перспективных технологий выплавки высокочистых ниобиевых сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si, основана на термодинамических расчетах процессов рафинирования, а также на исследовании кинетики изменения состава жидкого расплава ниобиевых сплавов в процессе различных видов плавки с целью установления оптимальных параметров плавки и глубокого рафинирования.

Согласно проведенным термодинамическим расчетам, изменение свободной энергии образования оксидов, нитридов и карбидов ниобия, в зависимости от температуры и вакуума, удаления азота из ниобиевых сплавов возможно при температуре 1900 °С и вакууме выше 10⁻² Па, удаления водорода до уровня 0,001 % возможно при вакуумной плавке в вакууме выше 10⁻¹ Па. Кроме того, установлено, что отношение упругости пара монооксида ниобия к упругости пара ниобия при температуре плавления составляет 10⁻², что свидетельствует о возможности удаления кислорода за счет испарения монооксида. NbO заметно испаряется при 1700 °С, интенсивно – при 2300–2350 °С, что используют для очистки ниобия от кислорода.

Особый интерес при рассмотрении рафинирования ниобиевых сплавов представляет возможность уменьшения примесей углерода в процессе плавки. Согласно термодинамическим расчетам, снижение вакуума в плавильной установке до уровня 10⁻² Па при плавке ниобиевых сплавов позволяет одновременно проводить процесс раскисления и удаления углерода.

Исходя из физико-химических свойств высокореакционных сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si, обоснованы оптимальные параметры их плавки и рафинирования, технологии получения высокочистых сплавов на их основе. Наиболее эффективным способом получения высокочистых сплавов ниобия, особенно по содержанию азота и водорода, которые являются наиболее агрессивными компонентами, является электронно-лучевая плавка в холодном тигле с электромагнитным перемешиванием расплава. Эта плавка позволяет проводить переплав ниобиевых сплавов в широком термовременном диапазоне, не-

обходимом по технологическим требованиям, высоком вакууме (10^{-2} Па), перегреве расплава, промежутке времени. Электромагнитное перемешивание расплава в электронно-лучевой установке способствует переходу реакций рафинирования с диффузионной в переходную и кинетическую области.

На рафинирование ниобия при дуговой и электронно-лучевой плавке влияет термовременной диапазон пребывания металла в жидком состоянии под вакуумом, а также перегрев металла. Ниобий, содержащий 0,25 O и 0,05 % C, после электродуговой переплавки со скоростью 720 г/мин имеет твердость (*HB*) 138 кг/мм², а после электронно-лучевого переплава с той же скоростью – 80–100 кг/мм² [5]. Из литого ниобия методом электродугового и электронно-лучевого переплава в гарнисаже можно получать фасонные отливки, которые заливаются в графитовые формы или кокили.

Однако, при выплавке высокоррациональных сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si, в электронно-лучевой установке, поскольку летучесть паров хрома, титана и алюминия при температуре плавления ниобия очень высока, технология выплавки этих сплавов существенно усложняется.

Авторами отработан способ выплавки сплавов данной системы для получения экспериментальных образцов высокочистых сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si, – метод аргоно-дуговой плавки с нерасходуемым вольфрамовым электродом.

Экспериментальные образцы сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo и Si, выплавляли в модернизированной вакуумно-дуговой плавильной установке МИФИ 9-3 в атмосфере аргона с использованием медных луночных тиглей диаметром 50 мм с водяным охлаждением.

Для обеспечения химической однородности состава образцов заготовку переплавляли 4–5 раз, переворачивая ее в тигле. Скорость охлаждения в интервале 10–50 °C/с обеспечивали за счет постепенного снижения мощности над расплавленной поверхностью слитка. Для исследований выплавляли слитки весом 100–200 г. Выплавку сплавов проводили из высокочистых исходных компонентов сплава – высокочистого ниобия марки НБ-1, йодированного циркония и титана, электролитического хрома ЭРХ, высокочистого алюминия А00. Поскольку в состав сплава входят легколетучие компоненты (хром и алюминий), выплавку сплавов проводили с использованием защитной атмосферы высокочистого аргона при избыточном давлении аргона 0,02–0,04 МПа. Сплавы выплавляли методом последовательного разбавления. Для удаления усадочной раковины поверхность слитка оплавливали дугой малой мощности. Время подогрева верха слитка подбиралось так, чтобы создать объем жидкого металла и питать им фронт кристаллизации, но как можно больше уменьшая скорость его продвижения. Скорость кристаллизации слитка – около 60 °/с.

Известно, что повышение чистоты сплавов по примесям внедрения способствует не только повышению механических характеристик, жаростойкости, но и улучшению литейных характеристик и уменьшению количества кристаллизационных и термических трещин. Поэтому при выплавке экспериментальных сплавов были проведены комплексные средства их очистки от примесей внедрения – O, N, C, H. Для очистки аргона перед проведением плавки проводили переплав гетера – Ti–Zr, который поглощает из атмосферы печи примеси кислорода, азота, паров воды и углеродных соединений. Комплексные способы очистки плавильной установки с дополнительным раскиснением расплава иттрием (0,1–0,3 %вес.) позволили получить остаточную концентрацию примесей внедрения в слитках сплавов не выше 0,1 %вес., которые не превышают технические требования. При этом количество примесей внедрения O, N, C в сплавах не превышало уровня (% вес.): O – 0,006–0,017 %; C – 0,003–0,05 %; N – 0,001–0,003 %, H < 0,001 %. Однако, из-за отсутствия существенного перемешивания всего объема расплава в процессе этой плавки, состав ниобиевых сплавов с легирующими, имеющими низкий удельный

Новые литые материалы

вес (Al, Ti, Si), отличается объемной ликвацией (до 5 % от состава легирующих), что может влиять на физико-механические характеристики сплава.

Для получения полупромышленных слитков сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si, проведена отработка методики получения сплавов методом электронно-лучевой плавки в электронно-лучевой установке мощностью 600 кВт с промежуточной емкостью. Выплавку сплавов проводили из высокочистых исходных компонентов сплава – высокочистого ниобия марки НБ-1, йодированных циркония и титана, электролитического хрома ЭРХ, высокочистого алюминия А00. Промежуточная емкость обеспечивает более эффективное рафинирования расплава по сравнению с обычной схемой электронно-лучевой плавки, однако при ее использовании проблематичным является получение равномерного состава сплавов с различным удельным весом и летучестью при температуре плавления. Расплав металла проводили с помощью 4-х электронно-лучевых пушек в вакууме $2 \cdot 10^{-2}$ Па.

При проведении эксперимента для переплава использовали шихту сплава следующего состава: Al – 4,4 %вес.; Ti – 10,8 %вес.; Cr – 11 %вес.; Nb – 74,2 %вес.

Было выполнено две загрузки шихтовых материалов (табл. 2).

Таблица 2

Шихтовка I-ой и II-ой плавки при выплавке экспериментальных сплавов

Шихтовка плавок	
Загрузка I-ой плавки (гарнисаж)	Загрузка II-ой плавки (рабочая)
Nb – 10 кг (67,5 %вес.); Cr – 2,23 кг (15 %вес.); Al – 1,04 кг (7 %вес.); Ti – 1,56 кг (10,5 %вес.).	Nb – 8,18 кг (62,5 %вес.); Cr – 2,36 кг (18 %вес.); Al – 1,18 кг (9 %вес.); Ti – 1,37 кг (10,5 %вес.).

После двух разового переплава шихты были взяты пробы из гарнисажа промежуточной емкости. Результаты химического состава промежуточной емкости после двухкратного переплава приведены в табл. 3.

Загрузку осуществляли таким образом, что при первом переплаве загружали ниобий, титан и лишь треть хрома и алюминия. Остальные хром и алюминий добавляли при втором переплаве.

Предполагалось, что первая загрузка будет использоваться далее как нижняя промежуточная емкость (гарнисаж), а из второй загрузки должны были сливать слиток,

Таблица 3

Химический состав шихты и гарнисажа промежуточной емкости после двухкратного переплава первой загрузки шихты

Ком- по- ненты	Химический состав шихты и гарнисажа промежуточной емкости, % вес.						
	Состав шихты 1-ой загруз- ки	1-я проме- жуточная емкость, верх - 1	1-я проме- жуточная емкость, угол, верх	1-я проме- жуточная емкость, угол, середина	1-я проме- жуточная емкость, верх	1-я проме- жуточная емкость, угол, низ	Состав шихты 2-ой загруз- ки
Al	7,0	5,78	4,66	3,53	1,563	9,9	9
Ti	10,5	18,05	19,43	13,9	7,534	17	10,5
Cr	15	22,94	15,99	15,96	1,91	31,2	18
Nb	67,5	53,07	69,5	66	88,6	41,1	62,5

при этом бы происходило перемешивание верхней части первой загрузки со второй.

В процессе первого и второго переплавов ниобий при высокой мощности хоть и плавился, но не взаимодействовал с другими материалами и плохо перемешивался, не образуя соединений или эвтектики. Во время третьего переплава очень трудно сливался металл через носик, так как для этого требовалось длительное воздействие максимально высоких токов электронного луча. Однако, все это не обеспечивало необходимой жидкотекучести сплава. Такая же ситуация оказалась и с поддержкой жидкой ванны в кристаллизаторе. С этим можно связать очень сильный угар алюминия, хрома и титана.

В результате проведенных экспериментов был получен слиток \varnothing 55 мм и длиной 150 мм, который характеризовался повышенной чистотой по примесям внедрения и бездефектностью среза (рисунок).

Количество примесей внедрения в сплаве выплавленного слитка составляло (%вес.): O – 0,008–0,02; C – 0,003–0,007; N – 0,003–0,00; H < 0,001.



Экспериментальный слиток многокомпонентного сплава системы Nb–Ti–Al, полученный методом электронно-лучевой плавки (ЭЛП) с «промежуточной» емкостью

Результаты химических анализов различных частей экспериментального слитка многокомпонентного сплава системы Nb–Ti–Al, полученного методом электронно-лучевой плавки (ЭЛУ) с «промежуточной» емкостью, приведены в табл. 4.

Полученные результаты показали, что при выплавке сплавов ниобия с компонентами, которые значительно отличаются по температуре плавления, летучести, а также по удельному весу, электронно-лучевая плавка не может обеспечить стабильных результатов по химическому составу, однако она может быть использована для рафинирования отходов многокомпонентных сплавов от примесей внедрения (кислорода, углерода, азота, водорода и др.) и получения высокочистых передельных электродов для дальнейшей вакуумно-дуговой выплавки ниобиевых сплавов.

Таким образом, проведенный научно обоснованный анализ и результаты экспериментальных способов выплавки многокомпонентных сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo и Si, позволили разработать рекомендации по созданию промышленной безотходной экономичной технологии с использованием преимуществ существующих методик для плавки и рафинирования тугоплавких высоко-реакционных сплавов.

Таблица 4

Химический анализ разных частей экспериментального слитка электронно-лучевого переплава

Легирующие компоненты	Химический анализ разных частей слитка (Nb и Nb-1)							
	Nb (5 мм от верха)	Nb (5 мм от низа)	Nb верх	Nb низ	Nb-1 (5 мм от верха)	Nb-1 (5 мм от низа)	Nb-1 верх	Nb-1 низ
Al	1,7	1,229	2,098	1,114	1,226	1,024	0,932	1,087
Ti	2,575	0,326	1,155	2,112	1,406	–	1,235	2,282
Cr	0,252	–	–	0,235	0,072	–	–	0,516
Nb	95	98	96,34	96,108	96,977	98,759	97,472	95,828

Если для выплавки экспериментальных образцов сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo и Si, возможна технология получения высокочистых сплавов при использовании высокочистых исходных шихтовых материалов с применением специальной очистки плавильной атмосферы (вакуумно-дуговая плавка с нерасходуемым электродом), то для серийного внедрения данных сплавов необходима разработка технологии рафинирования сплавов в процессе плавки с целью утилизации отходов производства, для удешевления сплавов и экономии сырьевых и энергетических ресурсов.

В результате проведения аналитических и экспериментальных исследований на данном этапе может быть рекомендована следующая комплексная технологическая схема выплавки перспективных сплавов системы Nb–Ti–Al в промышленных условиях с полным использованием отходов производства:

- проведение методом электронно-лучевой гарнисажной плавки с электромагнитным перемешиванием (ЭПП с ЭМП) рафинирования штабиков ниобия и / или отходов производства до остаточного уровня примесей внедрения, допустимых по ТУ для ниобиевых сплавов, и выплавка передельных слитков-электродов для дальнейшей выплавки сплавов заданного состава двумя способами – вакуумно-дуговой плавкой или вакуумно-индукционной плавкой;

- переплавка передельных слитков-электродов методом вакуумно-дуговой плавки в атмосфере аргона с долегиrowанием их летучими легирующими (Cr, Al, Ti и др.) в процессе переплавки и получения слитков сплава заданного состава. При этом легирующие компоненты Al и Ti в виде полос присоединяют к расходуемым электродам, а хром в виде чешуек ЭРХ подается в жидкую ванну расплава порционным дозатором со скоростью вытяжки слитка;

- переплавка передельных слитков-электродов методом вакуумно-индукционной плавки в атмосфере аргона с долегиrowанием их летучими легирующими (Cr, Al, Ti и др.) в виде лигатур в процессе переплавки, заливка слитков или фасонных отливок. Преимуществом переплавки передельных слитков-электродов методом вакуумно-индукционной плавки в атмосфере аргона есть возможность применения специальных устройств для управления кристаллизацией сплавов за счет вибрации и ультразвука [4] с целью получения бездефектных мелкокристаллических литых заготовок, что особо важно для сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo та Si, характеризующихся широким интервалом кристаллизации сплавов, формированием дендритной структуры и наличием объемной и значительной (до 20 %) дендритной ликвации компонентов.

Список литературы

1. Бродниковский Н. П. О повышении технологичности высокоэнтропийных сплавов на основе ниобия / Н. П. Бродниковский, Т. Л. Кузнецова, Н. А. Крапивко // IX Міжнародна конференція «Матеріали і покриття в екстремальних умовах: дослідження, застосування, екологічно чисті технології виробництва». – 2016. – С. 85.
2. Кузнецова Т. Л. Повышение технологичности перспективных многокомпонентных сплавов системы Nb–Ti–Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si / Н. П. Бродниковский, Н. А. Крапивко // Процессы литья. – № 5. – 2018. – С. 72–80.
3. Кузнецова Т. Л. Особливості формування литої структури багатоконпонентних ніобієвих сплавів системи Nb–Ti–Al, легированих Cr, Zr, Mo та Si / Н. П. Бродніковський, М. О. Крапивко, О.М.Рокицька // Металознавство та обробка металів.– № 3. – 2018. – С. 56–61.
4. Ракицкий А. Н. Измельчение структуры отливок из сплавов хрома в процессе кристаллизации за счет низко- и высокочастотных колебаний / Т. Л. Кузнецова, И. Л. Якименко, В. С.Кравченко // Процессы литья. – № 2. – 2003. – С. 81–86.
5. Курдюмов А. В., Пикунов М. В., Чурсин В. М. Литейное производство цветных и редких металлов, 2-е издание / А. В. Курдюмов. – Москва: Металлургия, 1982. – 430 с.

Поступила 20.07.2018

References

1. Brodnikovsky, N. P., Kuznetsova, T. L., Krapivko, N. O. (2016) On improving the processability of high-entropy niobium-based alloys. IX Mizhnarodna konferentsiya «Materialy i pokrytiya v ekstremalnykh usloviyakh: issledovaniya, primenenie, ekologicheski chistye tekhnologii proizvodstva», p. 85 [in Russian].
2. Brodnikovsky, N. P., Krapivko, N. O. (2018) Enhancement of technology of perspective multiple component alloys of Nb–Ti–Al system, legated Cr, Zr, Mo, Si. Protsessy litya, no. 5, pp. 72–80 [in Russian].
3. Brodnikovsky, N. P., Krapivko, M. O., Rokytska, O. M. (2018) Peculiarities of formation of the cast structure of multi-component niobium alloys of the Nb–Ti–Al system, legated Cr, Zr, Mo, Si. Metaloznavstvo ta obrobka metaliv, no. 3, pp. 56–61 [in Ukrainian].
4. Kuznetsova, T. L., Yakimenko, I. L., Kravchenko, V. S. (2003) Crushing of the structure of castings from chromium alloys in the process of crystallization due to low- and high-frequency oscillations. Protsessy litya, no. 2, pp. 81–86 [in Russian].
5. Kurdiyomov, A. V., Pikunov, M. V., Chursin, V. M. (1982) Foundry of non-ferrous and rare metals, 2nd edition. Moscow: Metallurgiya, 430 p. [in Russian].

Received 20.07.18

Т. Л. Кузнецова, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: pisar@ipms.kiev.ua

М. П. Бродніковський, канд. фіз.-мат. наук, зав. відділом,
e-mail: dep53@ipms.kiev.ua

Н. О. Крапивко, канд. фіз.-мат. наук, провідн. наук. співр.,
e-mail: dep53@ipms.kiev.ua

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

ОСОБЛИВОСТІ ВИПЛАВКИ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ НІОБІЄВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Nb–Ti–Al, ЛЕГОВАНИХ Cr, Zr, Mo, Si

Представлено методику аналітичного прогнозування технології виплавки багатоконпонентних сплавів ніобію, засновану на взаємозв'язку між фізико-хімічними, теплофізичними властивостями і особливостями рафінування сплавів, а також на результатах експериментальних даних формування дендритної литої структури і дендритної ліквідації в дослідних зразках сплавів системи Nb–Ti–Al, легированих Cr, Zr, Mo, Si. Рекомендовано технологічну схему виплавки сплавів в промислових умовах із повним використанням відходів виробництва.

Ключові слова: склад багатокomпонентного сплаву, технологія плавки, рафінування, діаграми стану, інтервал кристалізації, дендритна структура, дендритна ліквіація.

T. L. Kuznetsova, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher,
e-mail: pizar@ipms.kiev.ua

N. P. Brodnikovskiy, Candidate of Physico-Mathematical Sciences, Head of Department,
e-mail: dep53@ipms.kiev.ua

N. A. Krapivko, Candidate of Physico-Mathematical Sciences, Leading Researcher,
e-mail: dep53@ipms.kiev.ua

Frantsevich Institut for Problems of Material Sciences NAS of Ukraine, Kyiv

FEATURES OF SMELTING OF MULTICOMPONENT NIOBIUM ALLOYS OF A SYSTEM Nb–Ti–Al DOPED WITH Cr, Zr, Mo, Si

The technique of analytical forecasting the melting technology of multicomponent niobium alloys based on the relationship between physico-chemical, thermophysical properties and features of alloys refining is presented. It is confirmed by the features of the formation the dendritic cast structure and dendritic liquation in experimental samples of the Nb-Ti-Al system alloys with the Cr, Zr, Mo, Si. The technological scheme of melting alloys in industrial conditions with the full use of production waste is recommended.

Keywords: composition of multicomponent alloy, smelting technology, refining, state diagrams, crystallization interval, dendritic structure, dendritic liquation.

Вниманию авторов!

Статьи, поступающие в редакцию, должны иметь аннотации и ключевые слова на русском, украинском и английском языках. Объем статьи — не более **10 стр.**, рисунков — не более **5**.

Статьи подаются как на бумажном, так и электронном носителях. Для текстовых материалов желательно использовать формат **doc**. Для графических материалов — формат **jpeg**. Графические материалы необходимо сохранять в отдельных файлах. Фотографии, рисунки, графики и чертежи должны быть черно-белыми, четкими и контрастными.

Статьи в редакции проходят научное рецензирование.

Б. А. Кириевский, д-р техн. наук, проф., гл. науч. сотр.,

e-mail: bkir@bigmir.net

Л. Н. Трубоченко, мл. науч. сотр.

Е. Н. Александрова, мл. науч. сотр.

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Проанализировано влияние холодильников на структуру и свойства хромистых чугунов. Получены рекомендации по оптимизации состава чугуна и параметров применяемых холодильников.

Ключевые слова: хромистый чугун, направленная кристаллизация, ориентированная структура, износостойкость.

Скорость охлаждения металла в процессе кристаллизации и последующего охлаждения отливки является одним из основных факторов, определяющих качество и эксплуатационные свойства литого изделия. В ряде случаев для повышения специальных свойств отливок целесообразно получение ориентированной в направлении теплоотвода структуры. Это перспективный способ, дающий эффект упрочнения отливок, аналогичный композиционным материалам [1, 2]. Неравномерное охлаждение с большим температурным градиентом приводит к высокой скорости роста кристаллов в направлении теплоотвода, которая опережает скорость образования зародышей в процессе кристаллизации. В результате образуется зона ориентированных столбчатых кристаллов. Эта зона может быть сплошной, с крупными кристаллами при значительном температурном градиенте (высокая температура заливки, интенсивный отвод тепла, низкая теплопроводность сплава) или иметь только частичное распространение при меньшем температурном градиенте и при меньшей линейной скорости кристаллизации. Отливки со структурой столбчатых кристаллов, направленных вдоль их осей, получают при кристаллизации расплава, охлаждающегося в форме при одностороннем отводе теплоты. При этом упрочняющая фаза выстраивается вдоль направления теплоотвода, армируя матрицу. Эффект направленной кристаллизации может быть получен путем использования в процессе формирования отливки наружного металлического холодильника.

Изучение влияния направленной кристаллизации на структуру и износостойкость хромистых чугунов проводили на опытных образцах. Образцы отливались с использованием наружного холодильника – стальной пластины, устанавливаемой в нижнюю опоку. Использовали пластины толщиной: $\delta_1 = 20$, $\delta_2 = 30$, $\delta_3 = 40$ мм. Пластины перед установкой в формы тщательно зачищали, покрывали противопожарной краской. Формы перед заливкой подогревали до температуры 60–100 °С, температура заливаемого металла – 1430–1450 °С. Размер полученных образцов – 130x130x30 мм. Образцы заливали хромистым чугуном трех составов: доэвтектического, эвтектического и заэвтектического. Химический состав и износостойкость опытных чугунов в условиях трения скольжения (P до 10 МПа; $V = 1$ м/с) представлены в таблице.

Установлено, что при одинаковых толщинах холодильников повышение содержания углерода в сплаве от 1,82 до 3,53 % уменьшает влияние холодильников на протяженность зоны с ориентированной в направлении теплоотвода структурой.

Химический состав и износостойкость опытных чугунов

Сплав	Массовая доля элементов, %				Толщина холо- дильни- ка, мм	Толщина ориенти- рованно- го слоя, мм	Износ, г/км
	C	Si	Mn	Cr			
Доэвтек- тический чугун	1,82	0,73	0,69	18,0	0	–	0,0175
					20	17	0,0166
					30	20	0,0154
					40	25	0,0138
Эвтектиче- ский чугун	3,02	0,82	0,66	17,56	0	–	0,0162
					20	12	0,0146
					30	14	0,0128
					40	20	0,0116
Завтек- тический чугун	3,53	0,80	0,62	17,9	0	–	0,0155
					20	–	0,0153
					30	–	0,0153
					40	3–5	0,0143

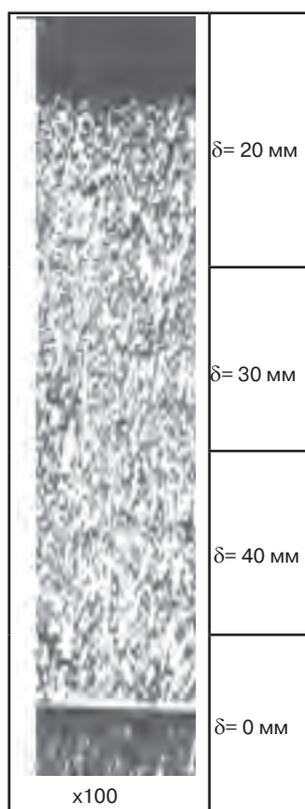


Рис. 1. Влияние интенсивности охлаждения на структуру хромистого чугуна доэвтектического состава

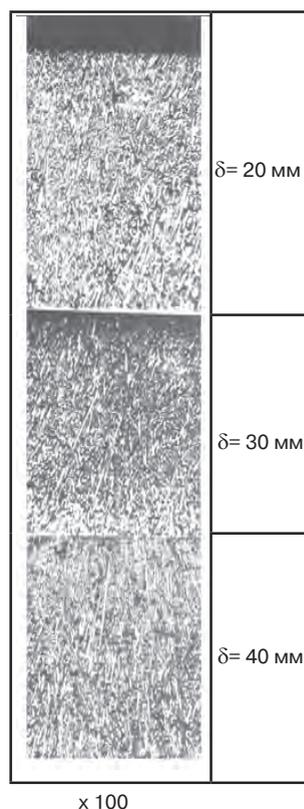
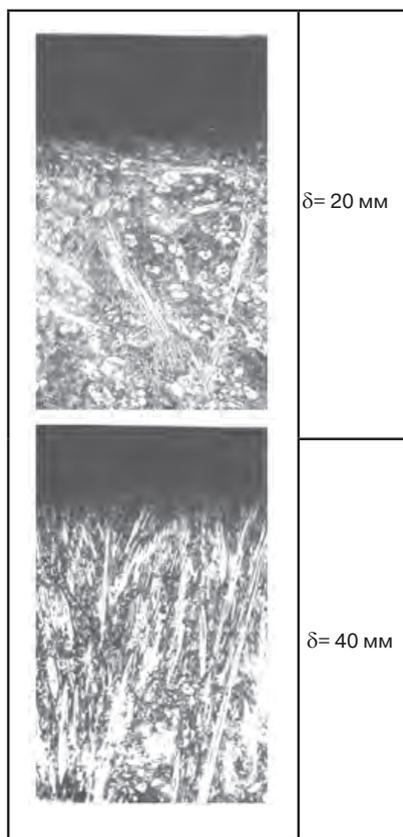


Рис. 2. Влияние интенсивности охлаждения на структуру хромистого чугуна эвтектического состава



x 100

Рис. 3. Влияние интенсивности охлаждения на структуру хромистого чугуна заэвтектического состава

Это связано с различной теплопроводностью опытных чугунов. При использовании холодильника максимальной для данного эксперимента толщины (40 мм), отливка из доэвтектического чугуна имеет ориентированную структуру на 60 % высоты, отливка из эвтектического чугуна на 50 %, а в структуре заэвтектического чугуна ориентированная структура носит островковый характер и величина этих участков составляет 10–15 % от общей высоты отливки (рис.1, 2, 3). Для опытных чугунов одного состава изменение толщины холодильника значительно влияет на протяженность зоны с ориентированной в направлении теплоотвода структурой (см. табл.). В отливках доэвтектического чугуна ориентация структуры в направлении ускоренного теплоотвода наблюдается уже при использовании холодильника минимальной толщины (см. рис. 1). Зона отливки с ориентированной структурой состоит из дендритов аустенита, в промежутках между которыми находится карбидная эвтектика, по мере удаления от наружного холодильника дендриты аустенита теряют свою направленность и становятся более крупными. С увеличением толщины холодильника растет протяженность зоны ориентированной структуры, а структура отливки становится более дисперсной.

Аналогичные выводы можно сделать и для отливок из чугуна эвтектического состава. В этом случае карбидные иглы приобретают четкую направленность при толщине холодильника $\delta = 30$ мм и более (см. рис. 2).

Исследование структуры отливок из заэвтектического чугуна, как указывалось выше, показали, что отдельные участки ориентированной структуры отмечаются лишь при использовании холодильников максимальной толщины (см. рис. 3).

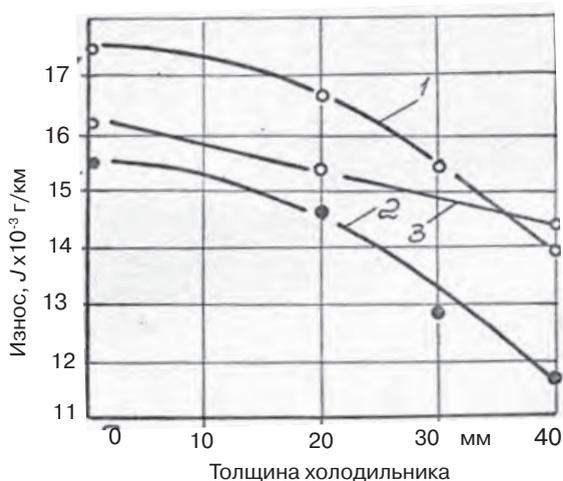


Рис. 4. Влияние интенсивности охлаждения на износостойкость хромистых чугунов: 1 – чугун доэвтектического состава; 2 – чугун эвтектического состава; 3 – чугун заэвтектического состава

Лабораторные испытания износостойкости образцов из опытных сплавов в условиях трения / скольжения показали, что использование холодильников позволяет повысить износостойкость на 30–40 % (для до- и эвтектических чугунов, соответственно) (рис. 4). Повышение износостойкости происходит за счет измельчения структуры, повышения однородности и ориентирования структуры в направлении, перпендикулярном поверхности теплоотвода – рабочей поверхности отливки. В данном случае в структуре опытных чугунов присутствуют

карбиды типа Me_7C_3 , для которых характерна карандашная форма и анизотропия твердости: более высокая (14500–16500 МПа) в направлении оси «с», более низкая, (9500–10500 МПа) в направлении оси «а» [3, 4].

Реализуемая за счет холодильников направленная кристаллизация позволяет успешно использовать явление анизотропии для повышения износостойкости хромистых чугунов.

Список литературы

1. Мирзаева Н. М., Емелюшин А. Н., Мирзаев Д. А. Влияние ориентировки и дисперсности карбидов на износостойкость литого инструмента из хромистого чугуна // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1983. – № 4. – С. 72–75.
2. Гарбер М. Е., Леви Л. И. и др. Влияние структуры на износостойкость белых чугунов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1968. – № 11. – С. 22–25.
3. Chemical composition and morphology of $M7C_3$, eutectic carbide in high chromium white cast iron alloyed with vanadium. Filipovic Mirjana, Romhanji Endre, Kamberovic Zeljko. – ISIJ Int. 2012. – Vol. 52. – № 12. – С. 2200–2204.
4. Гольдштейн Я. Е., Хисматулина Н. С., Гольдштейн В. А., Мосина В. И. Структура и свойства износостойких белых чугунов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1986. – № 8. – С. 39–42.

Поступила 05.09.2018

References

1. Mirzaeva, N. M., Yemelyushin, A. N., Mirzaev, D. A. (1983) Effect of orientation and dispersion of carbides on the wear resistance of cast tools from chromium cast iron. Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya, pp. 72–75 [in Russian].
2. Garber, M. Ye., Levi, L. I. et al. (1968) The influence of the structure on the wear resistance of white cast irons. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, no. 11, pp. 22–25 [in Russian].
3. Filipovich, M., Romhanji, E., Kamberovic Z. (2012) Chemical composition and morphology of $M7C_3$, eutectic carbide in high chromium white cast iron alloyed with vanadium. ISIJ Int., Vol. 52, no. 12, pp. 2200–2204 [in English].
4. Goldshteyn, Ya. Ye., Khismatulina, N. S., Goldshteyn, V. A., Mosina, V. I. (1986) Structure and properties of wear-resistant white cast irons. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov, no. 8, pp. 39–42 [in Russian].

Received 05.09.2018

Б. А. Кірієвський, д-р техн. наук, гол. наук. співр., e-mail: bkir@bigmir.net

Л. М. Трубоченко, мол. наук. співр.

О. М. Александрова, мол. наук. співр.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ВПЛИВ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА СТРУКТУРУ І ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ

Проаналізовано вплив холодильників на структуру і властивості хромистих чавунів. Отримано рекомендації щодо оптимізації складу чавуну і параметрів холодильників, що застосовувались.

Ключові слова: хромистий чавун, спрямована кристалізація, орієнтована структура, зносостійкість.

B. A. Kirievskiy, *Doctor of Engineering Sciences, Chief Researcher*,

e-mail: bkir@bigmir.net

L. N. Trubachenko, *Junior Researcher*

E. N. Aleksandrova, *Junior Researcher*

Phisico-technological Institute of Metals and Alloys NAS of Ukraine, Kyiv

INFLUENCE OF DIRECTED CRYSTALLIZATION ON THE STRUCTURE AND WEAR-RESISTANCE OF CHROMIUM CAST IRONS

The effect of refrigerators on the structure and properties of is analyzed. Recommendations are received on optimizing the composition of cast iron and the parameters of the refrigerators used.

Keywords: *chromium cast iron, directed crystallization, oriented structure, wear resistance.*

СОГЛАШЕНИЕ

О ПЕРЕДАЧЕ АВТОРАМИ ПРАВА НА ОПУБЛИКОВАНИЕ РУКОПИСИ

Мы, нижеподписавшиеся, авто_____

рукопись_____

_____ (язык – русский)

передаем без оплаты учредителям и редколлегии журнала "Процессы литья"
право опубликовать эту рукопись.

Мы подтверждаем, что эта публикация: не нарушает авторских прав других лиц или организаций; не была ранее опубликована (за исключением публикации в виде резюме, части опубликованной лекции, тезисов, обзора или диссертации); не передана в другие издательства для публикации; одобрена для публикации всеми соавторами, а также организацией (институтом, вузом, заводом или ответственным учреждением), в которой она выполнена; не содержит коммерческой либо государственной тайны.

Передача права на опубликование статьи охватывает исключительное право на воспроизведение и распространение статьи, включая оттиски, переводы, электронные формы (он- и офлайн) или любые иные подобные формы воспроизведения как на территории Украины, так и в странах ближнего и дальнего зарубежья.

После принятия рукописи к печати (при условии согласования всех замечаний рецензента) обязуемся опубликовать статью в течение 6-ти месяцев.

В случае необоснованной задержки публикации статьи автор (авторы) оставляет за собой право отозвать рукопись из редакции, при этом редакция теряет право на публикацию данной рукописи.

Подписи авторов

Зав. ред.-изд. сектором

(ФИО, организация, адрес,
контактный тел., email)

(подпись)

В. А. Локтионов-Ремизовский, канд. техн. наук, ведущ. науч. сотр.,
e-mail: loktionov@ptima.kiev.ua

Н. В. Кирьякова, гл. технолог

В. Г. Новицкий, канд. техн. наук, ведущ. науч. сотр.

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛЯХ НА ИЗНАШИВАНИЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС И РЕЛЬСОВ

На основе анализа научных публикаций отечественных и зарубежных авторов и результатов собственных исследований установлено, что в системе железо–углерод, в стальном диапазоне содержания углерода 0,35–0,8 %, функции зависимости износа железнодорожных колес и рельсов и вязкости разрушения среднеуглеродистых сталей подобны, имеют нисходящую ветвь, перегиб в области 0,8 % углерода и выходят на экспоненту при содержании углерода более 0,8 %, что соответствует положениям закона Курнакова.

Ключевые слова: сталь, колесо, рельса, углерод, разрушение, износ.

Необходимость повышения безопасности и эффективности пассажирских и грузовых железнодорожных перевозок предъявляет высокие требования к надежности и долговечности работы деталей, узлов и транспортного средства в целом. 90 % выхода из строя деталей, узлов и транспорта в целом обусловлено изнашиванием отдельных деталей, узлов и механизмов. Увеличение скоростей и грузоподъемности железнодорожного транспорта является следствием экономической целесообразности. Проблемой надежности и долговечности при эксплуатации железнодорожного транспорта занимаются ведущие научные организации во всех передовых странах мира.

В зоне контакта пары трения либо на изнашиваемой поверхности отдельных деталей, работающих в условиях трения скольжения, трения качения, абразивного, гидроабразивного и других условиях эксплуатации, практически одновременно проходит множество процессов в силу энергетического (механического, коррозионного, термического, химического и т. п.) внешнего воздействия на рабочую поверхность детали. Следствием внешнего воздействия на рабочую поверхность детали является разрушение микрообъемов изнашиваемой поверхности (изменение геометрии поверхности), что и считают износом. В настоящее время единая теория изнашивания не разработана, как и отсутствуют алгоритмы синтеза (выбора) состава сплава для изнашиваемых деталей. Оптимизация состава и структурного состояния сплавов для деталей, работающих в конкретных условиях эксплуатации, требует большого количества экспериментов и времени. Износостойкость является не свойством (механическим, физическим или каким-либо другим), а интегральной характеристикой. Лабораторные и разные виды стендовых испытаний могут показать лишь тенденцию изменения качества новых материалов, разрабатываемых для железнодорожных колес и рельсов.

В металловедении существует фундаментальный закон, связывающий свойства сплавов с их составом и структурным состоянием, – закон Курнакова [1]. Одним из базовых положений этого закона является отсутствие разрыва функции в пределах одной фазовой области диаграммы состояния. В работах отечественных специалистов были показаны особенности действия закона Курнакова при формировании функций концентрационных зависимостей износостойкости и коэффициента трения сплавов эвтектических систем металл – фаза внедрения [2–8].

Были исследованы функции концентрационной зависимости износостойкости литых сплавов в условиях трения скольжения и в условиях абразивного изнашивания о полужакопленный абразив. Установлено наличие экстремумов на указанных функциях в области концентраций соответствующих составу эвтектических точек в исследованных системах сплавов. При изнашивании в условиях трения скольжения минимум суммарного износа пары трения соответствует области эвтектики. Функции изнашивания элементов пары трения имеют перегибы в области концентраций, соответствующих эвтектике. Функция концентрационной зависимости коэффициента трения скольжения имеет минимум в области эвтектики. Изменение условий изнашивания (скорости или давления) не изменяет общего вида функций. В работе А. А. Жукова с коллегами проведено обобщение ряда публикаций и представлены общие схемы функций концентрационных зависимостей механических свойств и износа сплавов эвтектических систем металл–фаза внедрения (рис. 1) [9]. Из приведенных материалов следует, что критическим точкам диаграммы состояния соответствуют экстремумы и перегибы на функциях свойств. Приведенные выше результаты существенно дополняют положения закона Курнакова, не изменяя его сути.

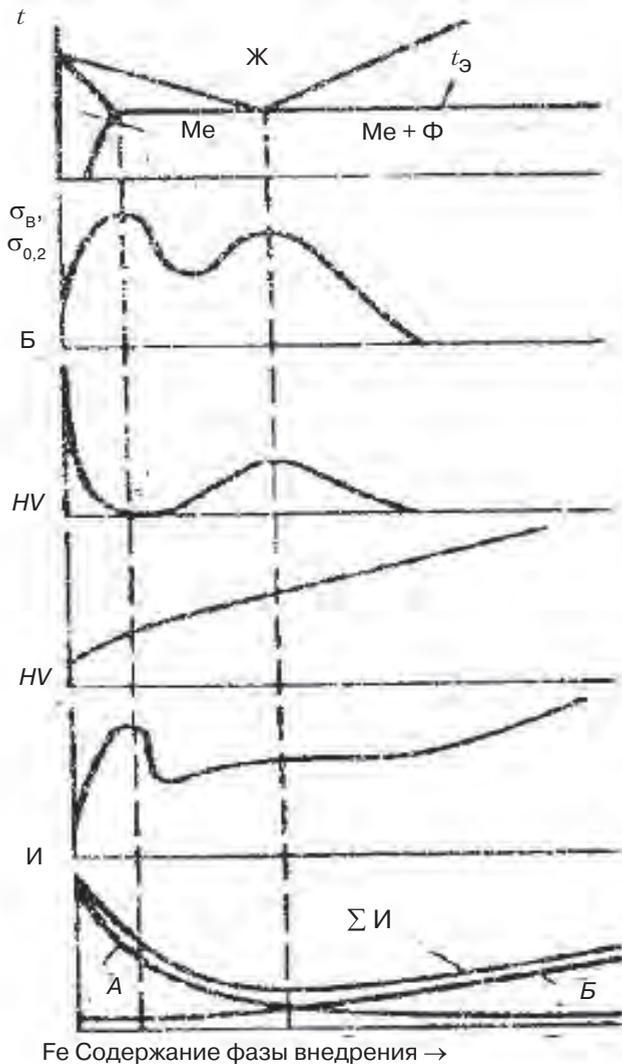


Рис. 1. Зависимость механических свойств и износа (И) сплавов квазибинарных эвтектических систем Me – фаза внедрения от их состава (схемы): А – износ образца; Б – износ контртела

Основной железнодорожного транспорта являются колесо и рельса. На рис. 2 приведена базовая схема мест и направлений механических нагрузок в зоне контакта пары колесо – рельса [10]. Эти усилия в совокупности со скоростью движения состава обуславливают значения параметров изнашивания указанных выше пар трения.

При эксплуатации колесо и рельса формируют пары трения: качения сформированной поверхностью катания (ободом) колеса и верхней плоскостью головки рельсы; скольжения сформированной боковой поверхностью головки рельсы и боковой поверхностью реборды колеса.

Следует отметить наличие и третьей пары трения в узле колесо – рельса – тормозная колодка. Таковой является пара трения скольжения (колесо – тормозная колодка).

При работе пары трения качения периодически возникают условия, характерные для трения скольжения (при торможении состава). Характерным и системным воздействием на поверхность катания колеса являются и ударные нагрузки, при прохождении колесом на скорости стыков рельс, крестовин и стрелок. Учитывая высокие нагрузки на оси пар колес и высокие скорости движения вагонов, можно считать, что такие нагрузки имеют ударный характер. Условия эксплуатации ужесточаются процессами атмосферной коррозии, наличием в зоне контакта пар трения пылевидных абразивных частиц (продуктов изнашивания самих пар трения и абразивных частиц, поступающих из окружающей среды) и температурными условиями эксплуатации от +50 °С и выше в экваториальных широтах, и до –70 °С в полярных широтах. Очевидно, что выработать единый алгоритм синтеза материала для железнодорожных колес и рельсов теоретически не представляется возможным. Моделирование процессов изнашивания при лабораторных испытаниях образцов новых колесных и рельсовых сталей мало отображает реальные условия эксплуатации и позволяет определять лишь тенденцию изменения износостойкости.

В работе Yoshinori Okagata, наряду с исследованиями механических аспектов контакта при взаимодействии железнодорожного колеса и рельсы, представлены результаты многолетних натурных и стендовых испытаний экспериментальных пар колесо – рельса с вариациями марок колесных и рельсовых сталей [10]. Составы сталей соответствовали требованиям международных стандартов: Европы – EN 13262; Северной Америки – AAR M-107/M-208 и Японии – JIS E 5402-1.

Эксплуатационные испытания провели с использованием рельсовой стали R260 по стандарту EN 13764-1. Содержание углерода в рельсовой стали было в пределах 0,6–0,82 %. Одна партия колес была изготовлена из стали ER7 по стандарту EN13262 и содержание углерода в стали составило $\leq 0,52$ %мас. Вторая партия колес изготовлена из стали SSV стандарта JIS E 5402-1 и содержание углерода в стали находилось в пределах 0,60–0,75 %мас. Твердость колес из стали ER7 находилась в пределах 247–282 HB. Данных о твердости колес из стали JIS, прошедших испытания, авторы не привели.

Для стендовых испытаний использовали рельсовые стали с содержанием углерода в пределах от 0,31 до 0,80 %мас. и колесные стали с содержанием углерода от 0,43 до 0,74 %мас. Стендовые испытания проводили на железнодорожном полотне, исполненного кольцом диаметром 24,5 м. Колеса изготовили по чертежу



Рис. 2. Позиции и направления механических нагрузок в паре колесо – рельса при эксплуатации

Новые литые материалы

железнодорожного колеса с коэффициентом уменьшения размеров 3. По результатам испытаний автор сделал вывод, что повышение содержания углерода в колесной стали не повышает износ рельсов.

Авторами проведен анализ результатов исследований Yoshinori Okadata, на основе нашего понимания применения закона Курнакова. На рис. 3 (в оригинале рис. 13) приведены результаты исследований по влиянию углерода на вязкость разрушения (ударную вязкость) сталей. Даже при наличии разброса данных фиксируется закономерность снижения вязкости разрушения с увеличением содержания углерода в сталях. Результаты стендовых испытаний пар колесо – рельса приведены на рис. 4 (в оригинале рис. 11). В таблице авторами приведены расчетные данные величины износа (потеря массы) рельсов и колес при различном содер-

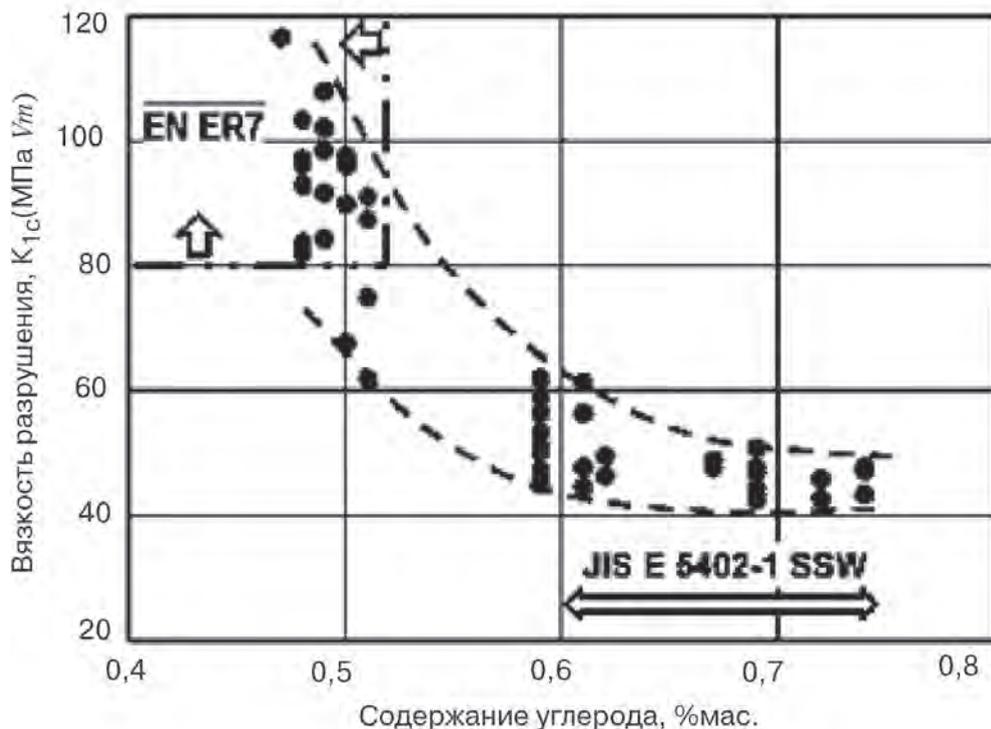


Рис. 3. Вязкость разрушения сталей в зависимости от содержания углерода [10]

Величина износа рельсов и колес при стендовых испытаниях*

Номер пар колесо – рельса	Содержание углерода в рельсовой стали, % мас.	Содержание углерода в колесной стали, % мас.	Потеря** массы рельсов, кг	Потеря** массы колес, кг
1	0,31	0,43	56	16
2	0,53	0,43	45	18
3	0,80	0,43	25	17
4	0,35	0,62	40	3
5	0,53	0,62	23	3
6	0,8	0,62	15	4
7	0,35	0,74	29	2
8	0,53	0,74	17	1
9	0,80	0,74	8	1

Примечания: *использованы данные публикации [10]; **величина износа (потеря массы) вычислена по материалам публикации [10]

Новые литые материалы

жании углерода в сталях и разных сочетаниях сталей в парах колесо – рельса после испытаний на стенде. Расчеты величины износа проведены по графическому материалу рис. 4.

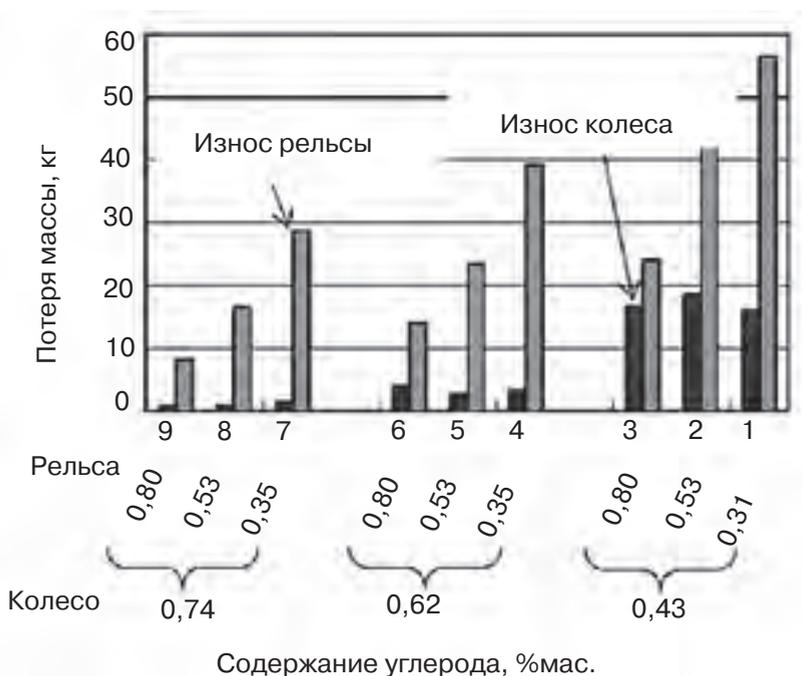


Рис. 4. Износ рельсов и колес [10]: 1–9 – номера пар колесо – рельса

На рис. 5 представлено сопоставление функций концентрационных зависимостей усредненных значений вязкости разрушения (ударной вязкости) среднеуглеродистых сталей и величины износа колес и рельсов из таких сталей с диаграммой состояния железо – углерод в стальной области концентраций углерода. Результаты стендовых испытаний показали, что повышение содержания углерода в рельсовой стали не оказывает влияния на повышение износа колес (рис. 5, в), а повышение углерода в колесной стали повышает износ рельсов при фиксированном углероде в рельсовой стали. Эксплуатационные испытания экспериментальных колес и рельсов проводили на железной дороге. Очевидно, что соотношение прямых участков железнодорожного полотна и криволинейных (повороты полотна) в пользу прямолинейных. На прямолинейных участках полотна доля износа при трении качении пары колесо – рельса в суммарном износе пары доминирует. На криволинейных участках полотна суммарный износ пары колесо – рельса существенно дополняется износом трения скольжения. Краткое описание видов изнашивания приведены выше. Изменение соотношения долей износа при трении качения и износа при трении скольжения в процессе работы пары железнодорожные колесо – рельса обуславливает изменение уровня износа элементов пары.

Вид функций вязкости разрушения и изнашивания колес и рельсов одинаков и функции характеризуются наличием нисходящей ветви, перегибом в области концентрации углерода, соответствующей составу эвтектоида, и выходом на горизонталь при содержании углерода более 0,8 %мас. Фактически рис. 5 является диаграммой состав – структура – свойство и позволяет связать состав рельсовых и колесных сталей по углероду, их структурное состояние, механические свойства (ударную вязкость) и величину износа элементов пары трения колесо – рельса, что подтверждает фундаментальность закона Курнакова и позволяет прогнозировать уровень и сочетание свойств и характеристик сплавов.

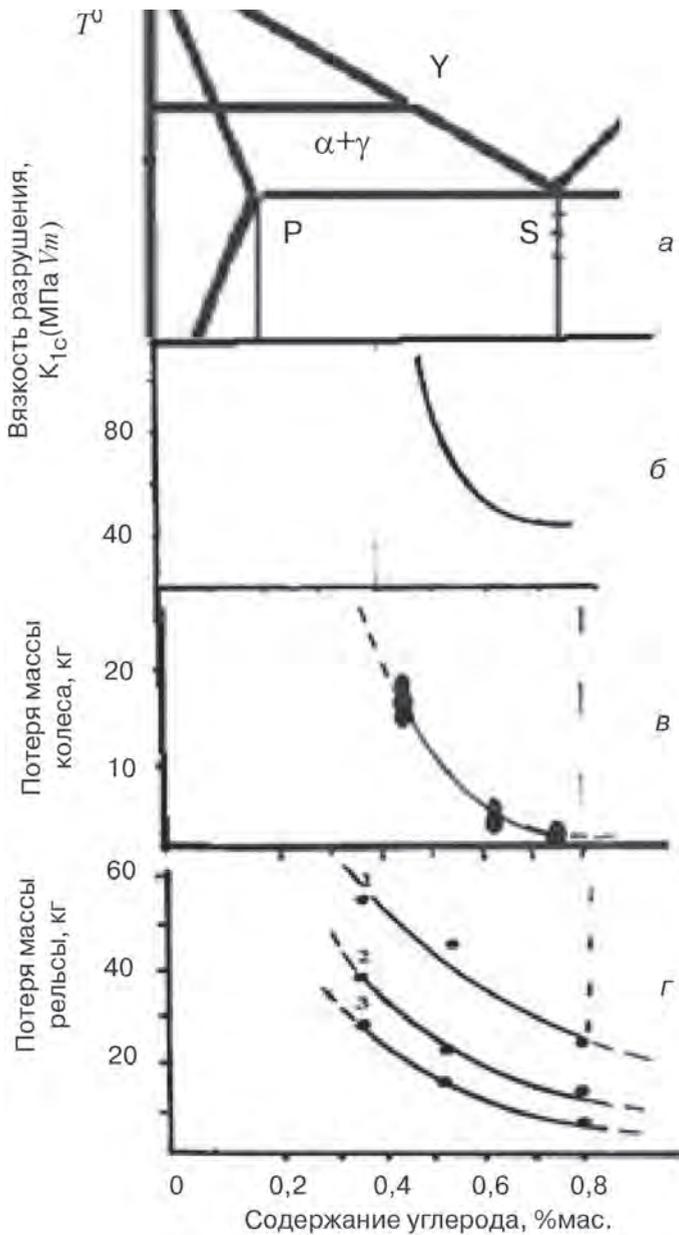


Рис. 5. Зависимость вязкости разрушения и износа сталей от содержания углерода (схемы): а – диаграмма железо – углерод; б – вязкость разрушения сталей (усредненное значение); в – влияние содержания углерода в колесной стали на износ колеса при содержании углерода в рельсовой стали 0,35; 0,51 и 0,8, %мас.; г – влияние содержания углерода в рельсовой стали на износ рельсы при различном содержании углерода в колесной стали: 1 – износ рельсы при содержании углерода в колесной стали 0,43 %мас.; 2 – износ рельсы при содержании углерода в колесной стали 0,62 %мас.; 3 – износ рельсы при содержании углерода в колесной стали 0,74 %мас.

Выводы

- Изменение содержания углерода в рельсовой стали в пределах от 0,35 до 0,8 % не оказывает заметного влияния на величину износа колес при изменении содержания углерода в колесной стали в пределах от 0,43 до 0,74 %.

- Увеличение содержания углерода в колесной стали в пределах от 0,43 до 0,74 % увеличивает изнашивание рельсы в одинаковой степени при содержании углерода в рельсовой стали в пределах от 0,35 до 0,8 %.
- Функции концентрационных зависимостей вязкости разрушения среднеуглеродистых сталей и функции изнашивания элементов пары трения колесо – рельса из таких сталей подобны.
- Перегиб концентрационных функций вязкости разрушения среднеуглеродистых сталей и износа элементов изнашиваемой пары колесо – рельса из таких сталей практически соответствует точке эвтектоида на диаграмме железо – углерод и обусловлен инверсией структуры сталей при переходе состава сталей из доэвтектоидной в заэвтектоидную область.
- Перегиб функций свойств среднеуглеродистых сталей в области эвтектоида соответствует положениям закона Курнакова.

Список литературы

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Тихонович В. И., Шурин А. К., Локтионов В. А., Панарин В. В. Исследование строения и износостойкости сплавов на основе железа с диборидом титана // В кн.: Литые износостойкие материалы. – К.: ИПЛ АН УССР, 1972. – С. 70–75.
3. Шурин А. К., Локтионов В. А., Тихонович В. И., Панарин В. В. Исследование строения и износостойкости сплавов на основе стали Х18Н9 с диборидом титана // Проблемы трения и изнашивания: Респ. межведомственный науч.-техн. сборник. – К., 1974. – Вып. 5. – С. 82–85.
4. Шурин А. К., Локтионов В. А., Тихонович В. И., Панарин В. В. Исследование строения и износостойкости сплавов железа с диборидом титана // В кн.: *Металловедение и термическая обработка сплавов*. – К.: ИПЛ АН УССР, 1974. – С. 91–94.
5. Локтионов В. А. Влияние диборида гафния на антифрикционные свойства сплавов на основе железа // В кн.: *Литые износостойкие материалы*. – К.: ИПЛ АН УССР, 1975. – С. 76–81.
6. Тихонович В. И., Локтионов В. А. Диаграмма состав-износостойкость гетерогенных сплавов // В кн.: *Диаграммы состояния в материаловедении*. – К.: ИПЛ АН УССР, 1980. – С. 67–71.
7. Тихонович В. И., Локтионов В. А. Применение закона Курнакова при исследовании износостойких характеристик сплавов // *Диаграммы состояния металлических систем: Тезисы докладов IV Всесоюзного совещания*. – М.: Наука, 1982. – С. 150–151.
8. Локтионов В. А., Конопелько Б. Б., Шевченко А. И. Исследование структуры и свойств сплавов Со–Cr–С // *Новые коррозионностойкие литейные материалы*. – К.: ИПЛ АН УССР, 1984. – С. 67–72.
9. Жуков А. А., Сильман Г. И., Фрольцов М. С. Износостойкость отливок из комплексно-легированных белых чугунов. – М.: Машиностроение, 1984. – 104 с.
10. Yoshinori Okagata. Design Technologies for Railway Wheels and Future Prospects // *Nippon steel & Sumitomo metal technical report*. – December 2013. – no. 105. – pp. 26–33.

Поступила 11.08.2018

References

1. Gulyaev, A. P. (1986) *Metal science*. Moscow: Metallurgy, 544 p. [in Russian].
2. Tikhonovich, V. I., Shurin, A. K., Loktionov, V. A., Panarin, V. V. (1972) Investigation of the structure and wear resistance of alloys based on iron with titanium diboride. Molded wear-resistant materials. K.: IPL AN USSR, pp. 70–75 [in Russian].
3. Shurin, A. K., Loktionov, V. A., Tikhonovich, V. I., Panarin, V. V. (1974) Investigation of the structure and wear resistance of alloys based on steel Cr18N9 with titanium diboride. Problems of friction and wear: Resp. interagency science-techn. collection, issue 5, pp. 82–85 [in Russian].
4. Shurin, A. K., Loktionov, V. A., Tikhonovich, V. I., Panarin, V. V. (1974) Investigation of the structure and wear resistance of iron alloys with titanium diboride. Metallurgy and heat treatment of alloys. K.: IPL AN USSR, pp. 91–94 [in Russian].
5. Loktionov, V. A. (1975) Effect of hafnium diboride on the antifriction properties of iron-based alloys. Molded wear-resistant materials. K.: IPL AN USSR, pp. 76–81 [in Russian].

6. *Tikhonovich, V. I., Loktionov, V. A. (1980) The composition-wear-resistance diagram of heterogeneous alloys. Diagrams of state in materials science. K.: IPL AN USSR, pp. 67–71 [in Russian].*
7. *Tikhonovich, V. I., Loktionov, V. A. (1982) Application of Kurnakov's law in the study of wear-resistant characteristics of alloys. Diagrams of the state of metallic systems: Tez. Reports of the Y All-Union Conference. Moscow: Science, pp. 150–151 [in Russian].*
8. *Loktionov, V. A., Konopelko, B. B., Shevchenko, A. I. (1984) Investigation of the structure and properties of Co–Cr–C alloys. New corrosion-resistant casting materials. K.: IPL AN USSR, pp. 67–72 [in Russian].*
9. *Zhukov, A. A., Silman, G. I., Froltsov, M. S. (1984) Durability of castings from complex-alloyed white cast irons. Moscow: Mechanical Engineering, 104 p. [in Russian].*
10. *Yoshinori Okagata (2013) Design Technologies for Railway Wheels and Future Prospects. Nippon steel & Sumitomo metal technical report, no. 105, pp. 26–33 [in English].*

Received 11.08.2018

В. А. Локтіонов-Ремізовський, канд. техн. наук, пров. наук. співр.,

e-mail: loktionov@ptima.kiev.ua

Н. В. Кір'якова, гол. технолог

В. Г. Новицький, канд. техн. наук, пров. наук. співр.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ В СТАЛЯХ НА ЗНОШУВАННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС І РЕЙОК

На основі аналізу наукових публікацій вітчизняних і закордонних авторів та результатів власних досліджень встановлено, що в системі залізо – вуглець, в сталевому діапазоні вмісту вуглецю 0,35–0,8 %, функції залежності зносу залізничних коліс і рейок та в'язкості руйнування середньовуглецевих сталей подібні, мають низхідну гілку, перегин в області 0,8 % вуглецю і виходять на експоненту при вмісті вуглецю більше 0,8 %, що відповідає положенням закону Курнакова.

Ключові слова: сталь, колесо, рейка, вуглець, руйнування, знос.

V. A. Loktionov-Remizovsky, *Candidate of Engineering Sciences, Leading Researcher,*

e-mail: loktionov@ptima.kiev.ua

N. V. Kiryakova, *Chief Technologist*

V. G. Novitsky, *Candidate of Engineering Sciences, Leading Researcher*

Physico-technological Institute of Metals and Alloys NAS of Ukraine, Kyiv

EFFECTS OF CARBON IN STEELS ON WEAR OF RAILWAY WHEELS AND RAILS

Based on the analysis of scientific publications of domestic and foreign authors and the results of own research, it has been established that in the iron-carbon system, in the steel range of the carbon content of 0.35–0.8 %, the functions of depreciation of railway wheels and rails and the fracture toughness of mildly-carbon steels are similar, have a descending branch, an inflection in the region of 0.8 % carbon, and go to the exponent with a carbon content of more than 0.8 %, which corresponds to the Kurnakov's law.

Keywords: steel, wheel, rail, carbon, destruction, wear.

ЗМІСТ

ОДЕРЖАННЯ ТА ОБРОБКА РОЗПЛАВІВ

- НАРІВСЬКИЙ А. В., МОІСЕЄВ Ю. В., ТУНИК В. О., ТВЕРДОХВАЛОВ В. О., РАЗДОБАРІН І. Г.** Приготування магнієвого сплаву МЛ5 з лому з використанням обробки розплаву плазмовим струменем. 3

ГІДРОДИНАМІКА ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ

- ШЕЙГАМ В. Ю., ІСАЙЧЕВА Н. П., ПРИГУНОВА А. Г., ШЕНЕВІДЬКО Л. К.** Ефективність реверсивного перемішування у рідкому стані сплавів 8

НОВІ МЕТОДИ ТА ПРОГРЕСИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ

- БУБЛИКОВ В. Б., БАЧИНСКИЙ Ю. Д.** Особливості розподілу механічних властивостей високоміцного чавуну по плавках. 16

ПРОБЛЕМИ ТЕХНОЛОГІЇ ФОРМИ

- ШИНСЬКИЙ О. Й., МАКСЮТА І. І., КВАСНИЦЬКА Ю. Г., НЕЙМА О. В., МИХНЯН О. В.** Застосування «гарячого» розчинення пінополістиролових моделей при отриманні виливків в оболонкові форми з комплексномодифікованої кераміки 25

ПРОБЛЕМИ АВТОМАТИЗАЦІЇ, МЕХАНІЗАЦІЇ ТА КОМП'ЮТЕРИЗАЦІЇ ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ

- ТАРАСЕВИЧ М. І., КОРНІЄЦЬ І. В.** Відділ математичних методів дослідження та інформаційно-комп'ютерних технологій – 35 років у складі ФТІМС НАН України.. 36

НОВІ ЛИТІ МАТЕРІАЛИ

- ШМАТКО А. В., ЛИХОШВА В. П., ШАТРАВА О. П., РЕЙНТАЛЬ Є. А.** Чисельне імітаційне моделювання теплового поля в процесі отримання біметалічної смуги по заливарно-плазмовій технології. 45
- КУЗНЕЦОВА Т. Л., БРОДНІКОВСЬКИЙ М. П., КРАПИВКО Н. О.** Особливості виплавки багатокомпонентних ніобієвих сплавів системи Nb–Ti–Al, легованих Cr, Zr, Mo, Si 55
- КІРІЄВСЬКИЙ Б. А., ТРУБАЧЕНКО Л. М., АЛЕКСАНДРОВА О. М.** Вплив спрямованої кристалізації на структуру і зносостійкість хромистих чавунів. . . . 64
- ЛОКТІОНОВ-РЕМІЗОВСЬКИЙ В. А., КІР'ЯКОВА Н. В., НОВИЦЬКИЙ В. Г.** Вплив вуглецю в сталях на зношування залізничних коліс і рейок. 69

CONTENTS

PRODUCTION AND TREATMENT OF MELTS

- NARIVSKII A. V. et al.** Preparation of Magnesium Alloy ML5 From Scrap Using Melt Treatment with a Plasma Jet. **3**

HYDRODYNAMICS OF CASTING PROCESSES

- SHEYGAM V. YU. et al.** Effectiveness of Reverse Mixture of Alloys in a Liquid State. **8**

NEW METHODS AND ADVANCED TECHNOLOGY FOR FOUNDRY

- BUBLIKOV V. B. et al.** Features of Ductile Cast Iron Mechanical Properties Distribution in Melts. **16**

PROBLEMS OF MOULD TECHNOLOGY

- SHINSKY O. I. et al.** Application of «Hot» Dissolution of Polystyrene Models in the Production of Castings in Shell-Shaped Forms from Complex-Modified Ceramics. . **25**

PROBLEMS OF AUTOMATION, MECHANISATION AND COMPUTERISATION OF CASTING PROCESSES

- TARASEVICH N. I. et al.** Department of Mathematical Methods of Research and Informational and Computer Technologies is Part of PTIMA NAS of Ukraine During 35 Years. **36**

NEW CASTING MATERIALS

- SHMATKO A. V. et al.** Numerical Simulation of the Thermal Field in the Process of Obtaining a Bimetallic Strip in the Foundry-Plasma Technology **45**
- KUZNETSOVA T. L. et al.** Features of Smelting of Multicomponent Niobium Alloys of a System Nb–Ti–Al Doped with Cr, Zr, Mo, Si **55**
- KIRIEVSKIY B. A. et al.** Influence of Directed Crystallization on the Structure and Wear-Resistance of Chromium Cast Irons. **64**
- LOKTIONOV-REMIZOVSKY V. A. et al.** Effects of Carbon in Steels on Wear of Railway Wheels and Rails. **69**

Индекс 03142

ISSN 0235-5884. Процессы литья. 2018. № 6 (132)