

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Владимирский государственный университет
имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых»
Владимирское региональное отделение
Российской ассоциации литейщиков
Владимирское региональное отделение
Российской академии естественных наук

ЛИТЫЕ МАТЕРИАЛЫ И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Сборник трудов
научно-технической конференции,
посвященной 50-летию кафедры
«Литейные процессы и конструкционные материалы»

9 – 12 декабря 2013 г.
Владимир

*Под общей редакцией доктора технических наук, профессора
В. А. Кечина*



Владимир 2014

УДК 621.74 + 669.018

ББК 34.61

Л64

Редакционная коллегия:

В. А. Кечин – доктор технических наук, профессор
зав. кафедрой ЛПиКМ ВлГУ (*ответственный редактор*)

А. А. Панфилов – кандидат технических наук,
профессор кафедры ЛПиКМ ВлГУ

Е. С. Прусов – кандидат технических наук,
доцент кафедры ЛПиКМ ВлГУ

Печатается по решению редакционно-издательского совета ВлГУ

Л64 **Литые материалы и ресурсосберегающие технологии** : сб. тр. науч.-техн. конф., посвящ. 50-летию каф. «Литейные процессы и конструкционные материалы». 9 – 12 дек. 2013 г., Владимир / под общ. ред. д-ра техн. наук, проф. В. А. Кечина ; Владим. гос. ун-т им. А. Г. и Н. Г. Столетовых ; Владим. регион. отд. Рос. ассоц. литейщиков ; Владим. регион. отд. Рос. акад. естеств. наук. – Владимир : Изд-во ВлГУ, 2014. – 300 с.

ISBN 978-5-9984-0457-3

Представлены материалы по теории и технологии получения литых заготовок из сплавов на основе черных и цветных металлов. Работы ученых и специалистов литейного производства отражают современные достижения в области создания литых материалов и сплавов с заданными свойствами, раскрывают пути дальнейшего развития ресурсосберегающих технологий плавки и литья при изготовлении отливок функционального и конструкционного назначения.

Представляют интерес для специалистов, работающих в области литейного производства, а также аспирантов и студентов, обучающихся по направлениям 150400 «Металлургия» и 150100 «Материаловедение и технологии материалов».

УДК 621.74 + 669.018

ББК 34.61

ISBN 978-5-9984-0457-3

© Коллектив авторов, 2014

© ВлГУ, 2014

СОДЕРЖАНИЕ

I. ОБЩИЕ ВОПРОСЫ

Кечин В.А. О роли Владимирского государственного университета в становлении и развитии литейного производства Владимирской области	9
Дибров И.А. О состоянии и перспективах развития российского литейного производства.....	14
Фильберт Л.В. Место инновационного потенциала в деятельности предприятий литейного производства.....	23
Смолькин А.А., Батышев К.А., Батышев А.И. Самостоятельная работа студентов и компьютерный контроль их знаний для дисциплин по литейному производству.....	26
Прусов Е.С., Чжань Жэньцзе. Современное состояние производства и применения цинковых сплавов в Китайской Народной Республике.....	33

II. ЛИТЫЕ МАТЕРИАЛЫ И СПЛАВЫ

Кечин В.А. Теоретические основы синтеза протекторных сплавов.....	38
Панфилов А.А. Инновационные подходы к получению алюмоматричных композиционных сплавов.....	41
Коростелев В.Ф. Формирование структуры алюминиевых сплавов в условиях наложения давления на жидкий металл.....	45
Прусов Е.С., Кечин В.А., Панфилов А.А., Коробков М.Б. Основные тенденции в производстве литых металломатричных композитов.....	48
Сидоров Е.В. Уточнение равновесной диаграммы состояния системы железо – углерод.....	52
Панов А.Г., Дегтярёва Н.Г., Мухаметзянова Г.Ф. Исследование влияния модификатора Р-20 на литейные свойства и микроструктуру графитизированного чугуна.....	60

Lyublinsky E., Кечин В.А. Новые магниевые протекторные сплавы.....	64
Никитин В.И., Никитин К.В. Эффективность использования структурной наследственности при получении литых заготовок из алюминиевых сплавов.....	67
Сидоров Е.В., Drapala J., Пикунов М.В. О зависимости структур отливок из сплавов твердых растворов от показателей характера кристаллизации.....	75
Деев В.Б., Пономарева К.В., Цецорина С.А., Юдин А.С., Прохоренко А.В. Влияние способа обработки расплава состава АК7ч на содержание неметаллических включений в литом состоянии.....	89
Семенов К.Г., Панкратов С.Н., Казаков П.И. Разработка низколегированных сплавов меди для современного машиностроения и новых технологий.....	94
Куценко А.И., Селянин И.Ф., Старовацкая С.Н., Куценко А.А. Влияние постоянного электрического тока на процессы кристаллизации сплавов.....	99
Коробков М.Б., Прусов Е.С., Кечин В.А. Перспективы применения цинковых композиционных сплавов.....	103
Кечин В.А., Choi Sang Won, Kim V. Электрохимические свойства сплавов системы Al – Zn – Mg.....	106
Иванова В.А. Характеристики качества литейного кокса и их влияние на эффективность плавки чугуна.....	113
Любкин А.В., Кечин В.А. Влияние комбинированной обработки расплава на качество сплава АК7ч.....	116
Киреев А.В., Кечин В.А. Оценка влияния газосодержания на основные электрохимические свойства алюминиевых протекторных сплавов.....	120
Киселев С.С., Киселев А.С., Корогодов Ю.Д. Исследование триботехнических свойств композиционного сплава на основе баббита.....	124
Проскунин А.В., Сухоруков Д.В., Шаршин В.Н., Сухорукова Е.В., Кечин В.А. Исследование процесса седиментации в образцах полимерных композиционных материалов на основе литейного компаунда.....	129

Аникеев В.В. Структурная наследственность жаропрочной стали в системе «полунепрерывный электрод – слиток ЭШП».....	132
Киселев А.С., Киселев С.С., Корогодов Ю.Д. Получение и исследование свойств композиционного сплава на основе баббита Б83.....	135
Дадаев Д.Х. Термические эффекты при контактном плавлении в системе свинец – теллур.....	139
Сухорукова Е.В., Шаршин В.Н., Серeda Е.В. Исследование и разработка новых составов оловянных сплавов художественного назначения.....	143
Федулов А.А., Панфилов А.А. Особенности технологии флюсового рафинирования алюминиевых расплавов в условиях ОАО «Зид».....	147
Зобанов О.И., Киреев А.В. Влияние пористости на коррозионные свойства и характеристики отливок из сплава АК12М2.....	150
Костин А.В. Эффективность замены литейного чугуна перепельным в шихте машиностроительного завода.....	154
Картонова Л.В. О проблеме рационального выбора материала...	157
Крестьянинов Д.Е., Кечин В.А. Влияние условий рафинирования сплава АК8М на качество отливок при литье под давлением	161

III. РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Беляев И.В. Современное состояние технологии производства монокристаллических постоянных магнитов.....	164
Батышев А.И., Батышев К.А. Затвердевание стальных кокильных отливок.....	170
Кечин В.А., Шаршин В.Н., Скитович С.В. Ресурсосберегающая технология термофлюсового переплава стружки алюминиевых сплавов.....	173
Поляков С.Ю., Беляев И.В. Совершенствование технологии изготовления отливок из номенклатуры ОАО «Зид».....	179

Леушин И.О., Чистяков Д.Г. О деталях чугуновых стеклоформ с градиентной структурой литья.....	185
Балашов Р.Б., Беляев И.В. Проблемы качества литых заготовок на ОАО «КЭМЗ».....	189
Рабинович А.М. Опыт промышленного применения флюса ФРАМ.02 металлургическими и машиностроительными предприятиями.....	193
Ваченко А.С., Кечин В.А. Влияние способа литья и материала формы на образование пригара на отливках.....	198
Степнов А.А., Беляев И.В. Исследование и получение керамических форм для литейного производства методом плазменного напыления.....	202
Костин А.В. Влияние наследственности на служебные свойства литых заготовок.....	204
Прусов Е.С., Колыгин А.А. Опыт производства литых изделий производственно-технического и культурно-бытового назначения в условиях ООО «Литмаш».....	205
Прусов Е.С., Панфилов А.А. Особенности структурообразования в процессах переработки литых металлокомпозитов.....	208
Герасименко Е.А., Белов В.Д., Коновалов А.Н. Влияние ультразвуковой обработки на структуру сплава BrO10C2H3 в слитках, изготавливаемых методом наполнительного литья.....	212
Мысик Р.К., Брусницын С.В., Сулицин А.В., Ожгихин И.В., Груздева И.А. Влияние технологических параметров непрерывного литья на газонасыщенность расплава меди.....	216
Панкова И.В., Панфилов А.А. Совершенствование технологии изготовления отливок в песчано-глинистых формах в условиях ОАО «Зид» на основе анализа современных способов изготовления форм.....	221
Федулова Е.Н., Панфилов А.А. Выбор и обоснование новых составов формовочных и стержневых смесей в условиях ОАО «Зид».....	225
Сметанина Л.Н., Панфилов А.А. Влияние технологических факторов на качество выжигаемых моделей	227

Масиновский Н.А., Костин А.В. Опыт применения современных модельных составов при литье по выплавляемым моделям в условиях ОАО «Зид».....	229
Куванов В.В., Беляев И.В. Модифицирование плазменных покрытий лазерным излучением.....	231
Чернышев С.Г., Корогодов Ю.Д. Модернизация прокаточной печи СТО-360.....	235
Жокин А.В., Беляев И.В. Брак, вызванный объемным расширением деталей из стали 95Х18 по номенклатуре ОАО «КЭМЗ».....	238
Мамлин А.А., Шаршин В.Н. Применение пенокерамических фильтров при получении отливок из стали методом литья по выплавляемым моделям.....	240
Киселев М.В., Сухоруков Д.В. Технология изготовления биметаллической отливки «колесо червячное» из сплава БрО10 методом заливки во вращающуюся форму	243
Иванова М.С., Картонова Л.В. О причинах возникновения разнотекучности при рекристаллизации медных заготовок.....	246
Батышев К.А., Георгиевский М.Г. Литье с кристаллизацией под давлением и новые типы шестеренных насосов.....	250
Безпалько В.И., Батышев А.И., Батышев К.А. Исследование заполняемости формы при литье с кристаллизацией под давлением цилиндрических отливок.....	254
Фирстов А.П. Дальнейшее применение CO ₂ -процесса.....	258
Филиппов С.Ф., Семенов К.Г., Батышев К.А., Сорокина Е.А. Свойства холоднотвердеющей смеси со связующим М-3.....	262
Кидалов Н.А., Князева А.С., Токарь М.П. Исследование влияния углещелочного реагента на бентонитовые водно-глинистые суспензии и их условную вязкость.....	266
Безруков А.Е., Кечин В.А. Влияние технологических факторов на качество литых заготовок из сплава Х20Н80.....	270
Картонова Л.В., Анисимова Л.Н. Особенности термического упрочнения бериллиевых бронз.....	272

Королев А.Ю., Кечин В.А. Анализ литейных дефектов при производстве отливок по номенклатуре ОАО «КЭМЗ» и методы их устранения.....	275
Зайцева Н.В., Елгаев Н.А. Исследование влияния режимов термообработки нержавеющей стали 4Х17Н2 в вакуумных печах с газонапорным охлаждением на структуру и свойства.....	277
Волков А.Б., Панфилов А.А. Исследование влияния температуры заливаемого металла на образование газовой пористости в отливках при литье по газифицируемым моделям.....	279
Липатов А.А., Костин А.В. Совершенствование технологии изготовления изделий из сплава В95 с применением методов изотермической штамповки и термообработки заготовок.....	282
Олейников И.А., Елгаев Н.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства пружинных сталей и сплавов.....	284
Скрябина Е.М., Костин А.В. Разработка инновационных технологических решений по модернизации участка термической обработки изделий по номенклатуре ОАО «Зид».....	288
Антропова Е.А., Корогодюв Ю.Д. Влияние режимов термической обработки в условиях ОАО «КЭМЗ» на физико-механические свойства заготовок.....	291
Новиков А.В., Постникова О.Г., Кечин В.А. Основные причины образования дефектов при термической обработке металлоизделий из сплавов по номенклатуре ОАО «КЭМЗ».....	297

I. ОБЩИЕ ВОПРОСЫ

О РОЛИ ВЛАДИМИРСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО УНИВЕРСИТЕТА В СТАНОВЛЕНИИ И РАЗВИТИИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА ВЛАДИМИРСКОЙ ОБЛАСТИ

Кечин В.А.

Владимирский государственный университет

им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

В 2013 году кафедра «Литейные процессы и конструкционные материалы» Владимирского государственного университета отмечает 50-летний юбилей подготовки инженерных кадров для нужд литейного производства. Одновременно с развитием университета шло формирование и становление литейной кафедры, отвечающей за подготовку инженеров-литейщиков для предприятий автотранспортной, авиационной, металлообрабатывающей и других отраслей промышленности. На начальном этапе подготовка инженеров была организована в рамках секции литейного производства при кафедре технологии металлов и металловедения, которая в 1970 году была преобразована в самостоятельную выпускающую кафедру «Машины и технология литейного производства». Под руководством председателя секции ЛП и первого заведующего кафедрой М и ТЛП канд. техн. наук, доцента В.Н. Разумова шло формирование коллектива и создание материальной базы кафедры. В этой работе активное участие принимали канд. техн. наук, доцент В.П. Каленов; канд. техн. наук, доцент Г.Ш. Ахметов; канд. техн. наук, доцент Л.К. Шептунов; канд. техн. наук, доцент М.С. Разумова; канд. техн. наук, доцент В.Г. Плясунов и др.

Впоследствии в разные периоды (1970-1974 г.г.) кафедру возглавляли канд. техн. наук, доцент В.П. Каленов; канд. техн. наук, доцент В.Г. Плясунов; докт. техн. наук, профессор Г.С. Ершов. Под их руководством при участии ведущих преподавателей создавались учебные лаборатории, и закладывалась научно-методическая база – основа вузовской подготовки специалистов для нужд литейного про-

изводства. В период с 1974 по 1986 год кафедру возглавлял И.В. Гаврилин. Под его руководством на кафедре было создано научное направление, связанное с изысканиями в области создания литых композиционных материалов. По этому направлению в разные годы защитили кандидатские диссертации выпускники кафедры, а впоследствии ее преподаватели: И.К. Каллиоппин, Ю.А. Леонтьев, Л.А. Рябцева, А.В. Панфилов, Ю.Д. Корогодов, В.Н. Шаршин, В.М. Баландин, Ю.Н. Бакрин. Под руководством заведующего кафедрой В.Ф. Коростелева (1986-1988 г.г.) было продолжено укрепление и развитие материальной базы и дальнейшее развитие научной деятельности. С 1988 по 1996 год кафедру возглавлял ее выпускник А.В. Панфилов. В этот период изыскания в области композиционных материалов получили широкое признание и определили приоритет Владимирской научной школы по этому направлению. С 1996 года по настоящее время кафедру возглавляет доктор технических наук, профессор, заслуженный деятель науки и техники РФ В.А. Кечин. Максимально используя достижения своих предшественников в образовательной и научной сферах, коллектив кафедры эффективно ускоряет свои позиции не только в университете, но и среди родственных кафедр Российских вузов. Подтверждением тому ежегодные рейтинги кафедры по совокупным показателям внутривузовской деятельности.

За полувековой период кафедра неоднократно меняла свое название, исходя решаемых задач и требований времени:

- 1964 – 1970 г.г. – секция литейного производства при кафедре «Технология металлов и металловедения»;
- 1970 – 1986 г.г. – кафедра «Машины и технология литейного производства»;
- 1986 – 1996 г.г. – кафедра «Литейное производство и композиционные материалы»;
- 1996 по настоящее время – кафедра «Литейные процессы и конструкционные материалы»

С изменением названий кафедры неизменным оставалось ее предназначение – подготовка инженерных и научных кадров для нужд литейного производства. В целях реализации этой наиважней-

шей задачи на кафедре постоянно обновляется учебно-научная экспериментальная база и эффективно поддерживается научный рост ее преподавателей. Только за последние 10 лет для лабораторий кафедры приобретены современные установки и научные приборы на сумму более 80 млн. рублей (современные микроскопы, универсальные твердомеры, спектрометр, дифрактометр, дуговая печь постоянного тока и др.). На кафедре имеются две специализированные мультимедийные учебные аудитории и один компьютерный класс. Укрепление материально-технической базы позволяет улучшать качество не только образовательного процесса, но и научной деятельности с расширением ее тематики.

Значительные успехи кафедра имеет в сфере подготовки научных кадров. Наличие аспирантуры и докторантуры, а также диссертационного Совета позволило довести острепенность преподавателей кафедры до 100%. Особенно ценно, что за последние несколько лет кафедра пополнилась молодыми кандидатами наук: Блощицина Ю.В. (научный руководитель проф. Сидоров Е.В.); Сластионов А.А., Панфилов Ал.А., Сухорукова Е.В., Сухоруков Д.В. (научный руководитель проф. Кечин В.А.); Петрунин А.В., Прусков Е.С. (научный руководитель доц. Панфилов А.А.). Немаловажное значение в повышении результативности научной деятельности имеет непосредственное участие всех преподавателей кафедры в выполнении поисковой госбюджетной НИР «Изыскания в области разработки прогрессивных технологических процессов и новых материалов для нужд машиностроения».

Достойная и постоянно обновляемая материально-техническая база в сочетании с высокой научно-педагогической квалификацией ППС кафедры позволяют успешно решать задачи, связанные с уровневой подготовкой специалистов [1]. В настоящее время на кафедре ведется подготовка бакалавров и магистров по литейному профилю в рамках направления 150400 «Металлургия». В этом году осуществлен прием в бакалавриат по профилю литейные технологии в машиностроении в рамках направления 150100 «Материаловедение и технология материалов». В условиях уровневой подготовки по ФГОС-3,

основанном на компетентностном подходе к процессу обучения, кафедра усиливает взаимодействие с бизнес-сообществом [2]. С учетом рекомендаций XI съезда литейщиков России (сентябрь 2013 г., г. Екатеринбург) и 5-го Всероссийского научно-технического совещания «Взаимодействие науки и литейно-металлургического производства» (апрель 2013 г., г. Самара), а также решений УМО по металлургическому и металловедческому образованию (сентябрь 2013 г., г. Владимир) по вопросу целевой подготовки специалистов при отсутствии профессиональных стандартов кафедра последовательно развивает новые инновационные технологии обучения. При этом наиболее эффективной является целевая ориентированная подготовка специалистов с не высшим профильным образованием, работающих на различных должностях в литейных цехах и подразделениях, связанных с литейным производством. К примеру, по программе магистерской подготовки «Прогрессивные литейные технологии изготовления отливок» в рамках направления «Металлургия» предусмотрено выполнение в течение 2-х лет выпускных научно-технологических квалификационных работ по согласованной с предприятиями тематикой [3].

Особо следует выделить набирающую силу систему курсовой подготовки и переподготовки кадров. По программам переподготовки кафедра регулярно организует курсы для специалистов литейного производства, работающих на предприятиях Владимирской области.

Научно-исследовательская работа всегда играла заметную роль в деятельности кафедры. Преподаватели и аспиранты кафедры активно участвуют в работе научных конференций, как в России, так и за рубежом.

На кафедре создана и постоянно развивается научная школа, ведущая исследования в области создания новых технологических процессов и материалов функционального и конструкционного назначения. Научно-технологические изыскания направлены на разработку физико-химических и металлургическо-литейных принципов создания новых материалов (металломатричные композиционные, протекторные, магнитные сплавы) и технологических основ их получения;

изучение строения жидких металлов и сплавов; особенностей их плавления и кристаллизации; разработку ресурсо- и энергосберегающих технологий. Высоких и значимых результатов в научной работе добиваются проф. Кечин В.А., проф. Беляев И.В., доц. Панфилов А.А., доц. Прусов Е.С., доц. Сухоруков Д.В., доц. Сухорукова Е.В.

Основные результаты научной работы ППС кафедры были представлены в декабре 2013 г. на научно-технической конференции «Литые материалы и ресурсосберегающие технологии», посвященной юбилею кафедры.

За 50-летний период коллектив кафедры ЛП и КМ выпустил ~ 1800 специалистов литейного производства; сотрудниками кафедры подготовлено и издано более 180 учебно-методических материалов; издано 18 монографий и опубликовано более 350 научных статей; получено 34 патента и авторских свидетельств; защищено 24 кандидатских и 4 докторских диссертаций.

Коллектив кафедры ЛП и КМ численностью 23 человека, из них 12 ППС (профессора - Кечин В.А., Беляев И.В., Корогодов Ю.Д., доценты – Панфилов А.А., Костин А.В., Прусов Е.С., Сухоруков Д.В., Сухорукова Е.В., Картонова Л.В., Елгаев Н.А., Рабинович А.М., Блощицина Ю.В.), имея четкую программу своего развития, приложит все свои силы, знания и опыт для эффективного решения задач в сфере подготовки конкурентоспособных специалистов и научных кадров для нужд литейного производства.

Литература

1. Кечин В.А. Особенности уровневой подготовки специалистов и роль сертификации их квалификации в повышении статуса практикующего инженера // Литейщик России. – 2011. – № 9. – с. 32-34.
2. Кечин В.А. О проблемах инженерного образования и формах сотрудничества вузов и работодателей в условиях уровневой подготовки специалистов // Литейщик России. – 2013. – № 9. – с. 29-31.

3. Кечин В.А., Саралидзе А.М. Организация уровневой подготовки специалистов и перспективы сотрудничества вузов и работодателей в сфере содействия трудоустройства выпускников. В сб. материалов V Всероссийской научно-технической конференции «Взаимодействие науки и литейно-металлургического производства», г. Самара, СамГТУ, 2013 г.

О СОСТОЯНИИ И ПЕРСПЕКТИВАХ РАЗВИТИЯ РОССИЙСКОГО ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Дибров И.А.

Российская ассоциация литейщиков

Литейное производство России является основной заготовительной базой машиностроительного комплекса и его развитие зависит от темпов развития машиностроения в целом. Перспективы развития литейного производства определяются потребностью в литых заготовках, их динамикой производства, авторитетом литейных технологий и конкурентной способностью среди развитых зарубежных стран.

В 2011 г. в мире было произведено 98,6 млн. тонн отливок из черных и цветных сплавов, в том числе в России 4,3 млн. тонн, что составляет 4,36%. Лидирующее место в производстве отливок занимает Китай, который сегодня производит около половины мирового выпуска литых заготовок. Россия занимает 6-е место после Китая, США, Индии, Германии и Японии.

Выпуск литья в странах BRICS в 2011 г. составил 59,49 млн. тонн, что составляет 60% мирового производства. Россия среди стран BRICS занимает третье место и производит 8,22% от выпуска литья этими странами.

Литейное производство в России занимает лидирующее положение среди таких заготовительных баз машиностроения, как сварка и кузница. Коэффициент использования металла (от 75 до 95%), технологическая возможность получения сложных по конфигурации и

геометрии литых заготовок со сложными поднутрениями и внутренними полостями позволит и в дальнейшем сохранить литейному производству свое ведущее положение среди заготовительных производств. С другой стороны, литейное производство является наиболее наукоемким, энергоемким и материалоемким производством. Для производства 1 тонны отливок требуется переплавка 1,2-1,7 тонн металлических шихтовых материалов, ферросплавов и флюсов, переработка и подготовка 3-5 тонн формовочных песков (при литье в песчано-глинистые формы), 3-4 кг связующих материалов (при литье в формы из ХТС) и красок. В себестоимости литья энергетические затраты и топливо составляют 50-60%, стоимость материалов 30-35%.

Динамика производства отливок в России с 1990 по 2012 гг. приведена **на рис. 3**. Наиболее высокие объемы производства отливок были в 1985 г. и составляли 18,5 млн. тонн. После этого начался резкий спад производства, связанный с нарушением общих принципов кооперации машиностроительной продукции между республиками СССР, приватизацией и ликвидацией предприятий. Только в Москве закрылись около 20 предприятий, в том числе АМО “ЗИЛ”, заводы “Станколит”, “Динамо”, завод им. Войкова, на которых производили около 500 тыс. тонн литья. С 2001 по 2008 гг. производство отливок стабилизировалось на уровне 7 млн. тонн. В дальнейшем спад производства отливок связан с экономическим кризисом, сокращением квалифицированных кадров, в первую очередь, пенсионеров, закрытием предприятий. В последние годы производство отливок из черных и цветных сплавов стабилизировалось на уровне 4,2 - 4,4 млн. тонн.

Общее число литейных предприятий в России составляет около 1250, которые производят отливки, оборудование, сопутствующие материалы. Выпуск отливок на одного работающего в 2012 г. составил около 14,3 тонн в год. В литейном производстве машиностроения и металлургии (по экспертной оценке) занято около 300 тыс. человек, в том числе 90% рабочих, 9,8% инженерных и 0,2% научных работников.

Основное количество литейных предприятий в России (78%) составляют небольшие литейные цехи с объемом выпуска до 5000 тонн

литься в год. Данные по мощностям, объемам выпуска и числу работающих в литейных цехах, по имеющимся у ассоциации сведениям, приведен в табл. 1.

Таблица 1. Анализ состояния производств России по мощностям, объемам выпуска и числу работающих

№ п/п	Объем выпуска отливок (тонн в год)	Кол-во работающих	Кол-во предприятий	% к общему количеству	Примечания
1	50000-100000	2000-3000	12	1	Литейные цехи автозаводов, энергомашиностроения, оборонный комплекс
2	10000-50000	500-2000	84	6,7	Литейные цехи крупных машиностроительных заводов
3	5000-10000	200-500	180	14,4	Цехи машиностроительных заводов и отдельные цехи
4	1000-5000	50-200	430	34,4	Цехи машиностроительных предприятий
5	Менее 1000	50-100	544	43,5	Мелкие цехи различного назначения

По технологическим процессам производство отливок распределяется следующим образом:

- литье в сырые песчано-глинистые формы – 46,0%;
- литье в разовые формы из ХТС – 32,0%;
- литье в кокиль – 5,0%;
- литье под давлением – 8,0%;
- центробежное литье – 5,0%;
- литье в оболочковые формы – 0,5%;
- литье по выплавляемым моделям – 1,5%;
- литье по газифицируемым моделям – 0,8%;

- непрерывное литье – 0,8%;
- другие технологии литья – 0,4%,

78 % отливок производятся на механизированных линиях и машинах и вручную. Уровень автоматизации и механизации литейного производства России представлен в табл. 2.

Таблица 2. Уровень автоматизации и механизации литейного производства

Тип оборудования	Производство
На автоматических и полуавтоматических линиях	22
На механизированных линиях и машинах	66
Вручную	12

В настоящее время экспорт отливок составляет около 30 тыс. тонн в год в такие страны, как Германия, Англия, Франция, Израиль, Швеция, Норвегия, Финляндия, импорт составляет около 70 тыс. тонн.

В 2012 г. импорт оборудования, запасных частей и приспособлений для литейного и смежных производств из всех стран мира составил около 705 млн. дол. США. Динамика импорта литейного оборудования из всех стран мира с 2007 по 2012 гг. (млн. долл. США) представлена в табл. 3.

Таблица 3. Динамика импорта литейного оборудования с 2007 по 2012 гг.

2007	2008	2009	2010	2011	2012
833,1	948,1	632,2	499,15	676,24	1081,5

Наиболее высокие объемы поставок литейного оборудования в Россию из всех стран мира до 2012 г. были в 2008 г., но в 2012 г. объем поставок оборудования вырос и составил более 1 млрд. дол. США. Поставки только литейного оборудования составляют 720 млн. дол. США, на остальные 259,5 млн. дол. США в Россию поставлены отливки, изложницы, поддоны, различные приспособления и приборы, в

том числе для литейных цехов металлургического производства. Поставки литейного оборудования из ведущих стран мира за три последних года (2010-2012 гг.) представлены в табл. 4 (млн. долл. США).

Таблица 4. Поставки литейного оборудования из ведущих стран мира за 2010-2012 гг.

№ п/п	Страна	Поставки литейного оборудования за три года (млн. долл. США)
1	Германия	521,96
2	Италия	246,29
3	Китай	175,73
4	США	83,41
5	Великобритания	48,2
6	Турция	39,4
7	Франция	31,91

Из табл. 4 видно, что литейное оборудование в основном поставляется из Германии и Италии. В целом, из зарубежных стран закупается 72% литейного оборудования. Поэтому производство отливок для изготовления отечественного оборудования сокращается.

Внедрение перспективных технологий

Плавка и выпечная обработка сплавов является первичным и ответственным технологическим переделом, который обеспечивает литейные, прочностные и эксплуатационные характеристики сплава.

Для получения чугуна и стали перспективными являются технологические процессы плавки в индукционных и дуговых электропечах, обеспечивающих стабильно заданный химический состав и температуру нагрева расплава для проведения эффективной выпечной обработки.

Для выплавки литейных сплавов перспективными являются:

Для плавки чугуна:

- Индукционные тигельные печи средней частоты емкостью до 10-15 тонн. Такие печи производят отечественные фирмы: ООО «РЭЛТЕК», Екатеринбург, ОАО «Электротерм-93», г. Саратов, ОАО «Новозыбковский завод электротермического оборудования», ООО «Курай», г. Уфа, ЗАО НПП «Институт Электротехнологий», Екатеринбург, ООО «СОДРУЖЕСТВО» и другие, а также иностранные фирмы АВР, Юнкер (Германия), «Индукто-терм», «Аякс» (США), «ЭГЕС», Турция, которые нашли наиболее широкое распространение в России;
- Дуговые печи постоянного тока производства ОАО «Сиб-электро-терм», г. Новосибирск, ООО «НТФ «ЭКТА», Москва, ООО «НТФ «Ком-терм», Москва.

Для выплавки чугуна более технологически гибкими являются индукционные тигельные печи средней частоты.

К сожалению, в последние годы не проводятся работы по совершенствованию технологии ваграночной плавки чугуна, которая в ряде случаев незаменима в условиях массового производства ограниченного количества марок чугуна. Нет, и ранее не было, в России серийного производства вагранок. В связи с этим все работающие вагранки изготовлены кустарным способом без подогрева дутья и качественной очистки отходящих газов от пыли и вредных составляющих. Газовые вагранки не нашли должного распространения в нашей стране вследствие отсутствия ее надежной конструкции и применяются лишь для получения низких марок чугуна.

Производство отливок из различных типов чугуна в 2012 г. представлено в табл. 5.

Таблица 5. Производство отливок из чугуна в 2012 г.

Тип чугуна	Производство отливок, тыс. тонн / %
Всего из чугуна	2960/100
в том числе:	
из серого чугуна	1780/60
из высокопрочного чугуна	900/31
из специальных легированных чугунов	280/9

Увеличение объемов выплавки в индукционных печах чугуна с низким содержанием серы позволило повысить производство отливок из высокопрочного чугуна с шаровидной и вермикулярной формой графита. В период с 2006 по 2012 гг. выпуск отливок из высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита вырос на 12 % (рис. 6) за счет снижения производства отливок из серого и специального чугунов и стали.

Для плавки стали:

- Дуговые электропечи переменного и постоянного тока, индукционные печи средней и повышенной частоты.

Производство отливок из различных типов стали в 2012 г. представлено в табл. 6.

Таблица 6. Производство отливок из стали

Тип стали	Производство
Всего из стали	640/100
в том числе:	
из углеродистой стали	420/66
из легированной стали	220/34

Для плавки цветных сплавов:

- Электрические индукционные, дуговые и печи сопротивления, газовые и мазутные печи.

Производство отливок из цветных сплавов в 2012 г. представлено в табл. 7.

Таблица 7. Производство отливок из цветных сплавов

Тип сплава	Производство
Всего из цветных сплавов	400/100
в том числе:	
из алюминиевых сплавов	308/77
из магниевых сплавов	16/4
из медных сплавов	60/15
из цинковых сплавов	8/2
из других сплавов	8/2

В последние годы наблюдался рост производства отливок из алюминиевых и магниевых сплавов, которые в ряде случаев заменяют чугунные и стальные отливки.

Применяя современные методы обработки (рафинирование, модифицирование, микролегирование, дегазацию) и новые технологические процессы (тикс- и реолитые, непрерывные способы литья с магнитодинамическими способами перемешивания кристаллизующихся расплавов), совмещая способы литья и прокатки, можно получать высокие прочностные характеристики металла на уровне 450-500 МПа.

Производство фасонных отливок в России из алюминиевых сплавов различными методами литья:

- всеми способами – 160 тыс. тонн,
- в том числе:
- литьем под высоким давлением – 46%;
 - литьем под низким давлением – 32%;
 - литьем в кокиль – 8%;
 - литьем в землю – 14%.

В настоящее время в литейных цехах России сохранились производственные мощности для производства фасонных отливок из алюминиевых сплавов на уровне 500 тыс. т/год. В 380 литейных цехах установлено около 9 тыс. машин литья под давлением и около 3,5 тыс. кокильных машин и станков.

Перспективные технологии изготовления литейных форм и стержней

Развитие процессов изготовления литейных форм на базе песчаных и песчано-глинистых смесей идет по нескольким направлениям. Основными из них являются методы динамического уплотнения, усовершенствование процессов изготовления опочных и безопочных форм из ХТС на базе современных связующих материалов и стабилизаторов, вакуумно-пленочная формовка, литье по газифицируемым моделям и др.

Прогрессивным является технологический процесс изготовления опочных и безопочных форм и стержней на базе холоднотвердеющих смесей.

В настоящее время развитие производства высококачественных отливок на базе современных технологических процессов в различных отраслях машиностроения осуществляется неравномерно. Наиболее высокие объемы производства отливок наблюдаются в транспортном (автомобильном, железнодорожном и коммунальном) машиностроении, тяжелом и энергетическом машиностроении и оборонной промышленности.

Анализ динамики производства отливок и отечественного литейного оборудования за последние 10 лет не позволяет определить перспективы развития литейного производства на ближайшие годы. Увеличение объемов производства отливок из черных и цветных сплавов не предвидится, так как продолжается политика и практика закупки машиностроительной продукции за рубежом. Также продолжается тенденция увеличения закупок литья за рубежом. Потребность отечественной промышленности в литых заготовках снижается. Литые заготовки не конкурентоспособны на мировом рынке, по причине их высокой себестоимости и по показателю «цена - качество» мы уступаем развитым зарубежным странам.

Новые литейные технологии в последние годы не разрабатываются, так как 10 научно-исследовательских институтов, занимавшихся литейным производством, ликвидированы системой приватизации. Научными исследованиями занимаются только литейные кафедры ВУЗов, основной задачей которых является подготовка молодых специалистов. Основное количество кафедр не оснащено современными приборами и оборудованием. Координация научной деятельности в России отсутствует. Количество научных работников за последние 15 лет сократилось с 8 до 0,2% от всех работающих в литейном производстве. Нарушена связь науки с производством, отраслевая наука отсутствует.

В существующих условиях для дальнейшего развития литейного производства, реконструкции старых литейных цехов и строительства

новых на базе новых технологических процессов и современного экологически чистого оборудования большую роль играет информационная деятельность, которую проводит Российская ассоциация литейщиков. Ассоциация регулярно организует научно-технические специализированные конференции, один раз в 2 года проводится Съезд литейщиков и выставка с участием зарубежных специалистов, кроме того, организует поездки специалистов на международные выставки по литейному производству и литейные заводы зарубежных стран с целью ознакомления с инновационными техническими решениями и обмена опытом. Выпускает ежемесячно научно-технический журнал «Литейщик России».

Необходимо отметить, что наряду со стабилизацией объемов производства отливок в последние 4 года качество литья значительно повысилось, увеличилась размерная точность и, соответственно, уменьшилась их масса, повысились прочностные и эксплуатационные характеристики, улучшился товарный вид.

Значительно улучшилась технологическая оснащенность ряда предприятий, за последние 15 лет около 350 предприятий провели реконструкцию, которая сдерживается отсутствием оборотных средств на многих предприятиях.

МЕСТО ИННОВАЦИОННОГО ПОТЕНЦИАЛА В ДЕЯТЕЛЬНОСТИ ПРЕДПРИЯТИЙ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Фильберт Л.В.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Анализ конкретных функций менеджмента показывает, что они могут быть сгруппированы по своему глубинному содержанию в несколько так называемых *базовых (коренных) функций*. Представляется, что функциональная структура инновационного бизнеса, построенная на семи базовых (коренных) функционалах, способна, при

соответствующем их наполнении и поддержании, обеспечить устойчивое финансовое состояние предприятия [1]. Словосочетание **функционал бизнеса** принято для обозначения системного образования сформированного для выполнения соответствующей базовой (коренной) функции бизнеса. На рис.1 представлена предлагаемая структура, функционалы которой выстроены в последовательности их взаимосвязи друг с другом.

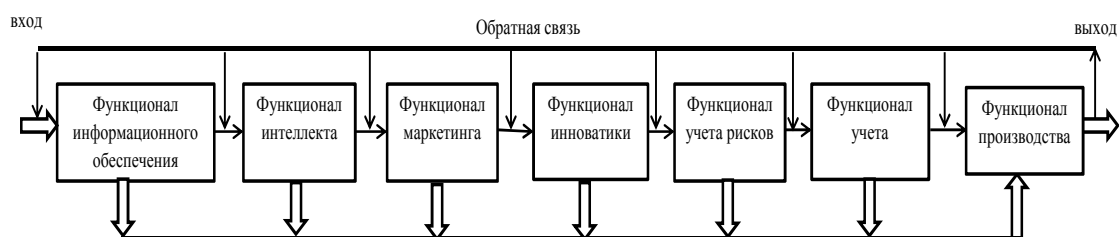


Рис.1. Базовая функциональная структура инновационного бизнеса

Общепринятая практика рассмотрения проблем управления предприятием в целом и каждым из функционалов в частности, выработала однотипную структуру управления этими системами. Она рассматривается как совокупность пяти подсистем – подсистемы научного сопровождения, управляющей и управляемой подсистем, а также обеспечивающей и целевой. Обязательными составляющими при этом являются внешнее воздействие на систему, вход и выход системы, наличие обратной связи между ними [1].

Очевидно, что ни один из функционалов бизнеса, предшествующих функционалу производства, не может иметь на выходе своей системы готовую продукцию, соответствующую миссии предприятия.

В свете представленной на рис.1 функциональной структуры бизнеса, лишь *выход функционала производства* и *выход предприятия как системного образования в целом* отвечают этому требованию.

Отметим, что в инновационной деятельности предприятий особое значение приобретает взаимосвязь функционалов маркетинга и

инноватики. Эффективность инновационной деятельности предопределяется в первую очередь тем, насколько внедряемые инновации сочетаются с маркетинговой стратегией предприятия. Очевидно, например, что предприятия, оперирующие на индустриальных рынках, куда можно отнести и рынок литых заготовок, в подавляющем большинстве случаев реализуют маркетинговую стратегию совершенствования производства, и, следовательно, внедряют процессные инновации. Предприятия, оперирующие на потребительских рынках, чаще реализуют маркетинговую стратегию совершенствования товара, и, следовательно, внедряют продуктовые инновации.

Характерной особенностью функционалов маркетинга и инноватики является наличие в их понятийном аппарате схожих категорий – потенциала маркетинга и инновационного потенциала. В обоих случаях потенциалы являются основой управляемых подсистем соответствующих функционалов. *При этом наличие больших или меньших потенциалов маркетинга и инноватики не гарантирует эффективности маркетинговой и инновационной деятельности.* Можно привести примеры больших затрат на маркетинговые исследования рынка, приобретение баз данных по клиентам и конкурентам, т.е. увеличение потенциала маркетинга, сопровождающиеся принятием абсолютно неэффективных маркетинговых решений. То же по инновационному потенциалу. Например, приобретение лицензии на выпуск нового продукта (увеличение инновационного потенциала), может заканчиваться неэффективным ее использованием.

Таким образом, динамика маркетингового и инновационного потенциалов не может в полной мере характеризовать результативность маркетинговой и инновационной деятельности предприятий в целом, поскольку они являются лишь *управляемыми подсистемами соответствующих функционалов.*

Только все семь базовых (коренных) функционалов бизнеса в совокупности предопределяют требуемый выход конечного продукта.

Итак, **инновационный потенциал** предприятия следует считать основной составляющей подсистемы управления **функционалом ин-**

новатики. Что касается системы управления инновационной деятельностью предприятия в целом, то управляемой подсистемой следует считать совокупность всех базовых (коренных) функционалов бизнеса, а выходом - инновационный продукт (товар), или изменения в результатах производственной деятельности предприятия, приносимые другими типами инноваций.

Широко распространенное мнение, что эффективность инновационной деятельности предопределяется инновационным потенциалом предприятия, является как минимум некорректным.

Литература

1. Дмитриев Ю.А., Иваницкая А.Е., Шустров Л.И. Менеджмент развития инновационной деятельности на предприятиях в условиях модернизации экономики. Монография. – Владимир: Владимирское книжное издательство «Собор», 2013. – 172 с.

САМОСТОЯТЕЛЬНАЯ РАБОТА СТУДЕНТОВ И КОМПЬЮТЕРНЫЙ КОНТРОЛЬ ИХ ЗНАНИЙ ДЛЯ ДИСЦИПЛИН ПО ЛИТЕЙНОМУ ПРОИЗВОДСТВУ

Смолькин А.А., Батышев К.А., Батышев А.И.

Государственный университет машиностроения (МАМИ)

В настоящее время особая роль для формирования знаний, умений и навыков в соответствии с компетенциями, приводимыми в учебном плане для каждой учебной дисциплины остается за лекциями. При сокращении лекционных часов на учебные дисциплины по литейному производству необходимо максимально кратко и содержательно изложить программный материал; дать студентам современные, целостные, взаимосвязанные знания, уровень которых определяется целевой установкой к каждой конкретной теме; воспитывать у студентов профессионально-деловые качества, любовь к предмету и развивать у них самостоятельное творческое мышление; быть доказательной и аргументированной, содержать достаточное количество яр-

ких и убедительных примеров, фактов, обоснований, иметь четко выраженную связь с практикой; находиться на современном уровне развития науки и техники, содержать прогноз их развития на ближайшие годы и давать направление для самостоятельной работы.

С целью повышения эффективности проведения лекций и своевременного изучения их студентами в МГОУ им. В.С. Черномырдина практикуются экспресс-опросы студентов и проведение письменных контрольных работ по наиболее важным темам учебной дисциплины. Так, перед началом изучения дисциплины на вводной лекции лектор знакомит студентов с основными условиями данной методики, которая заключается в следующем. После каждой лекции студент обязан изучить материал по конспекту лекции и рекомендуемой основной и дополнительной литературе. По материалам прочитанной лекции студент формулирует и записывает в конспект 10 (десять) наиболее важных с его точки зрения вопросов. На следующей лекции лектор проверяет все ли студенты самостоятельно подготовили их и делает соответствующую отметку в журнале преподавателя тех студентов, кто не выполнил этот вид работы. Студенты, не подготовившие вопросы по лекции, назначаются на отработку в дополнительное время. Для студентов, подготовивших вопросы по предыдущей лекции, проводится экспресс-опрос: в начале лекции взамен повтора преподавателем материала предшествующей лекции в течение 5...6 минут осуществляется устный опрос. Лектор выборочно называет номер вопроса и фамилию студента. Студент зачитывает вслух вопрос из своего конспекта, а преподаватель называет фамилию студента, который должен на этот вопрос ответить - по результатам устного ответа ставится соответствующая оценка ответившему студенту. Отвечать может и студент, составивший вопрос. По окончании экспресс-контроля лектор подводит итоги СРС по освоению материала предыдущей лекции и ставит задачу по дальнейшему освоению лекционного материала.

Подобные подготовительные работы побуждают студентов к более глубокому ознакомлению с новым материалом, студент свободнее овладевает терминами и определениями по конкретной дисциплине и уверенно чувствуют себя на следующих лекциях. После

прочтения особенно важных лекций практикуется проведение письменных контрольных работ, о проведении которых студенты информируются заблаговременно. Например, бакалавры и магистры по направлениям «Металлургия» и др. должны свободно ориентироваться в фазах и структурных составляющих железоуглеродистых сплавов - сталях и чугунах. Это возможно лишь при условии знания и понимания ими диаграммы состояния «железо – цементит» («железо – графит»). С этой целью в соответствии с рабочей программой учебной дисциплины «Материаловедение» или «Материаловедение и технология конструкционных материалов» предварительно изучается раздел «Диаграммы состояния двойных сплавов», устанавливается связь этих диаграмм с диаграммой железоуглеродистых сплавов и дается задача на самостоятельное и творческое осмысление последней. После прочтения этой диаграммы, отводится 5...7 дней на самостоятельную работу по ее изучению и назначается время проведения письменной контрольной работы. Обычно она проводится в течение 20...25 мин в начале следующей лекции и после проведения лабораторной работы «Микроструктурный анализ сталей и чугунов».

Если студент правильно воспроизводит на память эту диаграмму, указывает все области фаз и структурных составляющих, температуры превращений, концентрации углерода, излагает изученный материал, дает правильные определения структурных составляющих, обнаруживает понимание материала, может обосновать свои суждения, применить знания на практике, письменная контрольная работа считается выполненной, а студент помнит эту диаграмму в течение многих лет, что необходимо, в первую очередь, для последующей его профессиональной деятельности и успешного тестирования при проверке остаточных знаний студентов, во второй.

Подобная активная самостоятельная работа студентов возможна только при наличии серьезной и устойчивой мотивации. Самый сильный мотивирующий фактор – подготовка к дальнейшей эффективной профессиональной деятельности и использование в учебном процессе инновационных методов обучения и контроля знаний студентов.

В последние годы все большее применение в учебном процессе получают новые информационные технологии; автоматизированные обучающие и обучающе-контролирующие системы, которые позволяют студенту самостоятельно изучать ту или иную дисциплину и одновременно контролировать уровень усвоения учебного материала. Решение данной проблемы невозможно без применения автоматизированного тестового контроля, когда материал учебной дисциплины переводится в тестовые задания, разрабатывается программа автоматизированного тестового контроля, студент отвечает на задания, которые компьютер выдает из всех разделов дисциплины методом случайной выборки. Основной проблемой является умение преподавателя выбрать ту форму тестового задания, которая наиболее полно и точно выражает содержание учебного материала и объективно его оценивает.

Тестовые задания составлены по четырем формам: 1) закрытая, когда предлагается несколько вариантов готовых утверждений (ответов), из которых нужно выбрать одно, являющееся истинным, или несколько правильных; 2) открытая, когда формулируется утверждение и в конце ставится пробел, в который тестируемый записывает ответ; 3) широко употребляемой формой является задание на соответствие, когда устанавливается соответствие элементов одного множества элементам другого. 4) установление правильной последовательности тех или иных действий, операций и др.

Использование компьютерного тестирования при выборе одного правильного ответа из нескольких предложенных позволяет широко использовать иллюстративный материал. Например: на рис. 1. представлена принципиальная схема плавильного агрегата. Из предложенных пяти ответов надо указать правильный.

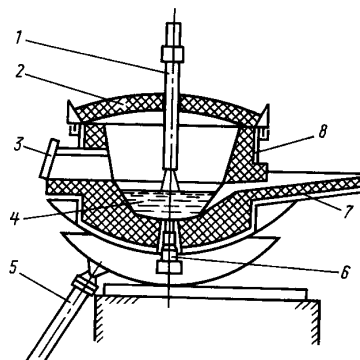


Рис. 1. Принципиальная схема плавильного агрегата

- 1) электрическая дуговая трехфазная печь
- 2) индукционная печь
- 3) печь сопротивления
- 4) дуговая печь постоянного тока
- 5) мартеновская печь

Выбранный номер ответа вводится студентом в компьютер и в случае, если ответ правильный, он получает плюс, при неправильном ответе – минус.

По дисциплинам литейного производства не всегда представляется возможным составление задания с одним правильным ответом. В этом случае рекомендуется несколько правильных ответов наряду с не правильными. Однако перед тестовым заданием должна быть обязательно инструкция типа: «выбрать правильные».

Например, по тексту в учебнике *"Продуктами доменного процесса являются передельные чугуны, литейные чугуны и ферросплавы"* - можно сформулировать тестовое задание:

«Продуктами доменного процесса являются»: (выбрать правильные)

1. Углеродистые стали. 2. Легированные стали. 3. Передельные чугуны. 4. Литейные чугуны. 5. Латуни. 6. Ферросплавы

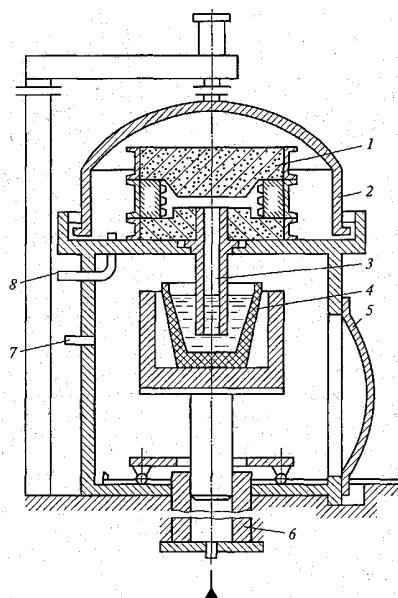
За каждый правильный ответ студент получает плюс, за неправильный - минус.

Более трудной формой задания являются тестовые задания открытой формы. В этом случае никаких подсказок студенту не даётся, т.е. готовые ответы не приводятся, тестируемый должен сам вписать недостающее слово. Например, в утверждении: *«для изготовления*

стержней служит стержневой» недостающее слово «**ящик**» студент вводит с клавиатуры ЭВМ; «*Металлическая рамка, служащая для удержания смеси, называется*» (**опокой**) и т.д.

Пользуясь *третьей* формой, можно проверять знания схем различных механизмов и машин, диаграмм состояния, графиков, чертежей и т.д. Задания в этой форме начинаются с обязательной инструкции: «Установите соответствие...» между позициями двух колонок значений. Соотношение компонентов в левом и правом рядах должно отличаться в 1,5...2 раза для снижения вероятности угадывания.

Например, даётся тестовое задание на соответствие. Установите соответствие основных частей установки для вакуумно-компрессионного литья (рис. 2; поз. 1-9) их названиям (а-л):



- а) прессовая колодка;
- б) форма;
- в) стальной колпак;
- г) диффузор;
- д) металлопровод;
- е) дополнительная рамка;
- ж) тигель с расплавом;
- з) крышка нижней камеры;
- и) гидроцилиндр подъема тигля с расплавом;
- к) трубопровод пневмосистемы установки;
- л) модельная плита.

Рис. 2. Тестовое задание на соответствие

Студент устанавливает логическое соответствие отдельных значений левого и правого рядов, вводит в компьютер соответствующие коды ответов, например, 1б, 2в, 3д, и т.д. после чего компьютерная программа подсчитывает число правильных ответов (плюсов) и неправильных (нет ответа, минусов). На этом тестовом задании хорошо

подготовленный студент может получить сразу 8 плюсов (100 % *успешности* ответа). При меньшем числе правильных ответов успешность находится в пределах от 100 до 0 %.

Задания четвертой формы позволяют не только проверить знания, умения, навыки по установлению правильной последовательности различных действий, операций, расчетов, но и формировать последние в учебном процессе. Формирование алгоритмов правильной и эффективной деятельности особенно необходимо на заключительной стадии изучения дисциплины и в целом профессиональной подготовки на выпускающих кафедрах.

Пример: Установить правильную последовательность операций получения оболочковых полуформ.

1. Снятие с подмодельной плиты оболочковой полуформы;
2. Закрепление полумоделей на модельной плите;
3. Отверждение оболочки при температуре 280 – 320 °С;
4. Нагрев полумоделей до 200 – 250 °С;
5. Образование оболочки;
6. Заполнение надмодельного пространства горячезастывающей смесью.

Компьютерная программа позволяет при данной форме задания оценить каждое правильное действие плюсом, неправильное – минусом. Например, дан ответ: 2>4>6>5>3>1; за каждый правильный переход (напр., 4>6) испытуемый получает плюс, максимально плюсов - 5.

Для системы тестирования с применением тестов "нового поколения" в МГОУ разработана своя технология. К её достоинствам следует отнести то, что реализующее её программное обеспечение может функционировать на любом компьютере, имеющем в составе программного обеспечения пакет Microsoft Office.

Успешность работы тестируемого оценивается коэффициентом успешности K , который может иметь значения от 100% до 0% и переводится в общепринятую четырехбалльную систему для заполнения экзаменационной ведомости следующим образом:

100 - 85 % - отлично;
84 - 70 % - хорошо;
69 - 40 % - удовлетворительно;
39 % и менее - неудовлетворительно.

Таким образом, активизация самостоятельной работы студентов на всех этапах учебного процесса и компьютерное тестирование являются тем инструментарием, которое позволит решать вопросы повышения качества подготовки бакалавров и магистров по специальным дисциплинам и обеспечит непрерывный мониторинг образовательного процесса в вузе.

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОИЗВОДСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ В КИТАЙСКОЙ НАРОДНОЙ РЕСПУБЛИКЕ

Прусов Е.С., Чжань Жэньцзе
*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Китайская экономика является основным стимулятором роста мирового рынка цинка. За период с 2004 по 2012 год потребление цинка в Китае увеличилось более чем в два раза до 5,6 млн. тонн при сохранении среднегодового темпа роста около 10%. Ожидаемый рост потребления цинка и цинковых сплавов в Китае в ближайшие годы будет обусловлен в основном инвестициями в инфраструктуру в центральных и западных провинциях и дальнейшим ростом спроса на цинк в автомобильной и машиностроительной отраслях, а также в секторе производства бытовой техники. Доля Китая в мировом объеме потребления цинка в настоящее время составляет около 45%.

Китай является мировым лидером по добыче цинковых руд, с большим отставанием за ним следуют Австралия, Перу и Канада. По природным запасам цинковых руд Китай занимает второе место в мире (17,2% от общего количества мировых запасов), уступая только Австралии (22,4%). По данным US Geological Survey, в 2012 году за-

пасы на месторождениях цинка в Китае составляли 43 млн. тонн [1]. Распределение объемов добытого цинка по странам мира в 2008-2012 гг. представлено в табл. 1.

Таблица 1. Добыча цинка в мире, тыс. тонн [2]

год	2008	2009	2010	2011	2012
Австралия	1519.0	1290.0	1479.0	1520.0	1490.0
Боливия	383.6	430.9	411.4	427.0	430.0
Канада	750.5	698.9	648.9	612.0	640.0
Китай	3340.0	3330.0	3700.0	4310.0	4600.0
Индия	613.6	695.0	700.0	710.0	690.0
Ирландия	398.2	385.7	342.4	340.0	345.0
Казахстан	469.0	485.0	500.0	495.0	420.0
Мексика	397.3	384.5	518.4	632.0	630.0
Перу	1602.6	1509.1	1470.5	1260.0	1270.0
Россия	204.0	225.0	269.0	290.0	290.0
США	778.0	736.0	748.0	769.0	748.0
Прочие страны	1244.2	1229.9	1212.4	1435.0	1447.0
Всего	11700.0	11400.0	12000.0	12800.0	13000.0

Более половины производимого в Китае цинка используется в качестве гальванических покрытий для защиты стальных конструкций от коррозии. Остальная часть идет на полуфабрикаты, в химическую промышленность и на литейные цинковые сплавы.

Ведущими производителями цинковых литейных сплавов являются такие компании, как Zhuzhou Smelter Group Co., Liaoning Huludao Zinc, Shenzhen Zhongjin Lingnan Nonfemet Co. Заводы по выплавке цинковых сплавов расположены главным образом в провинциях Чжэцзян, Гуандун, Фуцзянь, Шанхай и Шаньдун. Китайская про-

мышленность сейчас выпускает 16 основных марок литейных цинковых сплавов (табл. 2).

Таблица 2. Химический состав основных марок литейных цинковых сплавов, выплавляемых в Китае

	Al	Cu	Mg	Zn	Fe	Pb	Cd	Ti	Si
ZZnAlD4A	3.9-4.3	-	0.03-0.06	осн.	<0.03	<0.003	<0.003	<0.001	-
ZZnAlD4	3.9-4.3	-	0.03-0.06	осн.	<0.1	<0.005	<0.003	<0.002	-
ZZnAlD4-0,1	3.9-4.3	0.1-0.15	0.05-0.1	осн.	<0.1	<0.005	<0.003	<0.003	-
ZZnAlD4-0,5	3.9-4.3	0.5-0.9	0.08-0.15	осн.	<0.1	<0.015	<0.01	<0.005	-
ZZnAlD4-1A	3.9-4.3	0.5-1.25	0.03-0.06	осн.	<0.03	<0.003	<0.003	<0.001	-
ZZnAlD4-1	3.9-4.3	0.5-1.25	0.03-0.06	осн.	<0.1	<0.005	<0.003	<0.002	-
ZZnAlD4-3A	3.9-4.3	2.5-3.5	0.03-0.06	осн.	<0.05	<0.003	<0.003	<0.001	-
ZZnAlD4-3	3.9-4.3	2.5-3.5	0.03-0.06	осн.	<0.1	<0.005	<0.003	<0.002	-
ZZnAlD5-1	4.5-6.0	0.8-1.8	0.02-0.05	осн.	<0.1	<0.03	<0.005	<0.005	-
ZZnAlD5-5-1	4.5-5.5	1.5-5.5	-	осн.	<0.1	0.5-1.5	<0.015	<0.002	-
ZZnAlD6-1	6.5-7.5	3.5-1.5	0.03-0.06	осн.	<0.2	<0.007	<0.005	<0.005	-
ZZnAlD9-1.5	9.0-11.0	1.0-2.0	0.03-0.06	осн.	<0.1	<0.02	<0.015	<0.01	<0.03
ZZnAlD10-	9.0-	0.6-	0.02-	осн.	<0.1	<0.03	<0.02	<0.01	-

1	11.0	1.0	0.05						
ZZnA1D10-2	9.0-12.0	1.5-2.5	0.03-0.06	осн.	<0.2	<0.03	<0.02	<0.01	-
ZZnA1D10-5	9.0-12.0	4.0-5.5	0.03-0.06	осн.	<0.1	<0.02	<0.015	<0.001	<0.03
ZZnA1D11-1	10.5-11.5	0.5-1.25	0.015-0.03	осн.	<0.075	<0.004	<0.003	<0.002	-

Цинковая промышленность Китая в последние годы набирает быстрые темпы развития. Динамика роста производственных мощностей по выплавке цинка и выпуску цинковой продукции в Китае с прогнозом до 2015 г. показана на рис. 1.

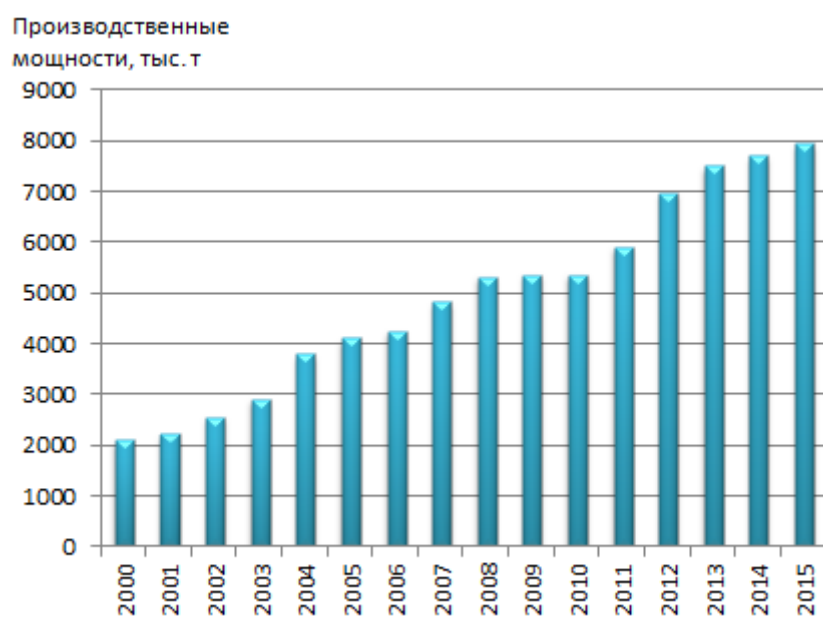


Рис. 1. Развитие производственных мощностей по выплавке цинка и выпуску цинковой продукции в Китае в 2000-2015 гг. [3]

Наряду с постоянным ростом объемов добычи цинковых руд и производства первичного цинка, в Китае активно растет уровень переработки цинксодержащих отходов и металлического лома.

Основными импортерами китайского цинка являются Южная Корея и страны Юго-Восточной Азии, такие как Индия, Бангладеш,

Сингапур, Вьетнам, Филиппины и др. Несмотря на существенный рост производства цинка, вплоть до 2013 года отмечается устойчивая тенденция к сокращению экспорта цинка и цинковых сплавов. В связи с возрастающими потребностями внутреннего рынка Китай активно импортирует цинковую руду и концентрат, главным образом из Австралии и Перу [4, 5].

В целом, рынок цинка и его сплавов в Китае постоянно расширяется во всех сегментах применения (цинкование, производство сплавов для гравитационного литья и литья под давлением, производство латуней и др.). Анализируя тенденции последних лет, можно констатировать, что в ближайшие годы Китай сохранит лидерские позиции в области добычи цинковых руд, производства первичного цинка и сплавов на его основе.

Список литературы

1. Мировой рынок цинка. <http://www.cmmarket.ru>.
2. United States Geological Survey (USGS). <http://www.usgs.gov>.
3. Chinese Zinc Quarterly / Beijing Antaika Information Development Co., Ltd.: report. – 2011. – 35 p.
4. Asian Metal Ltd. <http://www.asianmetal.com>.
5. China Customs: Statistics. <http://www.customs.gov.cn>.

II. ЛИТЫЕ МАТЕРИАЛЫ И СПЛАВЫ

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СИНТЕЗА ПРОТЕКТОРНЫХ СПЛАВОВ

Кечин В.А.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Создание и внедрение металлосберегающих технологических процессов и коррозионно-стойких материалов в сочетании с эффективными средствами защиты металлов от коррозии приобретают особую значимость в связи с непрерывным увеличением объема металлического фонда и громадными потерями от коррозии металлических сооружений и конструкций.

Одним из наиболее перспективных средств борьбы с коррозией металлических сооружений и конструкций в морской воде и почве является электрохимическая защита с использованием литых протекторов [1]. По данным отечественного и зарубежного опыта применение протекторной защиты повышает технико-экономические показатели эксплуатирующихся сооружений за счет увеличения срока их службы, уменьшения толщины и массы металлоконструкций и др. [2]. Однако расширение объема внедрения протекторной защиты сдерживается из-за необходимости использования высокочистых по примесным элементам шихтовых материалов и недостаточной научной проработки роли металлургическо-литейных факторов в стабилизации основных электрохимических свойств литых протекторов [3].

В последние годы проблеме поиска составов сплавов с заранее заданным комплексом физико-химических и других особенных свойств уделяется большое внимание. В основу синтеза сплавов положено рассмотрение результатов физико-металло-электрохимического, технологического и технико-экономического анализа на базе новейших достижений в металлургии, литейном производстве, металловедении и электрохимии [4-6].

На базе принятых категорий требований и ограничений путем последовательного логического отсеивания элементов Периодической системы установлено, что в качестве металлов-основ протекторных

сплавов следует использовать алюминий, магний и цинк [7]. Для выбора ряда легирующих элементов использован метод построения метасистем в варианте метасистем начальных участков диаграмм состояния, образованных основой протекторного сплава со всеми остальными элементами, внесенными в матрицу Периодической системы. При выборе легирующих элементов для различных основ протекторных сплавов и установлении группы примесных элементов использованы критерии растворимости (α), распределения (ω) и электрохимический (ϕ). Численные значения критериев для различных групп элементов приняты, исходя из требований к протекторным сплавам по химической, структурной и электрохимической однородности.

В результате физико-химического анализа и оценки характера взаимодействия металлов-основ протекторных сплавов с элементами Периодической системы с учетом металлургическо-литейных факторов, электрохимических и экономических показателей выделены ряды основных легирующих элементов для: алюминия - Zn, Mg, Mn, Ca, Si; магния – Al, Zn, Mn, Si, Ca; для цинка - Al, Mg, Mn. В соответствии с численными значениями α , ω и ϕ с учетом источников их попадания и фактического содержания в металлах-основах выделена группа вредных примесей для: алюминия – Fe, Cu, O, H; магния - Fe, Cu, Ni, O, H, Cl⁻; цинка - Fe, Cu, Pb, O, H.

На основании обоснованно установленных требований в ограничении для элементов легирующего комплекса и примеси железа решена, с использованием метода планирования эксперимента, задача оптимизации составов протекторных сплавов различных основ.

Экспериментальными исследованиями установлено, что максимальные значения коэффициента полезного использования (основной индикатор эффективности и качества определяющий срок службы протекторной защиты) обеспечивается при следующих независимых переменных, %:

Основа сплава	%	Al	Zn	Mg	Mn	Si	Fe
Алюминий	75,58	ост	0,83	4,5	0,11	0,08	0,01
Магний	63,57	2,32	2,32	ост	0,40	0,01	0,001
Цинк	98,49	0,30	Ост.	0,15	0,10	-	0,001

С учетом допусков на содержание легирующих компонентов (допуски на содержание легирующих компонентов Δ определены по формуле $\Delta = (0,25 \div 0,65) \sqrt{C}$, где C – концентрация элемента в сплаве,

%) оптимальные по составу протекторные сплавы различных основ имеют следующие характеристики:

Алюминиевый сплав

- Состав: $Al+(3,6\div 5,4)\%Zn+(0,55\div 1,05)\%Mg+(0,0\div 0,3)\%Mn$;
- Свойства – $\varphi_c = 690\div 710\text{мВ}$; - $\varphi_n = 570\div 600\text{мВ}$; $Q_\phi=2150-2350\text{Ач/кг}$; КПИ = 72-78%; $K = 0,08-0,11\text{ мм/год}$

Магнийевый сплав

- Состав: $Mg+(2,0\div 3,0)\%Al+(2,0\div 3,0)\%Zn+(0,15\div 0,50)\%Mn$;
- Свойства – $\varphi_c = 1350\div 1450\text{мВ}$; - $\varphi_n = 1150\div 1240\text{мВ}$; $Q_\phi=1280-1400\text{Ач/кг}$; КПИ = 58-64%; $K = 0,45-0,55\text{ мм/год}$

Цинковый сплав

- Состав:
 $Zn+(0,15\div 0,45)\%Al+(0,10\div 0,35)\%Mg+(0,05\div 0,25)\%Mn$;
- Свойства – $\varphi_c = 800\div 830\text{мВ}$; - $\varphi_n = 690\div 780\text{мВ}$; $Q_\phi=740-780\text{Ач/кг}$; КПИ = 93-96%; $K = 0,05-0,08\text{ мм/год}$.

Полученные результаты исследований применимость системы синтеза сплавов основанной на комплексной оценке физико-химических и других характеристик при выборе основы сплава и групп легирующих и примесных элементов. Применительно к протекторным сплавам с учетом специфических требований и ограничений в качестве основы сплавов определены алюминий, магний и цинк для которых выделены группы легирующих и примесных элементов.

Полученные в ходе активного эксперимента данные позволили в рамках системы Al-Zn-Mg установить химические составы сплавов на основе алюминия, магния и цинка, обеспечивающих максимальные значения коэффициента использования протекторных материалов в условиях эксплуатации.

Литература

1. Бибиков Н.Н., Люблинский Е.Я. Электрохимическая защита морских судов от коррозии. – Л.: Судостроение, 1971. – 264 с.
2. Люблинский Е.Я. Протекторная защита морских судов и сооружений от коррозии. – Л.: Судостроение, 1979. - 288 с.
3. P.R.Roberge. Handbook of Corrosion Engineering, New York, 2000.
4. M.F.Ashby. Drivers for materials development in the 21st century.

5. Теория литейных процессов / В.Д.Белов (и др.); под ред. Хосена Ри. - Хабаровск, Изд-во «РИОТИП», 2008, - 580 с.
6. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. – М.: Металлургия, 1964. – 342 с.

ИННОВАЦИОННЫЕ ПОДХОДЫ К ПОЛУЧЕНИЮ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ

Панфилов А.А.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Создание новых материалов с принципиально новым уровнем свойств является в настоящее время ключевой задачей в развитии основных промышленных отраслей. В последние годы наблюдается повышение внимания исследователей к разработке и исследованию металломатричных композиционных сплавов, применение которых позволяет достичь значительного повышения уровня физико-механических и эксплуатационных свойств и расширения температурно-силовых интервалов работы изделий.

Композиционные сплавы представляют собой особый класс гетерофазных материалов функционального и конструкционного назначения, состоящих из металлической основы (матрицы), армированной равномерно (или заданным образом) распределенными тугоплавкими высококомодульными частицами экзогенного и/или эндогенного происхождения, не растворяющимися в металле матрицы при температурах получения и эксплуатации.

Сочетание разнородных структурных составляющих открывает широкие возможности для варьирования свойств композиционного сплава, достижение заданного уровня которых может быть обеспечено за счет выбора компонентов, их соотношений, распределения и морфологии армирующих фаз и др.

В качестве матриц для производства металломатричных композиционных сплавов в настоящее время опробованы практически все

применяемые в промышленности металлы и сплавы на их основе. Алюминий и сплавы на его основе получили наибольшее распространение. Значительный интерес к алюмоматричным композиционным сплавам (АКС) обусловлен их высокой удельной прочностью, малой плотностью, демпфирующей способностью, хорошими технологическими свойствами, низким коэффициентом термического расширения, высокой несущей способностью и износостойкостью в широком температурно-силовом интервале эксплуатации.

В зависимости от метода получения различают композиционные сплавы, полученные жидкофазными и твердофазными методами. К жидкофазным методам относят пропитку и различные методы литья, а также направленную кристаллизацию эвтектических расплавов.

Для получения АКС жидкофазными методами используются литейные алюминиевые сплавы, обладающие повышенной жидкотекучестью, сравнительно невысокой линейной усадкой и пониженной склонностью к образованию трещин при повышенных температурах. Основными требованиями, предъявляемыми к матрицам на основе алюминия и его сплавов, являются совместимость с армирующей фазой при температурах получения и эксплуатации АКС; высокие значения прочности и пластичности при нормальной и повышенной температурах; высокие технологические свойства и коррозионная стойкость.

Разработанные к настоящему времени жидкофазные методы получения дисперсно-упрочненных композитов предусматривают ввод готовых армирующих частиц в матричный расплав или синтез их непосредственно в расплаве. Механическое замешивание армирующих частиц в расплав широко распространено благодаря своей относительной простоте и экономичности. Однако реализация этого способа зачастую сопряжена с рядом трудностей технологического характера, связанных с плохой смачиваемостью вводимых частиц расплавом, приводящей к недостаточному уровню адгезионной связи между матрицей и армирующей фазой. Кроме того, в процессе активного механического перемешивания происходит сильное газонасы-

щение и окисление матричного расплава, что приводит к повышенной пористости композиционных отливок.

В последнее время были разработаны новые способы получения АКС, основанные на синтезе эндогенных армирующих фаз непосредственно в расплаве за счет протекания контролируемых экзотермических реакций между исходными компонентами. Эта технология получила название жидкофазного реакционного синтеза, или *in-situ* процесса. Композиты, полученные в таких процессах, обладают максимальным уровнем связей на поверхности раздела наполнитель-матрица благодаря малому решеточному несоответствию контактирующих фаз, термической стабильностью, лучшим распределением и дисперсностью наполнителя, что в итоге обеспечивает более высокие механические и эксплуатационные свойства. Технология реализуется за счет ввода в матричный алюминиевый расплав прессованных брикетов, состоящих из реакционно-активных компонентов. Способ позволяет исключить активное газонасыщение и окисление расплава, обеспечивая широкие возможности для синтеза высокодисперсных армирующих фаз. Размеры новых фаз можно регулировать путем выбора режимов совмещения исходных компонентов, их формы и объемного содержания. Синтезированные фазы обладают плотным контактом и хорошей адгезионной связью с матрицей.

Новые более широкие возможности для достижения и целенаправленного регулирования свойств АКС открываются при комплексном армировании матриц экзогенными и эндогенными фазами различной природы и размеров, в том числе наноразмерными, формирующимися при протекании реакций *in-situ* между компонентами композиционных смесей и матричным расплавом. Одним из ключевых факторов при получении комплексно-армированных АКС является возможность протекания экзотермических реакций на границе раздела фаз, что предопределяет эффективное введение экзогенных фаз за счет улучшения смачиваемости и создания устойчивой адгезионной связи на межфазных границах.

В целом, получение качественных АКС и литых заготовок из них требует комплексного подхода к решению металлургических и

технологических задач, в частности, обоснованного выбора матричного сплава и основных армирующих компонентов, их дисперсности и объемного содержания, способов их предварительной обработки, а также технологических приемов и режимов жидкофазного совмещения и др.

Основной проблемой при получении композиционных сплавов является обеспечение физико-химической совместимости матрицы и армирующей фазы. Поскольку композиционные сплавы представляют собой гетерофазные системы с развитой сетью внутренних границ раздела фаз, приготовление их сопровождается активным протеканием таких процессов межфазного взаимодействия, как взаимная диффузия и химические реакции между матричным расплавом и армирующими частицами. Для получения качественных сплавов необходимо ограничивать это взаимодействие, исключая возможную деградацию армирующей фазы и, как следствие, снижение эксплуатационных свойств литых изделий.

Известно, что необходимым условием формирования прочных адгезионных связей на межфазных границах в процессах получения АКС является смачиваемость армирующих частиц матричным расплавом. Разработан ряд технологических приемов, направленных на улучшение смачиваемости частиц расплавом: нанесение металлофильных покрытий на частицы, легирование матричного сплава поверхностно-активными добавками (Mg, Li), ультразвуковое воздействие на расплав, способы эндогенного армирования и др.

Наряду со смачиваемостью армирующих компонентов матричным расплавом и обеспечением заданного уровня межфазного взаимодействия, важную роль с точки зрения формирования стабильного уровня свойств композиционных сплавов играет равномерность распределения частиц в объеме сплава и готового изделия. Обеспечение этого условия достигается использованием различных вариантов перемешивания расплава (ультразвуковое, электромагнитное, механическое и др.), а также применением индукционной плавки.

Анализ рынка позволяет сделать вывод о существовании достаточно широкого спектра потенциальных применений АКС. Результа-

ты, полученные в ходе разработки, исследования и освоения АКС, убедительно свидетельствуют о том, что композиты могут быть предложены в качестве эффективной замены традиционных сплавов при производстве изделий, работающих в условиях интенсивного износа и повышенных температур.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НАЛОЖЕНИЯ ДАВЛЕНИЯ НА ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ

Коростелев В.Ф.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

В представленной работе давление как фактор внешнего управляемого воздействия на жидкий и (или) кристаллизующийся металл используется для формирования структуры и свойств отливок. Это достигается тем, что давление накладывается в интервале температур, в котором расплав с высокой вероятностью находится в жидком состоянии. Поведение жидкого металла под давлением заслуживает отдельного внимания.

На основании экспериментальных исследований установлено, что относительная сжимаемость сплава В95 под давлением 400 МПа составляет ~ 13%, что на 6...7% выше объемной усадки того же сплава, кристаллизующегося без наложения давления.

Важно отметить и другое свойство жидкого металла – упругость, которое проявляется в том, что в импульсном режиме в момент отключения давления возникает усилие, отбрасывающее поршень гидроцилиндра. Отсюда следует, что жидкий металл под давлением накапливает упругую энергию, которая распространяется во всем объеме.

Электронномикроскопические исследования опытных образцов сплавов указывают на следующие отличия от обычной литейной структуры. Во всем сечении заготовки диаметром 80 мм не обнару-

жено различий в расположении и в размерах структурных составляющих. Характерными являются фрагменты, сопоставимые с дендритными ячейками размерами в поперечнике 10...20 мкм, разделенные прослойками избыточных фаз.

В структуре сплавов не обнаружено границ зерен. Само представление о границах, высокоугловых границах, о зернах теряет всякий смысл, когда речь идет о наложении высокого давления на жидкий металл. Кристаллизация в этом случае проходит из расплава, в котором атомы под давлением сближены на расстояния, близкие к тем, которые характерны для твердого состояния.

Измерения содержания таких элементов как Cu, Mg, Zn в пределах вышеупомянутых фрагментов показали, что по мере удаления от центра концентрация повышается.

Калориметрические исследования подтвердили предположения о том, что в условиях наложения давления определенная доля скрытой теплоты кристаллизации остается в атомно-кристаллической решетке.

Аналогичное явление наблюдается, как известно, в сплавах, кристаллизация которых происходит в условиях сверхбыстрого охлаждения – эффект аморфизации.

Более подробная информация представлена в монографиях [1,2].

Можно представить, что давление, когда оно накладывается на жидкий металл, чисто механически сближает атомы во всем объеме отливки. В перспективе можно добиться такого сближения, при котором отдельные атомы будут зафиксированы в тех точках пространства, где они находились до наложения давления. Такое состояние вправе назвать сильнонеравновесным. Характерным признаком такого состояния является отсутствие диффузии компонентов сплава и растворенных газовых включений. При наложении давления 400 МПа со скоростью ~50 МПа/с формирование структуры происходило, вероятно, по следующему механизму. В объеме опрессованного расплава в местах флуктуации состава возникали центры кристаллизации наиболее тугоплавких фаз или отдельных компонентов, а по мере понижения температуры создавались условия для кристаллизации фаз и

компонентов с более низкой температурой плавления при данной величине накладываемого давления. В последнюю очередь в твердое состояние переходили легкоплавкие эвтектики, выявляемые как прослойки на общем ровном фоне твердого раствора с характерной локальной неоднородностью химического состава.

Таким образом, кристаллизация из расплава, опрессованного под высоким давлением, имеет явно выраженный объемный характер, в чем и состоит ее принципиальное отличие от кристаллизации, которая протекает в равновесных, квазиравновесных условиях или в условиях направленного теплоотвода.

Признаки равновесной кристаллизации проявляются в перераспределении состава, в выделении фаз, названных в данной работе избыточными.

На достигнутом уровне техники наложения высокого давления получены образцы сплавов, отличие которых от получаемых по традиционным технологиям состоит в том, что они имеют более высокие характеристики прочностных и упругих свойств.

Задачи дальнейших исследований сводятся к изучению закономерностей формирования структуры и свойств сплавов в более широком диапазоне варьирования величиной давления и скоростью его наложения.

Список литературы:

1. Коростелев В.Ф. Теория, технология и автоматизация литья с наложением давления. – М.: Новые технологии, 2004. – 224 с. – ISBN 5-94694-016-3.
2. Коростелев В.Ф. Поверхностное и объемное упрочнение сплавов. – М.: Новые технологии, 2013. – 208 с. – ISBN 978-594694-022-1.

ОСНОВНЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИТЫХ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

Прусов Е.С., Кечин В.А., Панфилов А.А., Коробков М.Б.

Владимирский государственный университет

им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

В настоящее время актуальной научно-технической задачей является создание новых функциональных и конструкционных материалов, обладающих комплексом свойств, необходимых для объектов современной техники. Традиционные сплавы не обладают всеми характеристиками, которые требуются для современного развития производства, поэтому одним из наиболее перспективных путей в этом направлении является разработка металломатричных композиционных сплавов (МКС), применение которых позволяет существенно повысить механические и эксплуатационные свойства изделий.

Как правило, структура композиционных сплавов представляет собой матрицу из чистого металла или сплава, в которой равномерно распределены на заданном расстоянии одна от другой тонкодисперсные частицы армирующей фазы, искусственно введенные в материал на одной из технологических стадий (экзогенные композиты) или синтезированные непосредственно в матричном расплаве в процессе приготовления композиционного сплава (эндогенные композиты). В качестве матриц для МКС нашли применение сплавы на основе алюминия, магния, меди, титана и других металлов. В качестве армирующей фазы используют дисперсные частицы оксидов, карбидов, нитридов, боридов и других тугоплавких соединений, а также интерметаллических соединений.

Сочетание разнородных структурных составляющих открывает широкие возможности для варьирования свойств МКС, достижение заданного уровня которых может быть обеспечено за счет выбора компонентов, их соотношений, распределения и морфологии армирующих фаз и др.

Активные работы по разработке и освоению МКС в различных отраслях промышленности проводятся практически во всех странах с развитой индустрией и высокой инновационной активностью. Мировыми лидерами по производству МКС и выпуску продукции из них являются США (Alcoa Inc., Ametek Specialty Metal Products, 3M Company, Duralcan, Foster-Miller, Inc., Metal Matrix Cast Composites LLC., MI-Tech Metals Inc., M Cubed Technologies, FMW Composite Systems и др.), Великобритания (BP Metal Composites, Aerospace Metal Composites Ltd., Alcan International), Германия (Deutsche Edelstahlwerke GmbH, Electrovac AG), Япония (Hitachi Metals Ltd.), Китай (Nanjing Rehoboth Alloy Material Co., Ltd.) и Корея (Alloytic Co., Ltd).

Уровень производства и потребления МКС в нашей стране еще не достиг уровня западных стран. Необходимо констатировать, что российский рынок композиционных сплавов пока находится в начальной стадии своего становления и развития. Отдельные предприятия производят металломатричные композиты на уровне лабораторных образцов или опытных партий изделий, что явно не достаточно для решения потенциальных в перспективе проблем импортозамещения продукции из композиционных сплавов. Состояние дел в России по производству металлокомпозитов стремительно превращается в устойчивое отставание по данной критической технологии от достижений многих стран мира.

К настоящему времени разработано значительное число способов получения композиционных сплавов. Авторами предложена классификация известных жидкофазных способов получения МКС в зависимости от подхода к реализации схемы армирования [1]. Способы экзогенного армирования предусматривают ввод готовых армирующих частиц в матричный расплав и включают механическое замешивание, ультразвуковое замешивание, инъекцию струей инертного газа, плазменную инъекцию и пропитку порошковых преформ. Способы эндогенного армирования предусматривают формирование эндогенных армирующих фаз непосредственно в расплаве за счет протекания контролируемых экзотермических реакций между компонентами исходных композиционных смесей и включают продувку матрич-

ного расплава активными газами, направленную кристаллизацию эвтектических расплавов, реакцию инфильтрацию, обработку реакционно-активными солевыми смесями и ввод в расплав порошковых брикетов.

Особенности взаимодействия фаз при протекании процессов высокотемпературного синтеза в условиях жидкофазного совмещения матрицы и порошков-прекурсоров обеспечивают возможность для реализации новых концептуальных подходов к формированию схемы армирования, основанных на комбинации эндогенного и экзогенного армирования матричного сплава частицами различной природы и размеров. Композиты, получаемые в таких процессах, обладают двумя уровнями упрочнения матрицы, т.е. содержат эндогенные армирующие фазы, образующиеся при протекании реакций *in-situ* в матричном расплаве, и экзогенные армирующие фазы, условия для смачивания и усвоения которых создаются при протекании экзотермических реакций синтеза эндогенных фаз. Авторами разработаны составы сплавов и технологические режимы их получения, обеспечивающие реализацию изложенного подхода [2].

Другим направлением работ в этой области является получение литых заготовок с градиентной структурой методом центробежного литья (градиентные композиционные материалы (ГКМ)), в которых реализуется механизм формирования заданных свойств в локальных зонах изделия за счет регулируемого осаждения армирующих частиц в жидкометаллической суспензии [3]. Такой подход позволяет получить в изделиях поверхностную зону с повышенной концентрацией частиц.

Как показывают результаты работ [4, 5], эффективным путем повышения эксплуатационных свойств МКС является их объемное наноструктурирование. Ввод в композиционные расплавы экзогенных наночастиц оказывает модифицирующее влияние на размер и морфологию эндогенных интерметаллидных армирующих фаз.

Таким образом, в настоящее время способы получения МКС и изделий из них постоянно совершенствуются, при этом основное внимание уделяется жидкофазным способам как наиболее универ-

сальным и технологичным. Анализ последних тенденций в сфере разработки новых технологий получения МКС и результаты проведенных авторами исследований показывают, что методы комплексного и градиентного армирования, а также наноструктурирование МКС являются перспективными направлениями достижения заданной структуры и свойств литых изделий функционального назначения.

Список литературы

1. **Прусов Е.С.** Перспективы применения алюмоматричных композиционных сплавов в машиностроении / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов, В.А. Кечин, И.В. Гаврилин // Литейщик России. – 2012. – №9. – с. 16-19.
2. **Пат. № 2492261 РФ.** Литой композиционный сплав и способ его получения / Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А. – 2011154300/02 ; заявл. 28.12.2011 ; опубл. 10.09.2013. – Бюл. № 25. – 8 с.
3. **Skotnikov Ju.S.** A mathematical model of reinforcing particle distribution in centrifugal cast gradient composed materials in Al-SiC and Al-Al₂O₃ systems / Ju.S. Skotnikov, A.A. Panfilov, E.S. Prusov / Proceedings of VIIth International Congress “Machinery, Technology, Materials” (Sofia, Bulgaria). – Vol. 2. – 2010. – pp. 135-137.
4. **Панфилов А.В.** Синтез, структура и свойства объемных наноструктурированных алюмоматричных композиционных материалов конструкционного назначения / А.В. Панфилов, А.А. Панфилов, А.В. Петрунин // Нанотехника. – 2007. – №3(11). – с. 76-81.
5. **Петрунин А.В.** О влиянии модифицирования наноразмерными тугоплавкими частицами на структуру и свойства алюмоматричных композитов / А.В. Петрунин, А.В. Панфилов, А.А. Панфилов // Литейное производство. – 2009. – №10. – с. 17-20.

УТОЧНЕНИЕ РАВНОВЕСНОЙ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД

Сидоров Е.В.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Равновесные диаграммы состояния систем показывают области существования и составы равновесных фаз в зависимости от содержания в них компонентов и внешних факторов – температуры и давления. Равновесное состояние системы характеризуется минимумом свободной энергии и обеспечивает выполнение правила фаз Гиббса, которое для систем из компонентов с пренебрежимо малым давлением пара выражается равенством $B = K - f + 1$, где B - вариантность или количество степеней свободы, K - число компонентов в системе, f - число фаз в системе, 1 - один внешний фактор – температура. Для любой системы возможно только одно равновесное состояние при заданной температуре, тогда как неравновесных состояний и, соответственно, неравновесных фаз – множество [1, 2]. В некоторых случаях неравновесные фазы могут находиться в таком состоянии продолжительное время, что часто приводит к принятию их за равновесные.

Кроме равновесных, приводят неравновесные или метастабильные диаграммы состояния, при этом не указывают, в каких условиях получены эти неравновесные состояния. Иногда на одном графике совмещают равновесную и неравновесную диаграммы состояния. Такие действия нельзя считать целесообразными, поскольку это затрудняет использование диаграмм состояния для решения как научных, так и практических вопросов.

Большое количество исследований и дискуссий по ним посвящено построению и уточнению равновесной диаграммы состояния системы железо – углерод. Теоретические и экспериментальные изыскания, начатые Д.К. Черновым в 1868 году [3], продолжаются до настоящего времени [4]. При этом в справочниках, учебниках и текущих публикациях практически всегда приводятся совмещенные диа-

граммы стабильного и метастабильного состояний систем железо – графит и железо – цементит [5-13]. Такое совмещение позволяет довольно просто представить наличие в микроструктуре железоуглеродистых сплавов при комнатной температуре графита или цементита при использовании образцов после различных изотермических выдержек и скоростей охлаждения.

Целью данной работы является уточнение равновесной диаграммы состояния системы железо – углерод по результатам литературных данных. Для этого необходимо, прежде всего, уточнить фазовые составляющие системы железо – углерод, которые включают:

- однородный жидкий раствор атомов железа и углерода (J);
- феррит (Φ) – твердый раствор атомов углерода в ОЦК- решетке железа (в данной работе не проводится разделение на высокотемпературную (δ) и низкотемпературную (α) фазы);
- аустенит (A) – твердый раствор атомов углерода в ГЦК- решетке железа;
- графит (Γp) – твердый раствор атомов железа в гексагональной решетке углерода;
- цементит (Π) – кристаллическая структура, образованная атомами железа и углерода, близкая к стехиометрическому соотношению Fe_3C ;
- мартенсит (M) – твердый раствор атомов углерода в тетрагональной решетке железа.

Принято считать, что фазы J , Φ , A , Γp являются равновесными, а фазы Π и M - неравновесными. Ледебурит, перлит, сорбит, бейнит, троостит состоят из нескольких, как равновесных, так и неравновесных фаз. Эти названия используют для характеристики микроструктур в образцах, заготовках, отливках. На равновесной диаграмме должны быть названия только равновесных фаз. Представляется некорректным на равновесной диаграмме состояния обозначать одним термином структурные составляющие, состоящие из двух и более равновесных фаз.

В одной из последних работ [4] автор обосновал необходимость считать Π в железоуглеродистых сплавах равновесной фазой при температурах ниже $727\text{ }^\circ\text{C}$ и привел новый предполагаемый вариант

равновесной фазовой диаграммы Fe – 6,67 % C (рис. 1)*. Со многими выводами автора и, в первую очередь, с тем, что Ц является равновесной фазой ниже 727 °С, можно согласиться. Однако приведенная на рис. 1 диаграмма состояния системы Fe – 6,67 % C имеет существенные неточности и противоречит классическому закону гетерогенного равновесия – правилу фаз Гиббса. Так, в области $S-E-C-F$ в пределах температур 1147 – 727 °С показаны три фазовых составляющих A , Γp и кл. C (кластеры углерода), а в области $Q-P-S$ (ниже 727 °С) - три фазовых составляющих Φ , Ц и Γp , что не допустимо по правилу фаз Гиббса, так как в температурно-концентрационной области при постоянном давлении в двухкомпонентной системе в равновесии могут быть только две фазы, а трехфазное равновесие возможно только при одной температуре.

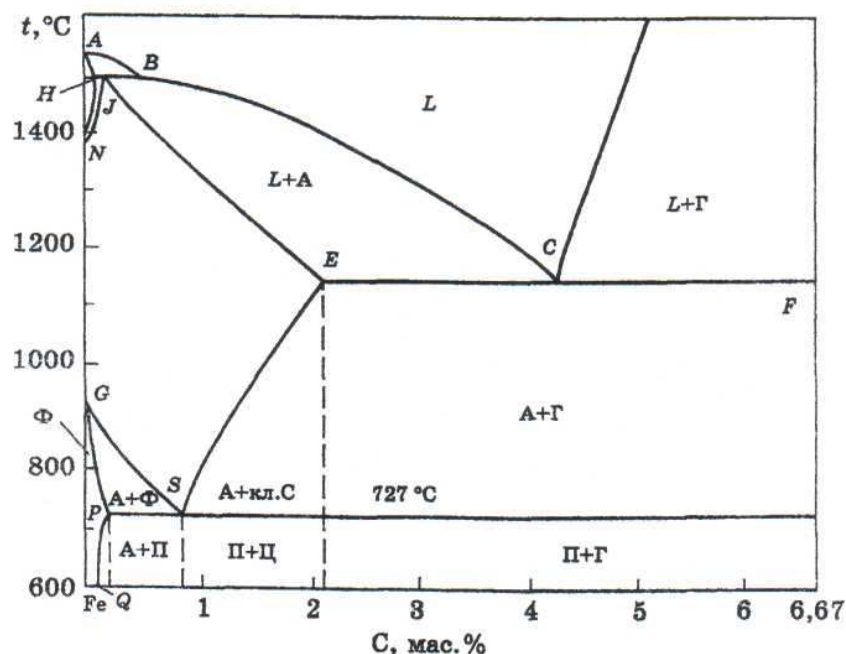


Рис. 1. Фазовая диаграмма Fe – 6,67 % C по работе [4]:

A - аустенит, Γ - графит, L - жидкость, П - перлит,
 Φ - феррит, Ц – цементит, кл. C – кластеры углерода

* На рисунке в работе [4] ниже температуры 727 °С вместо A должен быть Φ , что, вероятно, является опечаткой.

Хорошо известно, что изотермическая выдержка высокоуглеродистых сплавов при температуре выше эвтектоидной линии ($> 738\text{ }^{\circ}\text{C}$) приводит к распаду Ц и образованию A и Γp , следовательно, в области $S - E - C - F$ равновесными фазами являются A и Γp , а кластеры углерода (*кл. С*) необходимо просто исключить. При этом образовавшийся Γp практически всегда сохраняется при последующем охлаждении, что является основанием считать его равновесной фазой ниже температуры эвтектоидной линии ($738\text{ }^{\circ}\text{C}$). Однако, если при высоких скоростях охлаждения в железоуглеродистых сплавах образуется Ц , то он не распадается на Γp и Φ при нагреве до температуры $727\text{ }^{\circ}\text{C}$. Следовательно, можно предположить, что Ц также может быть равновесной фазой ниже $727\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В работах [6, 9] указано, что при охлаждении низкоуглеродистых сплавов из области A на $(5 - 10)\text{ }^{\circ}\text{C}$ ниже $738\text{ }^{\circ}\text{C}$ с дальнейшей изотермической выдержкой и последующим охлаждением в микроструктуре выявляются Φ и Γp . Если же подобные образцы из области A быстро охлаждают до температур ниже $720\text{ }^{\circ}\text{C}$, то в микроструктуре всегда выявляют Φ и Ц , которые сохраняются при дальнейшем охлаждении.

Хорошо известно, что в высокоуглеродистых сплавах, первоначально содержащих только Ц , получить в микроструктуре Φ и Γp можно за счет длительной изотермической выдержки при температурах выше $738\text{ }^{\circ}\text{C}$ (обычно $900 - 950\text{ }^{\circ}\text{C}$) и еще одной изотермической выдержки в интервале температур $720 - 730\text{ }^{\circ}\text{C}$. Эти факты позволяют утверждать, что температура $738\text{ }^{\circ}\text{C}$ соответствует инвариантному трехфазному эвтектоидному равновесию ($A \rightarrow \Phi + \Gamma p$). Ниже этой температуры должна находиться двухфазная равновесная область ($\Phi + \Gamma p$).

На основании литературных данных и собственных экспериментов (отжиг карбонильного железа при температуре $660\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении 24 часов) было установлено, что при температурах ниже $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ во всех железоуглеродистых сплавах, содержащих до $6,67\%$ С, в равновесии находится только $\Phi + \text{Ц}$. Следовательно, область двухфазного

равновесия $\Phi + \Gamma_p$ должна находиться в интервале температур от 738 до 727 °С, а область двухфазного равновесия $\Phi + \text{Ц}$ - ниже 727 °С. Таким образом, оказывается, что в равновесной диаграмме состояния железо – углерод при температуре 727 °С должно быть еще одно неинвариантное трехфазное равновесие $\Phi + \Gamma_p \rightarrow \text{Ц}$.

На рис. 2 представлен предлагаемый вариант полной равновесной диаграммы состояния системы железо – углерод, в котором устранены существующие противоречия по фазовому составу в этой системе и в котором во всех областях полностью выполняется правило фаз Гиббса. При этом принимается, что Ц разлагается при температуре 727 °С.

Предлагаемый вариант равновесной диаграммы позволяет объяснить наличие в микроструктурах железоуглеродистых сплавов при комнатной температуре тех или иных фазовых составляющих за счет реализации или не реализации равновесных процессов, происходящих в различных температурных областях.

Необходимо отметить, что кристаллизация любого сплава с интервалом кристаллизации всегда проходит в неравновесных условиях [1, 2]. Результатом неравновесной кристаллизации является образование дендритной структуры, в которой составы слоев твердой фазы изменяются от центра к границе. В связи с тем, что в железоуглеродистых сплавах равновесный коэффициент распределения углерода, определяемый как $K = C_{ТВ} / C_{Ж}$, где $C_{ТВ}$ и $C_{Ж}$ - содержание компонента в твердой и жидкой фазах соответственно, всегда меньше единицы ($K < 1$), содержание этого компонента в центре дендритной ячейки будет меньше исходного, а на границе – больше. Так, для сплава Fe – 0,8 % С содержание углерода в центре дендритной ячейки может составлять 0,4 %, а на границе – 2,14 %. Следовательно, последующий распад в твердом состоянии неоднородного по составу кристалла А будет характеризоваться еще большим разнообразием неравновесных фазовых составляющих.

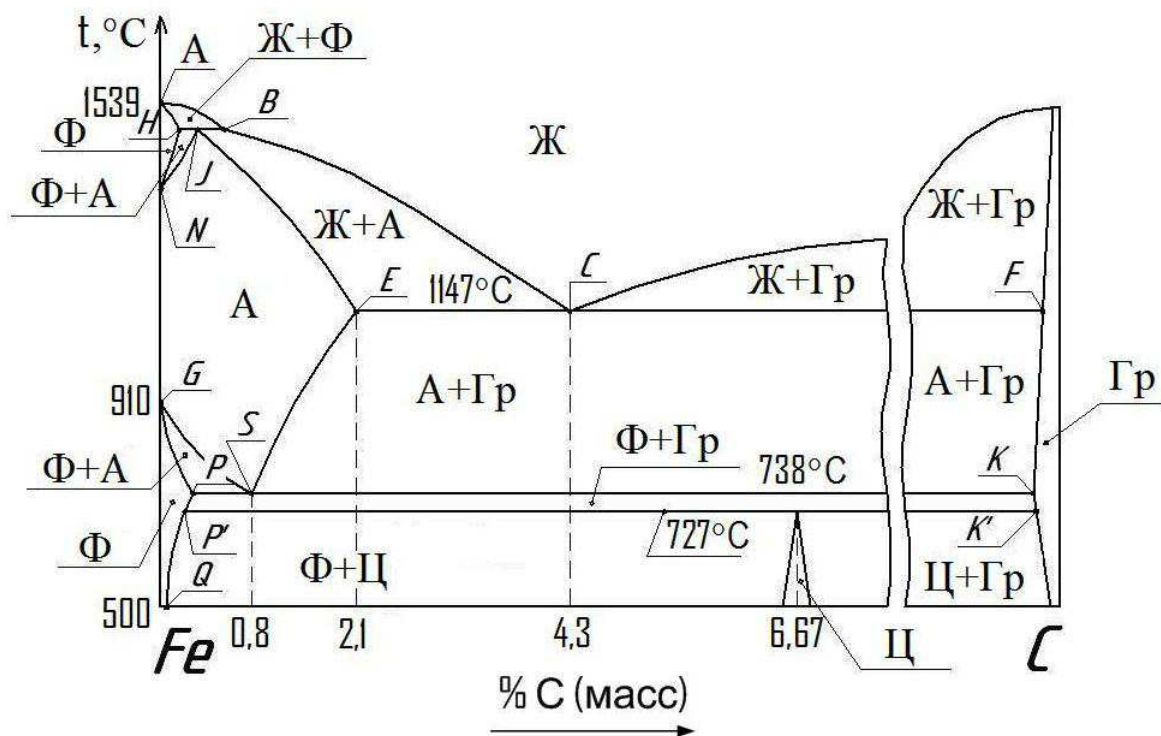


Рис. 2. Предлагаемый вариант полной равновесной диаграммы состояния системы железо-углерод

В данной работе принимаем, что после кристаллизации образовавшаяся твердая фаза однородна. Тогда, если в микроструктуре сплава Fe – 0,8 % C, охлажденного при умеренных и высоких скоростях охлаждения, при комнатной температуре выявлены фазы $\Phi + \text{Ц}$, то можно утверждать, что, хотя обе фазы и являются равновесными для данной температуры, однако образование Ц произошло по неравновесному механизму, когда диффузионные процессы были подавлены в температурном интервале 738 – 727 °C - в области двухфазного равновесия $\Phi + \text{Гр}$. Если же в этом сплаве при комнатной температуре выявлены Φ и Гр , то необходимо считать Гр неравновесной фазой. При этом оказывается, что процесс шел по равновесному механизму до температуры 727 °C, а ниже этой температуры диффузионные процессы были полностью подавлены, вследствие чего не образовался Ц и сохранился Гр .

Если в микроструктуре сплава Fe – 4,3 % C при комнатной температуре выявлены две фазы $\Phi + \text{Ц}$, то эти фазы также являются равновесными. Однако процесс шел при высоких скоростях охлаждения, так как диффузионные процессы не были реализованы в интервале температур от 1147 до 727 °С, т.е. не только в твердой, но и в жидкой фазах, а также между жидкой и твердой фазами. При этом переохлаждение составляло более 420 °С. Если же в микроструктуре данного сплава при комнатной температуре выявлены две фазы $\Phi + \Gamma_p$, то это означает, что, хотя Γ_p и является неравновесной фазой, однако в температурном интервале от 1147 до 727 °С процесс проходил по равновесному механизму с образованием A и Γ_p от 1147 до 738 °С, а в интервале температур 738 – 727 °С с образованием Φ и Γ_p . Однако ниже 727 °С диффузионные процессы были полностью подавлены.

Таким образом, согласно предложенному варианту диаграммы железо - углерод можно считать, что если в микроструктурах сплавов с содержанием углерода до 6,67 % при комнатной температуре выявлены Φ и Ц , то эти фазы являются равновесными, однако образование Ц , вероятнее всего, произошло по неравновесному механизму. Если же в микроструктурах сплавов выявляются Φ и Γ_p , то Γ_p является неравновесной фазой ниже 727 °С. В железоуглеродистых сплавах с содержанием углерода более 6,67 % при температурах ниже 727 °С равновесными фазами будут Ц и Γ_p (рис. 2).

Выводы. Предложен новый вариант полной равновесной диаграммы состояния системы железо – углерод, в котором принимается наличие нонвариантного трехфазного равновесия $\Phi + \Gamma_p \square \text{Ц}$ при температуре 727 °С, двухфазного равновесия $\Phi + \Gamma_p$ в интервале температур 738 – 727 °С и двух двухфазных областей $\Phi + \text{Ц}$ (до 6,67 % С) и $\text{Ц} + \Gamma_p$ (свыше 6,67 % С) при температурах ниже 727 °С.

Автор выражает благодарность профессору МИСиС (г. Москва) М.В. Пикунову за многократное обсуждение данной работы и высказанные ценные замечания и дополнения.

Список литературы

1. Пикунов М.В. Неравновесная кристаллизация сплавов. Изв. ВУЗов. Черная металлургия. 1992. № 9. С. 47-54.
2. Пикунов М.В., Беляев И.В., Сидоров Е.В. Кристаллизация сплавов и направленное затвердевание отливок. Владимир. 2002. 212 с.
3. Гудцов Н.Т. Д.К. Чернов и наука о металлах. Л.-М.: Металлургиздат. 1950. – 563 с.
4. Устиновщиков Ю.И. Равновесная фазовая диаграмма Fe - 6,67 % C. Металлы. 2007. № 4. С. 100-103
5. Тамман Г. Металловедение. Пер. с нем. М.-Л.: Металлургиздат. 1935. 440 с.
6. Бейн Э. Влияние легирующих элементов на свойства стали. Пер. с англ. М.: Металлургиздат. 1945. 330 с.
7. Бочвар А.А. Металловедение. М.: Металлургиздат. 1956. 494 с.
8. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургиздат. 1962. Т.1. 607 с.
9. Бунин К.П., Баранов А.А. Металлография. М.: Металлургия. 1970. 253 с.
10. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия. 1978. 646 с.
11. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. Пер. с англ. М.: Металлургия. 1985. 182 с.
12. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справочник. Под ред. О.А. Банных и М.Е. Дрица. М.: Металлургия. 1986. 439 с.
13. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение. 1995. Т.1. 991 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИКАТОРА P-20 НА ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ ГРАФИТИЗИРОВАННОГО ЧУГУНА

Панов А.Г.^{1,2}, Дегтярёва Н.Г.², Мухаметзянова Г.Ф.¹

¹*Набережночелнинский институт (филиал) КФ(П)У (НЧИФКФ(П)У)*

²*Исследовательский центр Модификатор (ИЦМ),*

г. Набережные Челны

Несмотря на то, что графитизированные чугуны являются самыми изучаемыми и изученными литейными материалами, постоянно растущие требования к качеству изготавливаемых из них отливок определяют актуальность исследований технологических и потребительских свойств, особенно в новых условиях литейных производств. Новыми условиями при этом чаще всего являются новые структура и качество основных шихтовых материалов, а также – новые вспомогательные материалы, в частности – модификаторы [1].

В последние годы в отечественном производстве чугунных отливок появился новый инструмент для повышения стабильности результатов модифицирования [2] – предварительная обработка расплавов рафинирующе-модифицирующими материалами на основе карбонатов ЩЗМ [3,4]. Такая обработка уже нашла достаточно широкое и эффективное применение в практике литейного производства [1], однако, как это часто бывает, от неё отстаёт теоретическое обоснование. В настоящей работе³ для сокращения указанного отставания в лабораторных условиях исследовали влияние обработки новым модификатором на основе карбонатов бария и стронция P-20 ТУ 1717-003-75073896-2011 на жидкотекучесть, склонность к усадке, склонность к отбелу и на характеристики микроструктуры чугуна, приготовленного в типичных для литейного производства ОАО "ГАЗ" условиях. Отли-

¹ Авторы благодарят за помощь в постановке и обсуждении результатов эксперимента Колпакова А.А. и Цветнова Е.А.

чительной особенностью нового модификатора является наличие в его структуре мелкодисперсного свободного углерода.

Металл выплавляли в печи ИСТ-0.16, перегревали в ходе плавки не выше температуры 1480°С и выпускали при температуре ~ 1450°С. Модификатор Р-20 вводили в печь с помощью колокольчика. Графитизирующее модифицирование проводили в заливочном ковше ёмкостью 30 кг, для чего использовали модификаторы SB5 (стандартная технология) и ФС75 (опытная технология) фракцией 0,063-1,6 мм. Замер температуры в печи и в ковше проводили с помощью контактной термопары. Жидкотекучесть определяли на трёх спиральных пробах последовательно залитых из одного ковша. Варианты модифицирования и склонность чугуна этих вариантов к отбелу представлены в таблице, результаты исследования жидкотекучести в графическом виде – на рисунке.

Склонность чугуна к отбелу (таблица) увеличивается в ряду: (3,4) → 1 → 2.

Таблица. Варианты модифицирования

№ ковша	Вид модификатора	Температура, °С		Ширина отбела, мм
		в печи	в ковше	
1	Исходный	1430	1370	5,6
2	0,3% Р-20 в печь	1440	1348	6,3; 6,2
3	0,3% Р-20+0,43% ФС75	1435	1378	2,9; 2,9
4	0,3% Р-20+0,29% SB5	1426	1362	3,1; 3,0

Некоторые полученные "нелогичные" результаты, когда последующая заливка пробы одним ковшом показывает более высокую жидкотекучесть, чем предыдущая заливка (рисунок, кривые 2,3,4), свидетельствуют о высокой погрешности методики исследования. В то же время, оценку жидкотекучести чугунов экспериментальных вариантов провести можно, учитывая, что жидкотекучесть серых чугунов монотонно падает с уменьшением температуры металла [1], и что в

испытаниях она из-за случайных факторов может быть только занижена. Такая оценка показывает, что модификатор P20 значительно повышает жидкотекучесть чугунного расплава перед графитизирующим модифицированием даже при более низкой температуре (рисунок, таблица).

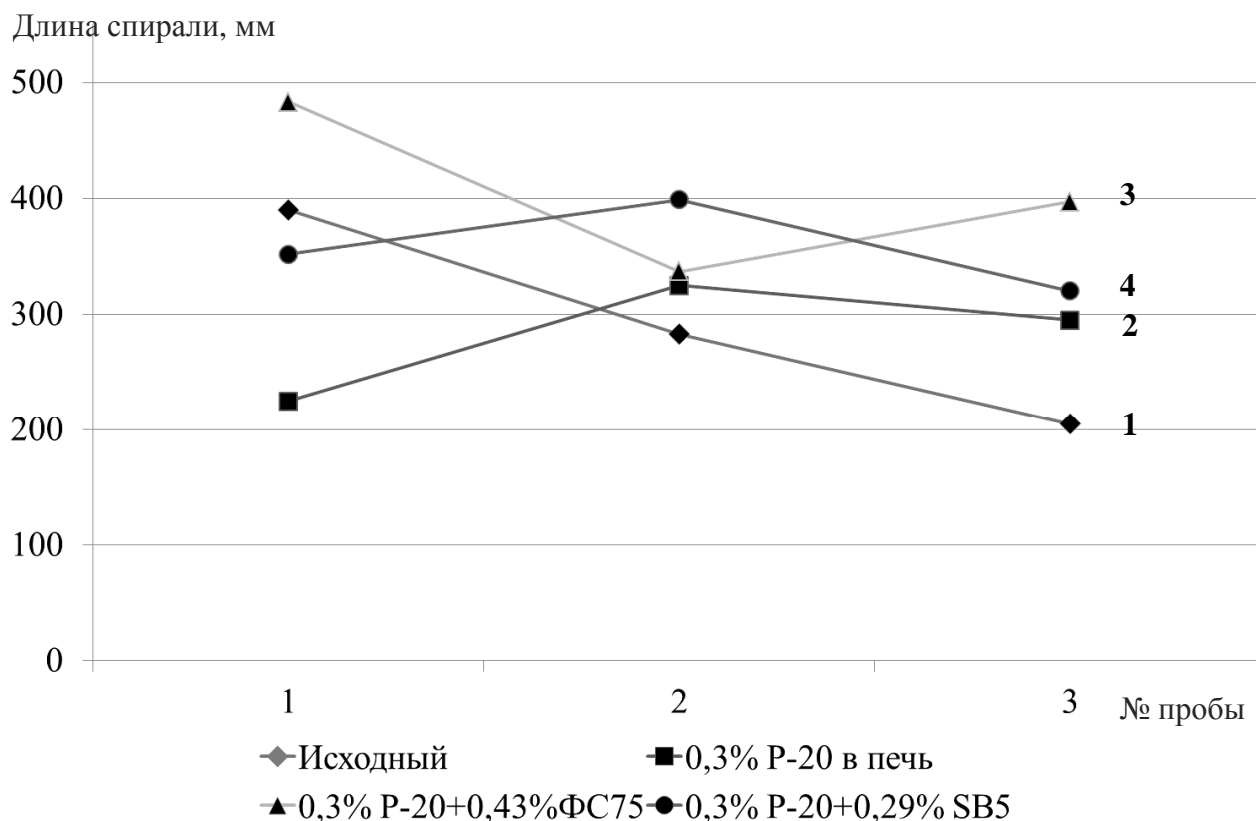


Рисунок. Результаты определения жидкотекучести

Металлографические исследования выявили следующее.

1. Склонность чугуна к усадке на конце спирали увеличивается в ряду вариантов (3,4) → 2 → 1, а в середине спирали – в ряду (3,2) → 4 → 1. Таким образом, минимальной склонностью к усадке во всех частях отливки обладает чугун, обработанный P20 совместно с FC75, максимальной – исходный чугун.
2. Среди модифицированных графитизирующими модификаторами минимальной склонностью к кромочному отбелу с цементитом меньшего размера обладает чугун 3, обработанный FC75.

3. Обработка P20 исходного чугуна приводит к увеличению отбела за счёт эвтектического цементита ледебурита расплавленного, при этом наблюдается уменьшение количества и размеров первичного цементита.
4. В чугуне, модифицированном SB5, в середине спирали наблюдается некоторое увеличение доли феррита по сравнению с чугуном, модифицированным ФС75.

Общие выводы по работе: В развитие теории модифицирования чугуновых расплавов карбонатами ЩЗМ проведены сравнительные лабораторные испытания модификатора P-20 ТУ 1717-003-75073896-2011. Полученные результаты соответствуют изложенным в монографии [1] механизмам гомогенизирующего воздействия карбонатов бария и стронция, в результате которого увеличивается жидкотекучесть, уменьшается склонность к усадке и увеличивается однородность структуры чугуна.

Литература

1. Панов А.Г. Стабильные технологии модифицирования высокопрочных чугунов. Метод, модификаторы, технологии // LAP LAMBERT Academic Publishing. – Saarbrücken, Deutschland, 2013. – 342 с.
2. Панов А.Г. Метод повышения стабильности результатов модифицирования графитизированных чугунов // М: Литейщик России, 2010, № 8. – С.17-19.
3. Панов А.Г., Чернявский М.С., Пимнев Д.Ю., Корниенко А.Э. Новые возможности подготовки расплавов чугунов для сфероидизирующей обработки // М: Литейщик России, 2010, № 12. – С. 40-42.
4. Панов А.Г., Панфилов Э.В., Гуртовой Д.А. Управление кристаллизацией чугуна дуговой плавки при изготовлении отливок блока цилиндров ДВС грузового автомобиля // М: Литейщик России, 2011, № 10. – С. 45-47.

НОВЫЕ МАГНИЕВЫЕ ПРОТЕКТОРНЫЕ СПЛАВЫ

Lyublinsky E.¹, Кечин В.А.²

¹ *Northern Technologies International Corporation, США,* ² *Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Создание и внедрение металлосберегающих технологических процессов и эффективных средств защиты металлов от коррозии является одной из важнейших народно-хозяйственных проблем.

Одним из наиболее перспективных и эффективных средств борьбы с электрохимической коррозией металлических сооружений является катодная защита с использованием литых протекторов. По данным отечественного и зарубежного опыта, применение протекторной защиты повышает технико-экономические показатели эксплуатирующихся судов и различных металлических сооружений, за счет увеличения срока их службы и межремонтных периодов эксплуатации, сокращения длительности ремонтных работ, уменьшения толщины и массы металлоконструкций, упрощения схемы их окраски, а также уменьшения трудоемкости и стоимости работ, связанных с обеспечением средств защиты от коррозии.

Например, отсутствие надежной и экономически выгодной технологии получения металлов высокой чистоты (основ протекторных сплавов) послужило серьезным сдерживающим фактором в расширении объемов выпуска литых протекторов.

Небольшие объемы производства протекторных сплавов высокой чистоты при большой номенклатуре типоразмеров протекторов приводили к дополнительным постам при создании механизированных способов их изготовления.

Со всей очевидностью встала задача по установлению физико-химических и металлургическо-литейных принципов создания литейных протекторных сплавов, а также разработке и внедрению промышленной технологии получения протекторных сплавов высокой чистоты, и изготовлению литых протекторов в объемах, удовлетворяющих потребность народного хозяйства в системах электрохимиче-

ской защиты металлических сооружений и конструкций от морской и почвенной коррозии. Для реализации поставленной задачи использован комплексный подход в решении проблем на грани новейших достижений в металлургии, литейном производстве, металловедении и электрохимии.

Широкие исследования металлургических и электрохимических свойств различных систем магниевых сплавов позволили:

- установить влияние металлических и неметаллических примесей на скорость коррозии магния (рис. 1);
- выбрать в качестве основы протекторных сплавов системы Mg-Al-Zn и Mg-Al-Zn-Mn и установить максимально допустимое содержание в них металлических примесей (табл.1, рис. 2).

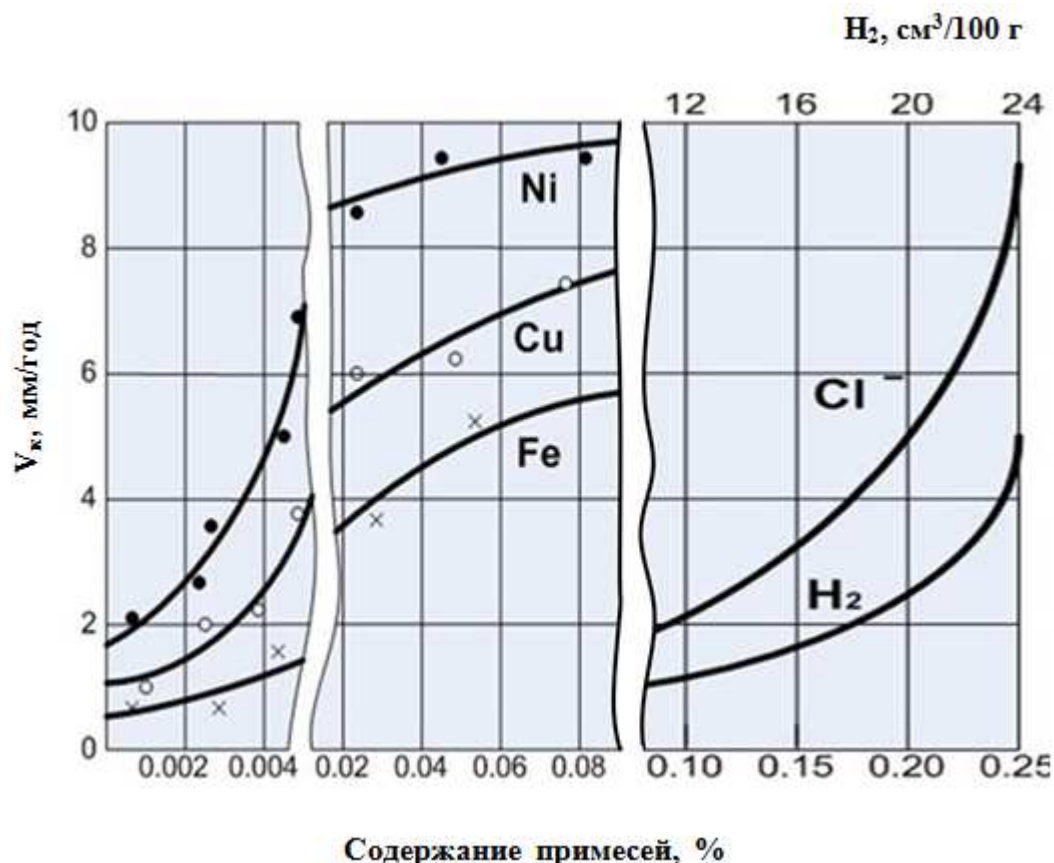


Рис. 1 Влияние примесей на скорость коррозии магния

Таблица 1 Скорость коррозии выбранных магниевых сплавов

Системы магниевых сплавов	Состав, %						V _к , мм/год
	Легирующие металлы			Примеси, не более			
	Al	Zn	Mg	Fe	Cu	Ni	
Mg-Al-Zn	5-7	2-4	-	0,003	0,004	0,001	1,1
				0,04	0,03	0,004	4,8
Mg-Al-Zn-Mn	5-7	2-4	0,1-0,6	0,003	0,004	0,001	0,7
				0,08	0,09	0,004	8,1

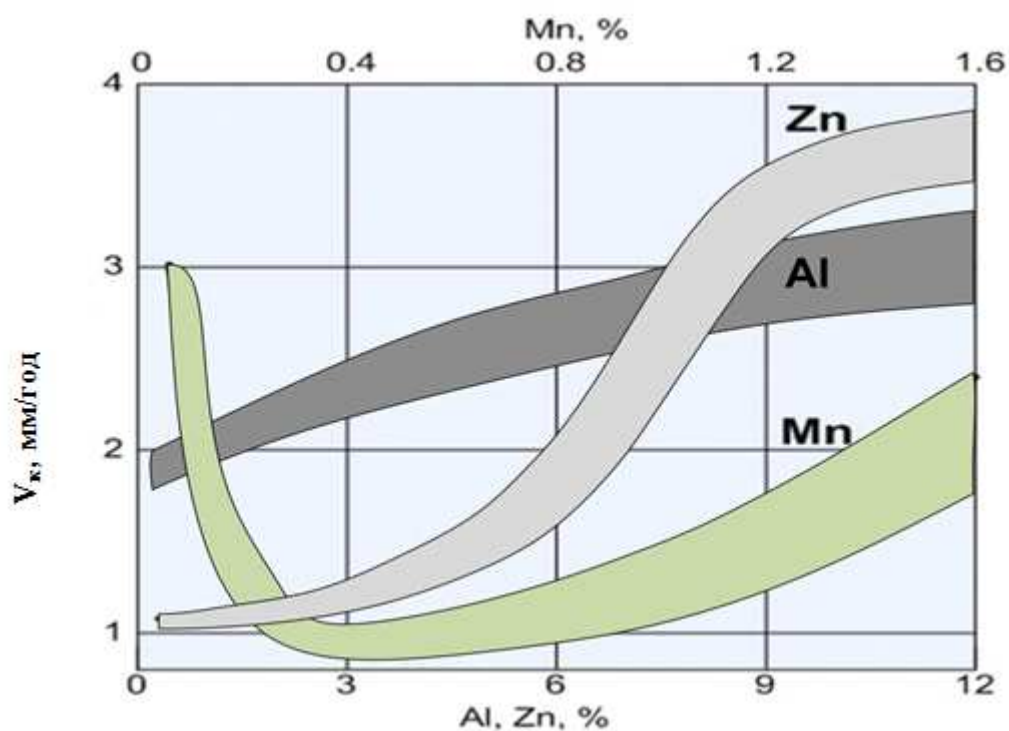


Рис. 2. Коррозионная стойкость двойных систем Mg-Me

Результаты исследований позволили выбрать оптимальные составы протекторных сплавов на основе магния, которые имеют высокие электрохимические характеристики (табл. 2).

Таблица 2 - Композиции новых магниевых протекторных сплавов

Основные компоненты, %						Средние значения		
Al	Zn	Mn	Ti	Zr	Be	- E ₀ ,mV	Токоотдача, А·ч/кг	КПИ, %
5-7	2-4	0,02- 0,5	<0,02					
Примеси (%), не более:						1260- 1350	1370-1490	62-68
Fe	Cu	Ni	Si	Cr	H ₂ (см ³ /100 г)			
0,003	0,004	0,001	0,04	0,05	8			

Разработанные протекторные сплавы внедрены на многочисленных объектах техники для защиты от коррозии в морской воде и почве.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Никитин В.И., Никитин К.В.

ФГБОУ ВПО Самарский государственный технический университет

Явление структурной наследственности (ЯСН) сформировалось в период 1970-1995 г.г. на основе многолетних исследований, практического, но разрозненного опыта многих металлургов и литейщиков, работавших со сплавами различной природы и составов. В настоящее время ЯСН в сплавах трактуется как совокупность ряда закономерностей, объясняющих последовательность и механизм закладки, передачи и проявления структурной информации в системе «шихта-расплавленное изделие-деталь» (или твердое-жидкое-твердое»). Отличительной чертой данного определения ЯСН является системный подход к его изучению, что позволяет разумно, осознанно и комплексно учитывать генетическое влияние взаимосвязанных химико-структурных признаков и физико-химических процессов, происходящих в многофакторной системе при переходе материалов от руд до

литых деталей. В целом, ЯСН следует признать природным свойством металлов и сплавов, обеспечивающим материальную взаимосвязь между химико-структурными признаками в системе «твердое-жидкое-твердое».

Первые работы по исследованию влияния качества шихтовых металлов (первичные металлы, лигатуры, возвраты и т.д.) проводили в 1960-1970 г.г. на литейной кафедре Красноярского института цветных металлов под руководством Ловцова Д.П. и Крушенко Г.Г. В этих работах принимали участие специалисты ряда сибирских предприятий (Мишин А.С., Ботяновский М.Г., Остапенко А.А. и др.), а затем аспиранты кафедры (Никитин В.И., Шпаков В.И.). Были установлены новые экспериментальные факты, подтверждающие наследственное влияние структуры различных шихтовых металлов на свойства силуминов и магналиев.

Дальнейшее развитие научно-практического фундамента ЯСН и становление научной школы продолжилось на литейной кафедре Куйбышевского политехнического института (впоследствии – Самарского государственного университета).

В 80-90-е г.г. XX века большую роль в объединении усилий ученых-теоретиков и практиков, занимающихся металлическими сплавами, сыграли труды научно-технических конференций, проводимых в Днепропетровске («Эвтектика»), в Свердловске-Екатеринбурге («Металлические и шлаковые расплавы») и в Куйбышеве-Самаре («Наследственность в литых сплавах»). Данные мероприятия способствовали интенсификации научных исследований, привлечению к проблеме структурной наследственности, помимо литейщиков, физиков и химиков, металлослов и металлургов и, как следствие, уточнению существующих и развитию новых модельных теорий за счет применения современных методик для изучения жидкого состояния металлических систем. Мощным импульсом для более глубоких исследований структурной наследственности в сплавах и ее практического применения послужили издания монографий и статей Гаврилина И.В., Вахобова А.В., Бродовой И.Г., Попеля П.С., Ри Хосена, Курганова В.А., Деева В.Б.

Впервые сформулированы, а затем уточнены и дополнены основные закономерности явления структурной наследственности, в которых обобщены известные практические и теоретические подходы, а также некоторые феноменологические аспекты (таблица 1). В первой закономерности обобщен накопленный практический опыт применения различных способов, обеспечивающих формирование в шихтовых металлах положительной структурной информации, которая может сохраняться в системе «твердое-жидкое-твердое»: от простейших переплавок до современных физических способов обработки шихтовых материалов. На основании анализа многих работ и собственных исследований установлено, что устойчивость заложенной структурной информации определяется физическими и химическими свойствами элементов, образующих

Таблица 1. Основные закономерности ЯСН

Закономерность	Трактовки закономерностей
Первая	Закладка структурной информации осуществляется путем обработки шихтовых металлов специальными способами и оптимальным выбором состава шихты
Вторая	Склонность сплавов к наследованию определяется физико-химическими критериями, характеризующими взаимодействие основы с компонентами сплава в твердом и жидком состояниях
Третья	Унаследованные дисперсные частицы и кластеры в расплаве (элементы структуры расплава – ЭСР) являются генами структурной информации шихтового материала.
Четвертая	Унаследованные расплавом дисперсные частицы и кластеры являются потенциальными дозародышами и центрами кристаллизации.
Пятая	В системе «шихта – расплав – литое изделие» выполняется условие (эмерджентности), когда целое (система) не равно сумме составляющих его элементов.

многокомпонентный сплав. Для алюминиевых сплавов наследственную связь структуры шихтовых металлов и свойств литых изделий наиболее ярко отражают физико-химические критерии растворимости α и распределения η : одни элементы (Mn, Fe, Ni) усиливают склонность алюминиевых сплавов к наследованию структуры шихты; другие (Ti, Zr) - приводят к нивелированию влияния структурной информации от шихты к литому изделию (2-я закономерность). Устойчивость структурной информации в сплавах систем Al-Fe (Mn, Ni) такова, что для разрушения унаследованной микронеоднородности требуются высокие перегревы расплавов над линией ликвидуса. Дискуссионными с точки зрения отдельных исследователей до сих пор остаются третья и четвертая закономерности ЯСН. Вопросы, в основном, вызывают материальная природа, масштабы и температурно-временная устойчивость элементов структуры расплавов, унаследованных от структуры шихтовых металлов. Феноменологический аспект пятой закономерности ЯСН заключается в том, что в публикациях недостаточно аргументированных данных о том, какая часть заложенной в шихтовых металлах структурной информации передается при определенных условиях через расплав в литое изделие.

К настоящему времени систематизирована и внесена в словарь-справочник по литейному производству (В.Н. Иванов, 2001 г.) терминология, отражающая научную и практическую составляющие данного явления: «структурная наследственность», «ген», «генная инженерия», «технологии генной инженерии» и др. Опубликованы учебные пособия по строению металлических расплавов и учебник по теории литейных процессов (Г.Н. Еланский, К.В. Никитин, В.Д. Белов и др.), в которых большое внимание уделяется наследственному влиянию шихтовых металлов на свойства литых изделий. В учебный процесс литейной кафедры СамГТУ с 1991 г. внедрена учебная дисциплина «Наследственность в литых сплавах».

Исследования убедительно доказали наследственное влияние структуры крупно- (К) и мелкокристаллической (М) шихты на содержание водорода и плотности сплава АК6М2 в жидком и твердом со-

стояниях (таблица 2). Плотность сплава в жидком состоянии определяли по усовершенствованной методике Ловцова-Абрамова. Перелив обработанных (рафинированных) расплавов отрицательно влияет на свойства сплава в жидком и твердом состояниях. При этом абсолютные значения свойств сплава, полученного из М-шихты, имеют лучшие значения. Видна четкая зависимость между структурным состоянием шихты, содержанием водорода и плотностью в жидком (d_L) и твердом (d_S) состояниях сплава.

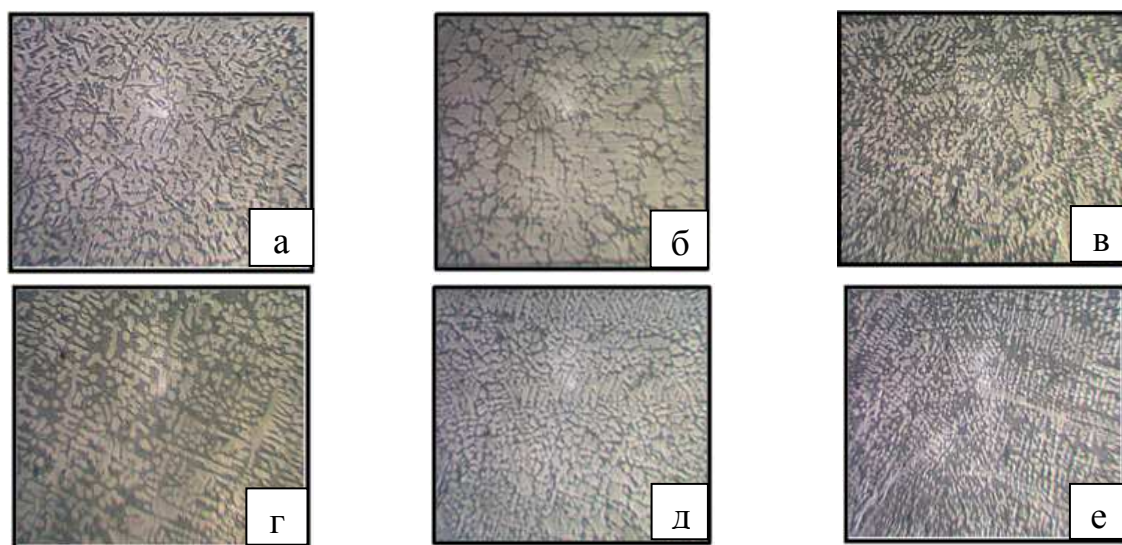
Таблица 2. Влияние структуры шихты на свойства сплава АК6М2

Свойство	Условия получения и номер пробы*			
	Без обработки	Обработка и 5 мин выдержки	Перелив	
			20 мин выдержки	40 мин выдержки
	1	2	3	4
Содержание водорода, $[H_2]$, $cm^3/100$ г Ме	<u>0,35</u>	<u>0,28</u>	<u>0,32</u>	<u>0,28</u>
	0,26	0,21	0,23	0,22
Плотность жидкого сплава, d_L , $г/см^3$	<u>2,347</u>	<u>2,407</u>	<u>2,357</u>	<u>2,385</u>
	2,352	2,425	2,380	2,393
Плотность твердого сплава, d_S , $г/см^3$	<u>2,622</u>	<u>2,694</u>	<u>2,665</u>	<u>2,683</u>
	2,693	2,735	2,705	2,718

* В числителе – из К-шихты; в знаменателе – из М-шихты

Проведены обширные исследования с целью определения эффективности микрокристаллических модифицирующих лигатур (МкМЛ) AlTi5, AlTi5B1 и AlSr10. Применение специальных способов обработки шихтовых металлов при получении данных лигатур позволяет существенно повысить модифицирующий эффект при сокращении их расхода. В основу технологий получения и применения МкМЛ для силуминов положен принцип избирательного (генного)

модифицирования, который заключается в целенаправленном формировании в расплаве размерно-количественных и морфологических параметров зародышевых фаз. Мелкоигольчатые интерметаллиды типа Al_3Ti оказывают наследственное влияние на увеличение твердости силуминов, а дисперсные блочные – на предел прочности и относительное удлинение. Влияние малых добавок МкМЛ на структуру промышленных сплавов системы Al-Si показано на рисунке.



Влияние МкМЛ на структуру силуминов АК9ч, АК6М2, АК10М2Н ($\times 100$): а, б, в – не модифицированные, соответственно; г, д, е – модифицированные АК9ч (0,015% Sr), АК6М2 (0,02% Sr), АК10М2Н (0,02% Ti)

Измельчение основных фазовых составляющих сплавов способствует существенному повышению механических свойств («гагаринские» образцы) в литом и термообработанном состояниях. Например, прочность сплава АК6М2 при модифицировании 0,02% Sr возросла с 248 до 284 МПа (на 14,5%).

На основании исследования структурно-чувствительных свойств расплава заэвтектического состава Al-20%Si обоснован их полигенный характер, заключающийся в том, что кремний в широком интервале температур может одновременно находиться в виде дисперсных частиц с ковалентным $(Si-Si)_k$ и металлическим $(Si-Si)_m$ типами связи.

Характер изменения политерм вязкости и температуры гистерезисов (T_g) существенно зависят от структуры исходных шихтовых материалов в широком диапазоне температур. Например, температура гистерезиса вязкости в режиме нагрева и последующего охлаждения расплава, полученного из крупнокристаллической шихты, составляла $\sim 1100^\circ\text{C}$, а расплава, полученного из мелкокристаллической шихты - $\sim 1000^\circ\text{C}$. По результатам исследования структурно-чувствительных свойств расплавов (вязкость, плотность) были сделаны обоснованные выводы о том, что перегревы расплавов выше температур гистерезиса (вплоть до 1350°C) не в полной мере устраняют их микрогетерогенность, унаследованную от структуры исходной шихты, а способствуют перераспределению долей дисперсных фаз и приближению системы к монодисперсному состоянию. В данном случае под термином «монодисперсность» понимается близость размеров дисперсных фаз. Среди многочисленных практических и научно-исследовательских направлений в работе литейной кафедры СамГТУ в области алюминиевых сплавов можно выделить следующие.

1. Выполнен технологический аудит производства алюминиевого литья, проведены курсы повышения квалификации на ОАО «АВТОВАЗ» и даны реальные рекомендации по улучшению качества автомобильного литья.
2. Проводятся опытно-промышленные испытания на ОАО «АВТОВАЗ» по совершенствованию комплексных технологий подготовки алюминиевых расплавов к литью⁴.
3. Разработаны и запатентованы комплексные технологии получения легирующих лигатур для сплавов конструкционного и функционального назначения. В Центре литейных технологий организовано малотоннажное производство лигатур, припоев и термоиндикаторных сплавов на основе цветных металлов.
4. Получено свидетельство о регистрации программы «ТЕМПЛЕТ S7.ALC» для определения балла газовой пори-

⁴ Ведомственная программа по сотрудничеству ОАО «АВТОВАЗ» с базовыми ВУЗами России на период 2012-2016 г.г.

стости в алюминиевых сплавах, разработанной совместно со специалистами компании СИАМС (г. Екатеринбург).

5. Развивается перспективное направление по разработке технологий получения и применения наноструктурированных лигатур способом сверхбыстрой кристаллизации. В настоящее время лигатуры $AlTi_5$, $AlTi_5B_1$, $AlSr_{10}$, $AlSi_{20}$, $AlZr_{10}$, проходят испытания в лабораториях СамГТУ и других вузов.
6. Проводятся исследования по рециклингу отходов алюминиевого производства. Разработаны технологические основы эффективного использования металлических отходов, образующихся при рециклировании отработанных изделий машиностроительного и электротехнического назначения⁵. Положительные результаты получены при использовании продуктов рециклинга алюминиевых шлаков различного происхождения. Установлена эффективность «вторичных» флюсов, выделенных из водорастворимой составляющей солевых алюминиевых шлаков.
7. Явление структурной наследственности находит новое применение для разработки технологий армирования и модифицирования алюминиевых сплавов наноразмерными частицами карбидов титана и кремния⁶.

⁵ Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.»; государственный контракт № П181 на 2010-2011 г.г.

⁶ Работа выполняется в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы»; государственный контракт № 14.513.11.0042.

О ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУР ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ОТ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ХАРАКТЕРА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Сидоров Е.В.¹, Drapala J.², Пикунов М.В.³

¹ *Владимирский государственный университет*

им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

² *Vysoká škola báňská – Technická universita Ostrava, Ostrava – Poruba,
Czech Republic*

³ *Национальный исследовательский технологический университет
«Московский институт стали и сплавов»*

Введение

Эксплуатационные свойства литых изделий из сплавов predetermined фазовым составом, морфологией и дисперсностью, т.е. микроструктурой сплава, а также размерами и ориентацией кристаллов, т.е. макроструктурой заготовок. Получение любой металлической заготовки связано с переходом вещества из жидкого некристаллического в твердое кристаллическое состояние, т.е. с физико-химическим процессом. От полноты протекания физико-химических процессов при кристаллизации во многом зависят конечный фазовый состав, микроструктура сплава и макроструктура отливок. Основой предсказания конечных результатов кристаллизации являются законы равновесия этого процесса, определяемые физическими и физико-химическими свойствами компонентов сплава и отражаемые равновесными диаграммами состояния. В связи с тем, что равновесная кристаллизация практически недостижима при любых скоростях охлаждения, главной задачей анализа процесса кристаллизации является определение возможной степени отклонения от равновесного развития, установление температур неравновесных ликвидуса и солидуса, определение составов и масс неравновесных жидких и твердых фаз.

Теория

Процесс кристаллизации сплавов твердых растворов является достаточно сложным механизмом даже для двухкомпонентных си-

стем. Для его анализа требуется применять расчеты, учитывающие, в первую очередь, различие в величинах коэффициентов температуропроводности и диффузии в жидкой и твердых фазах. Подобный подход для анализа равновесной кристаллизации приведен в работе [1], где количественные показатели выведены для двухкомпонентных сплавов и использованы для анализа промышленных сплавов.

К показателям характера кристаллизации сплавов относятся: доля сплава, кристаллизующаяся за счет диффузионного распада жидкой фазы ($M_{расп}$) и диффузионного взаимодействия жидкой и твердой фаз ($M_{вз}$); темп кристаллизации ($i = dm/dt$) вблизи ликвидуса (i_L) и солидуса (i_C); равновесный коэффициент распределения легирующего компонента (K); величины равновесного (δt_P) и неравновесного (δt_H) интервалов кристаллизации.

Анализ этих показателей и экспериментальные исследования на двухкомпонентных сплавах позволили решить задачу по получению литых заготовок из многокомпонентных магнитных сплавов с требуемыми макроструктурами – монокристаллической, столбчатой и равноосной [1, 2]. При этом приходилось многокомпонентные сплавы твердые растворы преобразовывать под гипотетические двойные с условным равновесным коэффициентом распределения, что позволило определять величины $M_{расп}$, $M_{вз}$, i_L , i_C . Однако предложенный в работе [1] анализ не позволял точно исследовать характер кристаллизации трех- и многокомпонентных сплавов твердых растворов. В дальнейшем в работах [3-6] был проведен теоретический и графический анализ процесса кристаллизации трех-, четырех- и многокомпонентных сплавов твердых растворов и установлены новые ранее неизвестные механизмы равновесной кристаллизации этих сплавов, которые заключаются в следующем:

- в процессе реализации равновесной кристаллизации в многокомпонентных сплавах при понижении температуры из существующей равновесной жидкой фазы за счет диффузионного распада первоначально образуются неравновесная жидкая и твердая фазы, а последующее диффузионное взаимодействие влечет изменение всех существующих

фаз по составу и массе, приводя систему в новое равновесное состояние;

- равновесные коэффициенты распределения компонентов в многокомпонентном непрерывном твердом растворе больше единицы ($K > 1$) у тех компонентов, температура плавления которых выше температуры ликвидуса сплава; эти коэффициенты меньше единицы ($K < 1$) у компонентов, температура плавления которых ниже температуры солидуса сплава; у компонентов, температура плавления которых попадает в интервал кристаллизации многокомпонентного сплава, равновесный коэффициент распределения в начале процесса меньше единицы ($K < 1$), затем оказывается равным единице ($K = 1$) и в конце процесса становится больше единицы ($K > 1$).

Рассмотрим равновесную кристаллизацию трехкомпонентного сплава твердого раствора системы А-В-С, в которой температуры плавления компонентов соотносятся как $t_B^{III} > t_C^{III} > t_A^{III}$ по работе. На рис. 1 такая система представлена с двумя изотермическими сечениями при t и $t - \Delta t$, где показаны коноды при данных температурах для сплава C_0 , а также составы сосуществующих равновесных жидких и твердых фаз $C_{Ж.Р}^t$, $C_{Ж.Р}^{t-\Delta t}$, $C_{ТВ.Р}^t$, $C_{ТВ.Р}^{t-\Delta t}$. Их массовые доли для любых температур в интервале кристаллизации определяются исходя из постоянства количества любого компонента в сплаве в процессе кристаллизации:

$$m_{ТВ.Р} C_{ТВ.Р} + m_{Ж.Р} C_{Ж.Р} = C_0 \quad (1)$$

где $m_{ТВ.Р}$ и $m_{Ж.Р}$ - массовые доли твердой и жидкой фаз при рассматриваемой температуре. Так как при любой температуре $m_{ТВ.Р} + m_{Ж.Р} = 1$, из уравнения (1) получаем

$$m_{Ж.Р}^t = \frac{C_0 - C_{ТВ.Р}^t}{C_{Ж.Р}^t - C_{ТВ.Р}^t} \quad (2)$$

$$m_{ТВ.Р}^t = \frac{C_{Ж.Р}^t - C_0}{C_{Ж.Р}^t - C_{ТВ.Р}^t} \quad (3)$$

Следовательно, при t и $t - \Delta t$ известны составы обеих фаз ($C_{ТВ.Р}^t$, $C_{Ж.Р}^t$, $C_{ТВ.Р}^{t-\Delta t}$, $C_{Ж.Р}^{t-\Delta t}$), а также их массовые доли ($m_{Ж.Р}^t$, $m_{ТВ.Р}^t$, $m_{Ж.Р}^{t-\Delta t}$, $m_{ТВ.Р}^{t-\Delta t}$).

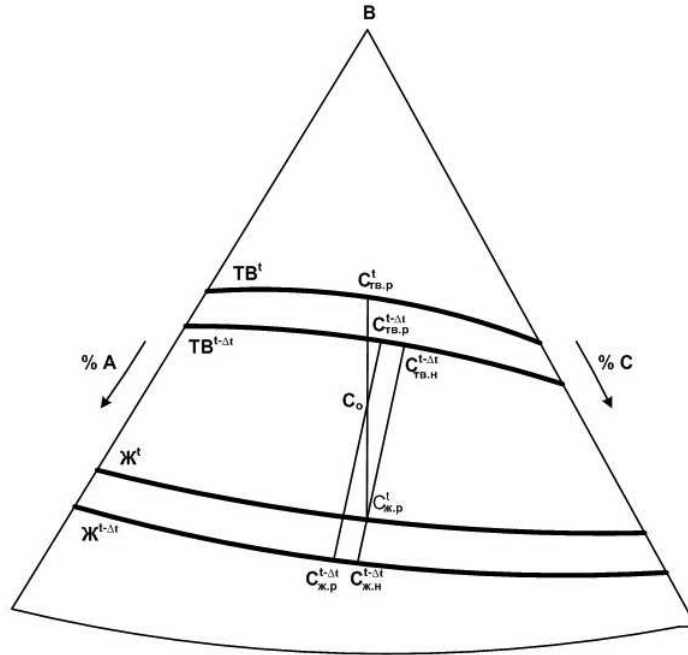


Рис. 1. Изотермические сечения диаграммы состояния тройной системы А-В-С при t и $t-\Delta t$ ($t_B^{III} > t_C^{III} > t_A^{III}$)

Рассмотрим теперь процесс кристаллизации состава C_0 в трехкомпонентной системе А-В-С (см. рис. 1) с учетом распада и взаимодействия. При понижении температуры на Δt из жидкой фазы массой $m_{Ж.Р}^t$ и состава $C_{Ж.Р}^t$, равновесных для t , за счет распада образуются неравновесные твердая ($C_{ТВ.Н}^{t-\Delta t}$) и жидкая ($C_{Ж.Н}^{t-\Delta t}$) фазы. Эти составы определяются согласно коноде, проходящей через состав равновесной жидкости $C_{Ж.Р}^t$.

Исходя из известных принципов равновесной кристаллизации твердых растворов, можно определить массовые доли образовавшихся неравновесных фаз:

$$m_{Ж.Н}^{t-\Delta t} = \frac{C_{Ж.Р}^t - C_{ТВ.Н}^{t-\Delta t}}{C_{Ж.Н}^{t-\Delta t} - C_{ТВ.Н}^{t-\Delta t}} m_{Ж.Р}^t \quad (4)$$

$$m_{ТВ.Н}^{t-\Delta t} = \frac{C_{Ж.Н}^{t-\Delta t} - C_{Ж.Р}^t}{C_{Ж.Н}^{t-\Delta t} - C_{ТВ.Н}^{t-\Delta t}} m_{Ж.Р}^t \quad (5)$$

Таким образом, после диффузионного распада жидкости, имевшей массу $m_{Ж.Р}^t$ и состав $C_{Ж.Р}^t$, сформировались новые неравновесные жидкая ($m_{Ж.Н}^{t-\Delta t}$ и $C_{Ж.Н}^{t-\Delta t}$) и твердая ($m_{ТВ.Н}^{t-\Delta t}$ и $C_{ТВ.Н}^{t-\Delta t}$) фазы; $m_{ТВ.Н}^{t-\Delta t}$ - это доля

твердой фазы, образовавшаяся за счет диффузионного распада при понижении температуры на Δt , которую можно обозначить как $\Delta M_{РАСП}$. При этом осталась предыдущая твердая фаза массой $m_{ТВ.Р}^t$ и составом $C_{ТВ.Р}^t$, равновесная для t . Сумму массовых долей фаз, имеющих на данном этапе, можно записать следующим образом:

$$m_{ТВ.Р}^t + m_{Ж.Н}^{t-\Delta t} + m_{ТВ.Н}^{t-\Delta t} = 1 \quad (6)$$

Баланс любого компонента, входящего в состав сплава, выражается уравнением

$$C_{ТВ.Р}^t m_{ТВ.Р}^t + C_{Ж.Н}^{t-\Delta t} m_{Ж.Н}^{t-\Delta t} + C_{ТВ.Н}^{t-\Delta t} m_{ТВ.Н}^{t-\Delta t} = C_o \quad (7)$$

Из выражения (6) видно, что

$$m_{Ж.Н}^{t-\Delta t} + m_{ТВ.Н}^{t-\Delta t} = 1 - m_{ТВ.Р}^t = m_{Ж.Р}^t \quad (8)$$

Таким образом, после первого шага равновесной кристаллизации, т.е. диффузионного распада жидкости, вся система находится в неравновесном состоянии, которое описывается уравнениями (4), (5) и (8). Равновесному состоянию системы при температуре $t - \Delta t$ должно соответствовать наличие твердой фазы состава $C_{ТВ.Р}^{t-\Delta t}$ и массой $m_{ТВ.Р}^{t-\Delta t}$ и одной жидкой с $C_{Ж.Р}^{t-\Delta t}$ и $m_{Ж.Р}^{t-\Delta t}$. Они определяются конодой, проходящей через C_o при $t - \Delta t$ (см. рис. 1). Следовательно, достижение равновесия должно произойти за счет диффузионного изменения составов двух твердых фаз $C_{ТВ.Р}^t$ и $C_{ТВ.Н}^{t-\Delta t}$ до нового равновесного $C_{ТВ.Р}^{t-\Delta t}$ и изменения состава неравновесной жидкости $C_{Ж.Н}^{t-\Delta t}$ до нового равновесного $C_{Ж.Р}^{t-\Delta t}$. В этом заключается существенное отличие процесса равновесной кристаллизации трех- и более компонентных сплавов от двойных, в которых составы появившихся неравновесных жидкой и твердой фаз после распада совпадают с составами равновесных жидкой и твердой фаз при $t - \Delta t$ (см. рис. 1). В результате протекающего диффузионного взаимодействия должны изменяться не только составы фаз, но и их массовые доли, которые после достижения равновесия будут равны

$$m_{Ж.Р}^{t-\Delta t} = \frac{C_o - C_{ТВ.Р}^{t-\Delta t}}{C_{Ж.Р}^{t-\Delta t} - C_{ТВ.Р}^{t-\Delta t}} \quad (9)$$

$$m_{TB.P}^{t-\Delta t} = \frac{C_{Ж.Р}^{t-\Delta t} - C_0}{C_{Ж.Р}^{t-\Delta t} - C_{TB.P}^{t-\Delta t}} \quad (10)$$

Общий прирост твердой фазы, или убыль жидкой, (Δm) при понижении температуры на Δt составит $\Delta m = m_{TB.P}^{t-\Delta t} - m_{TB.P}^t$ или $\Delta m = m_{Ж.Р}^t - m_{Ж.Р}^{t-\Delta t}$. Доля твердой фазы, образовавшейся за счет диффузионного распада жидкости $\Delta m_{РАСП} = m_{TB.H}^{t-\Delta t}$, определяется по формуле (5). Тогда количество твердой фазы, полученное за счет диффузионного взаимодействия (Δm_{B3}), можно установить следующим образом:

$$\Delta m_{B3} = m_{TB.P}^{t-\Delta t} - m_{TB.P}^t - m_{TB.H}^{t-\Delta t} \quad (11)$$

ИЛИ

$$\Delta m_{B3} = \frac{C_{Ж.Р}^{t-\Delta t} - C_0}{C_{Ж.Р}^{t-\Delta t} - C_{TB.P}^{t-\Delta t}} - \frac{C_{Ж.Р}^t - C_0}{C_{Ж.Р}^t - C_{TB.P}^t} - \frac{C_{Ж.Н}^{t-\Delta t} - C_{Ж.Р}^t}{C_{Ж.Н}^{t-\Delta t} - C_{TB.H}^{t-\Delta t}} m_{Ж.Р}^t \quad (12)$$

Для исследования процесса равновесной и неравновесной кристаллизации в трехкомпонентных системах была разработана компьютерная программа на основе MatLab, позволяющая строить поверхности ликвидуса и солидуса в системах непрерывных твердых растворов, изотермические и политермические сечения, коноды, определять составы сосуществующих равновесных фаз и их доли при заданном составе, рассчитывать равновесные коэффициенты распределения компонентов [7]. С помощью данной программы были выполнены расчеты равновесной и неравновесной кристаллизации сплавов в условной трехкомпонентной системе А-В-С и реальной системе Cu-Mn-Ni и определены вышеуказанные показатели равновесной кристаллизации. Расчеты проводили по указанному выше алгоритму ряда тройных сплавов системы А-В-С (рис. 2 а), в которой были приняты температуры плавления компонентов: $t_A = 1000$ °С, $t_B = 1200$ °С, $t_C = 800$ °С, т.е. компонент В – тугоплавкий, А – среднеплавкий, С – легкоплавкий.

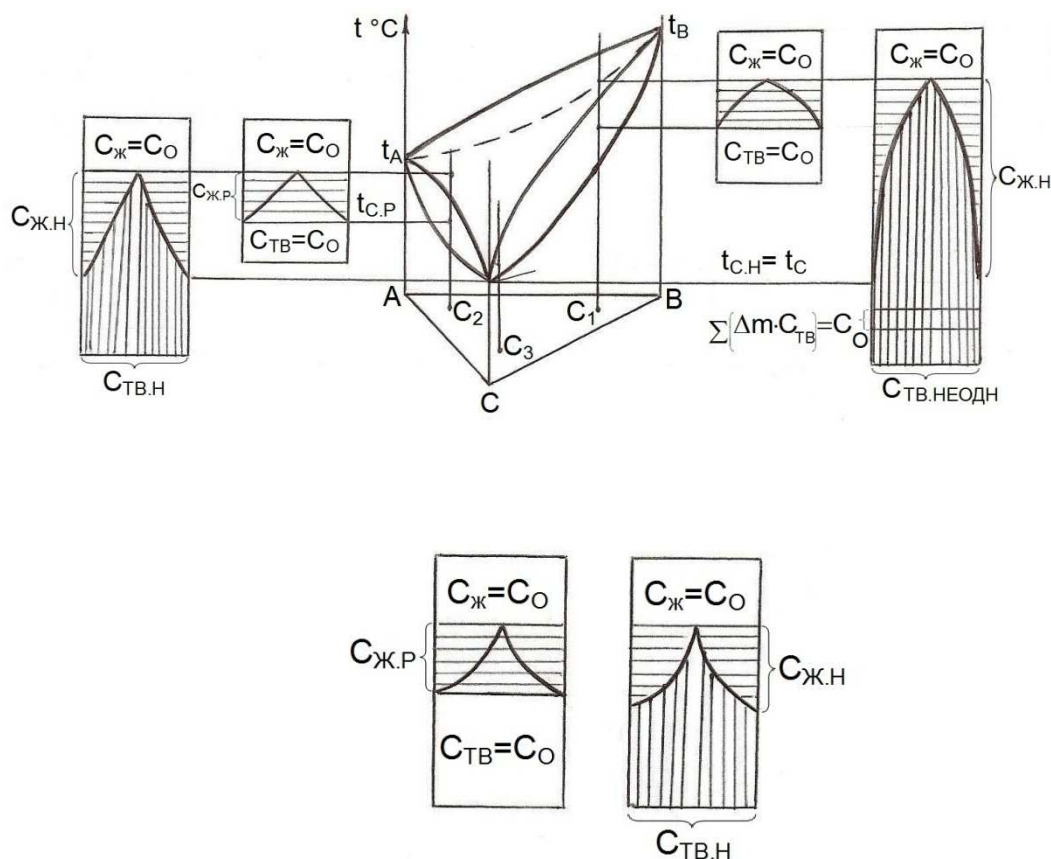


Рис. 2. Вид диаграммы состояния системы А-В-С (а) и строение переходных двухфазных областей в образцах-отливках с температурным градиентом из сплавов C_1 (б), C_2 (в), C_3 (г) при равновесной (справа) и неравновесной (слева) кристаллизации

В таблице 1 показаны результаты расчета равновесной, а в таблице 2 неравновесной кристаллизации сплава, содержащего 33 % А – 33 % В – 34 % С. Температура ликвидуса сплава равна $t_L = 1047$ °С, солидуса равновесного $t_{C.P} = 980$ °С, неравновесного $t_{C.H} = 800$ °С. Для равновесного процесса расчет проводили с температурным шагом 5 °С, для неравновесного – 10 °С. Определяли составы равновесных твердой (S_P (А, В, С)), жидкой (l_P (А, В, С)) фаз, их массы ($m_{ж.P}$, $m_{ТВ.P}$), составы неравновесных твердой (S_H (А, В, С)), жидкой (l_H (А, В, С)), их массы ($\sum \Delta m_{ТВ.H}$, $m_{ж.H}$), доли сплава, образовавшиеся за счет диффузионного распада ($\Delta m_{РАСП}$) и диффузионного взаимодействия ($\Delta m_{ВЗ}$) при

понижении на температурный шаг, а также общую долю сплава, кристаллизующуюся за счет этих процессов $M_{РАСП} = \sum \Delta m_{РАСП}$, $M_{ВЗ} = \sum \Delta m_{ВЗ}$, и равновесные коэффициенты распределения компонентов (K).

Таблица 1 Показатели равновесной кристаллизации сплавов

$T, ^\circ\text{C}$	l_P (А)	l_P (В)	$m_{ж.р}$	s_P (А)	s_P (В)	$m_{тв.р}$
1047	33.00	33.00	1.000	27.13	19.74	0.000
1042	33.42	34.01	1.924	27.91	20.55	0.075
1037	33.77	35.05	0.850	28.65	21.38	0.149
1032	34.06	36.11	0.775	29.35	22.24	0.224
1027	34.28	37.19	0.701	30.00	23.13	0.298
1022	34.43	38.30	0.627	30.60	24.05	0.372
1017	34.50	39.44	0.553	31.14	25.01	0.446
1012	34.50	40.61	0.478	31.62	26.00	0.521
1007	34.43	41.82	0.403	32.03	27.03	0.596
1002	34.27	43.05	0.328	32.38	28.10	0.672
997	33.76	44.48	0.255	32.74	29.17	0.744
992	32.97	46.05	0.080	32.81	30.29	0.820
987	32.11	47.65	0.089	33.09	31.50	0.910
982	31.20	49.26	0.009	33.02	32.79	0.990
981	31.07	49.51	0.002	33.01	33.00	0.997

Таблица 1 Продолжение

$T, ^\circ\text{C}$	$l_{ж.н}$ (А)	$l_{ж.н}$ (В)	$m_{ж.н}$	s_H (А)	s_H (В)	$\Delta m_{РАСП}$	$\Delta m_{ВЗ}$
1047	0.00	0.00	0.000	0.00	0.00	0.000	0.001
1042	33.42	34.01	0.924	27.91	20.55	0.075	0.000
1037	33.80	35.03	0.855	28.68	21.37	0.068	0.005
1032	34.11	36.08	0.788	29.40	22.22	0.062	0.012
1027	34.37	37.14	0.719	30.08	23.09	0.056	0.018
1022	34.56	38.22	0.649	30.72	24.00	0.052	0.022
1017	34.68	39.34	0.581	31.30	24.93	0.046	0.028
1012	34.71	40.49	0.513	31.82	25.91	0.040	0.034

1007	34.68	41.67	0.444	32.27	26.92	0.034	0.040
1002	34.56	42.89	0.375	32.66	27.97	0.028	0.047
997	34.34	44.15	0.305	33.32	28.91	0.022	0.050
992	33.76	45.60	0.252	33.82	29.92	0.014	0.068
987	32.89	47.21	0.204	33.91	31.13	0.006	0.070
982	31.97	48.83	0.082	33.85	32.42	0.004	0.073
981	31.18	49.45	0.009	33.13	32.94	0.000	0.006
						Σ 0.52	Σ 0.48

Таблица 2 Показатели неравновесной кристаллизации сплава

$T, ^\circ\text{C}$	l_H (A)	s_H (A)	K (A)	l_H (C)	s_H (C)	K (C)
1047	33.00	27.13	0.822	33.00	19.74	0.598
1037	33.77	28.65	0.848	35.05	21.38	0.610
1027	34.40	30.11	0.875	37.12	23.08	0.621
1017	34.89	31.50	0.902	39.22	24.84	0.633
1007	35.25	32.82	0.931	41.34	26.67	0.645
997	35.39	34.37	0.971	43.54	28.43	0.653
987	35.22	36.37	1.032	45.88	30.02	0.654
977	34.77	37.82	1.087	48.33	31.90	0.660
967	34.05	38.76	1.138	50.89	34.05	0.669
957	33.10	39.27	1.186	53.54	36.43	0.680
947	31.92	39.32	1.231	56.27	39.05	0.693
937	30.54	38.97	1.275	59.08	41.88	0.708
917	27.27	37.10	1.360	64.85	48.16	0.742
897	23.44	33.80	1.442	70.77	55.22	0.780
877	19.13	29.14	1.523	76.79	63.04	0.820
867	16.86	26.36	1.563	79.81	67.21	0.842
857	14.50	23.27	1.604	82.83	71.56	0.863
847	12.09	19.90	1.645	85.85	76.09	0.886
837	9.63	16.24	1.686	88.86	80.79	0.909
827	7.11	12.29	1.728	91.86	85.68	0.932
817	4.55	8.05	1.770	94.85	90.76	0.956
807	1.95	3.53	1.814	97.83	96.03	0.981

Таблица 2 Продолжение

$T, ^\circ\text{C}$	$l_H (\text{B})$	$s_H (\text{B})$	$K (\text{B})$	$\Delta m_{\text{ТВ.Н}}$	$\sum \Delta m_{\text{ТВ.Н}}$	$m_{\text{Ж.Н}}$
1047	34.00	53.12	1.562	0.00	0.00	1.0
1037	31.18	49.97	1.602	0.15	0.15	0.8
1027	28.48	46.81	1.643	0.12	0.27	0.73
1017	25.89	43.66	1.686	0.11	0.38	0.62
1007	23.41	40.51	1.730	0.09	0.47	0.53
997	21.07	37.20	1.766	0.08	0.55	0.45
987	18.90	33.60	1.777	0.07	0.62	0.38
977	16.90	30.27	1.790	0.05	0.67	0.33
967	15.07	27.18	1.804	0.05	0.72	0.28
957	13.37	24.30	1.818	0.04	0.76	0.24
947	11.81	21.63	1.831	0.04	0.80	0.20
937	10.38	19.16	1.845	0.03	0.83	0.17
917	7.88	14.74	1.870	0.03	0.86	0.14
897	5.79	10.98	1.895	0.02	0.88	0.12
877	4.08	7.82	1.918	0.02	0.90	0.10
867	3.33	6.43	1.929	0.02	0.92	0.08
857	2.66	5.17	1.941	0.02	0.94	0.06
847	2.06	4.02	1.952	0.01	0.95	0.05
837	1.51	2.97	1.962	0.01	0.96	0.04
827	1.03	2.03	1.973	0.01	0.97	0.03
817	0.60	1.19	1.983	0.01	0.98	0.02
807	0.22	0.44	1.993	0.01	0.99	0.01

Из таблицы 1 видно, что доля сплава, кристаллизующаяся за счет диффузионного распада, составляет $M_{\text{РАСП}} = 0,52$, а за счет диффузионного взаимодействия - $M_{\text{ВЗ}} = 0,48$. При полностью неравновесном процессе ($D_{\text{ТВ}} \rightarrow 0$, $D_{\text{Ж}} \rightarrow \infty$) весь сплав кристаллизуется только за счет диффузионного распада (таблица 2), и каждый слой твердой фазы сохраняет свой состав и массу до комнатной температуры. Процесс неравновесной кристаллизации завершается при температуре плавления легкоплавкого компонента С (800°C).

Из таблиц 1, 2 видно, что равновесный коэффициент распределения среднеплавкого компонента А изменяет свое значение с величины $K < 1$ до значения $K > 1$, что соответственно сказывается на специфическом его распределении в дендритной ячейке (рис. 3). Из таблицы 2 видно, что основная доля твердой фазы ($\sim 70\%$) при неравновесной кристаллизации выпадает при достижении температуры равновесного солидуса.

На рис. 3 представлены графические построения показателей равновесной и неравновесной кристаллизации трех составов сплавов C_1 (80 % В – 10 % А – 10 % С), C_2 (80 % А – 10 % В – 10 % С), C_3 (80 % С – 10 % А – 10 % В), имеющих равные равновесные, но различные неравновесные интервалы кристаллизации. Сплав C_1 взят в области тугоплавкого компонента В, сплав C_2 в области среднеплавкого компонента А и сплав C_3 в области легкоплавкого компонента. На рис. 3 а₁, б₁, в₁ показаны доли сплава, образованные за счет $M_{РАСП}$ и $M_{ВЗ}$. Из рисунков видно, что у сплава C_1 большая доля кристаллизуется за счет $M_{РАСП}$, а у сплава C_2 за счет $M_{ВЗ}$, у сплава C_3 эти доли примерно равны. На рис. 3 а₂, б₂, в₂ показан прирост твердой фазы в сплавах C_1 , C_2 , C_3 при полностью неравновесном процессе. В данном случае диффузионное взаимодействие отсутствует, и весь сплав кристаллизуется только за счет диффузионного распада. Процесс кристаллизации начинается при температурах ликвидуса каждого сплава, а заканчивается при одной (равной) температуре неравновесного солидуса ($t_{с.н} = t_c$). Соответственно, в затвердевающей отливке при равном температурном градиенте будет образована разная величина переходной жидко-твердой области. Самая протяженная эта область будет у сплава C_1 (рис. 2 б, рис. 3 а₂), а самая короткая у сплава C_3 (рис. 2 г, рис. 3 в₂). Такое различие в строениях жидко-твердой области у сплавов с равными равновесными интервалами кристаллизации, но различными неравновесными отражается на макроструктуре – размере зерна кристаллов. Оказывается, что чем больше величина неравновесного интервала кристаллизации, тем крупнее размер кристаллов.

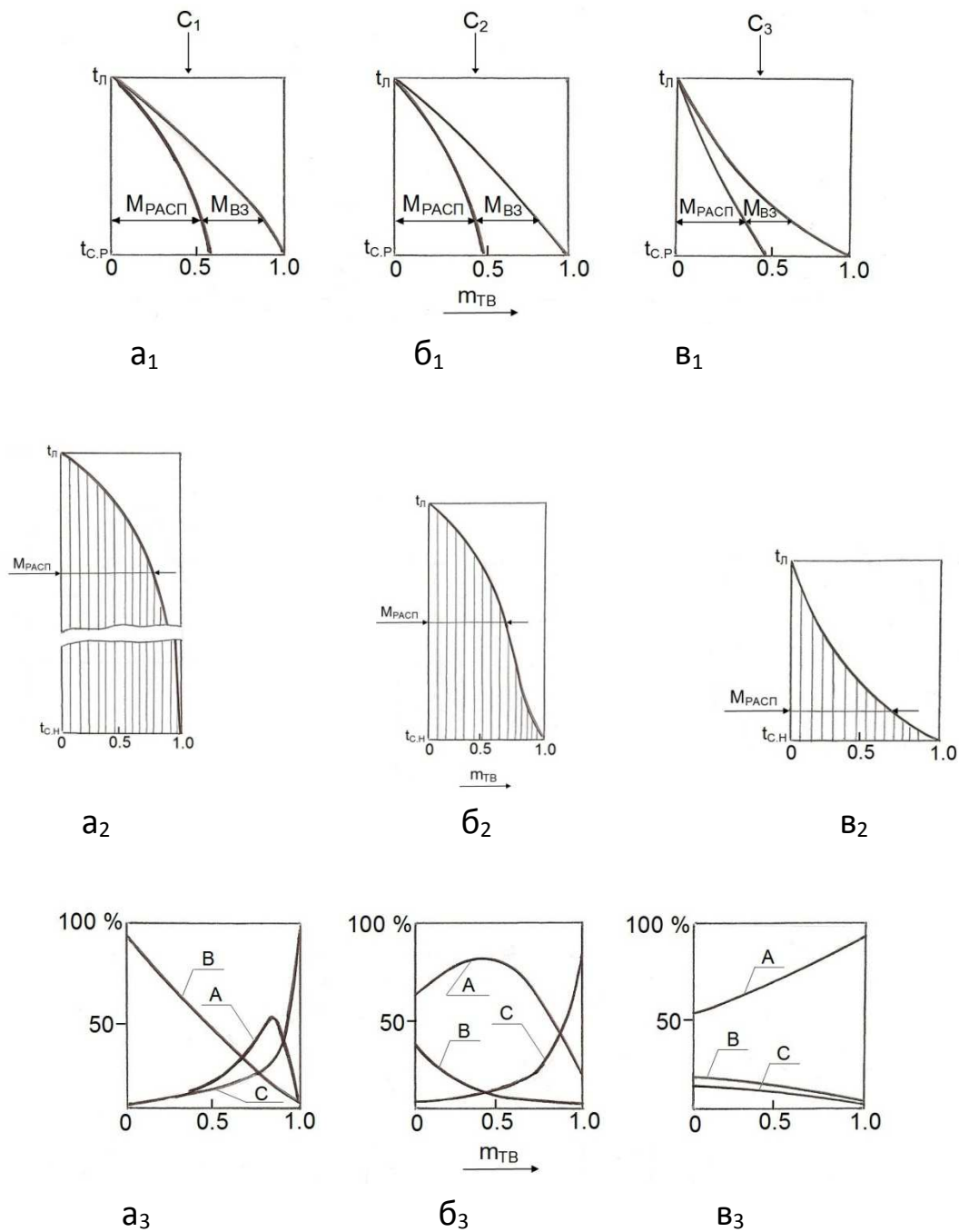


Рис. 3. Графические показатели равновесной и неравновесной кристаллизации сплавов C_1 , C_2 , C_3

На рис. 4 показана величина столбчатых кристаллов (h , в дюймах) в отливках из различных сплавов в системах Cu-Ni и Cu-Mn по данным работы [8] и собственных экспериментов [1]. Из рис. 4 видно, что чем больше величина неравновесного интервала кристаллизации, тем больше высота столбчатых кристаллов. Однако, большая величина

жидко-твердой области будет характеризоваться наличием большого количества усадочных пор в отливках, что особенно актуально для оловянистых бронз.

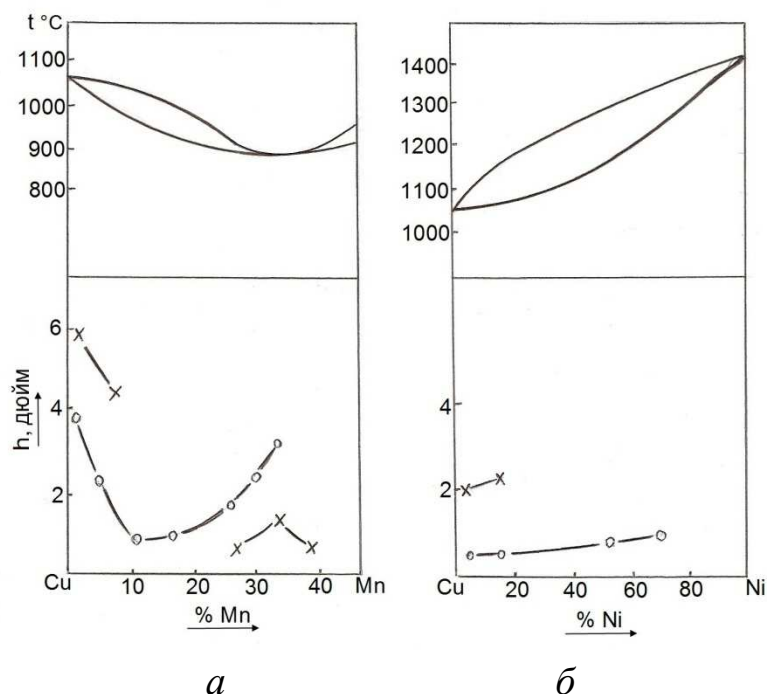


Рис. 4. Зависимость высоты столбчатых кристаллов в отливках из сплавов систем Cu-Mn (а) и Cu-Ni (б)

о – по данным работы [8]

х – собственные результаты [1]

На рис.3 а₃, б₃, в₃ показана также зависимость распределения компонентов сплава в дендритной ячейке от доли твердой фазы сплава или от доли затвердевшей отливки при направленном затвердевании с плоским фронтом. Из рисунков видно, что в дендритной ячейке сплавов C_1 и C_2 наблюдается нетипичное распределение среднеплавкого компонента А. Его содержание сначала увеличивается, достигает максимума, а затем уменьшается. Так как ликвацию компонентов

сплава определяют как $K_{лик} = \frac{C_{ГР}}{C_{Ц}}$, где $C_{ГР}$, $C_{Ц}$ - содержание компонента на границе и в центре дендритной ячейки соответственно, то определить, ликвирует компонент А или нет, мы не можем. Такое нетипич-

ное распределение среднеплавкого компонента связано с изменением его равновесного коэффициента распределения в интервале кристаллизации [3, 5]. Тугоплавкий компонент В во всех сплавах из системы А-В-С не ликвирует, а легкоплавкий С всегда ликвирует с максимальным содержанием на границе.

Выводы

1. Разработана компьютерная программа на основе MatLab и проведены расчеты показателей равновесной и неравновесной кристаллизации сплавов в трехкомпонентной системе.
2. Установлена зависимость микроструктуры сплава и макроструктуры отливок от характера кристаллизации сплавов. Показано, что реальный процесс кристаллизации сплава проходит в неравновесных условиях, результатом которых является образование микро- и макронеоднородности, увеличение интервала кристаллизации, зависимость размера макрозерна от величины переходной жидко-твердой области.
3. Показано, что сложное перераспределение среднеплавкого компонента в микроструктуре сплава связано с изменением равновесного коэффициента распределения в интервале кристаллизации.

Литература

1. ПИКУНОВ, М., БЕЛЯЕВ, И., СИДОРОВ, Е. *Кристаллизация сплавов и направленное затвердевание отливок*. Владим. гос. ун-т. Владимир, 2002. 214 с. ISBN 5-89368-272-6.
2. СИДОРОВ, Е. *Отливки магнитов с монокристаллической и столбчатой структурами. Теория и практика изготовления*. Владимир, 2007. 165 с. ISBN 978-5-8311-0308-3.
3. СИДОРОВ, Е. О коэффициентах распределения компонентов и некоторых закономерностях кристаллизации сплавов в трехкомпонентных системах. *Изв. ВУЗов. Цветная металлургия*, 2007, № 1, с. 41-46.

4. СИДОРОВ, Е. О равновесной кристаллизации трехкомпонентных сплавов твердых растворов. *Изв. ВУЗов. Цветная металлургия*, 2007, № 4, с. 41-44.
5. СИДОРОВ, Е., ПИКУНОВ, М., Драпала, Я. О коэффициентах распределения и некоторых закономерностях кристаллизации сплавов непрерывных твердых растворов в многокомпонентных системах. *Изв. ВУЗов. Черная металлургия*, 2007, № 5, с. 3-8.
6. ПИКУНОВ, М., СИДОРОВ, Е. О расположении конод при равновесии между твердой и жидкой фазами в трехкомпонентной системе с неограниченной взаимной растворимостью компонентов в обеих фазах. *Изв. ВУЗов. Черная металлургия*, 2007, № 1, с. 3-6.
7. DRÁPALA, J., MORÁVKOVÁ, Z., SIDOROV, E. Computer simulation of crystallization in ternary systems. *Sbornik vědeckých prací Vysoké školy báňské. Ostrava, Techn. Univ. Ostrava*, 2005. Roč. XLVII, č. 1214, 45-51.
8. NORTHCOTT, L. The influence of alloying elements on the crystallization of copper. Part II. – Large additions and the part played by the constitution. *The Journal of The Institute of Metals*, 1939, vol. LXV, No. 2, p. 173-204.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА СОСТАВА АК7С НА СОДЕРЖАНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

Деев В.Б., Пономарева К.В., Цецорина С.А.,
Юдин А.С., Прохоренко А.В.

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк

Актуальной проблемой современного литейного производства является максимально возможное ресурсосбережение, заключающееся в использовании повышенного количества вторичных материалов при обеспечении требуемого уровня механических и эксплуатацион-

ных свойств в литых изделиях [1 – 3]. Известно [4], что отдельные неудачи при работе с вторичными материалами при получении литейных алюминиевых сплавов создали о них мнение как о нежелательных составляющих шихты. Между тем, разница в цене между чушковыми и вторичными материалами составляет, в среднем, в 2...2,5 раза. И если бы удалось увеличить их содержание в шихте до 80...100 % при гарантированном получении необходимого уровня механических свойств (не ниже требований ГОСТ 1583-93), то это позволило бы получить существенную экономию при производстве отливок.

Для получения качественных отливок с использованием повышенного количества вторичных материалов помимо тщательной организации сбора, сортировки и подготовки шихтовых материалов и учетом наследственности используемой шихты необходимо создание эффективных технологий обработки расплавов в процессе плавки и заливки в литейные формы. Тщательный анализ всего технологического процесса, включающий оптимизацию температурных режимов плавки (проведение термовременной обработки – ТВО), выбор рациональной технологии рафинирования, использование физических воздействий при заливке и литье (магнитного поля, электрического тока) позволят заложить требуемый «резерв» в качество получаемых литых изделий.

Вышеперечисленные технологии будут способствовать снижению пористости, формированию в сплаве мелкозернистой структуры и повышению механических, технологических и эксплуатационных свойств. Данные эффекты связаны с изменением характера кристаллизации сплавов, обработанных физическими воздействиями, по сравнению со сплавами без обработки. Понимание сущности процессов обработки и создание единого подхода к получаемым в дальнейшем явлениям позволит более глубоко подойти к созданию обобщенной теории модифицирования и рафинирования сплавов.

Операция рафинирования в промышленных технологиях плавки и литья является обязательной, так как повышенное количество вторичных материалов в шихте может приводить к опасности внесения газовых и неметаллических включений в расплав.

Было исследовано содержание неметаллических включений (γ - Al_2O_3) в сплаве АК7ч, полученном на основе вторичных материалов (80...85 % лома и отходов состава АК7ч + 15...20 % чушковых материалов), после различных способов обработки расплава с обязательной предварительной ТВО.

Плавки проводили в лабораторных и производственных условиях в печах СШОЛ и ИСТ-0,06. Заливку проб и образцов осуществляли при температуре 720...730 °С.

При проведении ТВО охлаждение расплавов от температуры перегрева до температуры рафинирования или заливки осуществляли твердой шихтой. Рафинирование расплавов флюсом «МХЗ» (50 % NaCl , 35 % KCl , 15 % Na_2SiF_6), препаратом «Дегазер» (90 % C_2Cl_6 , 10 % NaCl), хлористыми марганцем и цинком проводили при температуре 740...750 °С.

Обработку расплавов постоянным магнитным полем в процессе заливки осуществляли с помощью устройства [5], подсоединенного к трансформатору и представляющего из себя конусную индуктивную катушку на стойках, в которой установлен керамический желоб с воронкой, подведенный к литейной форме. В процессе обработки расплава градиент магнитного поля может составлять $\Delta B/\Delta x = 0,192...0,886$ Тл/м.

Контроль химического состава и содержание неметаллических включений определяли при помощи квантометра ARL-4460. Механические свойства и пористость определяли согласно ГОСТ 1583–93. Жидкотекучесть сплавов определяли по прутковой пробе.

Анализ приведенных результатов (рисунок 1) показал, что применение ТВО ($T = 1000...1020$ °С, $\tau = 8...10$ мин) позволило получить больший рафинирующий эффект, чем аналогичный способ обработки без использования ТВО. Соответственно, наблюдалось снижение брака по пористости, повышение уровня жидкотекучести (на 14...36 %) и механических свойств (σ_B – на 20...32 %; δ – на 63...142 %) в обработанных сплавах.

Из рис. 1 следует, что ТВО расплава является перспективной ресурсосберегающей технологией, позволяющей в комплексе с эффек-

тивным рафинированием увеличить количество вторичных материалов в шихте и получать сплавы с минимальным содержанием газовых и неметаллических включений, требуемыми механическими свойствами.

Реализация вариантов использования ТВО как отдельно, так и в комплексе с разными технологиями рафинирования (ТВО и $MnCl_2$, ТВО и флюс «МХЗ», ТВО и «Дегазер»), а также с другими способами обработки расплавов в производственных условиях ООО «Технокомплекс-НК», ООО «НПП Вектор Машиностроения» за период 2007-2013 гг. позволила при изготовлении литейного сплава АК7ч и отливок из него литьем в кокиль и литьем по газифицируемым моделям получить за счет экономии чушковых материалов (при использовании их в завалке – до 20...25 %) существенный экономический эффект. При этом в сплаве при всех вариантах рафинирования наблюдалось снижение брака по пористости и повышение прочности (в среднем – на 20...26 %) в литом состоянии.

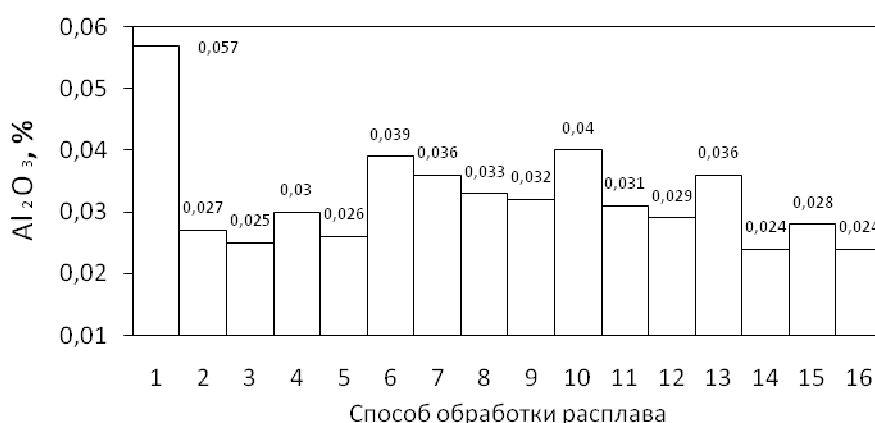


Рисунок 1 – Содержание неметаллических включений ($\gamma-Al_2O_3$) в сплаве АК7ч в зависимости от способа обработки расплава:

1 – исходный сплав на основе лома и отходов (80...85 %); 2 – аргон; 3 – ТВО и аргон; 4 – ТВО и «Дегазер» (0,5 %); 5 – ТВО и «Дегазер» (0,8 %); 6 – «Дегазер» (0,5 %); 7 – «Дегазер» (0,8 %); 8 – ТВО и $MnCl_2$ (0,2 %); 9 – магнитное поле при заливке с градиентом $\Delta B/\Delta x = 0,886$ Тл/м; 10 – $MnCl_2$ (0,2 %); 11 – ТВО и $ZnCl_2$ (0,2 %); 12 – ТВО и магнитное поле при заливке с градиентом $\Delta B/\Delta x = 0,886$ Тл/м; 13 – $ZnCl_2$

(0,2 %); 14 – ТВО и флюс «МХЗ» (0,8 %); 15 – флюс «МХЗ» (0,8 %);
16 – чушковые материалы (100 %)

Необходимо отметить, что параметры рафинирования и комплексной обработки расплавов при изменении технологии плавки нуждаются в уточнении, так как разные плавильные печи и различный состав шихтовых материалов в условиях того или иного производства могут оказывать определенное нивелирующее действие на способ обработки расплава и, соответственно, качество сплавов. Особенно эффективно проведение ТВО в печах индукционного нагрева. Это связано с интенсификацией движения расплава под действием переменных электромагнитных полей, что приводит к увеличению скоростей массопереноса и гомогенизации расплава при перегревах по сравнению с печами простого электронагрева.

Библиографический список:

1. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – М: Машиностроение-1, 2005. – 510 с.
2. Деев В.Б. Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов / В.Б. Деев // Монография [Текст]. – М.: Флинта: Наука, 2006. – 218 с.
3. Деев В.Б. Технологии обработки алюминиевых сплавов в процессе их приготовления [Текст] / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, А.П. Войтков // Литейное производство. 2006. № 9. С. 13–15.
4. Деев В.Б. Эффективные технологии обработки расплавов при получении литейных алюминиевых сплавов [Текст] / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Ри Хосен [и др.] // Литейщик России. 2012. № 10. С. 14–17.
5. Пат. на полезную модель № 69072 РФ, МПК С22С 1/02. Устройство для модифицирования сплавов [Текст] / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, В.А. Дегтярь [и др.] // Заявка № 2007130320. Приоритет 07.08.2007 г. Опубл. 10.12.2007 г.

РАЗРАБОТКА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕДИ ДЛЯ СОВРЕМЕННОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ И НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Семенов К.Г., Панкратов С.Н., Казаков П.И.

*Московский государственный
машиностроительный университет (МАМИ)*

Развитие новых технологий требует создания (а также оптимизацию известных) сплавов на основе меди, от которых требуются повышенные электро- и теплопроводность в сочетании повышенными механическими и литейными свойствами. Традиционные деформируемые и литейные сплавы на основе меди продолжают быть востребованными до настоящего времени там, где требуются высокие коррозионные свойства, антимагнитность, криогенные характеристики и другие важные свойства, но в ряде современных технических творениях они не всегда могут обеспечить высокие служебные свойства. Поэтому у нас и за рубежом постоянно работают над созданием сплавов с сочетанием легирующих компонентов в меди для удовлетворения требований конструкторов и технологов, создающих новые технические решения в авиакосмической технике электронике, информатике, криогенной технике и других.

За последние годы основными объектами синтеза новых сплавов на основе меди являются низколегированные сплавы. Наиболее известны сплавы систем Cu-Cr, Cu-Zr, Cu-Ni-Si и ряд других, которые входят в число сплавов, где требуются одновременно высокие электро- и теплопроводность и повышенная жаропрочность. Однако, стандартные сплавы имеют ряд недостатков, в частности, невысокие литейные свойства, относятся к числу пленообразующих сплавов и наиболее высокие свойства у них реализуются при вакуумной плавке и заливке.

Низколегированные литейные сплавы, которые используются в современной технике, подразделяются на две группы. К первой группе относятся дисперсионно-твердеющие, т.е. у которых повышение

жаропрочных свойств приобретает в результате термомеханической обработки. Другая группа сплавов базируется на сплавах, у которых жаропрочные свойства определяются прочностью межатомных связей между основой сплава и легирующими компонентами. У этих сплавов более высокие технологические и литейные свойства, но пониженные характеристики электро-и теплопроводности. Сплавы этой группы, которые в последние годы мало изучали, представляются в настоящее время достаточно перспективными, для создания специальных бронз (например, на основе медь алюминий) в качестве материалов, обладающих памятью. В ряде конструкций новой современной техники они могут заменять классические сплавы типа Ni-Ti (нитинол), золото-висмут (кадмий) для создания совершенно новых технических решений в космической технике и других новых технологиях. При этом можно полагать, что сплавы на основе известных составов алюминиевых бронз могут быть улучшены за счет дополнительного направленного легирования, а также средствами управляющими получением микро- и макроструктурного строения сплавов в литом и термообработанном состояниях. Представляется интересным так же дальнейшие поиски новых сплавов на основе медь-железо и медь-никель.

При этом медные сплавы второй группы более доступные и дешевле, чем классические низколегированные специальные сплавы на основе меди. Этот фактор важен для отечественной промышленности. Разрабатывающей новые технологии и потребляющей дорогостоящие сплавы в условиях современной экономики.

Основные технические данные по промышленным низколегированным сплавам в отечественной литературе изложены в /1, 2, 3/ и в периодической печати.

Одним из первых низколегированных сплавов на основе меди можно считать «телеграфную бронзу» — медь, легированную оловом (0,3-0,55) для проводов с целью повышения их прочности. С тех пор предложено много составов для упрочнения медной катанки (Cr, Zr, Mg и др.), однако до настоящего времени остается наиболее технологичной добавкой для массового производства контактных проводов современными совмещенными методами литья и прокатки. Другие

сплавы, как правило, производят из слитковых заготовок с последующей пластической обработкой.

Стандартные низколегированные сплавы меди в основном относятся к классу деформируемых сплавов (листы, ленты, полосы, прутки, трубки, проволока и др.).

Значительно меньше объем производства изделий из литейных сплавов для производства фасонных отливок для электротехнических отраслей (контакты, щеткодержатели, фасонные электроды, теплообменники, фурмы и др.).

Для получения фасонных отливок могут быть перспективны сплавы систем Cu-Zr-B; Cu-Fe с различными добавками (например, P; Sn; Zn). В стандарты США включены 4 сплава (C19600-C19200) с содержанием железа от 0,8 до 2,6% и выпускается различная продукция в виде листов, полос, лент, прутков для различных отраслей энергомашиностроения. Железистые бронзы в зависимости от термообработки (М, П, Т) обеспечивают значения σ_b от 275 до 550 МПа и $\delta_5 = 18\%$ (М).

Согласно диаграмме состояния Cu-Fe железо практически не растворяется в меди и не оказывает существенного влияния на ее теплопроводность. При переплаве лома меди загрязненного железом последнее окисляется в первую очередь с образованием оксидов железа (главным образом Fe_3O_4), которые так же не снижают существенно физико-механические свойства меди. В присутствии небольших добавок фосфора сплавы этой системы имеют относительно высокие литейные свойства и их можно рекомендовать для получения фасонных отливок

Группа сплавов медь-железо характеризуется как материалы с высокими показателями по электропроводности, а железистые бронзы (дисперсионно-твердеющие сплавы), как конкуренты хромовых бронз с высокорентабельными показателями выпускаемой продукции, так как стоимость железа и серы значительно ниже стоимости других традиционных легирующих в низколегированных сплавах меди.

Перспективным, как уже упоминалось выше, является железо, как отдельно, так и в сочетании с фосфором и др. легирующими. Ра-

боты с этими сплавами проводились у нас в 70-х – 80-х годах /4, 5/, однако промышленное производство не освоено и естественно пока нет постоянных, а также потенциальных потребителей. Между тем дисперсионно-твердеющие сплавы меди с железом имеют также ряд технологических преимуществ по сравнению с хромовыми и хром-циркониевыми бронзами, так для их изготовления возможно использование меди промышленной чистоты, т.е. допускается более высокое исходное содержание кислорода.

На первом этапе стояла задача определить оптимальное содержание железа и фосфора в этих сплавах. С этой целью проводилось исследование диаграммы состояния системы Cu-Fe-P, определялся состав фаз, входящих в сплавы этой системы, оценивалась эффективность улучшения свойств сплавов.

В результате этих исследований, было принято решение о проведении опытов для получения сплавов меди со следующими содержанием легирующих компонентов:

Сплав 1: Железо (Fe) – 0,25 %; Фосфор (P) – 0,06 %

Сплав 2: Железо (Fe) – 1,0 %; Цинк (Zn) – 0,35 %; Фосфор (P) - 0.3 %

Сплав 3: Железо (Fe) - 2.0 %; Цинк (Zn) - 0.05÷0.2 %; Фосфор (P) - 0.15 %

Для приготовления сплавов использовали катодную медь марки М1 (ГОСТ 859-2002), железо армко, лигатура фосфористая медь МФ1 (Cu - 10 % P) и лигатура Cu - 37 % Zn (в виде латуни марки Л63). Расчеты вводимого количества железа проводились с учетом возможного угара железа до 0,3 %. Расчеты количества фосфора, вводимого в виде лигатуры, проводился с учетом угара фосфора на 50 %, а также с учетом раскисления расплава меди фосфором на 25 %. Расчеты количества цинка, вводимого в виде лигатуры Cu - 37 % Zn, проводились с учетом возможного угара цинка до 1 %.

Отработка технологических режимов плавки низколегированного сплавов меди с железом проводились с учетом специфики физико-химических процессов. Различные физико-химические свойства образующихся продуктов окисления затрудняют последующее рафинирование меди и медных сплавов.

Для раскисления расплава применяются элементы, окисел которого обладает более низкой упругостью диссоциации. Для раскисления расплавов применяются поверхностные (углерод) и растворимые (фосфор) раскислители. Поверхностные раскислители и продукты раскисления почти не растворяются в металле. Поверхностные раскислители медленно раскисляют металл, что не допустимо удлиняет технологический процесс плавки.

Все плавки низколегированных сплавов меди были произведены в условиях учебной лаборатории кафедры МиТЛП в индукционной высокочастотной печи ИСТ-006 в графитошамотном 15-ти марковом тигле.

В результате проведенных опытов было получено по пять-шесть образцов сплавов каждого из исследуемых составов. Из каждого сплава отбирались образцы для изготовления шлифов на микро- и макроструктуру, анализ химического состава. Все полученные образцы имели достаточно чистую и ровную поверхность красно-желтого цвета, что указывает на хорошую раскисленность металла. На слитках видна нормальная усадка в виде концентрированной усадочной раковины.

Таким образом, в результате проведенных плавок, были получены опытные образцы для каждого из трех сплавов, что позволяет перейти к дальнейшим исследованиям по оценке влияния железа, как легирующего элемента, для получения износостойких низколегированных медных сплавов, сочетающими высокие электротехнические, механические и эксплуатационные характеристики, достигаемые путем легирования дешевыми, легкодоступными компонентами.

Литература

1. А.П. Смирягин, Н.А. Смирягина, А.В. Белова. Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: Металлургия, 1974. 486 с.
2. А.К. Николаев, А.И. Новиков, В.М. Розенберг. Хромовые бронзы. М.: Металлургия, 1983, 176 с.
3. А.К. Николаев, В.М. Розенберг. Сплавы для электродов контактной сварки. М.: Металлургия, 1978, 95 с.

4. Степанова М.В., Глазов В.М. // Известия вузов. Цветная металлургия. 1974, №1, с. 32.
5. Куманин А.В., Николаев А.К. и др. Сб. «Конструкционные и прецизионные сплавы цветных металлов». М.: Металлургия, 1987, с. 23-27.

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ⁷

Куценко А.И., Селянин И.Ф., Старовацкая С.Н., Куценко А.А.
*ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк*

Перспективным методом управления кристаллизацией расплавов в литейной форме является метод воздействия на расплав постоянным электрическим током.

В данной работе приведены результаты экспериментального исследования влияния постоянного электрического тока на химический состав, структуру, микротвердость и температурные режимы кристаллизации модельного сплава технической частоты Pb–Sn (27% Sn, 73 % Pb) по высоте образца. Как известно, свинец и его сплавы с оловом кристаллизуются в интервале 320-183 °С. Основу таких сплавов составляет α -фаза и двойная эвтектика, которая имеет в своем составе фазы на основе твердых растворов основных элементов, что схоже с другими литейными сплавами.

Исходя из целей и задач исследования, в экспериментах варьировали параметрами токового воздействия (плотность тока от $6,5 \cdot 10^4$ до $1,3 \cdot 10^5$) и полярностью электродов в вертикальном образце.

Плавку шихты осуществляли в лабораторной печи Таммана в керамическом тигле с перегревом расплава на 45-50 °С выше температуры ликвидуса. После расплавления шихты, в расплав опускали

⁷ Работа выполняется в соответствии с реализацией Минобрнаукой РФ федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России». Соглашение № 14.132.21.1661.

специально сконструированную оснастку, включающую в себя электроды для подвода постоянного электрического тока к торцам образца, кварцевую трубку диаметром 14 мм, которая через донную часть заполнялась жидким металлом из тигля и в ней формировался образец длиной 90 мм, хромель-алюмелевые термопары. Тигель с расплавом охлаждали вместе с печью до комнатной температуры. Для регистрации аналоговых сигналов силы тока, напряжения и термо-ЭДС от термопар использовали 24-разрядный аналого-цифровой преобразователь ZET 220, подключенный к персональному компьютеру. Микротвердость поверхностного слоя шлифов измеряли на цифровом микротвердомере HVS-1000 по стандартной методике в соответствии с ГОСТ 9450-76, при нагрузке на индентор 50 гс и температуре 20 °С. Химический состав образцов определяли рентгенофлуоресцентным методом на рентгеновском спектрометре XRF-1800. Микроструктуру сплава изучали с помощью инвертированного металлографического микроскопа OLIMPUS GX-51 на поперечных и продольных образцах после травления поверхности шлифа в концентрированной азотной кислоте с многократными полировками.

Анализ химического сплава на продольных образцах позволил выявить следующие закономерности. Пропускание через расплав электрического тока плотностью $6,5 \cdot 10^4$ А/м² не приводит к значимому изменению химического состава по высоте образца. Повышение плотности тока до $1,3 \cdot 10^5$ А/м² оказывает влияние на содержание олова в нижней и верхних частях образца и изменяется в зависимости от полярности электрического тока. В случае пропускания электрического тока в направлении, совпадающем с силой тяжести (на верхнем электроде «плюс»), содержание олова в нижней части образца снижалось до 24 % с последующим увеличением содержания в верхней части образца до 30 %. В случае пропускания электрического тока в направлении, противоположном силе тяжести (на верхнем электроде «минус»), содержание олова в нижней части образца увеличивалось до 31 %, в верхней части образца содержание снижалось до 25 %. Максимальное изменение содержания олова в образце наблюдается на удалении 10-12 мм от положения нижнего электрода.

На удалении 35-40 мм от верхнего электрода наблюдается выравнивание содержания олова в расплаве с исходным составом.

Серия проведенных экспериментов показала, что воздействие на расплав постоянного электрического тока плотностью $6,5 \cdot 10^4$ А/м² не оказывает влияния на значение температуры ликвидус сплава. Пропускание через образец электрического тока плотностью $1,3 \cdot 10^5$ А/м² приводит к существенному изменению значения температуры ликвидус сплава в нижней и верхних частях образца. В экспериментах, когда положительный электрод был вверху, температура ликвидус расплава в нижней части образца составила 271 °С, в центральной части – 267 °С, в верхней части – 263 °С. При обратном направлении тока зафиксированы следующие температуры ликвидус – 261 °С, 267 °С и 269 °С соответственно. Данный факт обусловлен разным химического состава сплава по высоте образца, вызванным воздействием на жидкий расплав постоянного электрического тока и подтверждается результатами химического анализа состава сплава по высоте образца (рис. 1).

Воздействие на кристаллизующийся расплав постоянным электрическим током приводит к увеличению температуры солидус на 1,8-4,1 °С и снижению величины эвтектического переохлаждения на 2-3 °С относительно зафиксированных температур в образцах, не подвергнутых токовому воздействию. Данный факт обусловлен разогревом тела образца за счет активного влияния Джоулева тепла.

Исследование микроструктуры образцов показало, что в исходном состоянии без обработки электрическим током в микроструктуре образца наблюдается значительное количество α -фазы и разрозненные эвтектические выделения. В сплаве, подвергшемся обработке электрическим током с плотностью $6,5 \times 10^4$ заметно увеличение количества эвтектики. Причем, эвтектические кристаллы образуют практически сплошную сетку и снижение количества свинцовистой фазы. В верхней части слитка этот эффект наиболее ярко выражен. При увеличении плотности тока до $1,3 \cdot 10^5$ А/м², доля эвтектики в структуре вновь уменьшается, в то же время происходит увеличение размеров зерен α -фазы.

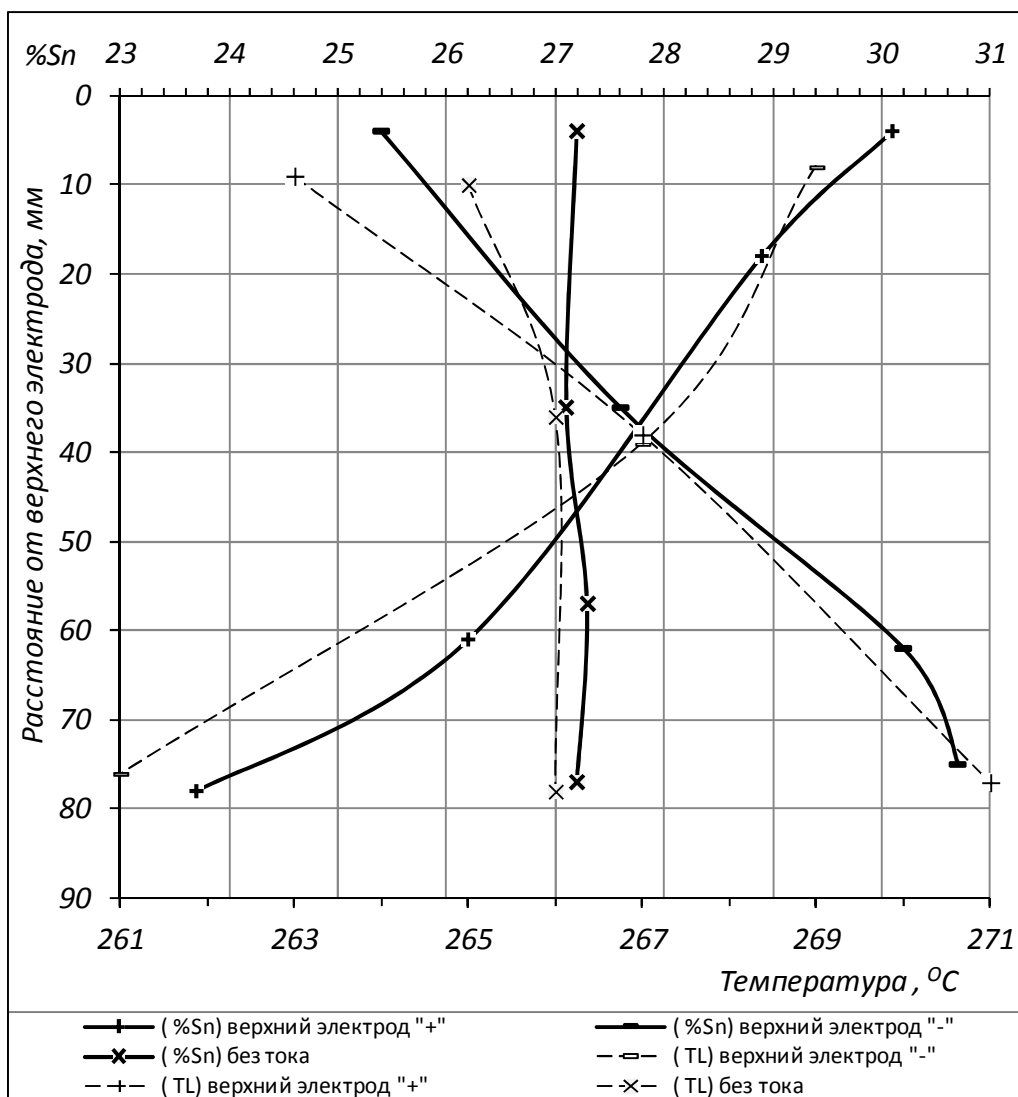


Рисунок 1 – Изменение содержания олова (%Sn) и температуры ликвидус (TL) по высоте образца, плотность тока $1,3 \cdot 10^5 \text{ А/м}^2$

Результаты измерения микротвердости поверхностного слоя верхних, средних и нижних частей шлифов изученных образцов при различных токовых воздействиях показали изменение величины микротвердости по высоте образца, а именно ее увеличение у положительного электрода на величину от $0,8$ до $2,4 \text{ кг}\cdot\text{мм}^{-2}$.

Таким образом, экспериментально доказано, что воздействие на затвердевающий расплав электрического постоянного тока определенной плотности позволяет изменить распределение химических элементов по сечению образца или отливки и, как следствие, изменить его механические и эксплуатационные свойства в поверхност-

ных слоях отливки, что имеет большое значение для уменьшения металлоемкости отливок и снижения их себестоимости, определяющей уровень экономического эффекта.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЦИНКОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ

Коробков М.Б., Прусов Е.С., Кечин В.А.
*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Актуальность проблемы повышения эксплуатационной надежности механизмов и машин в машиностроении постоянно возрастает. Решение обозначенной проблемы в значительной степени связано с обеспечением эффективной и долговечной работы узлов трения. Возможности повышения триботехнических свойств традиционных сплавов к настоящему времени практически исчерпаны. Существенные резервы в повышении этих свойств открываются при реализации в материале принципа армированной гетерофазной структуры. Указанному требованию в полной мере отвечают композиционные сплавы.

В качестве матриц для производства металломатричных композиционных сплавов применяются как чистые металлы (алюминий, медь, магний, цинк), так и сплавы на их основе. Значительным преимуществом цинка как матрицы для композиционных сплавов в сравнении с другими металлами является технологичность как в процессах жидкофазного совмещения с армирующей фазой, так и при производстве литых изделий. В частности, цинковые сплавы обладают высокой жидкотекучестью, малой усадкой, низкой склонностью к образованию пористости и трещин в отливках. Практика показывает, что при выплавке цинковых сплавов достигается снижение энергетических затрат на 25-50% по сравнению алюминиевыми сплавами и до 75% по сравнению с бронзами. Многие из современных цинковых сплавов, в настоящее время активно разрабатываемых за рубежом, уже превосходят аналоги на медной и алюминиевой основе по несущ-

щей способности, износостойкости и другим триботехническим характеристикам. Важной особенностью цинковых сплавов является возможность их использования для изготовления изделий с высокими требованиями по демпфирующим и антикоррозионным свойствам. Таким образом, цинковые композиционные сплавы имеют целый ряд преимуществ перед композитами на основе других металлов при значительно меньшей себестоимости их производства.

Анализ мировых инновационно-технологических трендов свидетельствует о значительном интересе к цинковым композиционным сплавам, перспективы эффективного применения которых обусловлены их высокими триботехническими характеристиками в сочетании с хорошими демпфирующими и антикоррозионными свойствами, технологичностью в процессах получения литых изделий и последующей механической обработки. За рубежом наиболее часто в качестве матрицы для получения таких сплавов применяют цинковый сплав ZA27 (ASTM B669-82), содержащий 25-28% Al. В качестве армирующих компонентов успешно опробованы частицы SiC, Al₂O₃ и графит [1, 2]. В работе [3] в расплав цинкового сплава ZA27 при 500°C замешивали частицы диоксида титана фракции 30-50 мкм в количестве от 2 до 6%. Отмечено повышение прочности на растяжение до 20%, твердости до 10% для состава ZA27 + 6% TiO₂.

В настоящее время авторами проводятся исследования по разработке новых составов композиционных сплавов на цинковой основе. Анализ зарубежных работ, посвященных вопросам разработки технологии получения цинковых композиционных сплавов, показывает, что ввод армирующей фазы в цинковые расплавы представляет значительные технологические трудности. Предварительные экспериментальные исследования показали принципиальную возможность получения цинковых композиционных сплавов, армированных интерметаллидными фазами. Использован сравнительно простой с точки зрения реализации технологического процесса способ ввода дисперсной фазы в цинковые расплавы, основанный на применении высококонцентрированных лигатур. В качестве матричного сплава использовали стандартный сплав ЦАМ 10-5 ГОСТ 21437-95. Выбор

сплава обусловлен широким его распространением для производства изделий антифрикционного назначения, а также достаточно высоким содержанием алюминия, позволяющим использовать принцип интерметаллидного армирования. Для формирования заданных эндогенных армирующих фаз в объеме матричного расплава использовали порошок титана, который добавляли в лигатуру Al-Cu на этапе ее приготовления. Полученную тройную лигатуру Al-Cu-Ti вводили в расплав цинка марки Ц0 при температуре $480 \pm 10^\circ\text{C}$, выдерживали до полного растворения и заливали готовый сплав в металлическую изложницу.

Применение описанной методики позволило получить цинковый композиционный сплав ЦАМ 10-5 + 1,5 масс.% Ti. Увеличение содержания армирующей интерметаллидной фазы возможно за счет повышения содержания алюминия в цинковом сплаве, что потребует применения в качестве матрицы новых композиций сплавов и проведения комплексных исследований.

Одним из наиболее перспективных применений цинковых композиционных сплавов является их использование для изготовления литых деталей антифрикционного назначения взамен бронз, баббитов и других традиционных сплавов. Учитывая сравнительно низкую себестоимость цинковых композитов, можно ожидать, что подобная замена обеспечит достижение значительного экономического эффекта.

Поскольку сплавы на цинковой основе традиционно используются при проектировании конструкций, работающих в условиях морской воды и солевого тумана, значительный практический интерес представляет оценка возможности применения исследуемых сплавов системы Zn-Al-Cu-Ti в качестве коррозионностойких материалов. Известны работы (например, [4]), свидетельствующие об успешном использовании для этих целей электрохимических сплавов типа Zn-Ni, Zn-Co, содержащих интерметаллидные фазы.

Список литературы

1. Bobic B. Microstructure and mechanical properties of Zn₂₅Al₃Cu based composites with large Al₂O₃ particles at room and elevated

- temperature / B. Bobic, M. Babic, S. Mitrovic, N. Ilic, I. Bobic, M.T. Jovanovic // Int. J. Mat. Res. 101 (2010) 12. pp. 1-8.
2. Mitrovic S. Tribological potencial of hybrid composites based on zinc and aluminium alloys reinforced with SiC and graphite particles / S. Mitrovic, M. Babic, B. Stojanovic, N. Miloradovic // Proc. of 12th International Conference on Tribology (Serbiatrib'11). – Kragujevac, Serbia, 2011. – p. 138-145.
 3. Ranganath G. A study of mechanical properties and fractography of ZA-27/titanium-dioxide metal matrix composites / G. Ranganath, S.C. Sharma, M. Krishna, M.S. Muruli // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2002. – Vol. 11(4). – pp. 408-413.
 4. Шестаков М.А. Прогнозирование структуры и получение электролитических сплавов цинк-никель, цинк-кобальт с повышенными коррозионно-защитными свойствами : дисс. ... канд. хим. наук. – Тюмень, 2007. – 152 с.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al – Zn – Mg

Кечин В.А.¹, Choi Sang Won², Kim V.²

Владимирский государственный университет

им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, Россия¹

Чоннамский национальный университет, Корея²

Одним из наиболее перспективных средств борьбы с коррозией металлических сооружений и конструкций в морской воде и почве является электрохимическая защита с использованием литых протекторов. По данным отечественного и зарубежного опыта применение протекторной защиты повышает технико-экономические показатели эксплуатирующихся сооружений за счет увеличения срока их службы, уменьшения толщины и массы металлоконструкций и др.[1-6].

Роль протекторной защиты еще более возрастает в связи с ростом тоннажности судов и длительности междокового периода их эксплуатации, а также в связи с увеличением резервуарного парка страны и сети магистральных нефтегазопроводов. Протекторную за-

щиту используют для борьбы с коррозией морских судов и нефтепромысловых металлических сооружений, подземных и подводных трубопроводов, теплообменников, цистерн, резервуаров и другой аппаратуры. Простота исполнения и высокая надежность в процессе эксплуатации обеспечивают протекторной защите высокую конкурентную способность по сравнению с другими способами борьбы с коррозией.

Возможность практического использования протекторных материалов для защиты металлических сооружений от морской и почвенной коррозии зависит от специфических свойств и характеристик сплавов, наличия и состояния лакокрасочных покрытий и изоляционных материалов, температуры, состава и свойств коррозионной среды и определяется следующими критериями:

- стабильный по времени и малоизменяющийся при широких режимах анодной поляризации отрицательный потенциал сплавов;
- минимально возможная и высокая активность сплавов в электролитах с различной электропроводностью при изменяющихся внешних факторах, обеспечивающие заданную плотность тока и стабильную величину защитного потенциала металла;
- высокая и стабильная фактическая токоотдача, обеспечивающая минимально возможные непроизводительные потери сплавов и наибольший срок службы протекторов. Вместо фактической токоотдачи часто пользуются коэффициентом полезного использования (КПИ);
- минимальная склонность сплавов к саморастворению, обеспечивающая высокий КПИ протекторов и возможность их эффективного применения в сочетании с лакокрасочными и изоляционными покрытиями;
- рациональные форма и размеры протекторов, обеспечивающие оптимальную величину тока, зону защитного действия и заданный срок службы протекторной защиты;
- высокая активность протекторных сплавов в электролитах с различной электропроводностью.

Исходя из вышеотмеченных критериев, к протекторным сплавам предъявляются специфические требования, главными из которых являются: фактическая токоотдача (Q_n) и коэффициент полезного ис-

пользования (КПИ), определяющие срок службы протекторов; стационарный потенциал (φ_c) и скорость коррозии (K), определяющие коррозионную устойчивость сплавов; рабочий потенциал (φ_n) и поляризуемость (Π), определяющие анодную активность материала протектора по отношению к защищаемой конструкции.

Для улучшения и стабилизации этих свойств протекторные сплавы должны иметь низкие предельно допустимые содержания вредных примесных элементов, а изготовленные на их основе литые протекторы – химическую и структурную однородность.

Согласно основным критериям и специфическим требованиям, предъявляемым к сплавам и литым протекторам с учетом их стоимости, в качестве основы протекторных сплавов нашли применение алюминий, магний и цинк [1-4]. Указанные металлы имеют более отрицательные значения потенциалов (табл. 1), чем усредненный потенциал стальных металлоконструкций (-0,35...- 0,44 В).

Таблица 1. Электрохимические характеристики металлов-основ протекторных сплавов

Металл	Анодный процесс	Отрицательный потенциал, В		Токоотдача, (А-ч)/кг		КПИ, %
		стандартный	стационарный в морской воде	теоретическая	фактическая	
Алюминий	$Al = Al^{3+} + 3e$	1,66	0,56	2980	2500	83
Магний	$Mg = Mg^{2+} + 2e$	2,36	1,40	2200	710	32
Цинк	$Zn = Zn^{2+} + 2e$	0,76	0,82	820	800	97

Отличительная особенность протекторных сплавов – присутствие в них в качестве основных легирующих компонентов Al , Zn и Mg . Известные марки протекторных сплавов, содержащие в качестве легирующих элементов металлы-основы, имеют более высокие по сравнению с нелегированными металлами технологические и эксплуатационные свойства. Однако эти сведения относятся к ограниченным

по составу областям протекторных сплавов. Отсутствие сопоставимых данных по взаимному влиянию металлов-основ протекторных сплавов во всем диапазоне составов в тройной системе (*Al-Zn-Mg*) не дает в полной мере установить характер этого взаимодействия.

Накопленный за последние годы опыт производства и эксплуатации литых протекторов позволил оценить особенность технологических процессов их изготовления и наметить пути улучшения их качества. Одним из направлений, обеспечивающим улучшение технико-экономических показателей производства и применения литых протекторов, служит не только поиск новых составов сплавов, но и комплексное изучение свойств и характеристик сплавов двойных и тройной систем. Комплексные электрохимические исследования сплавов системы *Al-Zn-Mg* представляют особый интерес еще и потому, что сведений о них в литературе нет.

Ниже в статье представлены основные протекторные (стационарный и рабочий потенциалы, КПИ, токоотдача), коррозионные (скорость коррозии) и литейные (жидкотекучесть) свойства сплавов системы *Al-Zn-Mg*. Для исследования свойств сплавов были выбраны составы, относящиеся к различным фазовым и структурным областям системы. Контролируемые свойства определяли по известным технологическим пробам и методикам [7-8].

В соответствии с диаграммой состояния системы *Al-Zn-Mg* для исследований выбрано 25 составов сплавов, относящихся к различным фазовым областям (табл. 2).

Сплавы заданных составов (табл. 2) готовили с использованием первичных высокочистых металлов: цинк марки ЦВ, алюминий марки А99, магний марки Мг95. Приготовление сплавов (электропечь сопротивления типа СШОЛ) и отливки образцов (металлическая форма), а также методика проведения коррозионных и электрохимических испытаний изложены в работах [1,7,8].

Таблица 2. Химический состав сплавов тройной системы, %

Номер сплава	Сечение (см. рис. 1)	Al	Mg	Zn	Фазовая область
35	Zn-T-фаза	0,2	0,2	99,6	γ
36		2,0	3,0	95,0	$\beta + \gamma + \nu$
37		4,5	6,0	89,5	$B + \gamma$
38		6,0	8,0	86,0	$B + \nu + \eta$
39		8,0	11,0	81,0	$\beta + \eta$
40		9,0	13,0	78,0	$\alpha + \eta$
41		11,0	16,0	73,0	$\alpha + \eta + T$
42		15,0	21,0	64,0	$T + \eta$
43		18,0	23,0	59,0	T
44	Mg-S-фаза	0,9	97,0	2,1	ε
45		3,0	90,0	7,0	$\varepsilon + S$
46		6,0	80,0	14,0	$\varepsilon + S$
47		10,0	70,0	20,0	$\varepsilon + S$
48		13,0	27,0	60,0	$\varepsilon + S$
49		15,0	50,0	35,0	$\varepsilon + S$
50		20,0	40,0	40,0	S
51	T-фаза- $Al_{12}Mg_{17}$	48,0	48,0	4,0	δ
52		40,0	40,0	20,0	$T + \delta$
53		32,0	35,0	33,0	$T + \delta$
54		27,0	28,0	45,0	T
55	Al-T-фаза-	24,0	26,0	50,0	T
56		32,0	23,50	44,5	$\alpha + T$
57		60,0	13,0	27,0	$\alpha + T$
58		80,0	7,0	13,0	$\alpha + T$
59		95,0	2,0	3,0	α

Девять составов сплавов (42,43,49,50,52-56) из 25 (35-59) были исключены из контроля электрохимических и технологических свойств, вследствие их нетехнологичности при выплавке и изготовле-

нии образцов. Сплавы, богатые магнием, имеют наибольшую скорость коррозии (0,40 - 0,45 мм/год). Алюминиево-цинковые сплавы с небольшим содержанием магния, а также сплавы, богатые алюминием (58,59) и цинком (35 - 39), имеют минимальную и практически одинаковую скорость коррозии ($\approx 0,1$ мм/год). Отрицательный стационарный потенциал сплавов тройной системы изменяется от 540 - 600 мВ (алюминиевый угол) до 1350 - 1450 мВ (магниевый угол). При легировании алюминия цинком и магнием (58, 59) φ_c возрастает с -540...-680 до -620... -750 мВ. Введение в магний цинка и алюминия (44 - 47) приводит к понижению φ_c с -1350... -1450 до -1100... -1200 мВ. При легировании цинка магнием и алюминием (35 - 37) φ_c практически не изменяется и составляет -800... -850 мВ. Очевидно, в зависимости от требований к сплавам по значениям отрицательных стационарных потенциалов в морской воде можно выбрать соответствующие составы сплавов в широком диапазоне концентраций компонентов.

Данные об изменении отрицательного потенциала сплавов в зависимости от состава при поляризации образцов током ($i = 5$ А/м) в морской воде. Видно, что при введении в алюминий цинка и магния (58, 59) происходит увеличение (φ_n с -470... -550 до -700... -720 мВ, а при введении в магний алюминия и цинка (44 - 48) (φ_n падает с -1100... -1240 до -900... -1000 мВ. Цинковые сплавы (35 - 39) имеют близкие значения φ_n равные -680... -710 мВ.

На рис. 1 представлены данные об изменении КПИ сплавов системы *Al-Zn-Mg* в зависимости от их состава. Анализ показывает, что для цинковых сплавов (9-11,35) КПИ достигает максимальных значений (90-95%); минимальные значения КПИ имеют магниевые сплавы следующих составов (17-29, 44-48). Для алюминиевых сплавов (12; 31-33; 59) КПИ достигает 70-75%. Показано, что при высоких содержаниях легирующих компонентов в сплавах любой основы системы *Al-Zn-Mg* в большей степени проявляется гетерогенность структуры, приводящая к снижению токоотдачи и КПИ.

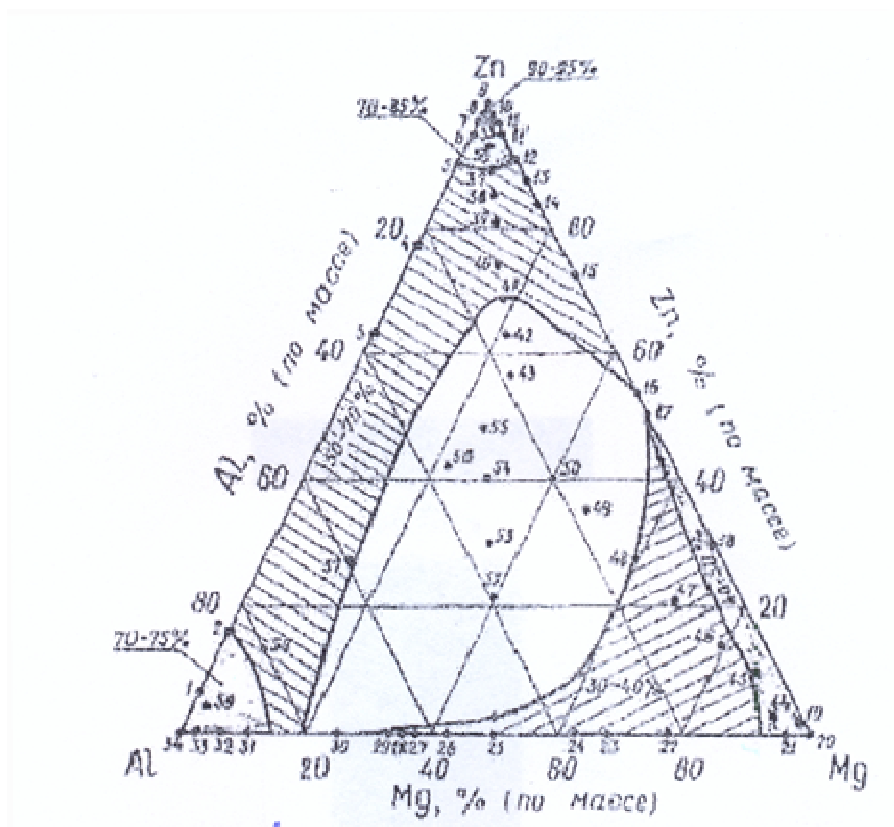


Рис. 1. Значение КПИ сплавов системы *Al-Zn-Mg*

Анализ основных электрохимических свойств сплавов системы *Al-Zn-Mg* показывает, что по сочетанию коррозионных и протекторных свойств наилучшими следует считать малолегированные сплавы, отвечающие условию образования однофазных структур. В зависимости от требований, предъявляемых к протекторным сплавам с учетом условий их эксплуатации, приведенные материалы позволяют обоснованно выбирать составы сплавов в системе *Al-Zn-Mg*, обеспечивающие наилучшие электрохимические свойства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бибиков Н.Н., Люблинский Е.Я. Электрохимическая защита морских судов от коррозии. – Л.: Судостроение, 1971. – 264 с.
2. Люблинский Е.Я. Протекторная защита морских судов и сооружений от коррозии. – Л.: Судостроение, 1979. – 288 с.
3. P.R.Roberge. Handbook of Corrosion Engineering, New York, 2000.

4. M.F.Ashby. Drivers for materials development in the 21 st century. Progress in Materials Science Vol. 46. P. 191-199, 2001.
5. Corrosion Fundamentals, Testing and Protection, ASM Handbook, Volume, 13 F, 2003.
6. V.A.Kechin, E.Y.lublinsky. New Applications Outlook for Magnesium Alloys, Moscow. EuroCorr, 2010, Paper 91.37.
7. Кечин В.А., Люблинский Е.Я. Цинковые сплавы. – М.: Металлургия, 1986. – 246 с.
8. Теория литейных процессов / В.Д. Белов (и др.); под ред. Хосена Ри. - Хабаровск, Изд-во «РИОТИП», 2008. - 580 с.
9. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. – М.: Металлургия, 1964. – 342 с.

ХАРАКТЕРИСТИКИ КАЧЕСТВА ЛИТЕЙНОГО КОКСА И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПЛАВКИ ЧУГУНА

Иванова В.А.

Ярославский государственный технический университет

Под эффективностью плавки чугуна в вагранке понимается достижение экономически оправданной эффективности использования энергетических ресурсов (ГОСТ Р 53905-2010 [1]), т.е. литейного кокса. Традиционно и в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51387-99 [2] показателем энергетической эффективности плавки считается расход кокса на 1 т выплавленного чугуна.

На расход кокса влияют различные факторы: конструкция вагранки, параметры дутья, состав металлической части шихты, а также свойства кокса, определяющие его качество или, в соответствии с требованиями ГОСТ ISO 9000 [3], характеристики качества. В данной работе рассмотрено влияние характеристик качества литейного кокса на его расход при плавке чугуна в вагранке.

Характеристиками качества литейного кокса при плавке чугуна в вагранке являются: влажность; зольность; крупность; пористость;

прочность; равномерность по крупности; реакционная способность; содержание летучих веществ; содержание серы; содержание фосфора. Известны данные влияния на расход кокса при плавке таких показателей как прочность, крупность, содержание серы в коксе, состав и содержание золы, реакционная способность и влажность кокса (рис.1). При этом расход кокса повышается с ростом таких значений характеристик качества как реакционная способность, содержание золы и серы, влажность, содержание летучих веществ, и понижается – с ростом прочности и крупности [4-8].

Анализ исследований многочисленных авторов (более 60 публикаций) показал, что свойства кокса взаимосвязаны. Это имеет большое значение при оптимизации количества характеристик качества литейного кокса, оказывающих решающее влияние на эффективность плавки (рис. 2).

Как видно из рисунка 1, структура углерода является единственной независимой от других характеристик кокса. А такие характеристики, как содержание фосфора, пористость, влажность, состав и содержание золы, крупность кокса и содержание серы в коксе зависят только от одной характеристики. Выявлен ряд характеристик качества кокса, не оказывающих влияние на другие свойства. К ним относятся: содержание фосфора; влажность; прочность. Другой ряд характеристик качества литейного кокса влияет на достаточно большое количество свойств. Например, показатель крупности влияет на пять свойств кокса, а структура углерода на четыре характеристики, поэтому значения именно этих показателей можно использовать в качестве показателей качества литейного кокса.

Таким образом, определены две характеристики литейного кокса, позволяющие оценить его качество и, как следствие, прогнозировать расход кокса при плавке чугуна в вагранке.

Список используемых источников

1. ГОСТ Р 53905-2010 Энергосбережение. Термины и определения. – М.: Стандартинформ, 2011. – 10 с.
2. ГОСТ Р 51387-99 Энергосбережение. Нормативно-методическое обеспечение. Основные положения. М.: Госстандарт России, 2010. – 50 с.
3. ГОСТ ISO 9000-2011 Системы менеджмента качества. Основные положения и словарь (ISO 9000:2005, IDT). – М.: Стандартинформ, 2012. – 28 с.
4. Лазаренко, А.Я. Теоретические аспекты газификации кокса в доменном и недоменных технологических процессах / А.Я. Лазаренко, В.Е. Кононенко, Е.Л. Сорокин, А.П. Толстой // Кокс и химия. – 2003. – № 6. – С. 14-18.
5. Луазон, Р. Кокс / Р. Луазон, П. Фаи, А. Буайе. – М.: Metallurgia, 1975. – 520 с.
6. Нефедов, П.Я. Качество и эффективность использования литейного кокса в вагранках / П.Я. Нефедов, В.М. Страхов // Кокс и химия. – 2003. – № 7. – С. 16-26.
7. Мучник, Д. А., Сортировка кокса / Д.А. Мучник, Е.Б. Иванов. – М: Metallurgia, 1968. – 296 с.
8. Иванов, Е.Б. Технология производства кокса / Е.Б. Иванов, Д.А. Мучник. – Издательское объединение «Вища школа», 1976. – 232 с.

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА КАЧЕСТВО СПЛАВА АК7ч

Любкин А.В.¹, Кечин В.А.¹

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Несмотря на изменяющуюся конъюнктуру на изделия промышленности на мировом рынке можно отметить устойчивую тенденцию

к расширению использования деталей из алюминиевых сплавов, в особенности литейных. Литье позволяет повысить коэффициент использования материала. Есть изделия, которые получить другими способами невозможно.

На эксплуатационные свойства изделий из алюминиевых сплавов решающее влияние оказывает чистота сплавов по неметаллическим и газовым включениям.

Наличие крупных неметаллических включений в тонких сечениях отливки зачастую приводит к резкому уменьшению механической прочности сплава и отбраковыванию изделий. Мелкодисперсные включения образуют комплексы с водородом и повышают остаточное содержание его в алюминиевых сплавах. В связи с тем, что растворимость водорода в жидком алюминии гораздо выше, чем в твердом, становится возможным образование газовой или газоусадочной пористости.

Для получения качественных отливок необходимо создание эффективных технологий обработки расплавов в процессе плавки и заливки в литейные формы.

Как показывает практика, наиболее приемлемыми и эффективными методами рафинирования и дегазации алюминиевых сплавов в промышленных условиях являются:

- обработка расплава специальными флюсами;
- продувка инертными по отношению к расплаву газами.

Именно эти способы рафинирования были исследованы при получении сплава АК7ч на основе вторичных материалов (30..40% лома и отходов состава АК7ч + 60..70% чушковых материалов).

Для анализа сплава были изготовлены и использованы:

- форма графитовая для определения газовой пористости по шкале ГОСТ 1583-93;
- кокиль стальной для определения содержания оксидных плен методом В.И. Добаткина – В.К. Зиновьева;
- кокиль для испытания механических свойств в соответствии с ГОСТ 1583-93.

Сплав АК7ч приготавливали по действующему на предприятии технологическому процессу АДЦ в тигельной электрической печи сопротивления, масса одной плавки составляла 150 кг. Заливку проб и образцов осуществляли при температуре 700..710°С. Далее производили рафинирование сплава различными флюсами (табл. 1).

Таблица 1. Флюсы, использованные для рафинирования сплава АК7ч

Марка флюса	Норма расхода, % от массы
«ФУРМ» (Беларусь)	0,3
«ARSAL 2125» (Германия)	0,25
«Флюс покровно-рафинирующий с модифицирующим эффектом» (Беларусь)	0,5

Количество флюса выбрали согласно рекомендации производителя. Исследуемые соли вводили в расплав с помощью колокольчика на дно тигля при температуре 700°С, расплав перемешивали шумовкой 10 мин, затем выдерживали в течение 10 мин.

Далее сплав рафинировали путем продувки инертным газом. Для этого была изготовлена специальная установка (рис. 1), включающая баллон с газом 1, емкость для осушки газа 2 и титановую трубку с отверстиями 4. При температуре 700-710°С заливали образцы для испытаний.

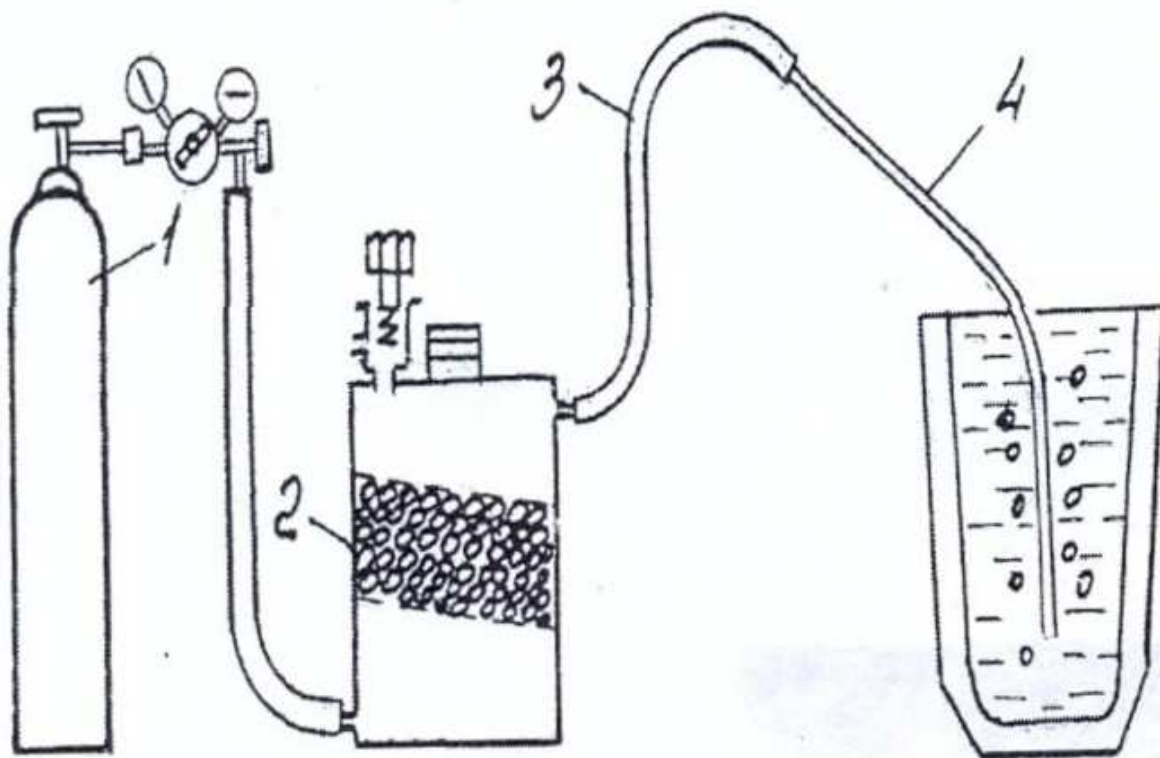


Рис. 1. Установка для продувки расплава газом

Предварительный сопоставительный анализ образцов показал, что в исходном состоянии сплав имеет минимальную усадочную раковину и максимальную площадь окисленной поверхности, образцы для механических испытаний имеют максимальную газовую пористость. Образцы из сплава, обработанного флюсом «ФУРМ» и инертным газом, имеют максимально концентрированную усадку и наиболее чистую блестящую поверхность. На образцах с использованием флюса «ФУРМ» площадь, занятая оксидными пленами, минимальна в сравнении с другими флюсами. В то же время, флюс «ARSAL 2125» не требует предварительной прокали, что важно в производстве.

Необходимо отметить, что параметры рафинирования и комплексной обработки расплавов при изменении технологии плавки нуждаются в уточнении, так как разные плавильные печи и различный состав шихтовых материалов в условиях производства оказывают определенное нивелирующее действие на способ обработки расплава и, как следствие, на качество полученного сплава. В дальней-

шем планируется провести испытания рафинирующей обработки сплава путем фильтрации.

Библиографический список

1. Деев В.Б. Эффективные технологии обработки расплавов при получении литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Ри Хосен [и др.] // Литейщик России. – 2012. – №10. – С. 14-17.
2. Промышленные алюминиевые сплавы / Белов А.Ф., Добаткин В.И., Квасов Ф.И. и др. – М.: Metallurgia, 1984. – 528 с.
3. Контроль качества продукции металлургического производства: учеб. пособие / Б.М. Неменёнок, П.С. Гурченко, И.Ф. Рафальский. – Мн.: БНТУ, 2005. – 479 с.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ГАЗСОДЕРЖАНИЯ НА ОСНОВНЫЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ ПРОТЕКТОРНЫХ СПЛАВОВ

Киреев А.В., Кечин В.А.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

В связи с усложнением условий эксплуатации различных металлоконструкций создание и внедрение металлосберегающих технологических процессов и эффективных средств защиты металлов от коррозии является одной из важнейших народно-хозяйственных проблем. Наиболее перспективным и эффективным средством борьбы с электрохимической коррозией металлических сооружений является катодная защита с использованием литых протекторов.

Алюминиевые протекторные сплавы, наряду с цинковыми и магниевыми, нашли широкое применение для изготовления литых протекторов для защиты морских судов и металлоконструкций от коррозии [1].

Опыт эксплуатации протекторных материалов свидетельствует о значительных колебаниях основных электрохимических свойств, отражающихся на сроке службы литых протекторов в системах защиты металлических сооружений от коррозии [2]. Одной из причин дестабилизации протекторных свойств (коэффициента полезного использования (КПИ), токоотдачи, стационарного потенциала и др.) служит присутствие в сплавах водорода и неметаллических включений, содержание которых не регламентировано стандартом [3-6].

Ниже представлены результаты экспериментальных исследований по влиянию пористости литых заготовок на основные электрохимические свойства алюминия и алюминиевых протекторных сплавов. Сплав готовили в печи СШОЛ с использованием предусмотренных ГОСТ 26251-84 исходных материалов. Оценку газовой пористости проводили по пятибалльной шкале ВИАМ [7]. Образцы для коррозионных и электрохимических испытаний и оценки балла пористости получали литьем в металлическую формы при температуре литья 730-740°C.

Коррозионные и электрохимические испытания образцов проводили в течение 15 суток при анодной поляризации током 3 мА по стандартной методике на специальной установке [5]. Для оценки скорости коррозии исследуемых образцов использовали весовой метод. Образцы взвешивали с помощью электронных весов до и после испытаний, а затем рассчитывали потерю массы (Δm) и скорость коррозии (K) по формуле:

$$K_m = \Delta m / (S \cdot \tau); \text{ г/м}^2 \cdot \text{сутки}$$

где Δm – изменение массы образца в результате испытаний, г; S – площадь поверхности образца, м², τ – время, сут.

На рис. 1 показано изменение скорости коррозии алюминия и алюминиевых протекторных сплавов от пористости. Скорость коррозии возрастает с 3,03 до 3,34 г/м²·сутки для чистого алюминия; с 2,13 до 2,35 г/м² · сутки для сплава АП1; с 2,02 до 2,42 г/м² · сутки для сплава АП4 (рис. 2.) Увеличение скорости коррозии образцов с увеличением балла пористости можно объяснить возрастанием суммарной площади поверхности образцов.

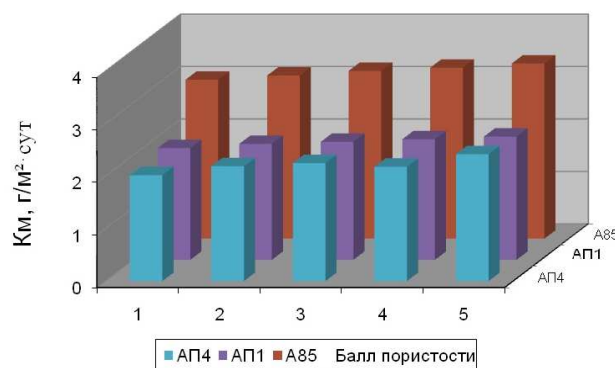


Рис. 1. Изменение скорости коррозии алюминия и алюминиевых протекторных сплавов в зависимости от пористости

Результаты электрохимических исследований показали, что с увеличением балла пористости наблюдается незначительное изменение рабочего и стационарного ($\Delta\phi = \phi_{\text{нач}} - \phi_{\text{кон}}$) потенциала исследуемых образцов (рис. 2).

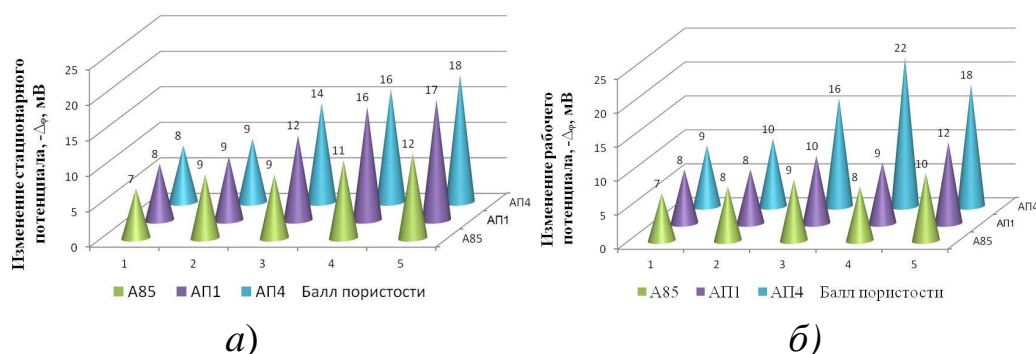


Рис. 2. Изменение стационарного (а) и рабочего (б) потенциалов образцов алюминия марки А85 и сплавов АП1 и АП4 с изменением пористости

Исследования фактической токоотдачи, определяющей срок службы протекторов, подтверждают данные работ [2-4] о существенном изменении коэффициента полезного использования литых протекторных материалов в зависимости от их газосодержания. Так, с увеличением содержания водорода в образцах КПИ из алюминия марки А85 снижается на 10-12% с 54,9% до 49,9%; из сплава АП1 с 78,3% до 70,8%; из сплава АП4 с 82,3% до 68,9% (рис.3.)

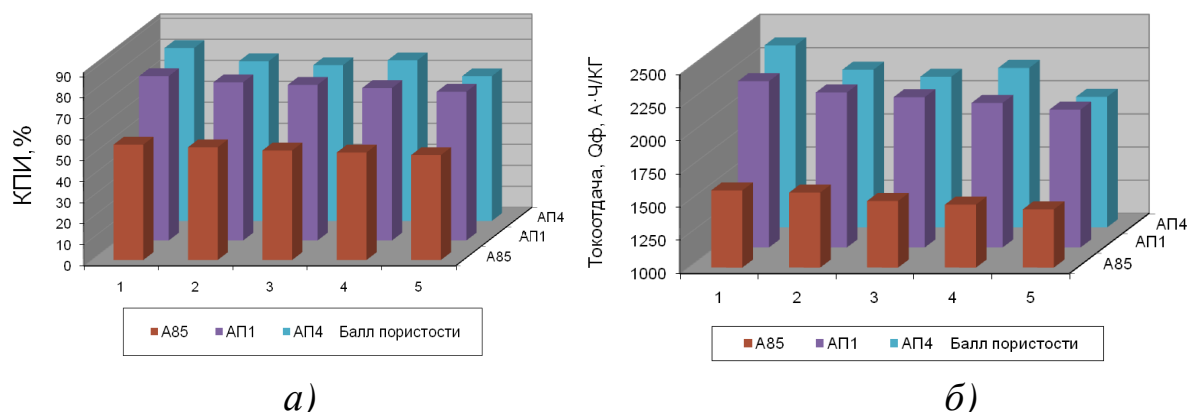


Рис. 3. Изменение коэффициента полезного использования (*а*) и токоотдачи (*б*) алюминия и протекторных сплавов в зависимости от пористости.

На рис. 3 также представлены изменения токоотдачи сплавов от пористости. Видно, что численные значения токоотдачи снижаются как для алюминия, так для протекторных сплавов, в зависимости от содержания водорода. Следует отметить значительный разброс значений исследуемых свойств и характеристик с повышением пористости.

Выводы

Показано негативное влияние пористости на электрохимические характеристики протекторных материалов на основе алюминия. Видно, что с повышением пористости литых заготовок из протекторных сплавов на основе алюминия с I по V балл скорость коррозии возрастает на 12-14%, токоотдача и коэффициент полезного использования снижаются на 15-18%.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о важности контроля газосодержания в протекторных сплавах, обеспечивая в случае необходимости его снижение за счет проведения дегазации расплавов.

Список литературы

1. Люблинский Е.Я. Протекторная защита морских судов и сооружений от коррозии. – Л.: Судостроение, 1979. – 288 с.

2. Кечин В.А. Теория и технология литых протекторных материалов. – Владимир: Редакционно-издательский комплекс ВлГУ, 2004. – 184 с.
3. Кечин В.А., Богатилов В.Ю. Исследование электрохимических характеристик сплавов с различным газосодержанием // Тез. док. Республ. конф. «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах». – Запорожье, 1985. – с.240.
4. Кечин В.А., Киреев А.В. Электрохимические свойства алюминиевых протекторных сплавов с различным газосодержанием // Литейное производство. – 2012. – №4.
5. Кечин В.А., Киреев А.В. Коррозионные и электрохимические свойства алюминиевых протекторных сплавов / Труды 9-й Междунар. науч.-практ. конф. «Литейное производство сегодня и завтра». – Санкт-Петербург, 2011.
6. Кечин В.А., Киреев А.В. Исследование коррозионных и электрохимических свойств алюминиевых протекторных материалов с различным содержанием водорода // Труды НГТУ им. Алексева. – 2012. – №4(97). – 377с.
7. Альтман М. Б. Плавка и литье алюминиевых сплавов: Справ. изд. / Альтман М. Б., Андреев А. Д., Балоховцев Г. А. и др. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ БАББИТА

Киселев С.С., Киселев А.С., Корогодов Ю.Д.
*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Баббит марки Б83 из-за высокого содержания дорогостоящего олова используют для подшипников ответственного назначения, работающих при больших скоростях и нагрузках. Кроме малого коэффициента трения баббит Б83 обладает такими ценными свойствами, как лёгкая прирабатываемость, хорошая теплопроводность, высокая

ударная вязкость, хорошая совместимость с маслами (нефтяным и синтетическим). Однако, этот сплав имеет ряд недостатков, например, склонность к ликвации при литье, низкие пластичность и усталостную прочность, что снижает ресурс работы узлов трения.

В настоящей работе поставлена задача создать композиционный сплав, основой которого является известный и испытанный подшипниковый сплав баббит Б83 и упрочнить его дополнительно частицами карбида кремния.

За счет введенных частиц SiC баббит должен приобрести большую твердость и, следовательно, меньше деформироваться при высоких нагрузках. Композит должен приобрести большую жаропрочность, т.е. допускать работу при более высоких температурах. Для композиционного сплава баббит – карбид кремния могут быть расширены диапазоны допустимых давлений, скоростей и условий смазки при эксплуатации подшипников.

Карбид кремния не смачивается жидкими баббитом и плотности карбида кремния (3200 кг/м^3) и баббита (7389 кг/м^3) существенно различаются, что осложняет их совмещение. Эти обстоятельства требуют разработки новых способов изготовления и использования композитов, обеспечивающих отсутствие расслоения системы в области жидкофазного состояния баббита.

Методика проведения исследований сводится к следующему. Баббит Б83 расплавляли в печи сопротивления СШОЛ в графитовом тигле под слоем древесного угля. Температуру металла измеряли ЖК-термопарой и регистрировали с помощью электронного потенциометра КСП-4. После достижения заданной температуры с поверхности баббита снимали шлак и окислы и на поверхность расплава высыпали порциями подготовленный порошок карбида кремния.

Подготовка порошка заключалась в его прокаливании при температуре $600\text{-}650^\circ\text{C}$ для удаления адсорбированных газов и просеивания через сито с ячейкой $0,1 \text{ мм}$.

После введения порошка производилось замешивание его в расплав с помощью ручного инструмента вертикальными движениями сверху вниз, так как замешивают флюсы и соли по общепринятой ли-

тейной технологии, называемой «рубкой» соли, разработанной в ВИАМ. Продолжительность введения составляла 5-15 мин, затем неусвоившийся порошок снимался с поверхности металла и взвешивался для определения степени усвоения.

Полученный композиционный сплав выливали в металлическую форму или подвергали жидкой штамповке в пресс-форме под давлением 1500 кгс/см² на гидравлическом прессе ПБЗ. Из полученных слитков вырезали образцы для микроскопических исследований на металлографическом микроскопе ММУ-3 при увеличении х80 и х200, где на нетравленных шлифах определяли степень равномерности распределения частиц по площади шлифа. Степень усвоения порошка определяли как массу введенного порошка по отношению к использованному, выраженную в процентах.

Исследовались следующие варианты введения порошка в расплав:

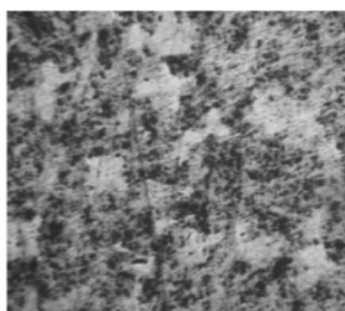
- введение порошка SiC при температуре 350-400°C;
- введение порошка SiC при температуре 250-300°C;
- введение порошка SiC в баббит способом пропитки;
- введение порошка после перемешивании его с мелкой стружкой (патент РФ № RU 2160652C2) [2].
- введение частиц SiC размером 40 мкм в баббит в интервале ликвидус-солидус;
- введение SiC размером 28 мкм в баббит с порошком-носителем;
- введение частиц SiC размером 10 мкм в баббит с порошком-носителем и в интервале температур ликвидус – солидус.

Результаты исследования показали принципиальную возможность получения металломатричного композита методом жидкофазного совмещения. Наилучшее распределение порошка наблюдалось при введении его с порошком-носителем. Положительное влияние порошка-носителя частично связано с понижением температуры, а также с более равномерным распределением порошка при вводе. Одновременное использование порошка-носителя в виде стружки баббита, введение в состояние, смоченном раствором хлористого аммония (флюс, растворяющий окислы баббита) позволило использовать по-

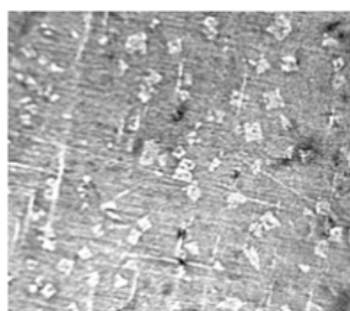
рошок карбида кремния с размерами частиц не 28 мкм, а 10 мкм и получить удовлетворительный результат.

Результаты исследований показали принципиальную возможность введения дисперсных частиц SiC в сплав Б83. Далее исследовали коэффициенты трения баббитов Б83 с присадками и без них в зависимости от удельной нагрузки. Испытания проводили на машине СМТ-1 (2070) по схеме колодка-ролик при скорости 1,31 м/с (500 об/мин, диаметр ролика 50 мм) в условиях ограниченной смазки (1 капля через 10 мин, масло И20А). Для образцов, если не указано особо, материал ролика сталь 40Х НRC₃45. Температуру измеряли в объеме колодки из испытуемого материала термопарой ХА, горячий спай устанавливали на расстоянии 2 мм от поверхности трения.

Из полученных слитков вырезали образцы для микроскопических исследований на металлографическом микроскопе ММУ-3, где на нетравленных шлифах определяли степень равномерности распределения частиц по площади шлифа (рис.1).



Микроструктура баббита Б83 + 2% SiC. X350



Микроструктура баббита Б83. X150

Рис.1 Микроструктуры сплава баббит-карбид кремния

Из этих же слитков вырезали образцы для определения коэффициента трения и допустимой максимальной нагрузки при трении. Результаты представлены на рис.2.

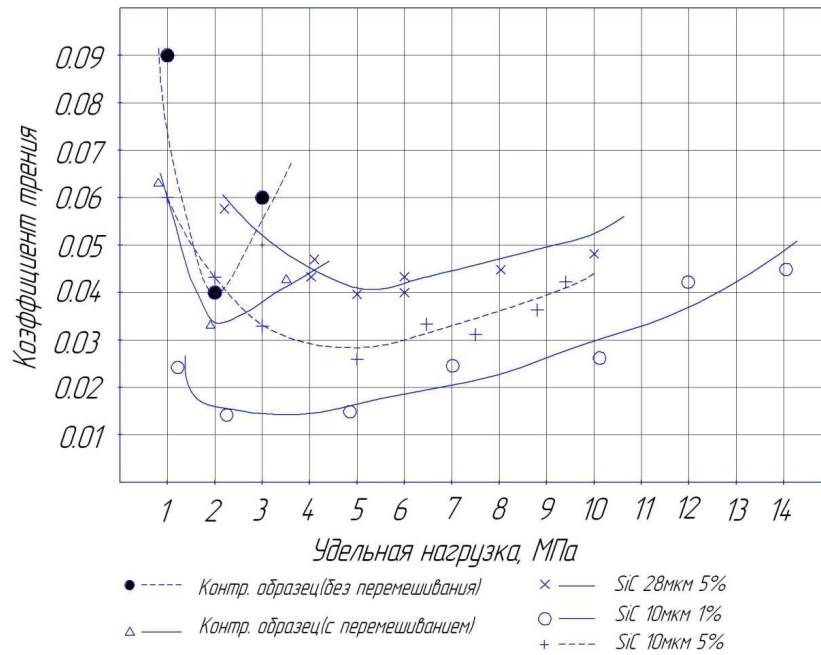


Рис.2. Зависимость коэффициента трения баббита Б83 от удельной нагрузки

Как показывает практика и эксперимент, значительная часть водимого наполнителя, даже в образцах с повышенными триботехническими свойствами, сосредотачивается в виде конгломератов, нуждающихся в раздроблении и пропитке. Для устранения этого недостатка был сконструирован и опробован смеситель для приготовления композиционного материала методом жидкофазного совмещения. Сравнение приведенных данных показывает (рис. 2), что сплавы, подвергнутые перемешиванию в миксере, имеют коэффициент трения гораздо ниже, чем баббиты, залитые без перемешивания. При этом значительно возросли допустимые нагрузки, при которых может работать баббит. Это положительное влияние объясняется обработкой исходного сплава механическим перемешиванием, что приводит к измельчению включений SnSb. Композиционный сплав на основе баббита с частицами SiC не уступает базовому сплаву, значительно превосходя его по допустимой максимальной нагрузке.

Таким образом, данные, представленные в исследованиях, подтверждают возможность изготовления и эффективность использования композиционных материалов системы баббит-карбид кремния.

Библиографический список:

1. Буше Н. А. К вопросу о процессах, происходящих на поверхности трения металлических материалов. – В кн.: О природе трения твердых тел. Минск: Наука и техника, 1971, с. 75-77.
2. Авторское свидетельство №2155100С2 «Мельница-мешалка» опубл. 27.08.2000.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СЕДИМЕНТАЦИИ В ОБРАЗЦАХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЛИТЕЙНОГО КОМПАУНДА

Проскунин А.В., Сухоруков Д.В., Шаршин В.Н.,
Сухорукова Е.В., Кечин В.А.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Полимерные макро- и микроструктурированные материалы получают все более широкое применение в промышленности для производства разнообразных, в том числе, нагруженных деталей машин и устройств, работающих как в обычных так и в агрессивных средах, а также в условиях статических, динамических и циклических нагрузок или повышенного износа.

Модельная оснастка относится к той категории деталей машиностроения, которая испытывает периодически все вышеуказанные воздействия. Причем, изготовление модельной оснастки – это наиболее сложный, длительный и дорогостоящий этап любого технологического процесса производства отливок, существенно влияющий на производительность труда. Анализ сложившейся в литейном производстве России ситуации показывает, что более 90 % всех модельных комплектов для изготовления форм из песчано-глинистых и химически-твердеющих смесей традиционно изготавливают либо из дерева, либо из металла, либо из комбинации дерева и металла. Причём, в модельном производстве доля ручного труда на предприятиях малого и среднего бизнеса составляет, по различным оценкам, – от 0,45 до

0,9. Применение полимерных материалов в сочетании с технологией производства деталей оснастки методом литья может существенно ускорить и удешевить процесс, повысить производительность труда.

Предлагаемая авторами технология изготовления полимерных композиционных материалов позволяет получать материалы с заданными свойствами для изготовления оснастки за счёт применения компаундов со специально подобранными наполнителями. В качестве наполнителей предлагается применять различные металлические или неметаллические материалы в виде порошков. В работе приводятся сведения о результатах исследования процесса седиментации порошков в полимерных материалах.

В исследованиях в качестве материала – основы применялся жидкий полиуретановый компаунд АДВ-13-2 в виде двух компонентов (компонент А и В) и катализатора.

В качестве наполнителей для проведения исследований использовались:

- алюминиевый порошок ПА - 4 ГОСТ 60-58;
- порошок железный марки ПЖВ 2 ГОСТ 9849;
- графит кристаллический ГЛ ГОСТ 5279;
- порошок карбида кремния зеленого 63С F150 ГОСТ 52381.

В результате проведенных исследований по изучению седиментационной устойчивости в полученных образцах, их можно разделить на две категории:

1. Образцы с ярко выраженным характером седиментацией (алюминиевый порошок ПА – 4, порошок железный марки ПЖВ 2).
2. Образцы, не имеющие явно выраженный характер седиментации (графит кристаллический ГЛ, порошок карбида кремния зеленого 63С F150).

Было установлено, что кривые седиментации с увеличением фракции наполнителя имеет более выраженные точки перегиба.

Как следует из полученных данных, процесс седиментации порошка железного ПЖВ2 ГОСТ 9849 наблюдается во всех, без исключения образцах. Причем, чем больше фракция наполнителя, тем интенсивнее проявляется седиментация. В образцах с размером фракций

0,4 – 0,63 и 0,63 – 0,8 отмечено полное разделение материала наполнителя и основы. Получение металлизированного слоя наблюдается у всех образцов, это объясняется большой разностью между плотностями материала наполнителя и основы ($\rho_{\text{АДВ}} = 1,26 \text{ г/см}^3$, $\rho_{\text{ПЖВ2}} = 7,8 \text{ г/см}^3$).

Анализ полученных результатов процесса седиментации образцов с различными фракциями порошка алюминиевого ПА-4 ГОСТ 60-58, показала что, седиментация наблюдается у всех образцов, кроме образца с размером фракции 0,16 – 0,2 мм. Разность в концентрациях частиц у этого образца незначительно уменьшается с увеличением высоты образца. Чем больше фракция наполнителя, тем интенсивнее проявляется седиментация. В образцах с размером фракций 0,63 – 0,8 и 0,8 – 1,6 отмечено полное разделение материала наполнителя и основы. Получение металлизированного слоя наблюдается у всех образцов, это объясняется значительной разностью между плотностями материала наполнителя и основы ($\rho_{\text{АДВ}} = 1,26 \text{ г/см}^3$, $\rho_{\text{ПА-4}} = 7,8 \text{ г/см}^3$).

Анализируя полученные в ходе экспериментов результаты исследований по седиментации графита кристаллического различного фракционного состава установили, что процесс седиментации графита не имеет явно выраженный характер. В частности, нет четкого разделения основы и материала наполнителя. Графики имеют практически линейный характер. Количество частиц у поверхностного слоя нижнего торца образца отличается от верхнего всего лишь на 80 – 100 единиц, это объясняется тем, что графит кристаллический плохо седиментирует, т.к. материал наполнителя и основа имеют близкие значения плотности ($\rho_{\text{АДВ}} = 1,26 \text{ г/см}^3$, $\rho_{\text{ГЛ}} = 1,8 \text{ г/см}^3$).

Анализ процесса седиментации порошка карбида кремния зеленого 63С F150 ГОСТ 52381 с фракционной добавкой 0 – 0,056 показал, что наблюдается незначительная седиментация частиц наполнителя по высоте образца полимерного компаунда.

СТРУКТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ В СИСТЕМЕ «ПОЛУНЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЭЛЕКТРОД – СЛИТОК ЭШП»

Аникеев В.В.

*ФГБОУ ВПО «Самарский государственный
технический университет»*

Известно, что существует наследственная связь между исходной структурой сплавов и структурой, полученной в результате последующего технологического передела.

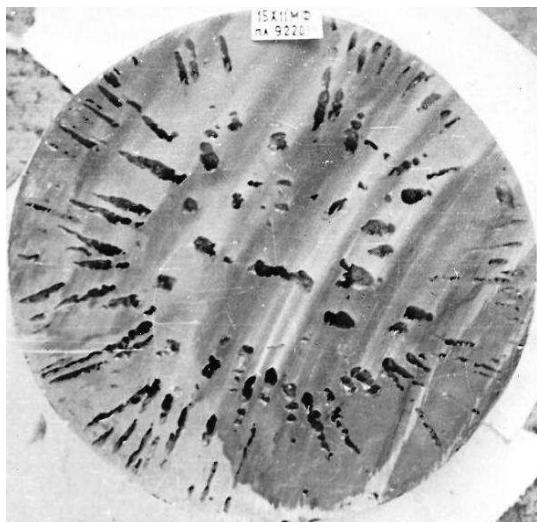
Исследовано явление структурной наследственности жаропрочной стали 15X11МФ в системе «полунеprерывнолитой электрод - слиток ЭШП». Исходный металл выплавляли в дуговой электропечи ДСП-5 переплавом легированных отходов. Разливку проводили в кристаллизаторы диам. 300 мм с защитой зеркала металла слоем шлака из экзотермической смеси состава, %: Si-Ca -26,0; NaNO₃ -10,0; MnO₂ - 20,0; CaF₂ - 38,0; Na₂B₄O₇ - 6,0. Электрошлаковый переплав электродов проводили в кристаллизатор сечением 390×390 мм (масса слитка 2,0 т). В качестве рабочего флюса использовали АНФ-6 с содержанием 24-27% Al₂O₃. Средняя скорость наплавления слитков ЭШП составляла 6,7 - 7,8 кг/мин. Переплаву подвергали полунеprерывнолитые электроды с плотной макроструктурой и с дефектом «свищи» (крупные газовые пузыри по сечению электрода).

Свищи возникают в период заливки металла на машине полунеprерывного литья. Преимущественное расположение свищей в нижней части электрода объясняется появлением конденсата на стенках кристаллизатора после включения воды на охлаждение, избытком смазки, подачей первых порций смеси, нестабильностью струи и ее разбрызгиванием при заполнении кристаллизатора. Притормаживание струи перед пуском машины, связанное с ним образование корочки на зеркале металла и подача смеси на эту корочку являются причиной образования свищей в начале вытягивания электрода. Неравномерная и обильная подача смеси приводит к появлению свищей и в дальней-

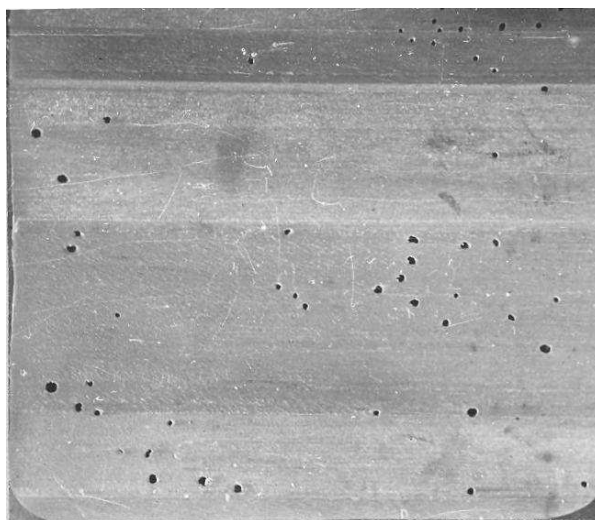
шем. Наибольшее влияние на появление свищей в электродах оказывает экзотермическая смесь, активно поглощающая влагу из атмосферы воздуха: содержание влаги после 3 суток хранения возрастает с 0,3 до 2%. Теплоизолирующие смеси более технологичны, так как состоят из негигроскопичных материалов: содержание влаги после 10 суток хранения не превышает 0,6% при исходной влажности 0,2%. Для получения свищей в электродах при плавке стали в периоды плавления и рафинирования также использовали увлажнённые известь и порошок ферросилиция. Для сравнения переплавляли катанные электроды после разливки в изложницы.

При переплаве «рослых» электродов в нижней части электрошлаковых слитков выявляются свищи, которые в дальнейшем наблюдаются в прокате в виде мелких трещин. При переплаве полунепрерывнолитых электродов с плотной макроструктурой и катаных дефект «свищи» после ЭШП отсутствует.

Металлографическое изучение свищей показало, что этот дефект сопровождается нарушением сплошности металла мелкодисперсными оксидами кремния, включениями оксидов железа и хрома вторичного происхождения. Включения вторичного характера имеют в основном вид дорожек, располагающихся в направлении прокатки и как бы продолжающих нарушение сплошности. Особенно это заметно при переплаве «рослых» электродов. Образование дефекта «свищи» в нижней части электрошлаковых слитков представляется следующим: газовые пузыри в растворённом состоянии частично переходят с электродным металлом в металлическую ванну электрошлакового слитка. Вследствие быстрого затвердевания слитка под воздействием охлаждаемого поддона в начальный период ЭШП выделяющиеся газовые пузыри не успевают полностью всплыть, оставаясь в слитке. Образуются свищи (рис.).



a



б

Дефект «свищи» в сечении полунепрерывнолитого электрода диам. 300 мм, сталь 15X11MΦ (*a*) и в нижней части электрошлакового слитка сечением 390×390 мм (*б*)

Уменьшение скорости наплавления слитков ЭШП с 7,8 до 6,7 кг/мин за счёт понижения содержания Al_2O_3 в флюсе АНФ-6 с 27 до 24% снижает количество и размер свищей в прокате, соответствующем нижней части электрошлаковых слитков. Анализ содержания водорода в электрошлаковых слитках, наплавленных из «рослых» электродов, показал 5-кратное увеличение его количества в сравнении со слитками из электродов с плотной макроструктурой (4,3...5,8 против 0,9 $см^3/100 г$). Свищи распространяются вглубь слитка на расстояние 90-120 мм. Анализ отбраковки слитков ЭШП по дефекту «свищи» из электродов с применением рапсового масла и шлакообразующих смесей также указывает на преимущество негигроскопичных теплоизолирующих смесей: отбраковка - 0,7% против 3,8% (экзотермическая смесь) и 2,2% (рапсовое масло); проконтролировано около 300 слитков ЭШП.

Результаты исследования указывают на взаимосвязь исходной структуры стали (полунепрерывнолитого или катаного электрода) и структуры после электрошлакового переплава. Дефект «свищи» наследственно сохраняется после переплава в слитках ЭШП и проявляется в прокате в виде трещин. Выявлены факторы, способствующие снижению свищей в электродах и электрошлаковых слитках жаропрочной стали.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ БАББИТА Б83

Киселев А.С., Киселев С.С., Корогодов Ю.Д.
*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

В лабораториях Владимирского государственного университета авторами разработаны и исследуются композиционные сплавы, основой которых является подшипниковый сплав баббит Б83 с содержанием частиц карбида кремния до 5 % масс.

В проведенных ранее авторами работах было установлено, что частицы карбида кремния зеленого SiC, введенные в алюминиевые сплавы, способны существенно улучшить антифрикционные свойства этих сплавов. В настоящей работе поставлена задача создать композиционный сплав, основой которого является известный и испытанный подшипниковый сплав баббит Б83 и упрочнить его дополнительно частицами карбида кремния.

Ожидается, что за счет введенных частиц SiC баббит должен приобрести большую твердость и следовательно, меньше деформироваться при высоких нагрузках. Композит должен приобрести большую жаропрочность, т.е. допускать работу при более высоких температурах. Для композиционного сплава баббит – карбид кремния могут быть расширены диапазоны допустимых давлений, скоростей и условий смазки при эксплуатации подшипников. Изложенные ожидаемые улучшения свойств должны привести к повышению износостойкости подшипников и надежности работы оборудования.

Композиционные сплавы изготавливали по специальной технологии замешивания частиц в жидкий расплав.

Баббит Б83 расплавляли в печи сопротивления СШОЛ в графитовом тигле под слоем древесного угля. Температуру металла измеряли никель-хром-никель-алюминиевой термопарой и регистрировали с помощью электронного потенциометра КСП-4. После достижения заданной температуры с поверхности баббита снимали шлак и

окислы и на поверхность расплава высыпали порциями подготовленный порошок карбида кремния. Подготовка порошка заключалась в прокатке его при температуре 600-650°C для удаления адсорбированных газов и просеивания через сито с ячейкой 0,1 мм.

Порошки SiC вводили при механическом перемешивании в оригинальном смесителе для получения композиционного материала.

Смеситель (рис. 1) представляет собой миксер фиксированного объема с многолопастным вращающимся импеллером. Рабочий объем $\sim 0,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$, что соответствует $\sim 3 \text{ кг}$ композита баббит – карбид кремния.

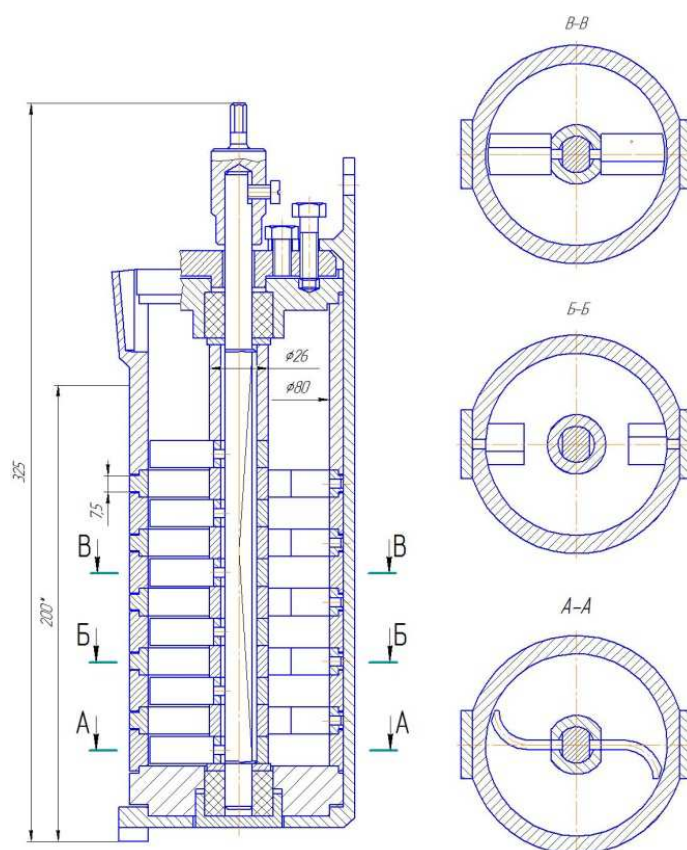


Рисунок 1. Смеситель для получения композитов

Перетирание, механическое перемешивание частиц в расплаве, разрушение поверхностных пленок на границах раздела должно способствовать лужению поверхности, улучшению смачиваемости и увеличению сил адгезии порошка SiC и металла. Последнее важно не только для достижения более высоких эксплуатационных свойств композита.

Эффективность перемешивания и производительность установки обеспечиваются совмещением перетирания смеси с созданием повышенного давления.

Полученный композиционный сплав выливали в металлическую форму или подвергали жидкой штамповке в пресс-форме под давлением 1500 кгс/см^2 на гидравлическом прессе ПБЗ. Из полученных слитков вырезали образцы для микроскопических исследований на металлографическом микроскопе ММУ-3 при увеличении $\times 80$ и $\times 200$.

Из этих же слитков вырезали образцы для определения коэффициента трения баббитов Б83 с присадками и без них в зависимости от удельной нагрузки.

Изменение температуры достигли увеличением (или уменьшением) нагрузки на колодку, т.е. температура генерировалась в системе за счет работы трения, таким образом, она может служить дополнительным и веским показателем антифрикционных свойств. Результаты представлены на рис. 2.

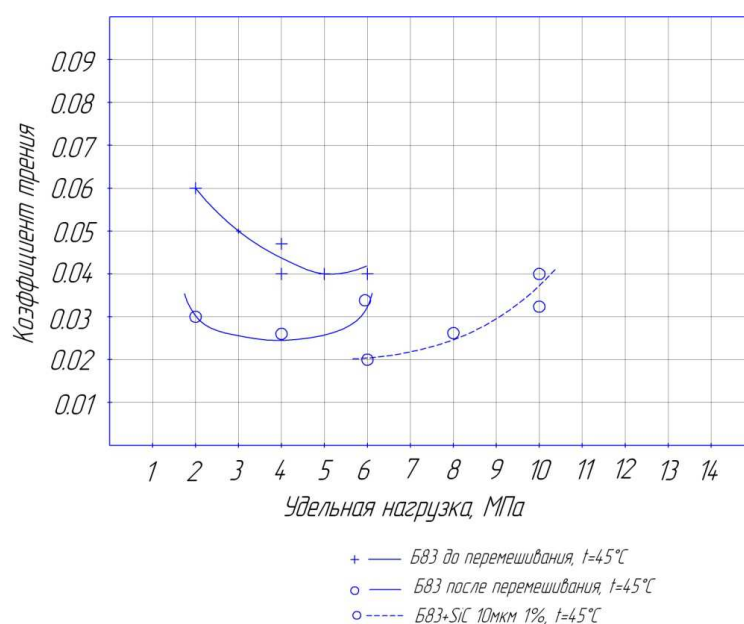
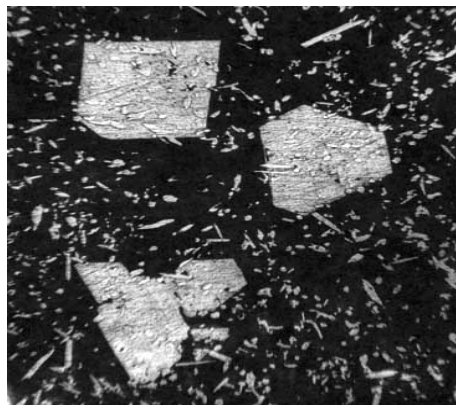


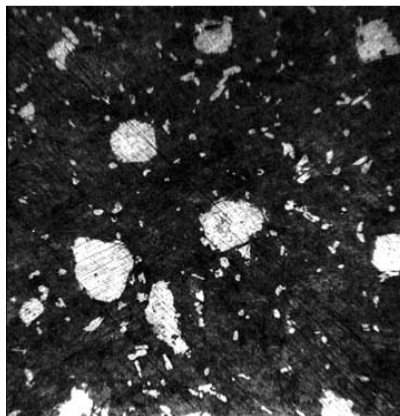
Рисунок 2. Зависимость коэффициента трения баббит Б83 от удельной нагрузки

Сравнение приведенных данных показывает, что сплавы, подвергнутые перемешиванию в миксере, имеют коэффициент трения гораздо ниже, чем баббиты залитые без перемешивания. Объяснением этого явления может служить изменение формы и размера твердых

включений интерметаллидов типа SnSb, которые под воздействием лопастей смесителя получают округлую форму меньшего размера (рис.3).



а



б

Микроструктура баббита Б83:

а) до перемешивания; б) после перемешивания

Композиционный сплав на основе баббита с частицами SiC не уступает базовому сплаву по коэффициенту трения, значительно превосходя его по допустимой максимальной нагрузке. Таким образом, полученные результаты подтверждают возможность изготовления и эффективность использования композиционных материалов системы баббит-карбид кремния.

Библиографический список:

1. Отчет по теме № 2271, 2005 г.
2. Рябинин Д.Д., Лукач Ю.Е. Смесительные машины для пластмасс и резиновых смесей. – М.: Машиностроение, 1972. – 272 с.
3. Современные композиционные материалы / пер. с англ.; под ред. Л. Браутмана и Р. Крока. – М.: Мир, 1970. – 672 с.

ТЕРМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ КОНТАКТНОМ ПЛАВЛЕНИИ В СИСТЕМЕ СВИНЕЦ – ТЕЛЛУР

Дадаев Д.Х.

Дагестанский государственный педагогический университет

Систематические исследования явления контактного плавления (КП) в контакте твёрдых веществ при температурах ниже температуры плавления наиболее легкоплавкого компонента были начаты с работы Д.Д. Саратовкина и П.А. Савинцева.

В основе пайки алюминиевого сплава основных панелей обшивки и узлов космического корабля «Аполлон» через покрытие из серебра лежало контактное плавление.

Экспериментаторы для исследования КП пользовались различными установками и сталкивались при этом с серьезными проблемами, которые были связаны с относительно низкой точностью измерений кинетических параметров, их сохранения и обработки.

Сконструированная и испытанная нами установка представляет собой универсальную измерительную, термостатирующую систему для КП. Подробное описание методики экспериментов приведено в работе [1].

Исследование явления КП в этой системе представляет интерес, поскольку особо чистый свинец идет на изготовление термоэлектрогенераторов, в которых осуществляется прямое превращение тепловой энергии в электрическую. Эффективными материалами для изготовления термоэлектрогенераторов также служат теллурид и селенид свинца.

На диаграмме состояния системы *Pb-Te* (рис. 1) имеется одно химическое соединение - *PbTe*, содержащее 38 вес. % *Te* (рис. 14). Эвтектика *PbTe+Te* плавится при 405⁰С и содержит 78,5 вес. % *Te*. Температура плавления эвтектики *Pb+PbTe* практически равна температуре плавления свинца (концентрация теллура в эвтектике составляет 0,05- 0,1 вес.% *Te*).

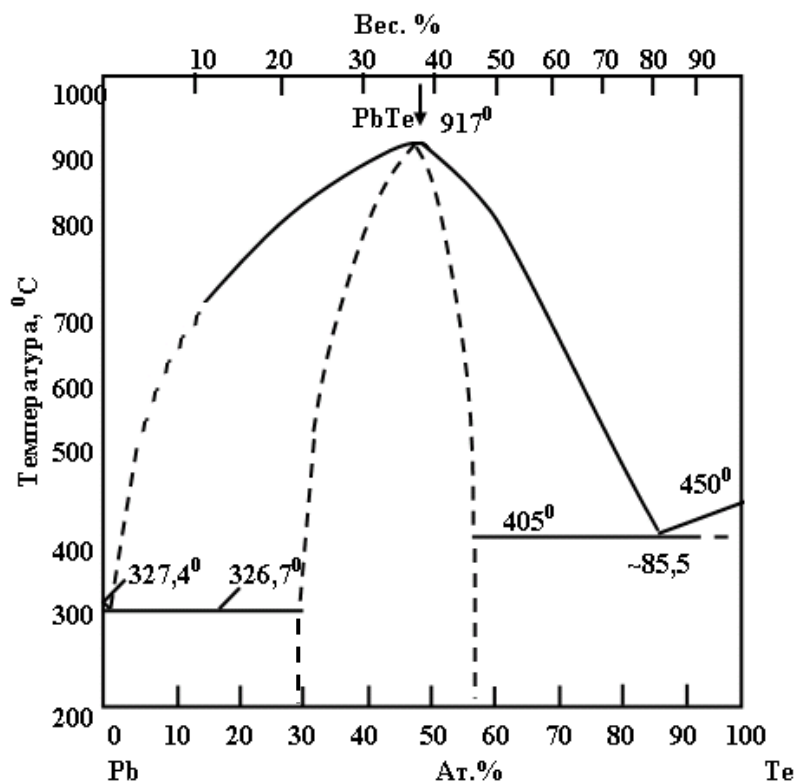


Рис. 1. Диаграмма состояния системы *Pb-Te* [2].

Интерметаллид *PbTe*, образующийся в результате взаимодействия свинца с теллуrom, плавится с открытым максимумом при 917 °C и имеет интервал гомогенности, пределы которого изменяются в зависимости от температуры и скорости охлаждения.

Рассмотрим типичный эксперимент в системе свинец-теллур (*Pb-Te*) [3].

При медленном режиме нагрева (рис. 2), в момент образования интерметаллида *PbTe*, начиная от температуры 200 °C, происходит постепенный нагрев зоны контакта (участок *a*) в результате экзотермической реакции образования *PbTe*.

Когда температура на поверхности образцов достигает примерно 315 °C, в зоне контакта за счет экзотермической реакции температура повышается (более 10° C) до температуры эвтектики *Pb+PbTe* (326,7 °C). На участке *b-c* резкий скачок термоЭДС вверх указывает как раз на это повышение. В результате появления жидкой фазы эвтектического состава кривая автотермоЭДС падает вниз (рис.5, уча-

сток *c-d*) и почти сразу происходит взрывообразное повышение температуры (участок *d-e*).

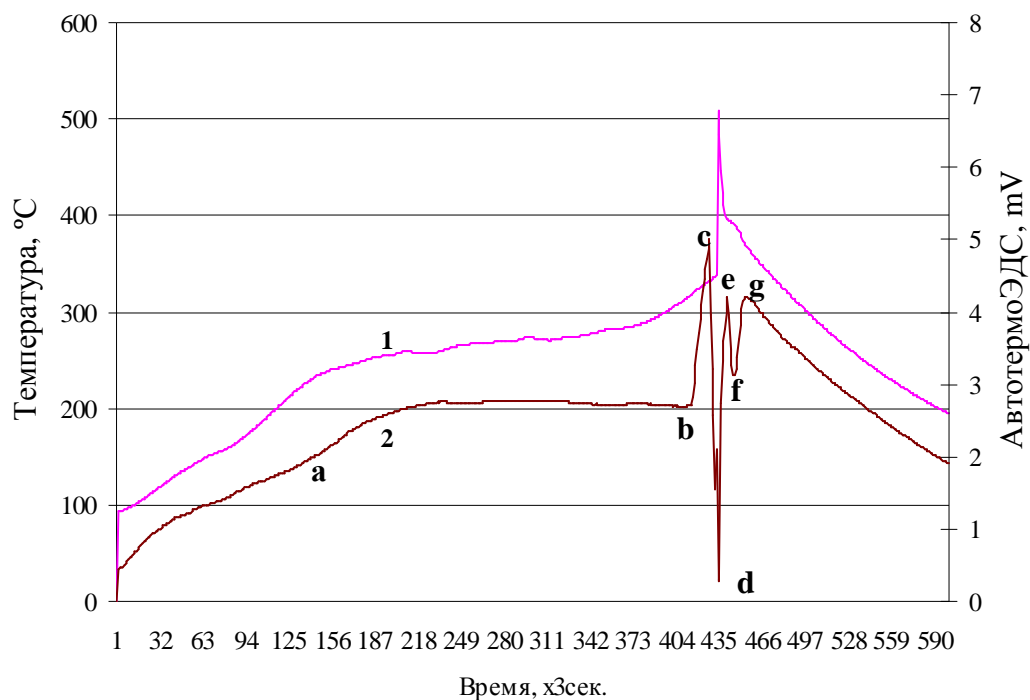


Рис. 2. Зависимость температуры на образцах (кривая 1) и автотермо-ЭДС образцов (кривая 2) от времени при медленном режиме нагрева в системе *Pb-Te*

Таким образом, происходит колебательно затухающий процесс образования и кристаллизации соединения *PbTe* и эвтектики *PbTe+Pb*. Здесь стоит отметить, что данное взрывообразное повышение температуры в этой системе является уникальным явлением, которое наблюдалось нами впервые. И оно наблюдалось только в данной системе.

По приведенной видеозаписи эксперимента (рис. 3) видно, что в течение 1/24 с. образцы *Pb* и *Te* раскаляются добела и происходит полное расплавление веществ. Скорость взрыва была установлена косвенным образом с помощью покадровой цифровой видеозаписи эксперимента.

В первом ряду фотографий показан процесс приведения в контакт образцов *Pb* и *Te* (*Pb* сверху) и образование жидкой фазы. Во втором ряду – непосредственно сам процесс интенсивного, взрывопо-

добного саморазогрева образцов. В третьем ряду – начало кристаллизации интерметаллида $PbTe$.

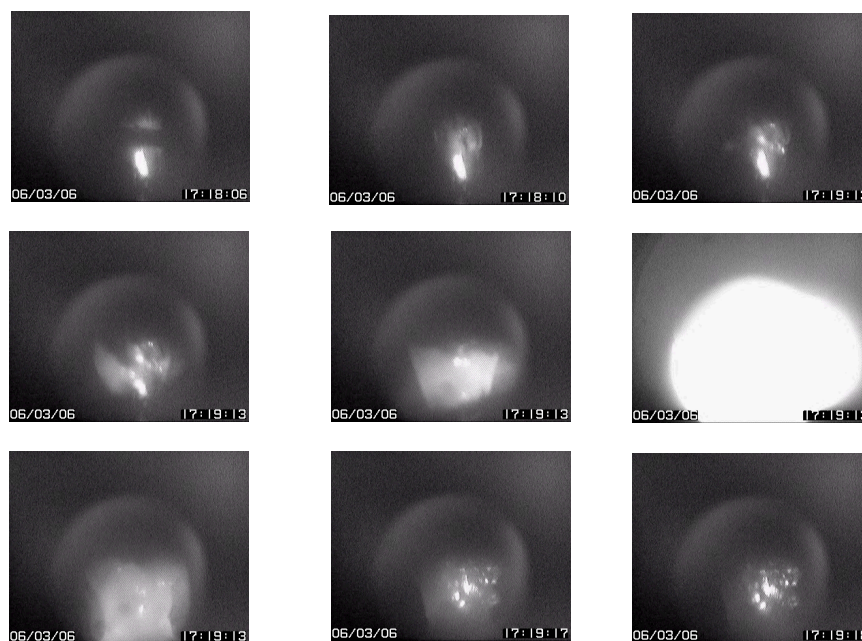


Рис. 3. Покадровая видеозапись процесса КП системы $Pb-Te$

Список литературы

1. Дадаев Д.Х. Особенности контактного плавления в системах сурьма-теллур и свинец-теллур. Дисс.к.ф.-м.н., ИФ ДНЦ, Махачкала, 2009.
2. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. Перевод с английского под ред. Новикова И.И и Рогельберга И.Л. – М.: ГНТИЛЧМ, 1962. – 1488 с.
3. Дадаев Д.Х., Хайрулаев М.Р. Исследование контактного взаимодействия в системе свинец-теллур // Известия ДГПУ. Естественные и точные науки. Махачкала, ДГПУ. 2009. №3. С. 11-19.

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА НОВЫХ СОСТАВОВ ОЛОВЯННЫХ СПЛАВОВ ХУДОЖЕСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Сухорукова Е.В., Шаршин В.Н., Серeda Е.В.
*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Для изготовления художественных отливок применяют практически все известные сплавы: бронзы, латуни, чугуны, сплавы на основе алюминия, цинка, свинца, драгоценные металлы. Среди низкотемпературных сплавов особое место занимают сплавы на основе олова, находя свое применение в отливках декоративно-прикладного и хозяйственного назначения. К числу таких изделий относится кабинетная скульптура, архитектурные отливки, сувениры, посуда, декоративные тарелки, блюда с ажурным декором, вазы, а также предметы культового назначения (колокола, кресты, чаши и др.).

Главной задачей настоящих исследований является разработка новых составов экологически чистых оловянных сплавов с повышенными функциональными, эксплуатационными и технологическими (литейными) свойствами. При этом, к функциональным свойствам литейных сплавов художественного назначения следует отнести: цвет и художественно-эстетические свойства сплавов; к эксплуатационным свойствам можно отнести механические свойства: прочность на изгиб или разрыв, твердость, а также коррозионную стойкость; к технологическим свойствам следует отнести: жидкотекучесть, формозаполняемость, усадку.

На основании анализа следующих критериев: критерий растворимости (α), критерий распределения (ω); влияние элементов на переход β -Sn в α -Sn; влияние на температуру плавления сплава; влияние на литейные свойства; влияние на механические, технологические, эстетические, эксплуатационные свойства сплава; влияние на здоровье человека, были выбраны основные легирующие элементы для проведения исследований и разработки номенклатурного ряда составов

оловянных сплавов для художественного литья. Установлено, что наиболее полно указанным требованиям удовлетворяют следующие элементы: сурьма, висмут, индий, медь. Данные материалы обладают критерием растворимости $\alpha > 0,5\%$; критерием распределения $\omega > 0,05\%$; не способствуют превращению $\beta\text{-Sn}$ в $\alpha\text{-Sn}$, а висмут и сурьма даже предотвращают его; повышают твердость и прочность олова, жидкотекучесть, износостойкость, коррозионную стойкость. Кроме того, все названные элементы не оказывают существенного вреда здоровью, вероятность их поступления в организм при использовании изделий из сплавов с данными элементами крайне незначительна.

На основе анализа диаграмм состояния [1,2] основы сплава и выбранных легирующих элементов, а также межфазных взаимодействий в системе Sn-Sb-Bi-Cu-In в зависимости от соотношения компонентов в сплаве будут присутствовать следующие фазы: твердые растворы: Sb в Sn, Bi в Sn, In в Sn, Bi в Sb или Sb в Bi, Bi в In, In в Cu; химические соединения: SbSn и Cu_6Sn_5 , BiIn , InSb , Cu_5Bi_2 , Cu_3Sb , Cu_2Sb , $\text{Cu}_{11}\text{In}_9$, эвтектика (Bi)+(Cu), кристаллы Bi.

Были проведены экспериментальные исследования функциональных, эксплуатационных и технологических свойств оловянных сплавов для художественного литья. Исследования проводили по следующей методике. Сплавы готовили в печи сопротивления типа СШОЛ в графитовых тиглях по следующей методике: после расплавления и перегрева олова до температуры $500 - 550^\circ\text{C}$ в него, при интенсивном перемешивании, последовательно, по мере усвоения, вводили легирующие элементы: медь, сурьму и индий. После этого расплавы перегревали в печи до температур $700 - 720^\circ\text{C}$, выдерживали 20 – 30 мин для гомогенизации, вводили в расплав термопару и охлаждали вместе с печью до полного затвердевания. Показания термопары через специальный преобразователь фиксировали на ПК в виде цифровых параметров с одновременной записью кривой охлаждения. В исследованиях использовали ХА – термопары, с диаметром проволоки 0,5 мм. На основании полученных данных определяли температуру ликвидус и, соответственно, температуру заливки спла-

ва. Заливку производили в чугунные формы (без подогрева, $t_f = 18 - 20^\circ\text{C}$) при температуре на 100°C превышающей температуру ликвидус сплава. Для исследования свойств оловянных сплавов художественного назначения были изготовлены опытные образцы с варьируемым количеством легирующих элементов: медь до 4,0 %, сурьма до 10,0 %, индий до 9,0 %.

В результате проведенных исследований были установлены закономерности влияния типа и количества легирующих элементов на технологические, эксплуатационные и функциональные свойства оловянных сплавов художественного назначения. В частности, было выявлено, что все легирующие элементы: сурьма, индий, медь, повышают твердость, предел прочности на изгиб. При этом, сурьма оказывает наибольшее влияние на предел прочности на изгиб и твердость – повышение численных значений до 50%. Далее по значимости следуют индий и медь. При этом влияние индия и меди на твердость незначительно и составляет не более 10%.

В результате исследований коррозионной стойкости установлено, что индий повышает коррозионную стойкость; медь – снижает; при количестве сурьмы 3% скорость коррозии, в сравнении с чистым оловом, увеличивается на 40%; с повышением количества сурьмы отмечено снижение скорости коррозии и при 6% сурьмы скорость коррозии приближается к значениям, полученным для чистого олова.

На основе анализа коллекции типовых отливок из различных оловянных сплавов, в баллах по десятибалльной шкале установлено, что наибольшее влияние на художественно-эстетические свойства оказывают индий (повышает блеск и дает серебристый оттенок) и медь (дает желтый оттенок).

Установлено, что все легирующие элементы оказывают влияние на жидкотекучесть оловянных расплавов: сурьма повышает, медь и индий понижают, при этом, наиболее значимое влияние оказывает сурьма: жидкотекучесть при повышении количества сурьмы с 0 до 10 % увеличивается на 16 %. Выявлено, что сурьма повышает, медь и индий снижают формозаполняемость оловянных сплавов. При этом наиболее значительный эффект получен при добавлении сурьмы: с

увеличением концентрации до 10% формозаполняемость повышается на 200%. Усадка оловянных сплавов у всех исследуемых составов не превышает 1%. При этом, медь (0-4%) и индий (0-9%) оказывают благоприятное влияние на усадку – приводят к снижению на 18 % и 29% при достижении максимальных значений своих концентраций, сурьма (0-10%) повышает усадку на 21%.

На основании результатов исследований проведена оптимизация составов оловянных сплавов для художественного литья, разработан и оформлен заявкой на патент Российской Федерации состав нового оловянного сплава с повышенными технологическими свойствами и эстетическими характеристиками (№ 2013138398 от 16.08.2013 г.), имеющий следующее соотношение компонентов: олово 95 – 77 %, сурьма 4 – 10 %, медь 0,5 – 4 %, индий 0,5 – 9,0 %.

Научно-исследовательская работа выполняется при поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере в рамках программы «УМНИК на СТАРТ» и Некоммерческой организации «Инвестиционно-венчурный фонд Республики Татарстан» в рамках программы «Идея – 1000» номинации «Старт 1».

Список использованных источников

1. **Лякишев Н.П.** Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т.1 / Н.П. Лякишев [и др.]; под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992с.
2. **Захаров А.М.** Диаграммы состояния двойных и тройных систем / А.М. Захаров. - М: Металлургия, 1990 г. – 240 с.

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ФЛЮСОВОГО РАФИНИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ РАСПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ОАО «ЗИД»

Федулов А.А.¹, Панфилов А.А.²

¹ ОАО «Зид», г. Ковров, ² Владимирский государственный
университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Основной целью работы является разработка и осуществление метода вытеснения газовых примесей из алюминиевого расплава.

Основной газовой примесью в алюминиевом расплаве является водород, который оказывает отрицательное воздействие на свойства алюминиевых сплавов. В связи с тем, что растворимость водорода в жидком алюминии гораздо выше, чем в твердом, становится возможным образование пор при кристаллизации расплава.

При повышенном содержании водорода в алюминиевых сплавах после затвердевания обнаруживается газовая или газоусадочная пористость. В ряде работ установлена прямая зависимость пористости алюминиевых сплавов от содержания в них водорода.

Пористость в сильной степени снижает механические свойства сплавов, особенно отрицательно воздействует на пластичность. При этом, существенное значение имеет не только количество пор, но также их форма и размеры. Водород отрицательно влияет и на литейные свойства алюминиевых сплавов: увеличивается предсудачное расширение сплавов, повышается склонность к горячеломкости.

В настоящее время на ОАО «Завод им. В.А. Дегтярева» существует проблема получения алюминиевых отливок хорошего качества. Очень часто на отливках после механической обработки вскрываются дефекты, так называемой, газовой пористости. Предположительно это вызвано недостаточно качественным рафинированием расплава, осуществляемым в процессе плавки.

В настоящее время на предприятии используются следующие флюсы:

- ЭВТЕКТИКА (ТУ РБ 14744129.004-98; производитель ООО «Эвтектика» г. Минск);

- ФУРМ (ТУ 3823-001-97; производитель АООТ «Институт литейной технологии и техники»).

Как показывает практический опыт, они не обеспечивают требуемое качество расплава, т.е. не выводят из расплава нужное количество газовых примесей.

Таким образом, разработка и исследование технологии флюсового рафинирования алюминиевых расплавов в условиях ОАО «Завод им. В.А. Дегтярева» является актуальной задачей для предприятия.

На данный момент проведены исследования, которые дали определенные результаты. Были получены: серия образцов из сплава АК7ч по ГОСТ 1583-93 без применения каких-либо методов рафинирования; серия образцов с применением флюса ФУРМ; серия образцов, полученных после продувки расплава инертным газом (аргон) (рис. 1, 2, 3 соответственно).



Рис. 1. Образец из сплава АК7ч по ГОСТ 1583-93 без применения методов рафинирования



Рис. 2. Образец из сплава АК7ч по ГОСТ 1583-93, рафинированный флюсом ФУРМ



Рис. 3. Образец из сплава АК7ч по ГОСТ 1583-93 после продувки расплава инертным газом

Сплав марки АК7ч расплавлялся в индукционной печи ИСТ-0.16. Образцы заливались в графитовый кокиль. Температура кокиля 20 ± 2 °С. Температура заливки сплава 740 ± 2 °С.

Анализируя макро- и микроструктуры полученных образцов на данном этапе работы, можно отметить, что наилучший результат был достигнут с применением продувки расплава инертным газом. Рафинирование флюсом ФУРМ тоже дало определенный результат, но несколько хуже, чем продувка газом.

Исходя из результатов экспериментов, в продолжение работы предлагается совместить эти два метода рафинирования, т.е отработать метод комплексной очистки расплава.

Суть метода заключается в том, что во время продувки расплава инертным газом в его струю замешивается порошок флюса. Ожидается, что это должно дать наиболее эффективный результат.

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕРИСТИКИ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА АК12М2

Зобанов О.И., Киреев А.В.

Владимирский государственный университет

им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Актуальной проблемой современного литейного производства является пористость в отливках, которая появляется в результате насыщения расплава газами. В настоящей работе представлены материалы по влиянию пористости на коррозионные свойства и характеристики отливок из сплава АК12М2. Показаны методики определения содержания водорода, твердости, плотности и пористости сплава АК12М2.

В зависимости от назначения сплавов, масштаба производства и условий литейных цехов плавку алюминиевых сплавов осуществляют в ваннах электропечей сопротивления (емкостью от 150 кг до 3 т), индукционных тигельных и канальных печах (от 180 кг до 6 т), а также в отражательных пламенных печах ванного типа (до 30 т), в тигельных (до 250 кг) электросопротивления и в печах, работающих на жидком и газообразном топливе.

Предрасположенность алюминиевых сплавов к газовой пористости определяется количеством газа, выделяющегося при кристаллизации. Растворенный водород, выделяясь при кристаллизации расплавов, вызывает образование газовой пористости в отливках. С увеличением концентрации водорода в расплаве газовая пористость отливок возрастает.

Для определения газовой пористости необходимо пользоваться пятибалльной шкалой ВИАМ. Степень пористости макрошлифов в баллах устанавливают сравнением их с эталонами шкалы.

Газовая пористость образцов определяется на трех квадратах площадью 1 см^2 каждый. Количество пор и размер пор определяют как среднее арифметическое трех измерений. При наличии отклонений по среднему количеству, размеру или процентному содержанию пор в сторону увеличения показатели пористости относят к более высокому баллу пористости.

Образцы отливались из нерафинированного сплава. Для определения фактической плотности сплава методом гидростатического взвешивания. Образцы взвесили на воздухе и в дистиллированной воде, и определили фактическую плотность сплава по формуле:

$$\gamma_{\phi} = \frac{m_{\text{в}}}{m_{\text{в}} - m_{\text{ж}}} \gamma_{\text{ж}}$$

где $m_{\text{в}}$, $m_{\text{ж}}$ - масса образца на воздухе и в жидкости соответственно; $\gamma_{\text{ж}}$ - плотность жидкости, г/см^3 .

Для лабораторных испытаний изготавливали образцы $\text{Ø} = 15 \text{ мм}$ и высотой $h = 17 \text{ мм}$. Для удобства крепления образцов с одной стороны на них высверливают отверстия $\text{Ø} = 2,5 \text{ мм}$ под резьбу М3 глубиной $h = 6 \div 8 \text{ мм}$. Для проведения коррозионных испытаний образец подготавливали следующим образом:

- Промывали в горячей воде;
- Протирали спиртом для обезжиривания;
- Травили в 5% растворе соляной кислоты в течение 5-10 секунд;
- Промывали в горячей и холодной воде;
- Просушивали и выдерживали в эксикаторе над свежеприготовленным CaCl_2 в течении суток;
- Взвешивали.

Подготовленные таким образом образцы навинчивают на медные держатели, защищенные от воздействия воды хлорвиниловой трубкой. Для предотвращения контакта электролита с держателем конец трубки у образца и торцевая часть образца обмазываются смесью битума (2/3) с парафином.

Собранную систему «образец – держатель» помещаем в ёмкость с электролитом, в качестве которого используем синтетическую морскую воду следующего состава, г/л: NaCl – 25.512, MgCl₂ – 2.447, MgSO₄ – 3.305, CaCl₂ – 1.141, KCl – 0.725, NaHCO₃ – 0.202, NaBr – 0.083.

В течение 15 суток ежедневно измеряли потенциалы при помощи потенциометра; рН измеряли при помощи рН-метра.

По окончании электрохимических испытаний с образцов удаляли осадок. После снятия осадка образцы промывали в горячей, а затем в холодной воде, а затем высушивали в эксикаторе с реактивом CaCl₂ в течение суток.

Для оценки скорости коррозии образцы повторно взвешивали на электронных весах марки Adventurer марки AR2140. Показателем коррозии служит изменение массы образца, отнесенной к единице поверхности в единицу времени.

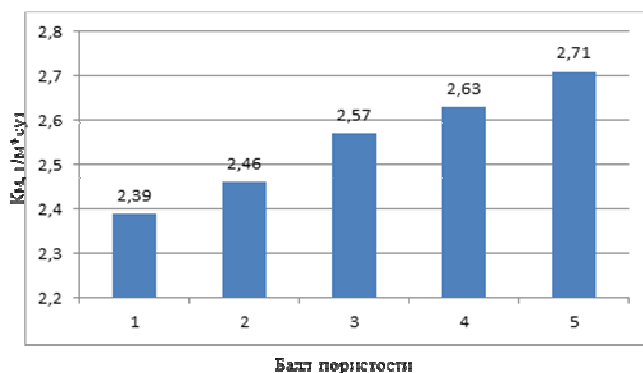
Скорость коррозии определяли по формуле:

$$K_m = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau}; \text{ г/м}^2$$

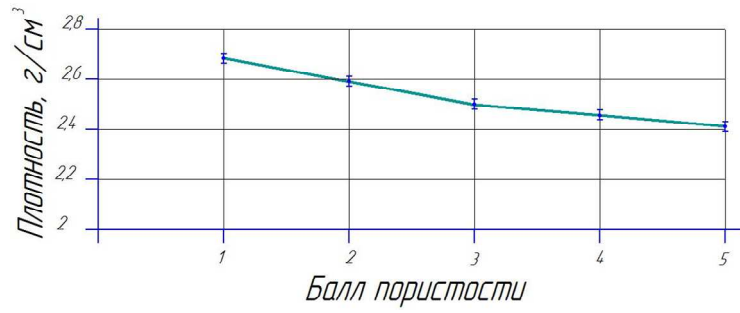
где: Δm - изменение массы образца в результате испытаний, г;

S – площадь поверхности образца, м²;

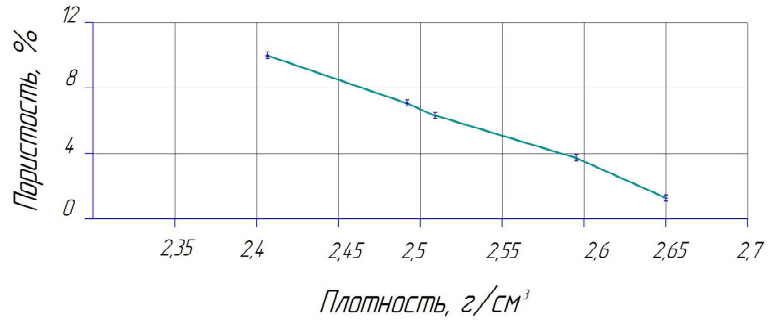
τ - время продолжения, сут.



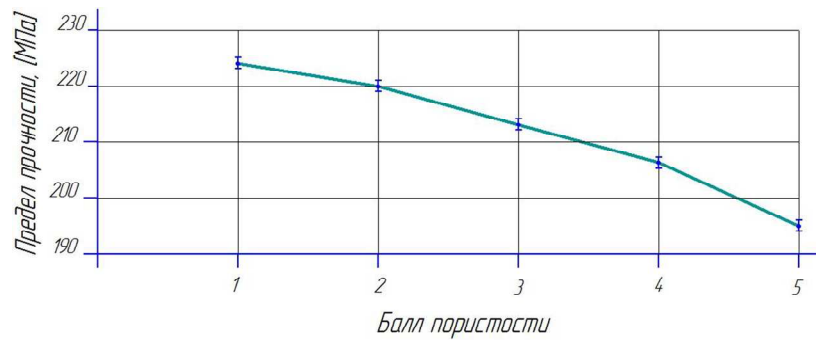
Изменение скорости коррозии образцов из сплава АК12М2 с увеличением балла пористости.



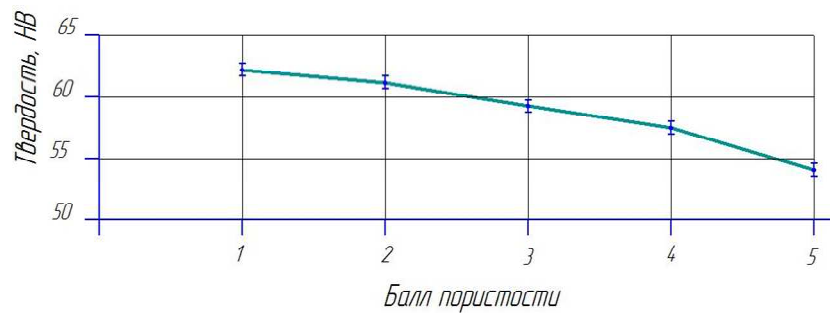
Плотность в зависимости от балла пористости.



Зависимость плотности от процентного содержания пористости в сплаве АК12М2.



Зависимость предела прочности от балла пористости



Зависимость твердости от балла пористости.

Список литературы

1. **Добаткин В.И.** Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах / В.И. Добаткин, Р.М. Габидулин, Б.А. Колачев и др. М.: Металлургия, 1976.
2. **Кечин В.А.** Теория и технология литых протекторных материалов. Монография. Владимир: Редакционно-издательский комплекс ВлГУ, 2004. - 184 с.
3. **Лебедев И.П.,** Максимов В.Д., Райнис Л.С. // Литейное производство. – 1966. - № 2. - С. 42-43.
4. **Кечин В.А.,** Богатииков В.Ю. Исследование электрохимических характеристик сплавов с различным газосодержанием // Тез. докл. Республ. конф. «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах». – Запорожье, 1985. – с. 240.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЗАМЕНЫ ЛИТЕЙНОГО ЧУГУНА ПЕРЕДЕЛЬНЫМ В ШИХТЕ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО ЗАВОДА

Костин А.В.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Важными и сложными проблемами чугунолитейного производства машиностроения во все периоды его развития было преодоление трудностей по снабжению шихтовыми материалами, по повышению качества отливок изготавливаемых машин, по снижению себестоимости производимого литья.

С 80-х годов прошлого столетия основным шихтовым материалом был доменный литейный (кремнистый) чугун, к которому добавляется стальной лом (10-40% от веса шихты) с целью уменьшения количества частиц графита в структуре и получения «малоуглеродистого ЧПГ», содержащего 3,9-3,4% углерода. Малоуглеродистый ЧПГ по количеству изготавливаемого из него литья до сих пор занимает в машиностроении доминирующее положение. Но уже с 50-60 годов и

по настоящее время распространяется литье, у которого повышение свойств прочности и технологичности, а в дополнение к ним, не менее важных свойств, таких как обрабатываемость, износостойкость и надежность в эксплуатации, производится по новому подходу к проблеме качества – за счет уменьшения размеров пластинок графита при относительно высоком содержании углерода (до 3,8%). Такое чугунолитее получается тогда, когда в качестве шихты берется как доменный литейный чугун, так и доменный передельный чугун или плавка ведется с использованием передельного чугуна и ферросилиция в шихте.

Преимущества передельного чугуна и литья из него по сравнению с литейным таковы:

1. В доменном передельном чугуне частицы графита более мелкодисперсны, чем в литейном, что позволяет увеличить содержание углерода в отливках с 3,0-3,3% до 3,45-3,75%, обеспечить высокий уровень прочностных свойств металла отливок, повысить технологические и эксплуатационные свойства металла отливок (жидкотекучесть, трещиностойкость, обрабатываемость, демпфирующую способность, износостойкость, циклическую вязкость).
2. Количество связанного углерода в чушковом передельном чугуне больше; после вторичной плавки условия для графитизации металла более благоприятны, чем при плавке на литейном чугуне, процесс графитизации протекает интенсивно, что сокращает объемную усадку и отбел чугуна; брак отливок по усадочным раковинам и пористости сокращается.
3. Температура плавления передельного чугуна ниже, чем литейного, поэтому плавка ведется при более низких температурах; высокие технологические и эксплуатационные свойства чугуна обеспечиваются плавкой в вагранке без подогрева дутья, в то время как для плавки моноуглеродистого чугуна требуются сложные и дорогие вагранки горячего дутья или электропечи.

В настоящее время ряд крупных заводов отечественного машиностроения полностью перешел на передельный чугун, к числу которых относится и ОАО «Владимирский моторо-тракторный завод».

С практической стороны проблема замены литейного чугуна передельным проста, так как ее решение не требует новых материалов и нового оборудования. Она не усложняет, а наоборот, облегчает работу смежных отраслей, таких как металлургическая промышленность и механообработка. Однако, такая замена вносит весомый вклад в повышение эффективности чугунолитейного производства, являющегося составной частью многих отраслей и существенно повышает качество, надежность и долговечность машиностроительной продукции.

На Владимирском моторо-тракторном заводе исследования по ваграночной плавке на шихтах с доменным передельным чугуном начались в 1957 г. Вагранки литейного цеха до начала исследований работали на шихте, составленной с преимущественным применением высококремнистых литейных чугунов. Плавка велась на относительно мелком коксе, на холодном дутье. Основным выплавляемым чугуном был чугун марки СЧ15 с содержанием кремния 2,0-2,6%. Из-за низкой жидкотекучести чугуна, нестабильности химического состава и ряда других недостатков металла завод имел высокий процент брака литья. Отливки имели пониженную плотность и повышенный отход в брак по неметаллическим включениям, раковинам и отбелу. Переход завода на выпуск дизельных двигателей с воздушным охлаждением и тракторов повышенной мощности с большими скоростями хода поставил задачу значительного улучшения качества литья, в том числе увеличения плотности и прочности металла.

В сложившихся условиях производства поставленные требования повышением прочности чугуна в корпусных отливках до СЧ20 не могли быть выполнены, так как требующийся для этого переход на плавку с увеличением расходов стального лома или со сниженным содержанием в чугуне кремния приводил к резкому увеличению отбела мелких и тонкостенных деталей. Низкая жидкотекучесть чугуна не позволяла производить конструктивное снижение толщины стенок отливок. Выход был найден путем принятия решения о полной замене

в шихте литейных чугунов передельными чугунами. В настоящее время специалистами ОАО «ВМТЗ» накоплен огромный опыт по расчету шихты, технологии плавки металла в вагранке и электропечи на шихте с передельным чугуном, что позволило:

- сократить расход инструмента на механическую обработку отливок на 30%;
- повысить износостойкость деталей, работающих в условиях трения и сократить выпуск запасных частей на 50%;
- уменьшить объемную усадку металла и снизить брак литья из-за усадочных раковин и по течи на 1% от выпуска машинного литья;
- повысить демпфирующую способность металла, что дает уменьшение трещин в отливках при их производстве и сокращение выхода из строя деталей в эксплуатации от трещин и коробления;
- повысить прочность металла отливок на 15-20% и уменьшить толщину стенок и массу отливок на 3%;
- снизить расход легирующих элементов для блоков, головок, гильз и других отливок.

О ПРОБЛЕМЕ РАЦИОНАЛЬНОГО ВЫБОРА МАТЕРИАЛА

Картонова Л.В.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Одна из основных задач, которую должен решать конструктор, – выбор материала, так как надежность, эффективность и экономичность машины зависит с одной стороны от правильности конструкции, а с другой – от правильности выбора материалов для ее деталей. При этом не может быть однозначного решения.

В настоящее время нет единой методики выбора оптимального материала, а существуют лишь разрозненные рекомендации для подбора пригодного материала в частных случаях различных деталей в различных областях машиностроения, базирующиеся на использовании традиционного материала. Во всех случаях создания новых дета-

лей или изменения условий работы (коррозионная среда, радиация, высокие температуры и т. п.) приходится начинать поиск с самого начала методом проб и ошибок. Проблема усугубляется тем, что количество новых материалов растет в геометрической прогрессии, тогда как опыт их использования – в арифметической, и все больше отстает от разработки новых материалов. Ситуация напоминает замкнутый круг. Справочная литература не может дать рекомендации по использованию нового материала, пока не будет накоплен опыт. Но опыт не накапливается, так как конструкторы не применяют новый материал, поскольку нет рекомендаций.

Тем не менее, можно сформулировать некоторые общие положения, которые будут полезны для конструктора и помогут ему грамотно ориентироваться в массе конструкционных и инструментальных материалов. Эти положения могут быть сформулированы таким образом – материал можно считать выбранным правильно, если он наилучшим образом отвечает трем основным требованиям: эксплуатационной надежности, технологичности и экономичности.

Надежность деталей машин определяется множеством факторов: характером нагрузки, распределением и частотой перегрузок, влиянием коррозионной среды, наличием абразивных частиц, концентрацией напряжений и другими факторами – с одной стороны, составом, качеством, состоянием, предшествующей технологией обработки материала и т.п. – с другой стороны.

Наиболее общим требованием, обеспечивающим работоспособность материала, может служить эксплуатационная надежность, под которой следует понимать вероятность того, что данный материал обеспечивает безотказность работы изделия в течение заданного срока. При выборе материала для конкретной детали необходимо ясно представлять, какие характеристики материала являются основными. Правильно выбранный материал должен количественно соответствовать этим характеристикам.

Для сталей, разрушающихся вязко, выбор материала основан на соответствии расчетных напряжений и предела текучести при условии обеспечения удовлетворительного запаса вязкости, гарантирую-

щего малую вероятность хрупкого разрушения. Тогда, как для сталей со смешанным и хрупким разрушением выбор стали определяется вязкостью разрушения при плоской деформации.

Главной трудностью является количественное определение ведущей характеристики, так как, например, повышение твердости стали может привести к такому снижению ее пластичности, что материал окажется столь же непригодным, как и при недостаточной твердости. Следует отметить, что известные способы термической обработки позволяют перераспределить противоположные механические свойства, оставляя материал на определенном «уровне прочности». Термическая обработка повышает работоспособность металлического материала, в определенных силовых и температурных условиях, но обычно неспособна повышать одновременно прочность и пластичность, что и отмечалось ранее.

Зная природу механических и иных свойств материалов, можно предвидеть, какие из них и в каком состоянии целесообразно использовать для данного изделия, а при необходимости – внести изменения в нужную сторону. В проблеме надежности большое значение имеет разброс характеристик материала относительно средних значений.

Технологичность металла также играет чрезвычайно важную роль, которую конструкторы не должны забывать, – кому нужен хорошо подобранный по своим эксплуатационным характеристикам материал, если изделие из него невозможно изготовить. Под технологичностью материала понимается пригодность к обработке теми или иными способами. Как известно, наиболее дешевый способ получения деталей сложной формы – литье. Поэтому для изготовления сложной детали нужно постараться подобрать металл с хорошими литейными свойствами, учитывая его температуру плавления, усадку, жидкотекучесть и т. п.

Но, как правило, литые металлы не имеют высокой конструкционной прочности. Если эксплуатационные требования не позволяют использовать литье, нужно выбрать материал, обрабатываемый давлением, т. е. обладающий достаточной ковкостью в холодном или го-

рячем состоянии. При горячей обработке металла давлением необходимо учитывать наследственное зерно и краснеломкость.

Нередко сложные детали могут быть получены сочетанием штамповки со сваркой. В этом случае наряду со штампуемостью ведущим технологическим свойством будет еще и свариваемость.

В случае обеспечения точных размеров и формы изделий используют обработку резанием. При этом выбирая материал, необходимо учитывать обрабатываемость резанием, т.е. чтобы он не был ни очень твердым, ни очень вязким, не вызывал бы усиленного износа инструмента и обеспечивал бы хорошую чистоту поверхности, причем шлифуемость не совпадает с обрабатываемостью резцом.

Следует также учитывать возможность термической обработки, поскольку она может в несколько раз изменять свойства металла. При этом надо принимать во внимание закаливаемость, прокаливаемость, наследственное зерно, склонность к короблению и растрескиванию при закалке и к отпускной хрупкости, к образованию шиферного излома, обезуглероживанию и т.д.

При выборе марки стали необходимо решить, что в данном конкретном случае наиболее целесообразно: получить деталь более высокой чистоты и удовлетвориться свойствами металла, полученными после простейшей термической обработки, например нормализации или следует применить термическое упрочнение – закалку с последующим отпуском.

Выбирая материал, так же необходимо стремиться к минимальной его стоимости, так как вопросы экономики производства во многих случаях играют решающую роль. Понятно, что такой прямолинейный подход не отражает экономичности производства, поскольку у детали из дешевого материала может оказаться дорогая технология производства изделия, а из дорогого – дешевая. При этом себестоимость продукции может оказаться меньше именно во втором случае, поскольку отходы металла будут меньшими, т. е. выше будет коэффициент использования материала и меньше затраты труда.

Примером решения экономической стороны является использование легированных сталей. Как известно, основное назначение леги-

рующих элементов – увеличение прокаливаемости. Поэтому легированные стали применяются для крупных сечений. И чем больше в стали содержится легирующих элементов, тем она дороже. Но не все легирующие элементы равны по стоимости и дефицитности. Кроме того, необходимо иметь в виду, что некоторые легирующие элементы имеют специфическое влияние на свойства стали. Так, например, никель является дефицитным элементом, однако, он понижает порог хладноломкости, в следствие чего сталь становится более надежной.

Таким образом, выбор оптимального материала должен быть основан на расчете экономических характеристик в тесной увязке с его эксплуатационной надежностью и технологичностью.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ РАФИНИРОВАНИЯ СПЛАВА АК8М НА КАЧЕСТВО ОТЛИВОК ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Крестьянинов Д.Е.¹, Кечин В.А.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Актуальной проблемой современного литейного производства является получение качественного литья с максимально возможным ресурсосбережением.

Объем и номенклатура отливок из алюминиевых сплавов на заводе достаточно большой. Это вызвано тем, что данные сплавы легкие, технологичные, обладают достаточной прочностью и дают возможность получать отливки практически любой массы, конфигурации и сложности.

Одним из таких сплавов, который используют на ЗиДе, является сплав АК8М (АЛ32) ГОСТ 1583-93. Из него изготавливают отливки 1, 2 и 3 группы по ОСТ 3-4227-79. Для контроля соответствия отливок предъявляемым требованиям производят механические испытания сплавов, отливки подвергают рентгеновскому анализу и проверке на герметичность. Основным дефектом отливок из сплава АК8М при литье под давлением является газовая пористость.

Причиной появления данного дефекта является неметаллические включения и пленки, которые образуют трещины и ослабляют сечение отливки, кроме этого они способствует повышению остаточного содержания водорода, что влечет за собой увеличение брака по газовой пористости. Кроме того, аналогичное отрицательное воздействие оказывает водород, растворенный в расплаве.

Чтобы снизить негативное влияние данных дефектов, применяют следующие методы:

- обработка расплава специальными флюсами;
- продувка инертными по отношению к расплаву газами;
- очистка расплава при фильтровании;
- вакуумирование пресс-формы и камеры прессования.

На примере приготовления сплава АК8М (АЛ32) в печи ИАТ-0,4 и печи сопротивления САТ-0,25 проводили следующие испытания.

По действующей технологии на ОАО ЗИД применяется схема трехэтапного рафинирования флюсом ФУРМ ТУ 3823-001-97 с последующей дегазацией таблеткой по ТУ РБ 14744129004-98.



а



б



в

г

Рис. 1. Заводской метод рафинирования: а) образец после приготовления сплава в печи ИАТ-0,4; б) этап рафинирования в разливочном ковше; в) этап рафинирования в раздаточной ванне; г) этап дегазации таблеткой.



а



б

Рис. 2. Предложенный метод рафинирования: а) рафинирование в печи САТ-0,25; б) дегазация в печи САТ-0,25.

В данной работе приведены результаты опытов по каждому этапу рафинирования и дегазации. В результате испытаний мы можем сказать, что применяемую трехэтапную очистку на заводе можно заменить одноэтапным. Это позволит не только сэкономить дорогие рафинирующие материалы в двойном количестве, но и снизить затраты на потребление электроэнергии, так как при каждом рафинировании необходимо довести температуру на 100°C выше рабочих перегревов.

III. РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ

Беляев И.В.

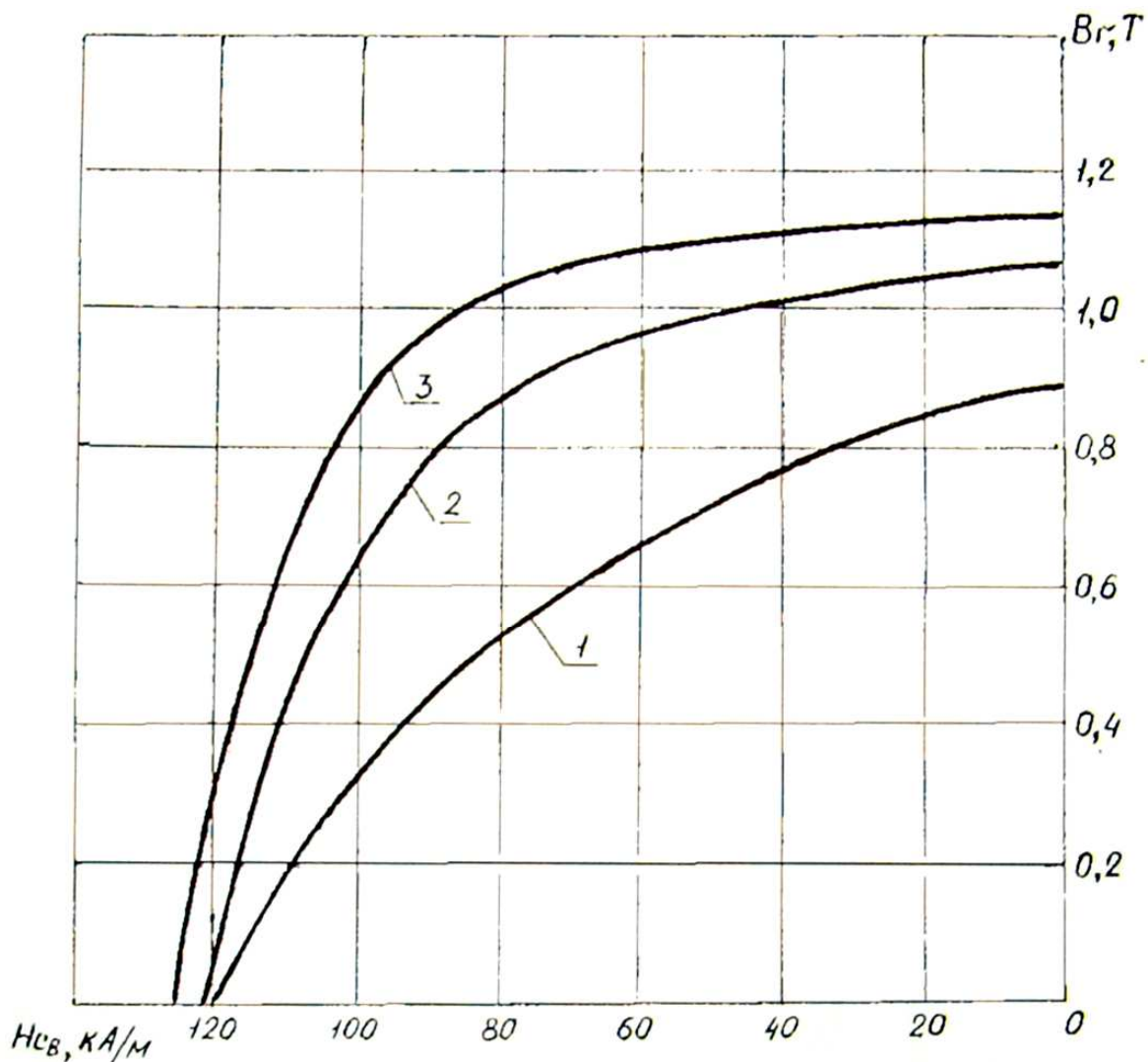
Владимирский государственный университет

им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Монокристаллические постоянные магниты применяют для изготовления особо ответственных приборов и систем автоматики, управления, наведения и навигации боевых стратегических ракет дальнего радиуса действия; подводных лодок всех видов; морских судов (кораблей) различных классов; космических аппаратов различного назначения и т.д.

Это объясняется повышенным (рекордно высоким) уровнем магнитных и эксплуатационных свойств монокристаллических магнитов, наивысшим среди своего класса. На рис. 1 приведены кривые размагничивания постоянных магнитов из одного и того же сплава. Различия состоят только в типе кристаллической структуры. Как видно, наивысший уровень магнитных свойств имеют магниты с монокристаллической структурой, наименьший – магниты с равноосной структурой.

Для изготовления монокристаллических постоянных магнитов как правило используют сплав ЮНДКТ5АА. Химический состав этого сплава регламентируется ГОСТ 17809-72.



- 1 - магниты с равноосной структурой;
- 2 - магниты со столбчатой кристаллической структурой;
- 3 - магниты с монокристаллической структурой.

Рис. 1. Кривые размагничивания постоянных магнитов из сплава ЮНДКТ5

При выплавке сплава используют чистые металлы высоких марок. Железо карбонильное, кобальт, никель, медь нулевых марок, алюминий марки А99, титан иодидный. Дело в том, что на магнитные свойства магнитов сильное влияние оказывают растворимые примеси. Особо вредное влияние оказывают углерод и азот. Допустимое содержание углерода в сплаве ЮНДКТ5АА составляет 0,05%, а азота –

0,002% по массе. Превышение этих пределов приводит к резкому снижению магнитных свойств и к невозможности получения монокристаллической структуры при выращивании. Чтобы этого не допустить введён входной контроль закупаемых шихтовых материалов на углерод. Шихтовые материалы, в которых содержание углерода превышает допустимый предел, в производство не допускаются.

Выплавка сплава ЮНДКТ5АА производится в вакуумных индукционных печах типа ИСВ или УППФ в атмосфере аргона. Футеровка – электрокорунд, порядок загрузки компонентов шихты при плавке – железо, кобальт, никель, медь в тигель печи, после их расплавления алюминий, титан через дозатор.

Заливка расплава в литейную форму производится через промежуточную ёмкость без разгерметизации печи. Литейной формой является керамическая форма, изготовленная по выплавляемым моделям или металлический (чугунный) кокиль.

Получаемые литые заготовки имеют цилиндрическую форму, диаметр 10-50 мм и длину до 210 мм. Макроструктура заготовок должна быть крупнозернистой. Каждая выплавленная партия заготовок проходит контроль на соответствие заданному хим. составу. При наличии несоответствия заготовки не допускаются к дальнейшим переделам. Поверхность годных заготовок зачищают на заточных станках до металлического блеска и передают на операцию выращивания.

Выращивание монокристаллов производят в высокочастотных вакуумных установках «Кристаллизатор-203» в атмосфере аргона по методу Бриджмена с использованием монокристаллических затравок, ориентированных вдоль кристаллографического направления $\langle 100 \rangle$, в специальных огнеупорных корундовых контейнерах, изготовленных методом газоплазменного напыления. На внешнюю поверхность контейнера наносится слой титана для связывания имеющихся в аргоне остаточного углерода и азота. Внешний вид огнеупорных контейнеров показан на рис.2.

Скорость выращивания составляет 0,2-0,4 мм/мин, градиент температуры в районе фронта кристаллизации 80-100 град/см.



Рис. 2. Огнеупорные контейнеры для выращивания монокристаллов

Выращенные заготовки подвергаются контролю совершенства монокристаллической структуры и затем передаются на дальнейшие технологические операции: предварительная механическая обработка, ИТМО, ступенчатый отжиг, размерная механическая обработка. Вся механическая обработка магнитов проводится исключительно керамическими кругами, поскольку материал магнитов очень твёрдый и никакой лезвийный инструмент его не берёт.

Далее проводится контроль геометрических размеров и магнитных свойств постоянных магнитов. Для замера интегральных магнитных характеристик (магнитного потока в зазоре) используют специальные контрольные магнитные системы, представляющие имитаторы устройства, в котором будет работать данный постоянный магнит. Замер основных магнитных свойств материала проводят при помощи установки «Permograph – С 300» методом записи кривых размагничивания.

Такова технология изготовления монокристаллических постоянных магнитов на сегодняшний день. Монопольным производителем таких магнитов является научно-производственное объединение «Магнетон», который обеспечивает монокристаллическими магнитами всю оборонную промышленность Российской Федерации. Как уже было сказано, уровень свойств этих магнитов превосходит мировой. Тем не менее, разработчики военной техники ставят новые задачи по дальнейшему повышению магнитных и эксплуатационных свойств монокристаллических постоянных магнитов и в настоящее время ВлГУ совместно с НПО «Магнетон» проводят работу, направленную на решение этих задач.

Для достижения поставленных целей был усовершенствован химический состав сплава ЮНДКТ5АА путём его легирования элементами, способными повысить склонность этого сплава к образованию монокристаллической структуры в отливках (при их направленном затвердевании) и повысить магнитные свойства постоянных магнитов. При помощи компьютерной программы Termo Calc среди ряда элементов, способных повысить потенциальную способность сплава ЮНДКТ5АА к образованию монокристаллической структуры в отливках, был выбран гафний. Введение этого элемента в сплав ЮНДКТ5АА в количестве до 1% по массе приводит к заметному возрастанию величины $M_{расп}$ сплава и существенно облегчает образование монокристаллической структуры при выращивании. Это косвенно подтверждает макроструктура поликристаллических заготовок из сплава ЮНДКТ5АА, содержащего и не содержащего гафний (рис. 3).

Были повышены требования к компонентам шихты по примесям. Для некоторых из них предложено ввести дополнительную операцию **входного контроля на азот**. Это связано с тем, что данные сертификатов часто не соответствуют реальному содержанию примесей в материале, применяемом в качестве компонента шихты.

Допустимое содержание углерода в шихте было предложено снизить до 0,03% по массе. Для снижения содержания углерода при плавке предложено использовать **твёрдые окислители**. Эффективность этого приёма можно видеть, анализируя данные табл. 1.



Рис. 3. Макроструктура поликристаллических заготовок из сплава ЮНДКТ5АА, содержащего (*слева*) и не содержащего (*справа*) гафний

Таблица 1 – Содержание примесей в материалах, очищенных переплавом с оксидом железа

Материал	Содержание примесей, % масс.			
	Углерод		Сера	
	До переплава	После переплава	До переплава	После переплава
Железо карбонильное	0,004	0,001	0,0013	0,0003
Кобальт К0	0,0049	0,0015	0,00007	<0,00001

Для предотвращения науглероживания сплава при разливке была разработана и испытана специальная оснастка из чистого оксида алюминия, изготавливаемая методом плазменного напыления.

Для снижения содержания азота в сплаве в технологию выплавки сплава была введена операция высокотемпературной обработки расплава (ВТОР), заключающаяся в пятиминутной выдержке расплава при температуре 1650-1680°С.

Усовершенствована конструкция теплового узла выращивания.

Введены изменения в технологию изготовления огнеупорных контейнеров для выращивания, вследствие чего их теплопроводность увеличилась в несколько раз.

Изменены режимы термической обработки (ИТМО и ступенчатых отжигов) монокристаллических заготовок. Введена операция их термоциклической обработки.

В результате всех этих изменений магнитные свойства монокристаллических постоянных магнитов заметно возросли: так величина остаточной магнитной индукции увеличилась более, чем на 5% и составила **1,12-1,15Т**; коэрцитивная сила – примерно на 10% (**130-135 кА/м**); максимальная магнитная энергия – почти на 30% (**100-105 кДж/м³**). При этом важнейшая эксплуатационная характеристика – **температурный коэффициент индукции снизился почти в 2 раза.**

Работа ещё не закончена, но результаты уже частично внедрены в производство в условиях НПО «Магнетон».

ЗАТВЕРДЕВАНИЕ СТАЛЬНЫХ КОКИЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Батышев А.И., Батышев К.А.

Государственный университет машиностроения (МАМИ)

Исследовано затвердевание и охлаждение отливок из углеродистой стали 25Л ГОСТ 977-88 в металлических формах (кокилях), изготовленных из чугуна СЧ 15, рабочие поверхности кокилей не подвергали механической обработке. Опытные отливки имели диаметр 30 мм и длину 300 мм с утолщенной частью со стороны одного из торцов диаметром 60 мм и длиной 80 мм, с торца которой был расположен питатель.

Применяли следующие виды кокилей:

- с толщиной стенки $X_{\phi} = 10$ и 25 мм без теплоизоляционного покрытия ($X_{кр} = 0$ мм) и без предварительного подогрева ($t_{\phi} = 15^{\circ}\text{C}$);
- с толщиной стенки 25 мм и $t_{\phi} = 15^{\circ}\text{C}$ и различной толщиной теплоизоляционного покрытия ($X_{кр} = 0,1 \dots 0,5$ мм);
- с толщиной стенки 25 мм и толщиной краски 0,2 мм, предварительно нагретые до 100, 200, 300 и 400 $^{\circ}\text{C}$;
- с переменной толщиной стенки по длине.

Температура стали перед заливкой составляла 1570...1590°C, за исключением опытов, в которых изучалось влияние температуры заливки.

Установлено, что поверхностные слои отливки охлаждаются так быстро, а выделяющиеся теплота перегрева и теплота кристаллизации при затвердевании внутренних слоев не прогревают затвердевшую наружную корку настолько, чтобы замедлить охлаждение, как это обычно происходит в песчаных формах.

Температура поверхностных слоев формирующейся отливки после окончания заливки повышается при переходе от неокрашенных кокилей к окрашенным и от холодных к нагретым, что приводит к уменьшению температурного перепада по сечению отливки.

Влияние толщины стенки кокиля. В первые моменты времени после заполнения кокилей с различной толщиной стенки по длине отливки в них охлаждаются практически с одинаковой интенсивностью, так как теплота, отдаваемая затвердевающей отливкой, аккумулируется стенками формы. Время охлаждения центральных зон до температуры солидус находится в пределах 9...11 с при $X_{\text{ф}} = 25$ мм и 9,5...11,5 с – при $X_{\text{ф}} = 10$ мм (табл. 1). Однако до температуры перлитного превращения отливки в первом случае охлаждаются в течение 2 мин, а во втором – 4...4,5 мин. Следовательно, уменьшение толщины стенки кокиля может обеспечить довольно быстрое охлаждение во время затвердевания и замедленное – при последующем охлаждении.

Влияние толщины теплоизоляционного покрытия. Нанесение на рабочую поверхность кокиля слоя краски способствует уменьшению температурного перепада по сечению отливки в любой момент времени после окончания заливки расплава. Если в отливке, формирующейся в неизолированном кокиле, температурный перепад в конце заливки достигает 300°C, а через 60 с – 100°C, то в изолированных кокилях 260 и 60°C ($X_{\text{кр}} = 0,1$ мм) и 1295...215 и 60...80°C ($X_{\text{кр}} = 0,5$ мм) соответственно. Таким образом, применение теплоизоляционного покрытия приводит к уменьшению температурного перепада по сечению в начальный период формирования отливки. Было выявлено, что

это уменьшение наблюдается до окончания затвердевания отливки, которое наступало через 9...11 с при $X_{кр} = 0$ мм и 12...13 с – при $X_{кр} = 0,5$ мм (табл. 1).

Таблица 1. Время охлаждения отливки

Характеристика кокиля			Время охлаждения, с		
$X_{ф}$, мм	$X_{кр}$, мм	$t_{ф}$, °С	до $t_{лик}$	до $t_{сол}$	до $t_{пп}$
25	0	15	6...8	9...11	120
10	0	15	7...8	9,5...11,5	240
25	0,2	100	11...12	14...15	180
25	0,2	400	17...18	21...22	240
25	0,5	15	9...10	12...13	300

Примечание: $t_{лик}$, $t_{сол}$, $t_{пп}$ – соответственно температуры ликвидус, солидус и перлитного превращения стали

Влияние температуры нагрева кокиля. Нагрев кокиля до 100°С мало влияет на изменение температурного перепада в поперечном сечении отливки (265...270°С) по сравнению с влиянием холодного кокиля (280...290°С). При нагреве кокиля до 300...400°С перепад температур по сечению отливки после окончания заливки уменьшается по сравнению с холодным кокилем и составляет 170°С. В дальнейшем он увеличивается, так как поверхностные слои непрерывно охлаждаются, а центральные зоны в первые 20 с охлаждаются медленнее вследствие отвода теплоты перегрева и кристаллизации. Несмотря на это, перепад температур в отливках, формировавшихся в нагретых кокилях, ниже. Следовательно, предварительный нагрев кокиля до 300°С и выше способствует заметному уменьшению температурных перепадов в первые моменты после окончания заполнения формы, в результате чего затвердевание отливки происходит при меньшем перепаде температур, чем в холодном кокиле. Изменяется и время затвердевания (табл. 1).

Рост твердой корки. Твердая корка начинает образовываться во время заливки расплава. К моменту окончания заливки ее толщина тем больше, чем выше интенсивность охлаждения, и достигает

2,2...7,2 мм, а к моменту охлаждения центра образца до температуры ликвидус – 7,5...9 мм; средняя температура корки равна соответственно 1420...1360 и 1350...1340°C, а ширина двухфазной зоны 2,5...2 мм (по толщине) и 14...12 мм (в диаметре). В рассмотренном примере первые цифры относятся к отливкам, затвердевающим в кокилях, предварительно нагретым до 300...400°C, а вторые – к отливкам, формирующимся в холодных кокилях.

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМОФЛЮСОВОГО ПЕРЕПЛАВА СТРУЖКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Кечин В.А.¹, Шаршин В.Н.¹, Скитович С.В.²

¹*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых,* ²*РУСЭЛПРОМ*

Качество сплава, получаемого при переплаве алюминиевых отходов, зависит от их состояния и типа плавильного агрегата [1,2,3].

Поскольку переплав отходов и, в частности, стружки связан с опасностью загрязнения расплава газами и неметаллическими включениями, необходимы качественная подготовка стружки к переплаву (дробление, сушка, удаление механических примесей черных сплавов и неметаллических загрязнений) и последующая очистка полученного расплава с использованием различных методов рафинирования.

Для переплава алюминиевой стружки, как правило, используют отражательные печи, индукционные тигельные и каналные печи, электрические печи сопротивления, а также плавильные агрегаты специальных конструкций.

При плавке в отражательных печах стружку загружают на предварительно наплавленную жидкую ванну металла, причем ее масса должна составлять 30 - 40 % от массы всей загрузки. Перед загрузкой стружки ванну нагревают до 750 – 800°C и покрывают тонким слоем расплавленного флюса. Сыпучую стружку загружают в печь мульдами горкой (вьюнообразную - в виде пакетов), при этом ранее

загруженную стружку слегка прижимают (утапливают) мульдой. После замешивания стружки кашеобразную массу доводят до полного расплавления и перегревают до температуры 800°C, после чего приступают к загрузке следующей партии стружки. Расход флюса, в зависимости от окисленности стружки, может составлять 40 - 100 % от ее массы [1]. Основным недостатком процесса переплава стружки в топливной отражательной печи является повышенный угар алюминия (до 20 % и более), что объясняется интенсивным окислением при взаимодействии развитой поверхности стружки с печными газами [1,2].

Известна технология плавки стружки перегретым флюсом в установке, состоящей из двух печей. В отражательной печи, обогреваемой газовыми горелками, расплавляют флюс, теплом которого в другой печи плавят стружку и мелкие отходы. В качестве флюса применяют смесь состава, %: 50 KCl, 45 NaCl и 5 Na₃AlF₆. Извлечение металла при данном способе плавки составляет 97,5 % [2]. Однако значительный угар флюса и сложная конструкция установки не позволили данному способу получить широкого распространения.

Наряду с отражательными печами, широкое распространение получили индукционные каналные и тигельные печи, что обусловлено их высокой производительностью, а также наличием в большинстве литейных цехов машиностроительных предприятий, т.е. непосредственно в местах образования стружки. Кроме того, данные печи превосходят отражательные по санитарно-гигиеническим и технико-экономическим показателям [1].

Плавку стружки начинают с подготовки "болота", которое подогревают до 780°C и затем до полной вместимости загружают шихту. После расплавления шихты в печь загружают флюс состава, %: 64 хлоркалийевого электролита, 32 сильвинита и 4 криолита. В зависимости от вида и состояния стружки расход флюса колеблется от 1 до 10 %. Угар при плавке алюминиевой стружки в каналной печи составляет ~ 3 % [4].

Для переплава стружки в литейных цехах применяют индукционные тигельные печи типа ИАТ емкостью 0,4 - 2,5 т. В этих печах

по технологии с использованием переходящей металлической ванны в настоящее время переплавляют основное количество стружки. Основным недостатком плавки "на болоте" является замешивание неметаллических включений в образующийся расплав, что приводит к необходимости повторного, а иногда многократного, его рафинирования.

В последние годы появилась информация о технологических процессах переплава стружки в солевых электрических печах сопротивления, которые позволяют существенно повысить качество металла [5 - 8].

Однако, обладая существенными преимуществами, эти способы также не лишены некоторых недостатков, одним из которых является невысокое качества получаемого металла, обусловленное его загрязнением оксидными пленками и неметаллическими включениями. Это объясняется тем, что плавление стружки происходит не в объеме флюса, что желательно для достижения высокой степени очистки, а в объеме металлического расплава.

Очевидно, многообразие существующих технологий переработки стружки определяется, в основном объемом переплавляемой стружки; наличием действующего плавильного оборудования и вспомогательных материалов, а также уровнем требований, предъявляемым к получаемым сплавам. В литейных цехах таких условий практически нет, вследствие этого вторичные алюминиевые сплавы, полученные с использованием стандартных плавильных агрегатов, отличаются невысоким качеством и повышенным содержанием газов и неметаллических примесей.

На основании исследований процесса взаимодействия металлических и флюсовых расплавов, ниже представлена технология термофлюсового переплава и рафинирования стружки алюминиевых сплавов (ТФП), позволяющая получать металлический расплав, соответствующий требованиям действующих стандартов по содержанию газов и неметаллических включений [9,10,11].

Процесс термофлюсового переплава стружки алюминиевых сплавов включает следующие стадии:

- нагрев и смачивание поверхности алюминиевой стружки расплавленным флюсом;
- разрушение и частичное растворение оксидной пленки в объеме флюса;
- плавление и отделение мелких капель расплавленного алюминиевого сплава от оксидной оболочки и железосодержащих приделок в объеме флюса;
- осаждение образовавшихся мелких капель расплавленного металла в объеме флюса, сопровождающееся их активным взаимодействием с компонентами солевой системы и рафинированием от неметаллических включений;
- коалесценция алюминиевых капель с накоплением расплава в основании тигля под слоем флюса и последующим отстаиванием на завершающей стадии рафинирования.

С учётом требований к флюсовым композициям для термофлюсового переплава стружки, установлено, что наиболее пригодными для успешного осуществления технологии ТФП являются флюсовые композиции на основе эквимольной смеси солей NaCl - KCl с активными добавками Na_3AlF_6 , CaF_2 и Na_2SiF_6 .

Исследования технологии термофлюсового переплава и рафинирования стружки алюминиевых сплавов проводили с использованием печи сопротивления САТ-0,25. Для переплава использовали: флюс универсальный (МХЗ) - 60 кг; натриевый криолит - 3,5 кг. Стружку сплава АК5М7 (~ 40 кг) использовали необожженную, сырую, с присутствием эмульсии (влажность - 7%, содержание посторонних пылевидных примесей - 8,5%, содержание ферромагнитной фракции - 2,7%).

Технологию ТФП осуществляли следующим образом. В печи наплавливали флюс из условия заполнения 1/3 объема тигля. После полного расплавления и перегрева флюса до температуры 750 – 780°С вводили заранее прогретое приемное устройство (чашу). Порционную загрузку стружки производили по мере ее усвоения. По окончании процесса переплава флюс и металл разливали в изложницы, при этом

в процессе разливки отливали образцы для проведения химического анализа (табл.1).

Таблица 1 Химический состав сплава, полученного при переплаве стружки АК5М7,%

Шихта	Al	Cu	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Ni
Стружка	ост.	6,1- 6,3	4,7- 4,9	0,7- 0,8	0,01	0,18	0,14	0,06
Образцы	ост.	6,0 - 6,3	4,77- 5,01	0,80-0,92	0,01	0,17-0,18	0,14 - 0,17	0,06
Чушки	ост.	5,91- 6,4	4,55- 5,20	0,75 - 0,98	0,01	0,16-0,18	0,140,15	0,06
По ГОСТ 1583 - 93	ост.	6,0 - 8,0	4,5 - 6,5	до 1,1	0,2-0,5	до 0,5	до 0,6	-

Результаты опытно-промышленных испытаний технологии термофлюсового переплава стружки показали принципиальную возможность получения сплава высокого качества при совмещении в одной стадии процессов переплава и рафинирования. В частности, выход годного металла при осуществлении технологии ТФП получен на уровне 94 – 96%. Производительность процесса переплава составила 20 – 30 кг/ч, что позволяет считать процесс ТФП экономически выгодным. Отливки из полученного металла соответствуют требованиям ГОСТ 1583-93 по химическому составу и механическим свойствам; имеют 1-2 балл пористости по шкале ВИАМ, содержание неметаллических включений 0, 020 -0,023% от площади шлифа. Расход флюса составляет от 20 до 40% от веса металлозавалки.

Повышение производительности термофлюсового переплава может быть достигнуто за счёт экстенсивного фактора – увеличения мощности печи или интенсивного – применения флюса в качестве источника тепла при осуществлении процесса в солевых электрических печах сопротивления.

Выводы:

Разработана технология термофлюсового переплава стружки АК5М7 в печи САТ - 0,25. Производительность процесса составила 20-30 кг/час; выход годного 94-96 %. Отливки из полученного металла соответствуют требованиям ГОСТ 1583-93 по химическому составу и

механическим свойствам; имеют 1-2 балл пористости по шкале ВИАМ, содержание неметаллических включений 0,020-0,023% от площади шлифа. Расход флюса составляет от 20 до 40% от веса металлизавалки.

Список литературы

1. Ларионов Г.В. Вторичный алюминий. – М.: Metallurgiya, 1967. – 271 с.
2. Технология вторичных цветных металлов. Учебник для вузов / Худяков И.Ф., Дорошеквич А.П., Кляйн С.Э. и др. – М.: Metallurgiya, 1981. – 280 с.
3. Белов В.Д., Блишун А.И., Глотова Л.В. Влияние состава печной атмосферы на скорость окисления алюминия // Известия вузов. Цветная металлургия. 1996. - № 4. С. 20 – 22.
4. Gullman L., Sjoberg G. Schmelzen von Aluminiumschrott in Rinneninduktionsofen // "Stranggiesen : Schmelzen - Giessen - Uberwachen". Oberursel / Ts., 1986, 27 – 46.
5. Смольников Е.А. Термическая и химико-термическая обработка инструмента в соляных ваннах. – М.: Машиностроение. 1989.
6. Кауфман В.Г., Михайлов Л.А., Пылаев В.М. Электрические печи с жидким теплоносителем. – М.: Энергия, 1973.
7. А.С. СССР № 846959, М.Кл.³ F 27 В 17/00, заявлено 25.06.79, опубл. 15.07.81. БИ № 26. Электрическая солевая печь для плавки цветных металлов.
8. Патент № 2089630, МКИ С 22 В 7/00, 9/10, заявлено 30.04.93, опубл. 10.09.97. Способ переработки лома алюминиевых сплавов.
9. Патент № 2156815, МКИ С 22 В 7/00, 9/10, заявлено 25.01.99, опубл. 27.09.2000. Способ переработки отходов и стружки цветных металлов и сплавов.
10. Патент № 2156816, МКИ С 22 В 7/00, С 22 С 1/02, заявлено 25.01.1999, опубл. 27.09.2000. Способ переплава мелких отходов и стружки цветных сплавов.

11. Патент № 2159822, МКИ С 22 В 7/00, 9/10, заявлено 25.03.1998, опубл. 27.11.2000. Способ переплава мелких отходов и стружки цветных сплавов.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ НОМЕНКЛАТУРЫ ОАО «ЗИД»

Поляков С.Ю.¹, Беляев И.В.²

¹ ОАО «Зид», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Цель работы заключается в усовершенствовании действующих на предприятии (ОАО «Зид») литейно-металлургических технологий изготовления отливок из силуминов.

Работу проводили на примере отливки «Корпус» из номенклатуры ОАО «Зид». Данная отливка изготавливается из сплава АК7ч, масса отливки 30 кг, габаритные размеры 526мм x 363мм x 306 мм, химический состав сплава приведен в табл.1.

Таблица 1. Химический состав в % материала АК7ч ГОСТ 1583-93

Марка сплава	Массовая доля, % основных компонентов			Массовая доля, % примесей, не более							
	Al	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Zn	Ti + Zr	Pb	Sn	Be
АК7ч	основа 89,6- 93,8	6,0- 8,0	0,25 -0,45	0,60	0,50	0,20	0,30	0,15	0,05	0,01	0,1

Примечание: Al - основа; процентное содержание Al дано приблизительно. Для модифицирования структуры допускается введение стронция до 0,08%. В чушках содержание магния 0.25 - 0.45 %.

Трехмерная модель отливки с элементами литниковой системы показаны на рис.1.

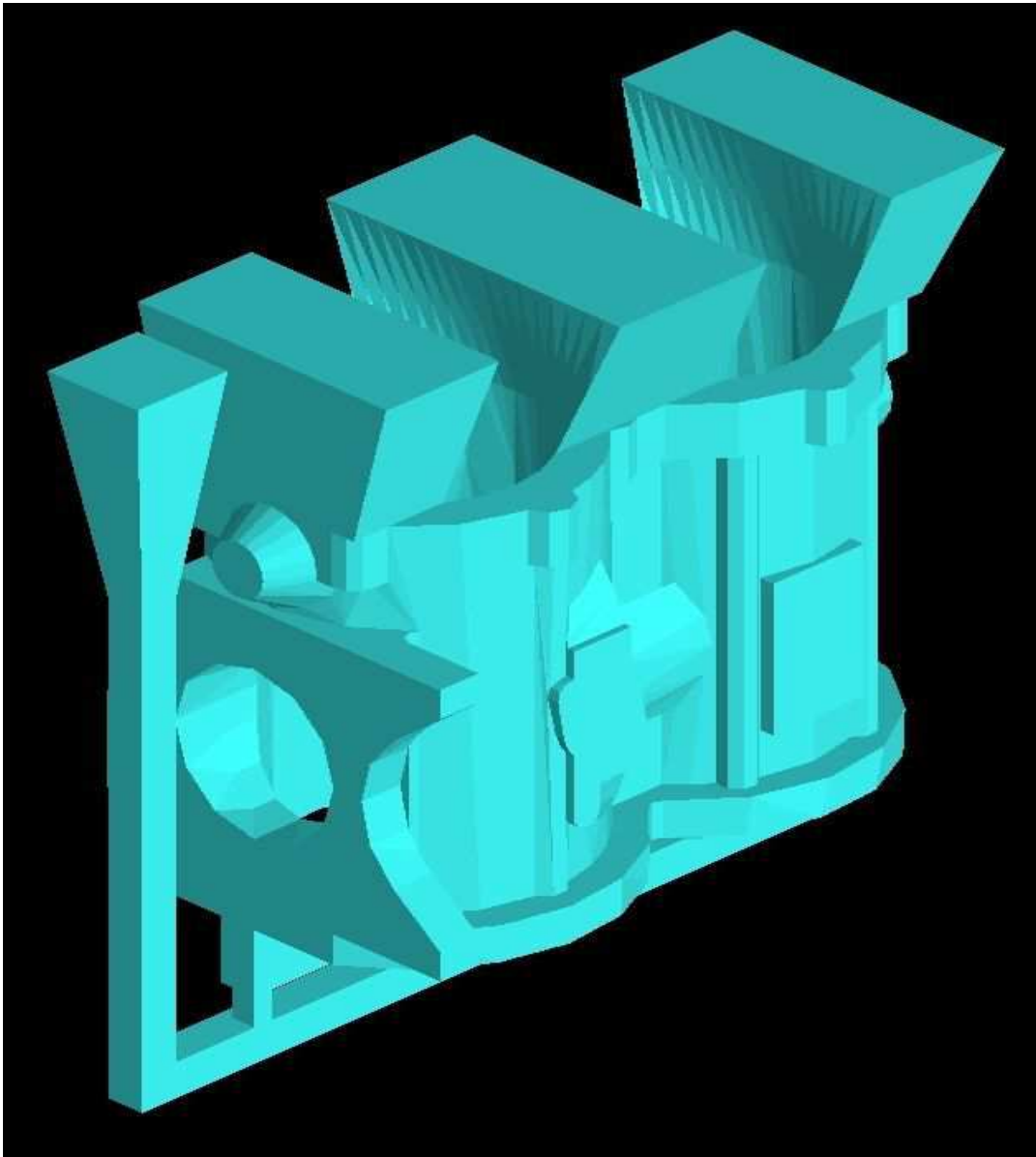


Рис.1. 3D-модель отливки с элементами литниковой системы

К отливке предъявляются следующие требования:

- Отливка должна быть герметичной (после обработки проверяется на герметичность при давлении воздуха 1,3-1,5 МПа),
- Суммарное содержание примесей не более 1,1%,
- Механические свойства после термообработки по режиму T5 (закалка с частичным искусственным старением): относительное удлинение 2%, временное сопротивление разрыву 200 МПа, твердость по Бринеллю 60 НВ.

Отливка не должна иметь раковин, превышающих требования тех. документации, трещин, засоров, плен, ужимин, допускается исправление любых наружных дефектов заваркой.

Основными видами брака данной отливки, получаемой по действующей технологии являются:

- газовая пористость;
- усадочная пористость;
- газовые раковины;
- шлаковые раковины;
- засор.

Анализ, проведённый при помощи программы LVM Flow, показал, что действующая технология не обеспечивает условий направленного затвердевания отливки. В результате чего после окончания затвердевания усадочная раковина оказывается в теле отливки, а усадочная пористость поражает практически весь объём отливки (рис. 2, 3).

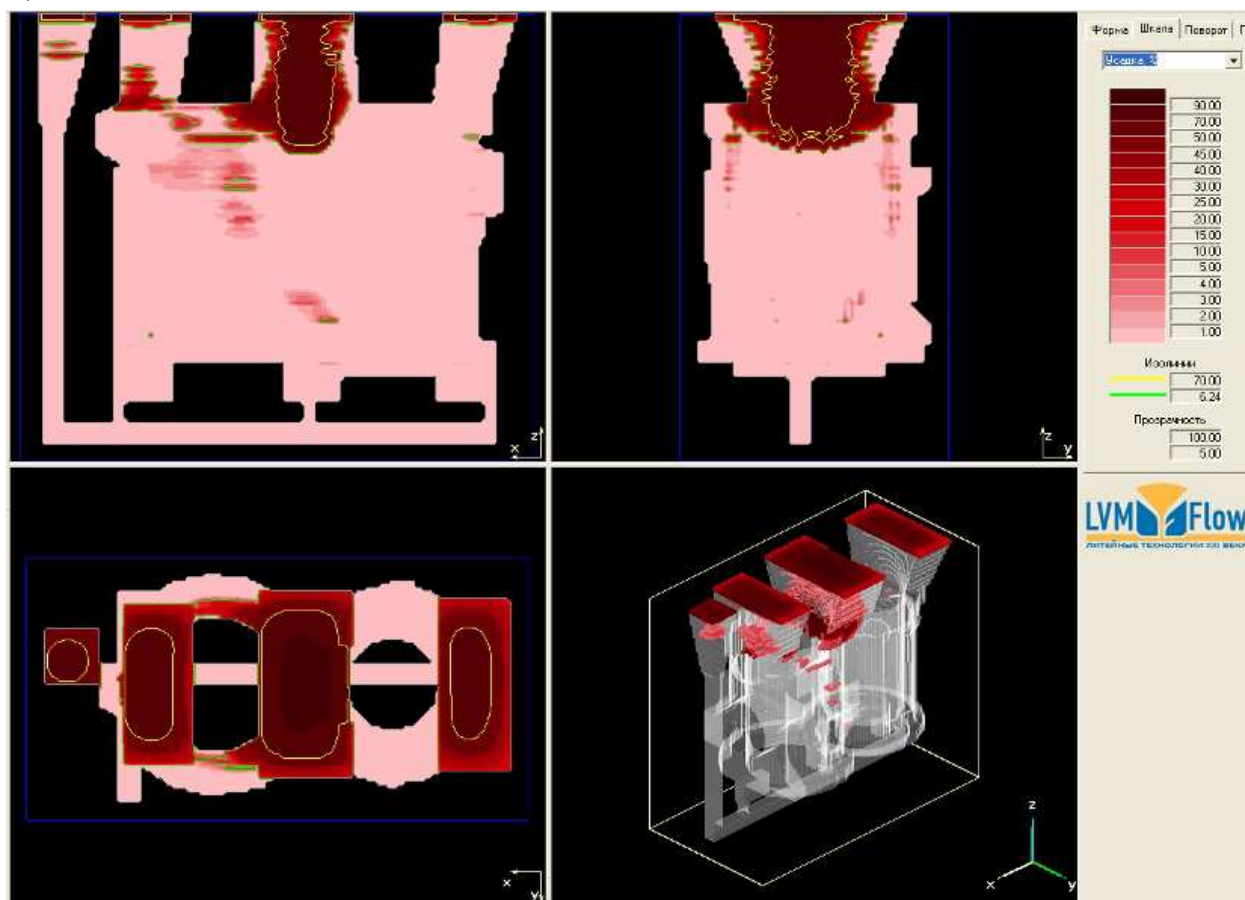


Рис.2.

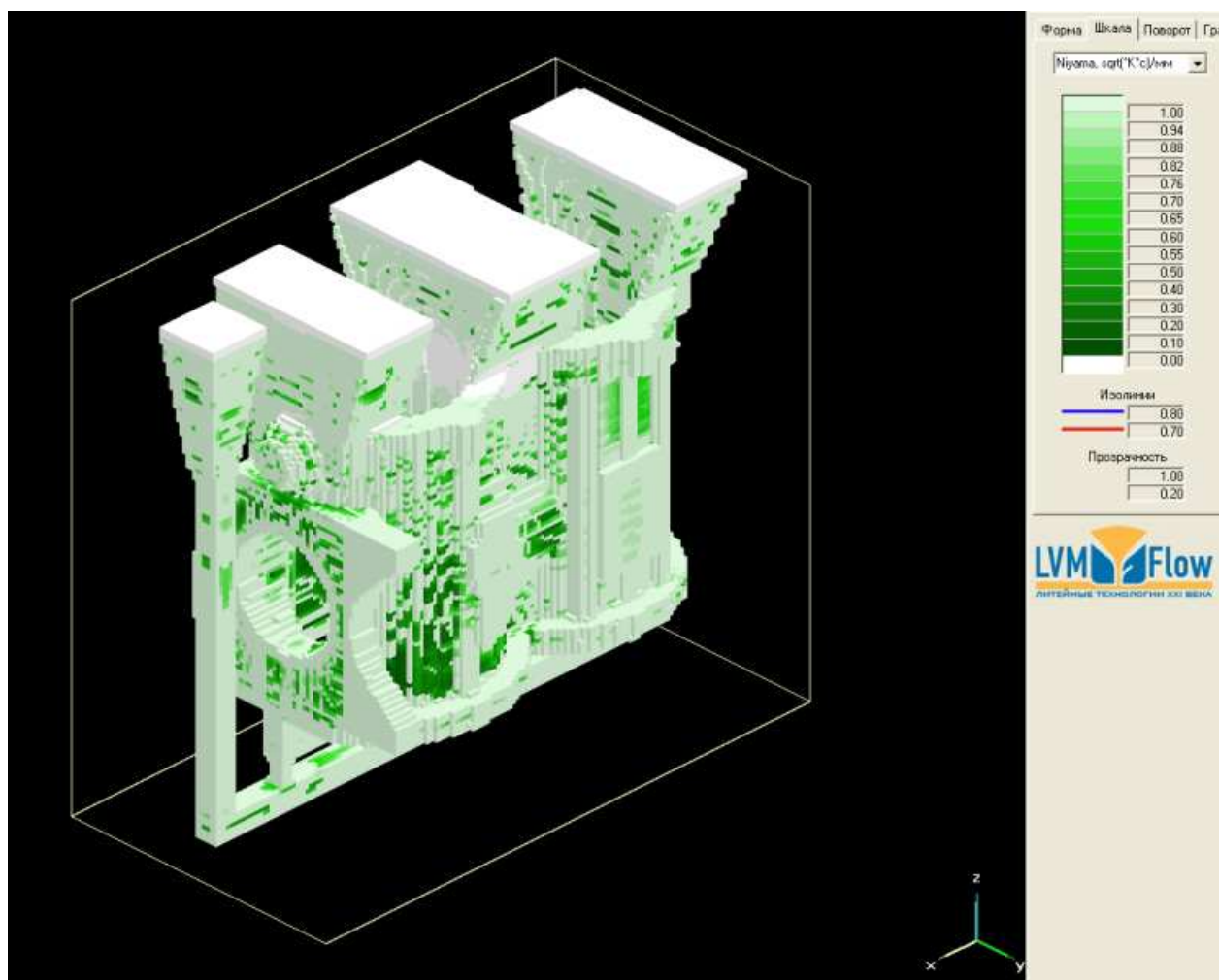


Рис.3

Не меняя конструкции ЛПС для создания условий направленного затвердевания отливки «Корпус» был опробован вариант технологии с установкой экзотермических прибылей. Установка таких прибылей позволяет повысить температуру расплава в их объёме до 620°C . В результате получили, что размеры усадочной раковины хотя и уменьшились, но всё равно она (раковина) находилась в теле отливки.

В следующем варианте технологии была изменена конструкция ЛПС. Теперь расплав подавался в полость литейной формы не снизу, а сверху через центральную прибыль. Результаты компьютерного моделирования показали, что такая схема заливки создаёт тепловые условия затвердевания отливки «Корпус» близкие к условиям направ-

ленного затвердевания, но всё же не полностью им соответствующие. В результате чего усадочная раковина хоть и в значительной степени, но все же не полностью уходит в прибыль.

Наилучший результат был получен при заливке расплава одновременно во все три прибыли через приемно-заливочную чашу, при этом температура заливки была снижена до 680 °С, что на 30 °С ниже, чем по действующей технологии (по технологии 710-740 °С). В результате усадочные раковины полностью переместились в прибыльную часть отливки (рис.4), а пористость практически исчезла (рис.5).

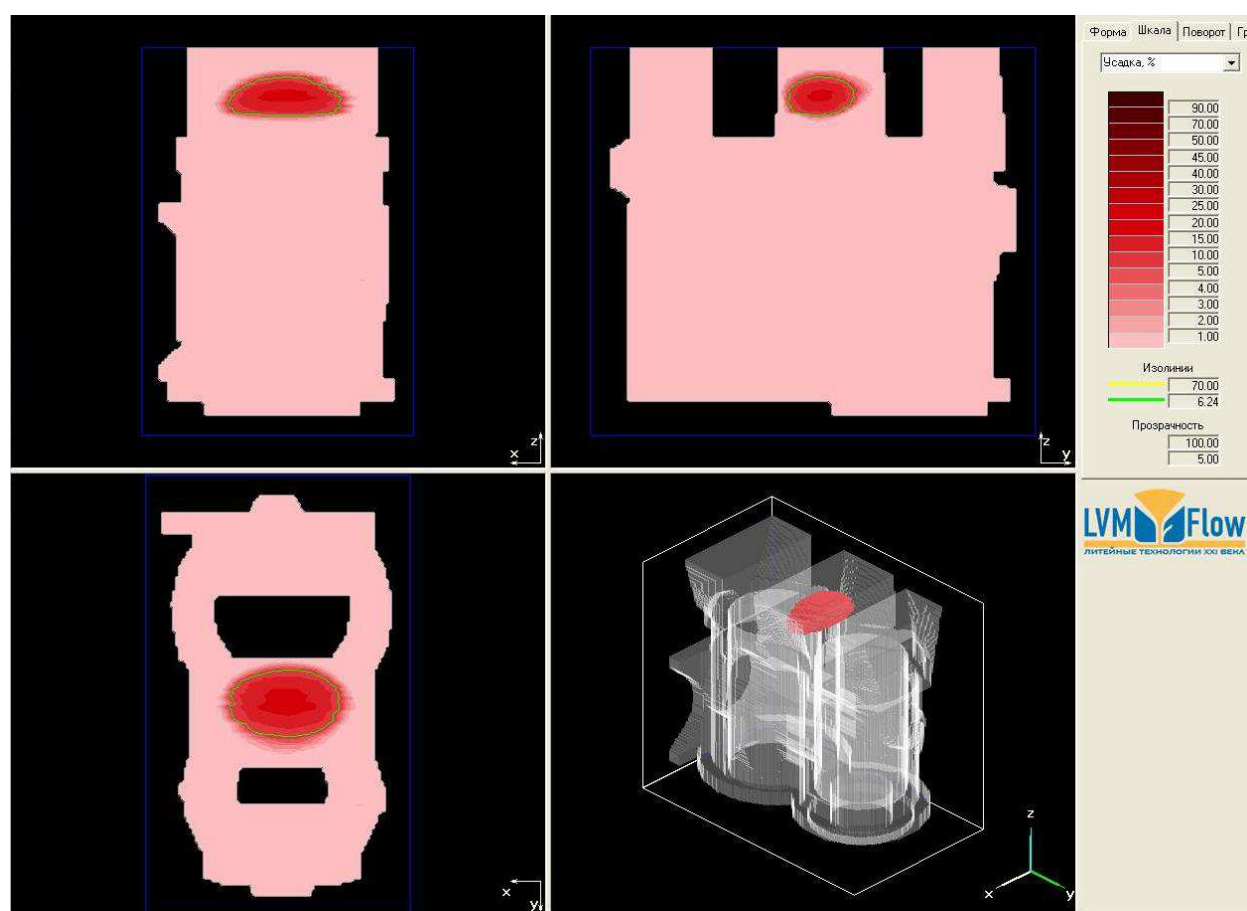


Рис.4.

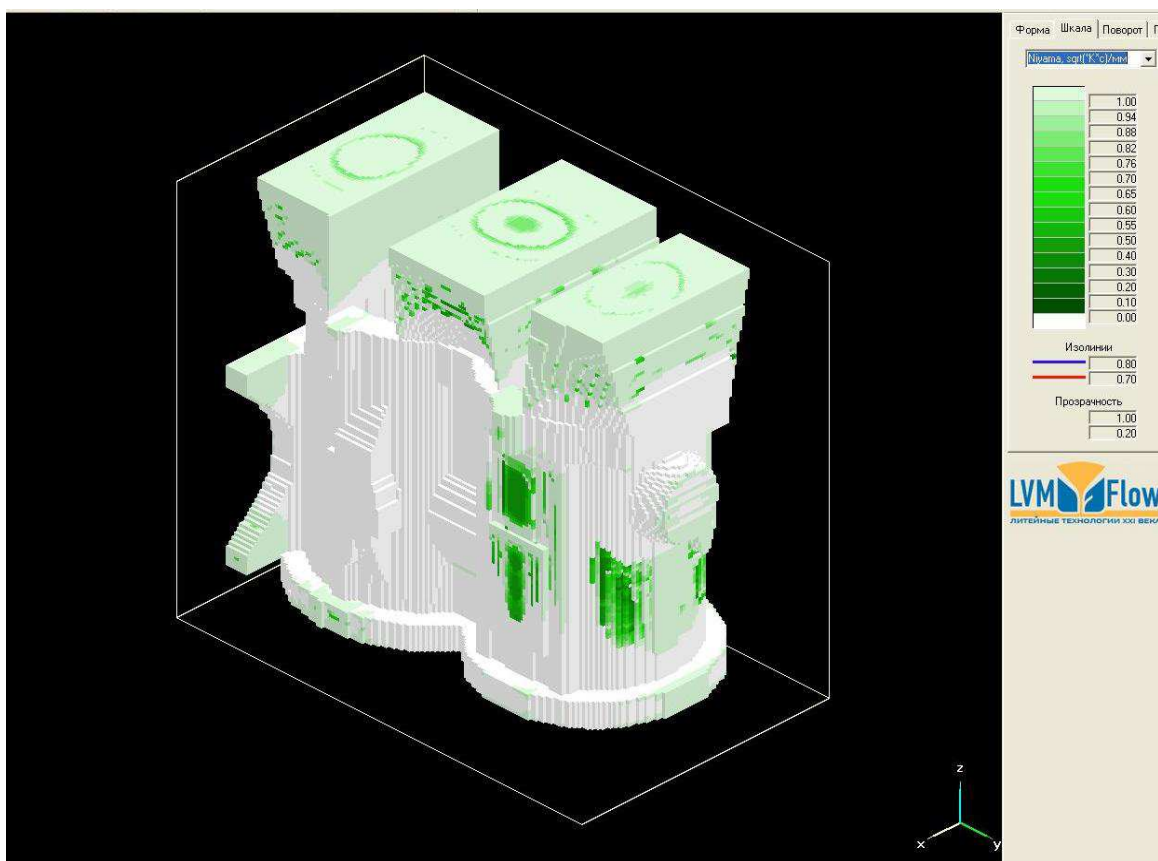


Рис.5.

Таким образом, при помощи компьютерного моделирования были найдены технические решения, позволяющие избежать появления усадочных раковин в отливке «Корпус».

По результатам компьютерного моделирования производству были сделаны рекомендации по изменению конструкции ЛПС и схемы заливки расплава в литейную форму отливки «Корпус».

Дальнейшее совершенствование технологии изготовления отливки «Корпус» будет направлено на исключение дефекта «засор» из-за размыва струей металла песчано-глинистой формы и стержня, для этого будет опробован вариант изготовления формы и стержня из ХТС. Недостатком заливки крупногабаритных отливок сверху, через прибыльные части, является возможность захвата воздуха и быстрого окисления алюминия при заливке, что приводит к появлению газовых раковин и окисных плен. Для исключения появления данных дефектов, будут проведены работы по заполнению полости литейной формы инертным газом (аргоном) перед началом разлива металла.

О ДЕТАЛЯХ ЧУГУННЫХ СТЕКЛОФОРМ С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ ЛИТЬЯ

Леушин И.О., Чистяков Д.Г.

*Нижегородский государственный
технический университет им. Р.Е. Алексеева*

Перспективность использования чугуна, как материала для деталей современных агрегатов и оборудований химической, металлургической др. секторов экономики, обусловлена рядом важнейших его преимуществ перед своими аналогами (сталь, бронза, композиционные материалы и т.д.):

- относительно простой процесс его приготовления;
- недорогие шихтовые (исходные) материалы;
- широкий спектр регулируемых свойств;
- высокие показатели технологических возможностей.

Благодаря вышеперечисленным достоинствам чугун является безальтернативным материалом для получения деталей стеклоформ, применяемых для массового выпуска стеклянной тары. Особого внимания заслуживает процесс двойного выдува стеклоизделий, в виду того, что при этом процессе материал деталей стеклоформ испытывает колоссальные нагрузки со стороны расплавленного стекла, контактирующего с формообразующими стеклоизделие стенками формового комплекта (совокупностей деталей стеклоформ).

Анализ процессов эксплуатации стекловыдувного оборудования позволяет авторам заключить, что детали стеклоформ эксплуатируются в сложных термомеханических условиях, обуславливаемых формированием тепловых и структурных изменений в теле изделия в процессе высокотемпературных циклических нагрузок, а также абразивным износом рабочих поверхностей под действием агрессивных компонентов расплавленного стекла. В свою очередь температурный циклический режим эксплуатации детали (для черновой формы – до 850-900°С) [1] создает внутренние напряжения в теле изделия, что со

временем приводит к его короблению и, в конечном счете, к формированию микротрещин на ответственных поверхностях. Во многом данный механизм дефектообразования обусловлен установившейся тенденцией в применении в качестве материала для деталей черновых⁸ форм серого чугуна, а для чистовых⁹ форм серого чугуна и/или чугуна с вермикулярной формой графита. При этом стойкость деталей стеклоформ из таких материалов не превышает в среднем 0,55 млн теплосмен [2].

Ранее авторами было установлено [3], что материалы деталей стеклоформ, непосредственно соприкасающиеся со стекломассой, должны иметь высокие механические и технологические свойства на стадии изготовления из них металлоизделий, а также обладать повышенной теплопроводностью, ростоустойчивостью и окалиностойкостью, иметь минимальную диффузию отдельных элементов при циклическом воздействии температур, противостоять термической усталости и коррозии в условиях высоких температур на стадии процесса эксплуатации металлоформы.

На основании вышеприведенных доводов авторы в качестве материала для деталей стеклоформирующих автоматов предлагают использовать легированный чугун с градиентной структурой высокой гетерогенности (рис. 1, *a*), представляющей собой послойное расположение зон с различным комплексом свойств материала и выполняемой функциональной задачей. Для создания повышенной износо- и термостойкости рабочий слой детали (до 10 мм) предлагается формировать исключительно из чугуна с шаровидной формой графита в ферритной металлической основе. При этом минимизация зерна чугуна (за счет принципа литья расплава на металлический холодильник в песчано-глинистую форму) позволяет повысить прочность рабочих кромок и снизить способность чугуна против выкрашивания отдельных структурных составляющих в процессе эксплуатации металличе-

⁸ металлоконструкции, в которых выдувается стеклоизделие предварительной конфигурации (пулька)

⁹ металлоконструкции, в которых выдувается изделие потребительских размеров и формы

ского изделия. Наружный слой детали предлагается формировать из чугуна с пластинчатой формой графита с целью максимальной теплоотдачи энергии разогрева металлоформы в окружающую среду цеха и создания направленного теплоотвода по сечению стеклоформы. Внутренний слой детали, являющийся как каркасом металлоизделия, так и концентратором различных структурных и тепловых напряжений в процессе эксплуатации детали, предлагается формировать из чугуна с вермикулярной формой графита в виду его высокой прочности и достаточной теплопроводности.

Анализ производственных условий эксплуатации деталей стеклоформ на стекловыдувном оборудовании установил, что необходимая (для интенсивной отдачи в окружающую среду излишек тепловой энергии) теплопроводность материала должна составлять не менее 40 Вт/м·°С [4], прочность рабочего слоя – не менее 200 МПа (рис.2, б).

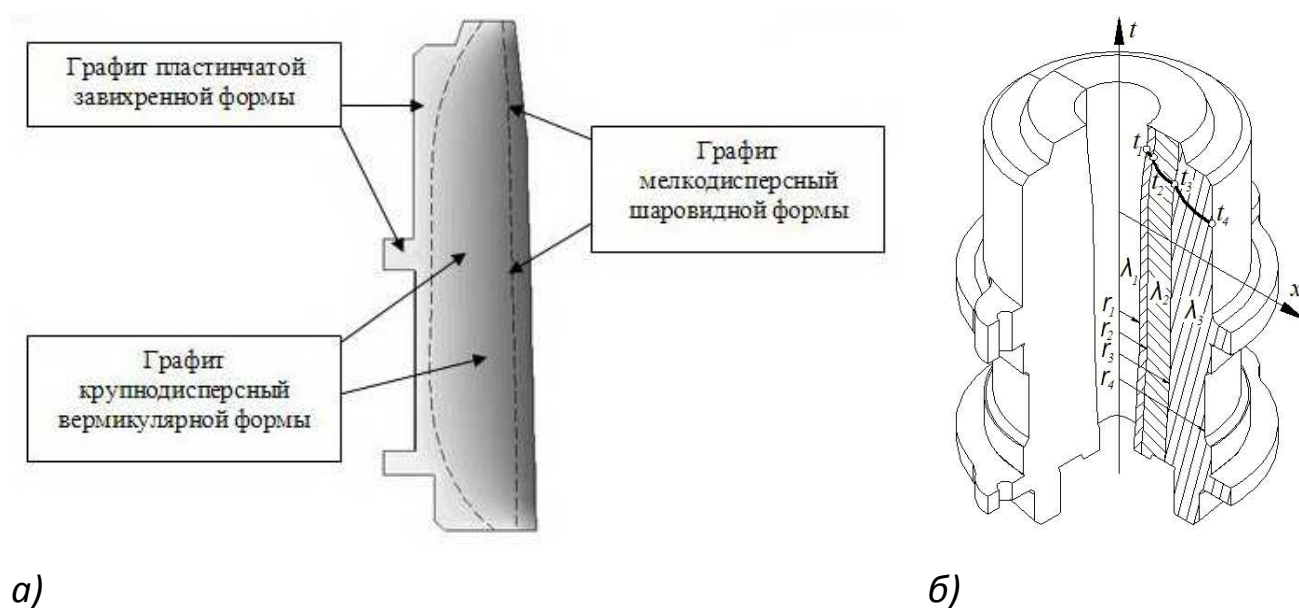


Рис. 1. Деталь стеклоформы: а – градиентное расположение графитовой фазы; б – схема теплопередачи через стенку детали

Оценка теплофизических и прочностных параметров деталей стеклоформ – с предложенной авторами "компоновкой" структуры – показала, что теплопроводность форм находится на уровне 42-46

Вт/м·°С¹⁰, а прочность на разрыв составляет более 250 МПа¹¹. Помимо этого создание градиентной структуры по сечению детали стеклоформы позволяет:

- обеспечить оптимальную функциональность как рабочего слоя детали, так и зон теплоотвода;
- получить требуемые показатели прочности и твердости детали в зависимости от задач, выполняемых отдельными слоями стеклоформы;
- увеличить эксплуатационный ресурс работы детали до показателей, сравнимых с зарубежными аналогами (более 1 млн. выдерживаемых теплосмен).

В настоящее время предлагаемая авторами схема изготовления деталей чугуновых стеклоформ прошла успешные экспериментальные проверки и этапы внедрения на предприятиях Поволжья: ООО "Mold Tech" (г. Муром), ООО "Мехсервис" (г. Гусь-Хрустальный), ОАО ННИИММ "Прометей" (г. Нижний Новгород), ОАО "ЛМЗ" (г. Семёнов).

Библиографический список:

1. Леушин, И.О. Влияние структурообразования и фазового состава чугуновых отливок стеклоформ на эксплуатационные свойства готовых изделий / И.О. Леушин, Д.Г. Чистяков // Известия Вузов. Черная металлургия. – 2013. – №5. – С. 19-23.
2. Александров, М.В. Формирование градиентной структуры в деталях стеклоформ из чугунов с различной морфологией графита / М.В. Александров, Д.Г. Чистяков // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева. – 2013. – №3(100). – С. 219-229.
3. Леушин, И.О. Об эксплуатационной стойкости литых деталей чугуновых стеклоформ / И.О. Леушин, Д.Г. Чистяков, В.Н. Дубинский, Р.А. Воробьев // Литейное производство. – 2013. – №9. – С. 2-5.

¹⁰ данные, рассчитанные по методике предложенной академиком М.А. Михеевым

¹¹ данные, полученные расчетным методом CALPHAD с помощью программы JMatPro

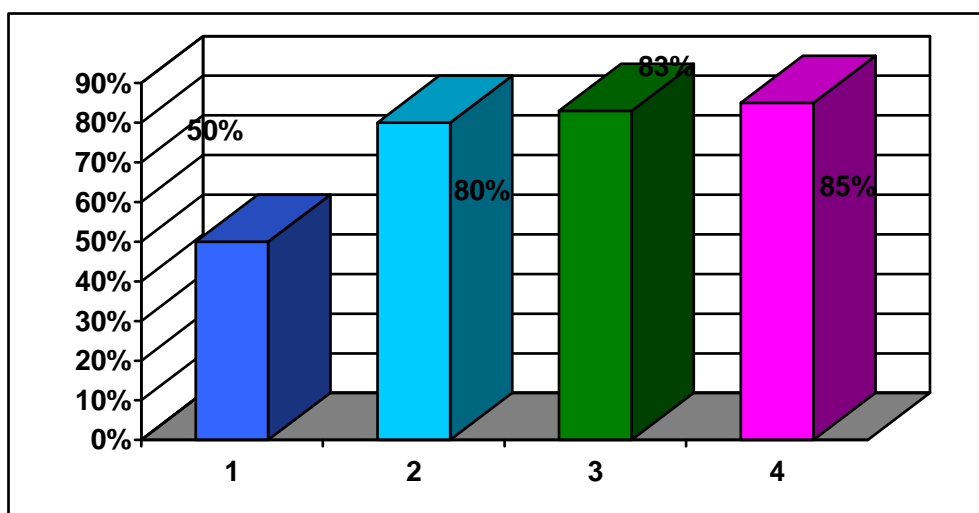
4. Александров, М.В. Изготовление деталей стеклоформ из чугуна с вермикулярным графитом / М.В. Александров // Литейщик России. – 2012. – №7. – С. 22-25.

ПРОБЛЕМЫ КАЧЕСТВА ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК НА ОАО «КЭМЗ»

Балашов Р.Б.¹, Беляев И.В.²

¹ ОАО «КЭМЗ», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

В настоящей работе проводили анализ выхода годного от металлозавалки литых алюминиевых заготовок, производимых на ОАО «КЭМЗ» в 2012 году различными методами литья. На рис.1 приведены данные о выходе годного отливок, изготавливаемых методами литья в землю (1), кокильного литья (2), литья под давлением (3) и литья методом жидкой штамповки (4).

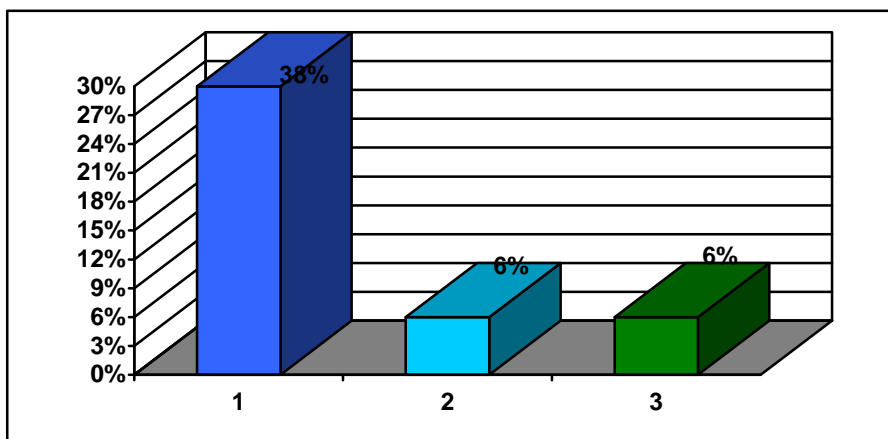


Гистограмма (50%, 80%, 83%, 85%)

Рис.1. Выход годного для отливок,
производимых различными методами литья

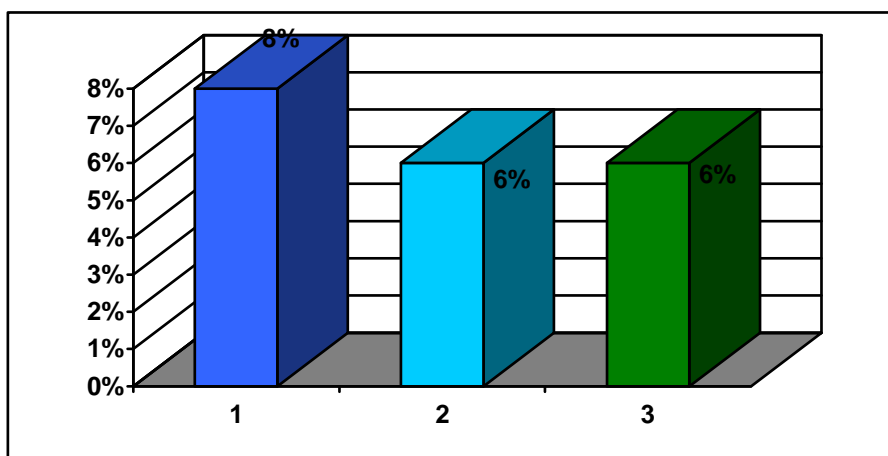
Как видно, наиболее высокий выход годного достигается при использовании метода жидкой штамповки, а самый низкий – при использовании метода литья в землю.

Потери металла, связанные с браком литья, а также с технологическим отходом металла в литейном цехе (элементы литниковой системы, сплески, ковшевые и тигельные остатки) и в цехе механической обработки (стружка) приведены в виде гистограмм на рис. 2-5.



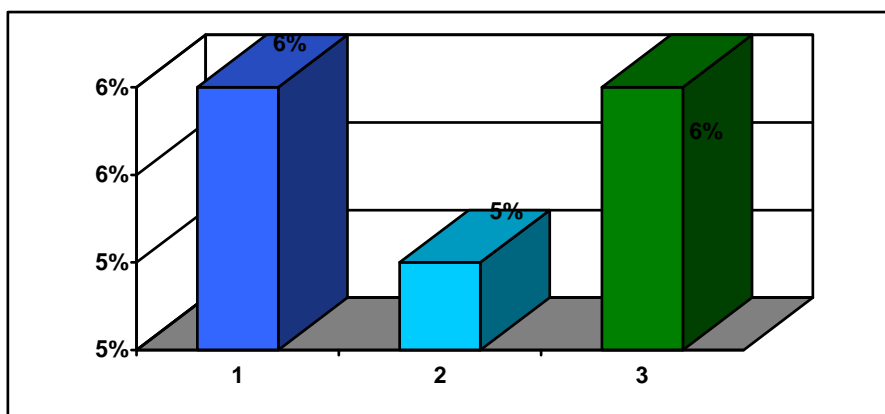
Гистограмма (38%, 6%, 6 %)

Рис.2. Литьё в землю.



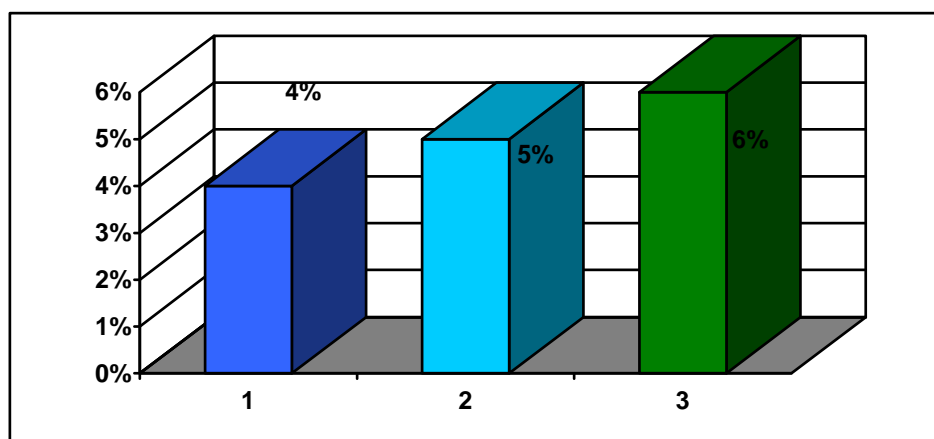
Гистограмма (8%, 6%, 6%)

Рис.3. Кокильное литьё.



Гистограмма (6%, 5%, 6%)

Рис. 4. Литьё под давлением.



Гистограмма (4%, 5%, 6%)

Рис. 5. Литьё методом жидкой штамповки.

На рис.2-5 цифрой (1) обозначены гистограммы, характеризующие потери металла, связанные с браком литья; цифрой (2) – с технологическими потерями металла в литейном цехе; цифрой (3) – с технологическими потерями в цехе механической обработки.

Как видно из рис. 2-5 основные потери металла при литье в землю связаны с браком литья. При литье в кокиль потери металла связанные с браком резко снижаются (почти в 5 раз). При литье под давлением эти потери ещё более уменьшаются и становятся равными технологическим потерям в цехе механической обработки, а при жидкой штамповке даже меньше, чем при механической обработке.

Исследования характера дефектов литых заготовок (отливок), приводящих к браку, показали, что наиболее распространённым видом дефектов, характерным для *всех* имеющихся на заводе способов литья, являются **газовые раковины**. При литье под давлением весьма распространёнными видами дефектов являются также **пористость и очаговые скопления газовых раковин** (до 40% от всех видов дефектов). При изготовлении отливок методом жидкой штамповки характерным видом дефектов являются **трещины**, возникающие в результате запрессовки литейной корки внутрь отливки. Такие дефекты составляют до 20% от всех видов дефектов имеющих место при данном способе литья.

Дефектность отливок, особенно брак по газовым раковинам, сильно зависит от времени года (так называемый сезонный брак). Весной и осенью в период повышенной влажности брак по газовым раковинам при литье в землю увеличивается на 10-12% по сравнению со среднестатистическим значением. При литье в кокиль и под давлением этот вид брака увеличивается на 5-6%, а при изготовлении отливок методом жидкой штамповки – на 2-3%.

Для получения годных отливок большое значение имеет качество шихты. На современном этапе рыночной экономики предприятия, имеющие своё литейное производство, в большинстве случаев приобретают шихтовые материалы по принципу, чем дешевле, тем лучше. Такая практика негативно сказывается на качестве литых изделий. В сертификатах на приобретаемый шихтовый материал часто указывается не полный химический состав сплава, а только несколько основных его компонентов. Остальные элементы, входящие в состав сплава не приводятся. Содержание примесей тоже, как правило, не указывается. При этом на самом предприятии (потребителе данной продукции т.е. шихты) полный анализ химического состава покупного материала в большинстве случаев не проводится в связи с отсутствием (или недостаточной численностью) квалифицированного персонала и специализированного оборудования. В результате в выплавляемый сплав с шихтой попадает неконтролируемое количество вредных примесей, являющихся причиной брака отливок.

Выводы

1. Для устранения причин брака литых заготовок (отливок) по вине вредных примесей на предприятии следует организовать входной контроль шихтовых материалов, а также повысить требования к подготовке шихтовых материалов к плавке (очистка, сушка).

2. Перед заливкой расплава в литейную форму должна в обязательном порядке проводиться дегазация расплава.

3. Для устранения причин возникновения сезонного брака должны быть разработаны меры, ограничивающие контакт расплава с открытой атмосферой (использование аргона, покровных шлаков).

ОПЫТ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРИМЕНЕНИЯ ФЛЮСА ФРАМ.02 МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМИ И МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫМИ ПРЕДПРИЯТИЯМИ

Рабинович А.М.

Владимирский государственный университет

им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

В последние годы на машиностроительных заводах России и ближнего зарубежья для производства фасонных отливок поступают чушковые шихтовые материалы (алюминий, алюминиевые сплавы, лигатуры), получаемые из переплавов отходов (ранее подобные материалы назывались вторичными). При переплавке отходов производства в чушковых материалах образовывались неизбежные примеси в виде интерметаллидов и окисных включений сложного состава. Вторичные сплавы также характеризуются повышенным содержанием газов и неметаллических включений. Неблагоприятная наследственность литейных материалов отражается на качестве литья выпускаемого машиностроительными предприятиями.

Важнейшим направлением в решении задачи повышения качества алюминиевых сплавов из лома и отходов, а также получаемого из них литья, является разработка и широкое внедрение процессов рафинирования и при необходимости модифицирования этих сплавов.

Из ранее разработанной в лабораторных условиях гаммы флюсов типа «ФРАМ» (ФРАМ.01, ФРАМ.02, флюс комбинированный, ФМГ) промышленное признание получили флюсы: ФРАМ.02 (патент №1661235) и комбинированный. В настоящее время их производит ООО «ПромПоставка» под непосредственным контролем авторов изобретений.

Промышленный опыт применения вышеназванных флюсов показал, что с их помощью можно решить ряд проблем, как на сплавах из первичного сырья, так и для вторичных сплавов. Вот некоторые из наиболее часто встречающихся проблем:

1. На Харьковском электротехническом заводе, Могилевском заводе «Электродвигатель», ООО «Топливные системы» г. Санкт-Петербург из-за высокой твёрдости окисных включений (микротвёрдость достигает 1500 кгс/мм², а корунда – 2000 кгс/мм²) возникают серьёзные трудности при обработке режущим инструментом рабочих поверхностей литых деталей: не достигается требуемая чистота поверхностей, нарушается точность размеров, увеличивается расход режущего инструмента; при этом требуется производить переналадку станков для повторной механической обработки. В свою очередь это приводит к увеличению непроизводительных трудо-энергозатрат. Размеры твёрдых включений составляют от нескольких сотых долей мм до нескольких миллиметров. При этом наличие твёрдых включений в отливках приводит к уменьшению стойкости режущего инструмента в несколько раз.

По заключениям специалистов Могилевского завода "Электродвигатель" обработка металла флюсом ФРАМ.02 позволила в 2 раза уменьшить брак в литье, вскрытый при механической обработке станин электродвигателей. При этом установлено, что стойкость резцов увеличивается в 4-14 раз в результате уменьшения количества твёрдых включений в металле отливок.

2. "Чёрные пятна" в отливках, изготовленных на машинах литья под давлением из сплава АК7, удалось устранить внедрением флюса ФРАМ.02 на предприятии ООО "Топливные системы" (г. Санкт-Петербург). Подобная проблема возникла на ООО «Торговый Дом

«КАМАЛКО» (г. Каменск-Шахтинск) при производстве в виде чушек Al – Si сплавов. Наилучшие результаты были достигнуты при сочетании флюсов ФРАМ.02 и комбинированного.

3. Нестабильность уровня механических свойств металла отливок разных плавов после рафинирования и модифицирования расплава традиционными флюсами на основе хлорфторсодержащих солей щелочных металлов.

Известно, что модифицирование Al – Si эвтектики этими флюсами происходит за счёт перехода в расплав одного из элементов-модификаторов Na или K. При этом концентрация модификаторов может оказаться достаточной для создания демодифицирующего эффекта в сплавах, уже содержащих элементы-модификаторы (Bi, Sb, Ga и т. д.), либо для взаимодействия с примесями, нейтрализующими положительный эффект введённого модификатора. Засоренность вторичных сплавов микропримесями разных металлов способствует неустойчивости обработки и ограничивает область применения таких флюсов. Флюс ФРАМ.02 лишён подобного недостатка.

4. Препарат «Дегазёр» снят с производства по экологическим причинам. В немецких публикациях описаны факты обнаружения высокотоксичного вещества – гексахлорбензола в процессе рафинирования алюминиевых сплавов гексахлорэтаном (флюсом «Дегазёр»). Универсальный флюс ФРАМ.02 для силуминов являются альтернативным материалом по отношению к препарату «Дегазёр».

НИИ гигиены труда и профзаболеваний АМН России и ООО "Топливные системы" были независимо друг от друга проведены сравнительные гигиенические оценки процесса обработки алюминиевых сплавов флюсом ФРАМ.02 и широко применяемыми реагентами: универсальным флюсом №3 (10% Na_3AlF_6 , 30% NaF , 10% KCl , 50% NaCl) и препаратом "Дегазёр" [87% C_2Cl_6 ; 12,7% NaCl ; 0,3% $\text{Na}(\text{Al}_6\text{Si}_6\text{O}_{24})_{8-4}$].

Было установлено, что в случае применения флюса ФРАМ.02 высокотоксичный фтористый водород не образуется. Все остальные оцениваемые вещества обнаруживаются в значительно меньших концентрациях, нежели при использовании флюса №3. Использование

препарата «Дегазёр» сопровождается бурным выделением хлористого водорода. При этом из расплава выносятся аэрозоли конденсации, содержащие оксиды металлов, в том числе соединения алюминия. Хотя в этом случае и не образуется фтористый водород и соли фтористоводородной кислоты, зато обнаруживаемое количество хлористого водорода и промышленных аэрозолей в сотни раз превышает выделения этих веществ при использовании флюса №3 и ФРАМ.02.

Обобщение данных по удельным выделениям основных вредных веществ образующихся при использовании изучаемых материалов, наглядно показывает, что флюс ФРАМ.02 имеет неоспоримое гигиеническое преимущество в оздоровлении не только производственной, но и окружающей среды.

5. Настыль. Для удаления настыли со стенок плавильных печей завод «Звезда» (г. Санкт-Петербург) успешно использовал флюс ФРАМ.02. В процессе обработки расплавов образующиеся шлаки сухие, содержат небольшое количество металла, легко удаляются. Высокая активность флюса по отношению к оксидам алюминия противодействует накоплению настыли на стенках рабочего пространства печей и ковшей. Расход флюса, как правило, меньше в 2 - 12 раз по сравнению с принятыми нормами на предприятиях, и составляет 0,15 - 1,0% в зависимости от качества шихтовых материалов и способа ввода флюса.

6. Газовая пористость, плотность отливок, низкий уровень механических свойств. Так, например, ООО «МЕГАЛЮМ» (г. Брянск) для достижения относительного удлинения металла в отливках из сплава АК12 до уровня 7 – 8 % перешли на марку сплава АК12 ОЧ (Fe ≈ 0,166%). В технологический процесс приготовления расплава ввели обязательным дошихтовку расплава по химическому составу до оптимального и обработку флюсами: ФПК-23М, «Микросал», «EUTEKTAL T 201» или «ЭВТЕКТАЛ»; обработка «ДЕГАЗЁР», продувка аргоном. Тем не менее, уровень пластичности достигался 3 – 5 %. ФРАМ.02 совместно с комбинированным позволил решить данную задачу.

На заводе "Звезда" (г. Санкт-Петербург) на образцах, вырезанных из крупных отливок для дизелей, после однократной обработки сплава АК9ч (АЛ4) уровень механических свойств получился выше, чем по принятой на заводе технологии раздельного рафинирования и модифицирования сплава.

Применение комбинированного флюса одновременно с продувкой поляризованной струёй аргоном в печах ванного типа ООО Торговый дом "Бетта - К" (г. Каменск-Шахтинск) позволило стабильно получать чушки сплавов с 0-1 баллом пористости.

Опыт применения флюса ФРАМ.02 на вышеперечисленных заводах, а также целого ряда постоянных потребителей флюса из Саратова, Энгельса, Мичуринска, Рязани и т.д. показывает, что эффективность флюса тем выше, чем выше уровень технологии обработки расплава. Желательно, чтобы техпроцесс предусматривал предварительную подсушку флюса и позволял достичь каким-либо способом наиболее разветвленную поверхность контакта флюса с расплавом, так как объёмная обработка флюсом значительно эффективней, чем поверхностная. В настоящее время в условиях ОАО «ЗиД» ведутся работы по комплексному рафинированию и модифицированию силуминов методом высокоскоростной струйной обработки расплава. Характерной чертой данного метода является введение в расплав больших объемов газа за короткое время. Это достигается за счет увеличения скорости газа, поэтому продувка может считаться высокоскоростной. При такой обработке обеспечивается высокое насыщение расплава газовой фазой и его интенсивное перемешивание. Сочетание интенсивного перемешивания с одновременной подачей флюса ФРАМ.02 позволит максимально реализовать свойства флюса: обеспечить глубокую очистку расплава от газов и неметаллических включений с одновременным модифицированием не только Al – Si эвтектики, но и железосодержащих фаз сложного состава.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ЛИТЬЯ И МАТЕРИАЛА ФОРМЫ НА ОБРАЗОВАНИЕ ПРИГАРА НА ОТЛИВКАХ

Ваченко А.С.¹, Кечин В.А.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Пригар представляет собой неметаллическую корку, прочно удерживаемую на поверхности отливки и состоящую из зерен формовочного материала и цементирующего вещества. Пригар на отливках является одним из самых распространенных дефектов, значительно увеличивающим трудоемкость обрубных и очистных работ. Механизм образования пригара изучается уже много лет, однако до сих пор еще не найдены способы полного устранения пригара во всех случаях практики. Такое положение объясняется чрезвычайной сложностью процессов, происходящих на поверхности раздела металл-форма и приводящих к образованию пригара.

Вопросу борьбы с пригаром на ОАО «Завод им. В.А. Дегтярёва» уделяется постоянное внимание. Металлургическое производство завода располагает различными видами литья. При этом проблема пригара актуальна для литья в песчано-глинистые формы и формы из стержней с использованием вакуумно-плёночной формовки. Этими способами литья на предприятии получают отливки из легированной и нелегированной стали, серого чугуна, алюминиевых сплавов. Для конкретного метода литья и марки сплава используют различные средства для предотвращения пригара.

Так, например, для литья, получаемого методом вакуумно-плёночной формовки (ВПФ), характерно образование механического пригара, обусловленного спецификой процесса получения литейной формы. Для поддержания заданной геометрии литейной формы из неё откачивается воздух. Влияние атмосферного давления при таких условиях становится достаточно для проникновения расплава через песок формы на расстояния гораздо большие, чем при отсутствии разрежения в форме. В результате получается очень ярко выражен-

ный дефект типа механического пригара, называемый «шубой». Как правило, отливки с таким пригаром исправить не удаётся и они бракуются. Для предотвращения подобного пригара применяется противопопригарная краска, состоящая из спирта, этилсиликата, прокаленного пылевидного кварца и клея БФ-4. Механизм работы такой краски заключается в заполнении пространства между крупными песчинками литейной формы более мелкой фракцией продуктов гидролиза этилсиликата. В результате мелкая фракция блокирует проникновение расплава вглубь формы. Этого оказывается достаточно для исключения пригара при технологическом перепаде давлений в форме и атмосфере. Методом ВПФ на заводе получают отливки из различных сплавов, температура заливки которых варьируется в широких пределах. Применяемые алюминиевые сплавы АК5М2, АК12 и АК7ч (ГОСТ 1583-93) заливают в формы при температуре в пределах 720-770°С. Температура заливки мелкого и среднего литья из нелегированной стали 15Л...50Л (ГОСТ 977-88) и серого чугуна СЧ10...СЧ15 (ГОСТ 1412-85) находится в пределах 1620-1660°С и 1340-1370°С, соответственно. Для всех перечисленных сплавов применяется противопопригарная краска выше указанной рецептуры, которая даёт хорошие результаты, как для алюминиевого, так и для чугунного и стального литья.

Для получения некоторых отливок из алюминиевых сплавов литейные формы ВПФ комбинируются со стержнями. Для литья с повышенными требованиями к внешнему виду, получаемому в комбинированных формах, применяют окрашивание литейных стержней противопопригарной краской такого же состава что и краска для форм ВПФ. В случае со стержнями противопопригарная краска помимо улучшения качества оформляющей полости играет роль теплового сопротивления между формой и жидким расплавом. Нагрев стержня происходит менее интенсивно, поэтому на поверхности раздела расплав-форма успевает образоваться твёрдая корка металла, непроницаемая для газов, выделяющихся из стержня под действием нагрева. Это приводит к улучшению качества поверхности отливки, так как без окрашивания стержня на качество поверхности отливки также влияет

и газотворность стержня (см. рис. 1). К недостатку противопопригарной краски для стержней является необходимость обеспечения толщины ее слоя не менее 0,7-0,8мм. Для обеспечения такой толщины требуется наносить краску в несколько больших количествах, что неизбежно приводит к увеличению содержания в стержне жидкости. Поэтому окрашенный стержень подвергается сушке в течении 40-50 мин. при температуре 80-100°С.



Рис. 1. Поверхность алюминиевых отливок оформленных стержнем (а – без противопопригарной краски, б – с противопопригарной краской)

Для крупного стального литья в стержни по ХТС на заводе применяется самовысыхающая краска на основе циркона. Как известно, циркон химически инертен по отношению к окислам железа при высокой температуре и обладает высокой температурой плавления. Поэтому применение циркона в противопопригарных красках дает возможность получать отливки с весьма чистой поверхностью. Однако, принимая во внимание дефицитность, дороговизну и сложность технологического процесса обогащения циркона, краски на цирконовой основе могут быть рекомендованы при изготовлении сложных по конструкции стальных отливок ответственного назначения, к качеству поверхности которых предъявляются повышенные требования. Для сравнения на рис. 2 приведены фотографии поверхностей отливок из

марок высоколегированных сталей с применением противопопригарной краски на основе циркона и без.



a

б

Рис. 2. Поверхность стальных отливок
(*a* – краска на основе графита, *б* – на основе циркона)

Для получения заметного эффекта от нанесения противопопригарной краски требуется толщина слоя не менее 1 мм. Поэтому стержни также приходится сушить посредством газовой горелки. В противном случае, на поверхности отливки, наблюдаются сильные следы газовой выделения, не смотря на то, что краска самовысыхающая.

Таким образом, для борьбы с пригаром выбор противопопригарных красок должен осуществляться не только с учетом материала формы и марки литейных сплавов, но и способа изготовления отливок.

ИССЛЕДОВАНИЕ И ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ ФОРМ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Степнов А.А., Беляев И.В.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

В настоящее время основным способом получения огнеупорных керамических изделий является метод шликерного литья, которые обладают существенными недостатками. Во-первых, из-за необходимости применения легкоплавких добавок сильно снижается температурная стойкость изделий. Во-вторых, из-за неравномерной усадки при спекании возникают различные отклонения формы и размеров, что затрудняет изготовление изделий сложной формы.

В настоящей работе исследовалась технология изготовления методом плазменного напыления керамических форм для выращивания монокристаллических постоянных магнитов.

В качестве исходных материалов использовались чистый оксид алюминия (корунд), оксид алюминия с добавкой 3% оксида титана и диоксид циркония с добавкой 8% оксида иттрия.

Было установлено, что при использовании чистого корунда, полученный плазменным напылением материал керамических форм имеет сложный фазовый состав в отличие от исходных порошков корунда. При этом температуры их полиморфных превращений смещены на 100-150°C в область более высоких температур по сравнению с указанными [1].

Появление низкотемпературных фаз оксида алюминия снижает теплопроводность керамических форм почти в 100 раз, что негативно сказывается на магнитных параметрах и структуре монокристаллических постоянных магнитов, а также ухудшает механические свойства форм в результате растрескивания при полиморфных превращениях в процессе их дальнейшего использования.

В ходе работ предложены новые режимы изготовления керамических форм, обеспечивающие получение при плазменном напылении однофазного материала на основе α -фазы Al_2O_3 , лишенного недостатков, указанных выше. Показано, что введение добавки 3% TiO_2 в порошок корунда повышает предел прочности на изгиб напыленной керамики в 3,5 раза при комнатной температуре и в 2,2 раза при температуре $850^\circ C$, что позволяет рекомендовать данный материал для изготовления тонкостенных керамических форм большого диаметра. В процессе работ были исследованы и отработаны технологические режимы получения керамических форм из оксида циркония, стабилизированного 8% оксида иттрия, что позволило повысить температурную стойкость форм более чем на 250° .

Производственные испытания полученных керамических форм, изготовленных по технологии плазменного напыления в условиях ОАО НПО «Магнетон», показали их соответствие всем необходимым техническим требованиям.

Полученные результаты будут использованы для усовершенствования технологии изготовления монокристаллических постоянных магнитов.

Список литературы

1. Стрелов К.К., Мамыкин П.С. Технология огнеупоров. – М: Металлургия, 1978. – 3-е изд. – 376 с.
2. Чалый В.П. Гидроокиси металлов. – Киев: Наукова думка, 1972. – 160 с.
3. Полубояринов Д.И., Лукин Е.С. Высокоогнеупорные материалы / под ред. Полубояринова Д.И., Рутмана Д.С. – М.: Металлургия, 1966.

ВЛИЯНИЕ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ НА СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Костин А.В.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Современное развитие литейного производства характеризуется повышением требований к качеству отливок и значительным увеличением числа используемых новых сплавов со специальными механическими, физическими и химическими свойствами.

Улучшение качества отливок и служебных свойств деталей в значительной степени зависит от качества исходных шихтовых материалов. Это объясняется их «наследственными» свойствами.

Впервые изучение влияния «наследственных» факторов шихтовых материалов получило развитие для таких сплавов, как чугун. В настоящее время актуальное значение этот фактор имеет и для других сплавов, в частности, для стали и алюминиевых сплавов.

Многочисленные наблюдения показывают, что частая смена заводов-поставщиков чушкового чугуна часто приводит к возникновению нежелательных явлений в виде труднообъяснимого брака и др. Устранение этого достигается либо применением чугунов других заводов-поставщиков, либо составлением шихты из чугунов двух-трех заводов, что ослабляет отрицательные природные свойства.

Существует определенная связь между исходной структурой и структурой, полученной в результате термообработки легированных сталей. Эта закономерность наблюдается при нагреве стали с такими структурами, как мартенсит, бейнит, видманштетовая структура. Отмечен особый случай структурной «наследственности», характеризующейся сохранением крупнозернистого излома, несмотря на измельчение металлографически выявляемого зерна.

Установлено влияние на структуру и свойства алюминиевых сплавов предварительной термообработки и деформации исходной

шихты, а также «наследственное» влияние структуры шихты на физико-механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов.

Изучение вопроса передачи «наследственных» признаков от шихтовых материалов к деталям машин имеет большое теоретическое значение. Это позволяет уяснить механизм и кинетику «наследственности», вследствие чего оказывается возможным регулирование в той или иной степени ее проявлений в работе деталей машин.

ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВА ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРОИЗВОДСТВЕННО-ТЕХНИЧЕСКОГО И КУЛЬТУРНО- БЫТОВОГО НАЗНАЧЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ООО «ЛИТМАШ»

Прусов Е.С.¹, Колыгин А.А.²

*¹ Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, ² ООО «Литмаш», г. Шуя*

Завод «Литмаш» (г. Шуя Ивановской обл.) специализируется на выпуске литых заготовок для промышленных и общехозяйственных нужд из серого, высокопрочного и легированного чугуна, углеродистой и легированной стали, алюминиевых и медных сплавов. Завод является одним из ведущих поставщиков продукции для предприятий машиностроительного комплекса, коммунального хозяйства и текстильной промышленности в области. Ежегодный выпуск составляет более 2 тыс. тонн отливок различной номенклатуры, в том числе около 500 тонн цветного литья. В конце 2013 года был введен в эксплуатацию новый цех стального литья проектной мощностью 700 тонн фасонных отливок в год, для которого в настоящее время формируется портфель заказов.

Внедрение передовых научно-технологических разработок и постоянно проводимые работы по модернизации производственного потенциала позволили в короткие сроки создать многопрофильное высокотехнологичное производство. В настоящее время по производственной мощности и техническому оснащению завод является крупнейшим производителем литейной продукции в регионе. Номенкла-

тура серийно выпускаемых отливок включает машиностроительное чугунное и стальное литье, литье для коммунального хозяйства (свертные муфты, тройники, переходы), центробежное литье (втулки, гильзы, венцы), заготовительное литье (слитки, чушки), печное литье (колосники, решетки, задвижки), запасные части для цементной промышленности, литые наконечники для винтовых свай, а также художественное и декоративное литье (садово-парковая мебель, столбы, лестницы, балясины, козырьки, ограждения, скульптуры, барельефы и др.).

Примеры выпускаемой продукции показаны на рис. 1.



Рис. 1. Некоторые примеры отливок, выпускаемых на заводе «Литмаш»

Производственная структура завода «Литмаш» включает два цеха чугунного литья, цех стального литья и цех литья цветных сплавов, а также механообрабатывающий и модельный цеха. Чугунное литье

занимает значительную долю в выпуске продукции. Развес отливок из чугуна, изготавливаемых на заводе, составляет от нескольких сот граммов до 2500 кг. Освоено центробежное литье чугунных втулок и гильз с использованием сыпучих покрытий изложниц, а также кокильное литье чугуна различных марок.

Плавильные отделения цехов завода оснащены индукционными печами типа ИСТ-0,25 и ИСТ-0,4, вагранками холодного дутья, пламенными ванными и тигельными печами.

В смесеприготовительных отделениях цехов используются бегуны как периодического, так и непрерывного действия. Расширяется использование методов изготовления форм и стержней с применением химически твердеющих смесей (холоднотвердеющих, жидкостекольных и др.).

В отделении для финишной обработки отливок используется дробеметное очистное оборудование и галтовочные барабаны. Термообработка отливок осуществляется в камерных печах периодического действия с автоматизированным контролем температуры.

Специалистами отдела главного технолога и БТК обеспечивается постоянный контроль соблюдения технологической дисциплины, направленный на предупреждение возможных нарушений производственных процессов и повышение стабильности качества выпускаемой продукции. Заводская лаборатория осуществляет контроль свойств и характеристик формовочных и стержневых смесей, химического состава сплавов, структуры и механических свойств отливок.

В соответствии с возрастающими требованиями к качеству отливок завод ведет работы по непрерывному совершенствованию процессов плавки и литья. Наиболее интересные результаты получены в ходе отработки технологий кокильного литья высокотемпературных сплавов, выплавки синтетического чугуна, комбинированных методов внепечной обработки металлических расплавов и др. Освоение инновационных технологий и наукоемкой продукции осуществляются в рамках многолетнего сотрудничества завода с кафедрой «Литейные процессы и конструкционные материалы» Владимирского государственного университета.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССАХ ПЕРЕРАБОТКИ ЛИТЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ

Прусов Е.С., Панфилов А.А.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Создание новых материалов конструкционного и функционального назначения с принципиально новым уровнем свойств является в настоящее время ключевой задачей в развитии таких отраслей, как автомобилестроение, энергомашиностроение, аэрокосмическая и оборонная промышленность, станкостроение, приборостроение и многих других. В последние годы наблюдается повышение внимания исследователей к разработке и исследованию алюмоматричных композиционных сплавов (АКС), применение которых позволяет достичь значительного повышения уровня физико-механических и эксплуатационных свойств и расширения температурно-силовых интервалов работы изделий [1-3].

Диапазон областей использования АКС на современном этапе развития машиностроения постоянно расширяется. В то же время, несмотря на имеющиеся положительные результаты по применению АКС в различных отраслях машиностроения, их использование может быть гораздо шире и эффективнее. Одним из факторов, сдерживающих широкую коммерциализацию АКС, является недостаточная изученность вопросов рециклинга некондиционных отходов в виде отработанных деталей, брака отливок, литников, прибылей и др. [4].

Одним из подходов к решению этой проблемы является разработка методов очистки матрицы от дисперсной армирующей фазы с целью восстановления матричного сплава для его повторного использования. Предложено различать методы механического и химического отделения армирующей фазы [5]. Механические методы предусматривают удаление армирующих частиц путем фильтрования композиционного расплава. Химические методы более эффективны и основаны, как правило, на отделении частиц с помощью флюсов. Так, в

работе [6] композиционные сплавы системы Al/SiCr обрабатывали солевым флюсом NaCl + KCl + NaF, который механически замешивали в композиционный расплав при 700°C; при этом наблюдали флотацию керамических частиц на поверхность расплава. Для матричного сплава металлургический выход годного составил до 91%. В работе [7] для разделения матрицы и армирующей фазы в АКС, армированных короткими волокнами карбида кремния, успешно опробованы флюсы составов 40% NaCl + 40% KCl + 20% Na₂SiF₆ и 60% KCl + 20% AlF₃ + 20% K₃AlF₆. В то же время, АКС являются значительно более дорогостоящими материалами по сравнению с матричными сплавами или армирующими наполнителями, поэтому актуальной задачей представляется поиск возможностей использования отходов АКС в качестве шихты для получения литых заготовок.

Для оценки принципиальной возможности повторного использования АКС после переработки изучали влияние переплава АКС, армированных дисперсными частицами, на изменение их структуры, морфологию и распределение армирующих фаз. Для проведения исследований были выбраны АКС модельных составов [A99 + 5 масс.% Ti] и [A99 + 5 масс.% Ti + 2,5 масс.% SiC]. Образцы получали методом литья в кокиль при температуре заливки 750°C. Исследования структуры проводили на литых заготовках АКС после одного и двух переплавов в сравнении с исходным состоянием с помощью инвертированного металлографического микроскопа Nikon Epihot TME 200.

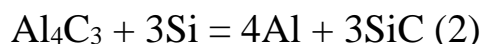
Сопоставительный анализ снимков структуры АКС состава [A99 + 5 масс.% Ti] в исходном состоянии и после одного переплава показывает, что во втором случае происходит перераспределение армирующих частиц и уменьшение структурной неоднородности, равномерность распределения частиц улучшается. Наблюдается также рост среднего размера интерметаллидных фаз. После второго переплава отмечено существенное улучшение равномерности распределения частиц по сечению литой заготовки.

Металлографический анализ образцов состава [A99 + 5 масс.% Ti + 2,5 масс.% SiC] в исходном состоянии и после переплава показывает, что повторные переплавы АКС, содержащих в качестве арми-

рующей фазы карбид кремния, могут привести к частичной деградации частиц SiC. Известно [8], что в результате химического взаимодействия SiC с алюминиевым расплавом при температурах выше 650°C протекает реакция



Следует ожидать образования частиц Al₄C₃, выделения свободного кремния, уменьшения объема и размеров частиц SiC и возможного возникновения новых фаз в алюминиевой матрице. Характер связи с наполнителем и состав продуктов на межфазных границах зависят не только от вида армирующих компонентов, но и от присутствия легирующих добавок в алюминиевых расплавах. Экспериментально установлено [9, 10], что добавка кремния в алюминиевый расплав ведет к затуханию реакции (1), а повышение содержания кремния в расплаве до 8 масс.% практически полностью подавляет протекание указанной реакции. Кроме того, в результате взаимодействия карбида алюминия Al₄C₃ с кремнием, растворенным в расплаве, или со свободным кремнием из частиц по реакции (1) возможно протекание обратной реакции:



с образованием β-SiC.

Следует отметить, что частичное взаимодействие дисперсной армирующей фазы с матрицей, способствуя увеличению сил адгезии, может оказывать положительное влияние на свойства композита. Однако активное, глубокое взаимодействие должно быть ограничено регулированием химического состава матрицы, ограничением температуры и времени выдержки композита в жидком состоянии и подбором размеров частиц SiC.

В конечном итоге, можно констатировать, что применение в качестве матриц для получения АКС алюминиево-кремниевых сплавов эвтектического и заэвтектического составов допускает многократные переплавы АКС при условии тщательного соблюдения технологических режимов.

Вторичные переплавы АКС на основе бескремнистых сплавов, содержащих дисперсные частицы SiC, нежелательны, поскольку по-

верхностное взаимодействие на межфазных границах приводит к существенному уменьшению размеров частиц SiC и может привести к их полной деградации.

Анализ результатов показывает, что повторные переплавы могут способствовать перераспределению армирующих частиц в объеме композиционного сплава и уменьшению структурной неоднородности. В то же время после второго переплава обнаружено значительное увеличение средних размеров интерметаллидных фаз и расширение межфазной зоны на границе контакта матрицы и армирующей фазы, что свидетельствует о взаимодействии частиц SiC с матричным расплавом. В наиболее общем случае следует проводить не более двух повторных переплавов, поскольку поверхностное взаимодействие на межфазных границах может привести к частичной или полной деградации армирующей фазы карбида кремния.

В целом, проведенные исследования показывают принципиальную возможность использования АКС после переработки в качестве шихты при получении новых композитов.

Список литературы

1. Kainer K.U. Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering // Wiley-VCH. – 2006. – 330 p.
2. Прусов Е.С., Панфилов А.А. Исследование свойств литых композиционных сплавов на основе алюминия, армированных эндогенными и экзогенными фазами // Металлы. – №4. – 2011. – с. 79-84.
3. Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А., Гаврилин И.В. Перспективы применения алюмоматричных композиционных сплавов в машиностроении // Литейщик России. – 2012. – №9. – с. 16-19.
4. Prusov E.S., Panfilov A.A. Influence of Repeated Remeltings on Formation of Structure of Castings from Aluminum Matrix Composite Alloys // Proceedings of 22th International Conference on Materials and Metallurgy. – 14-17.05.2013, Czech Republic, EU.

5. Y. Nishida. Recycling of metal matrix composites // *Advanced Engineering Materials*. – 2001. – Vol. 5 (3). – pp. 315–317.
6. Ravi K.R., Pillai R.M., Pai B.C., Chakraborty M. Separation of matrix alloy and reinforcement from aluminum metal matrix composites scrap by salt flux addition // *Bull. Mater. Sci.* – 2007. – Vol. 30, No. 4. – pp. 393-398.
7. Y. Nishida, N. Izawa, Y. Kuramasu. Recycling of aluminum matrix composites // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – Vol. 30A. – 1999. – pp. 839-844.
8. Romero J., Wang L., Arsenault R. Interfacial structure of a SiC/Al composite // *Materials Science and Engineering: A*. – Vol. 212(1). – 1996. – pp. 1-5.
9. T. Fan, D. Zhang, Z. Shi, R. Wu. The effect of Si upon the interfacial reaction characteristics in SiCp/Al-Si system composites during multiple remelting // *Journal of Materials Science*. – Vol. 34. – 1999. – pp. 5175-5180.
10. T. Fan, D. Zhang, G. Yang, T. Shibayanagi, M. Naka, T. Sakata, H. Mori. Chemical reaction of SiCp/Al composites during multiple remelting // *Composites: Part A* 34. – 2003. – pp. 291-299.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА БР010С2НЗ В СЛИТКАХ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ МЕТОДОМ НАПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛИТЬЯ

Герасименко Е.А., Белов В.Д., Коновалов А.Н.
НИТУ «Московский институт стали и сплавов»

Известно, что одним из способов измельчения макрозерна различных сплавов, а значит и повышения некоторых механических свойств [1], является ультразвуковая обработка (УЗО) расплава (рис. 1). При использовании данной обработки наряду с измельчением зерна под действием ультразвука уменьшается степень развития дендритной ликвации. При этом упрочнение металла вызывается не только измельчением зерна, но также диспергированием и более равно-

мерным распределением под действием ультразвука неметаллических включений [1, 2].

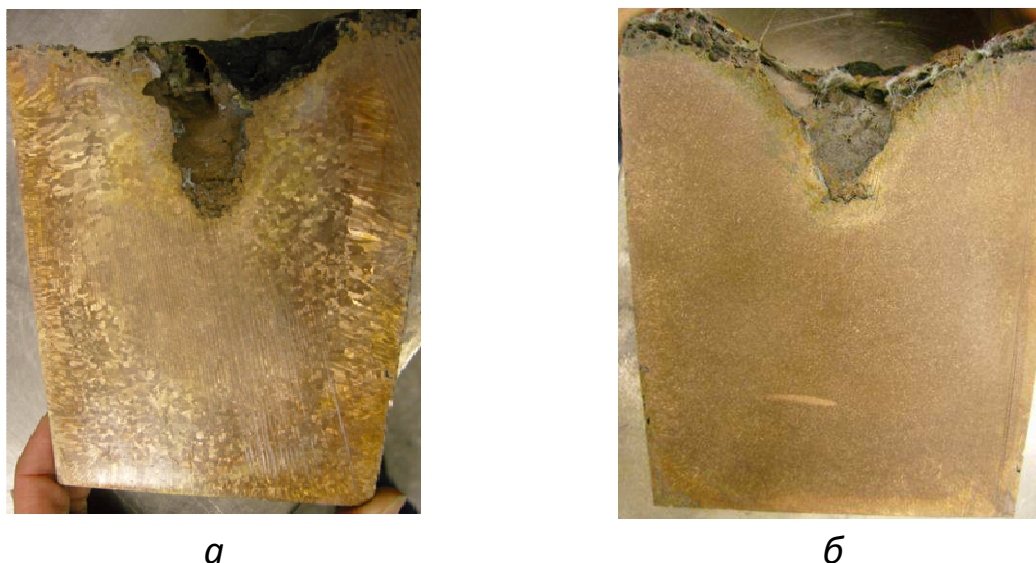


Рисунок 1 – Макроструктура слитка, полученного литьем в металлическую изложницу бронзы БрО10С2НЗ: *а)* – без использования УЗО, *б)* – с применением УЗО в процессе затвердевания.

К деталям, изготавливаемым из слитков данной марки бронзы, предъявляются повышенные требования по плотности. Кроме того, поскольку в дальнейшем детали подвергаются диффузионной сварке, имеются ограничения по минимальному содержанию эвтектоидной составляющей в микроструктуре слитка. В связи с этим перед кафедрой технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС» была поставлена задача исследования влияния УЗО на качество слитков, получаемых из оловянной бронзы БрО10С2НЗ.

Для сокращения времени и снижения экономических затрат на работу по отработке технологии литья слитков из бронзы БрО10С2НЗ первый этап проводился на базе цифровых технологий. Процесс заполнения изложницы и затвердевания слитка анализировался с помощью компьютерного моделирования в программе ProCast. В ходе моделирования проверялось влияние различных технологических параметров, таких как температура заливки и температура боковой поверхности изложницы, на качество слитка. Так было установлено, что

наилучшие результаты были получены при температуре боковой стенки изложницы 200 °С. В связи с этим, были заливки слитков при различных скоростях охлаждения: литье в тонкостенную металлическую изложницу без дополнительного охлаждения, с донным водяным охлаждением, с объемным водяным охлаждением (по методу Лаврова). В каждом из этих случаев заливки проводились как совместно с УЗО, так и без таковой.

По результатам анализа серии плавки было установлено, что применение ультразвука приводит к значительному увеличению количества эвтектоида в условиях высоких скоростей охлаждения (объемное водяное охлаждение изложницы) (рисунок 2). Так с помощью программы ImageExpert Pro 3 было установлено, что доля эвтектоида увеличилась почти в 3 раза (с 3,5 % до 9,0 %).

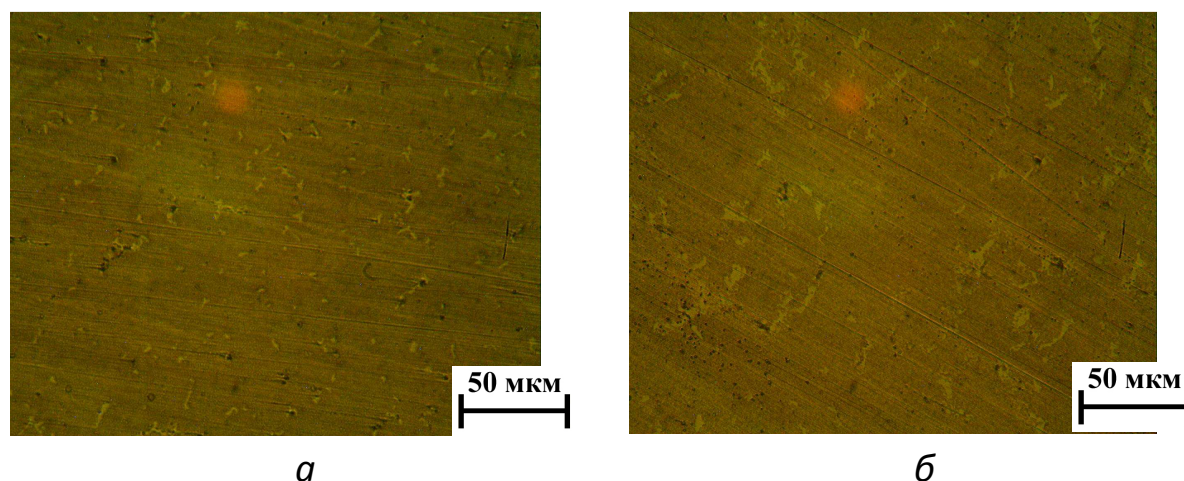


Рисунок 2 – Микроструктура бронзы БРО10С2НЗ в слитках а) - за-
твердевающих при объемно-направленной кристаллизации; б) – в
поле ультразвуковых волн при объемно – направленной кристаллиза-
ции.

При этом плотность слитка оказывалась весьма низкой, при ана-
лизе в его теле обнаруживалось большое количество пор размером до
0,1 мм, а также встречались поры диаметром до 1 – 2 мм. По всей ви-
димости, данное обстоятельство связано с широким интервалом кри-
сталлизации указанной марки бронзы, что при высоких скоростях

охлаждения приводит к формированию широкой области центральной осевой усадочной пористости.

При наложении ультразвуковых колебаний на малых скоростях охлаждения затвердевающего расплава (литье в тонкостенную изложницу без дополнительного охлаждения) эффект модифицирования макрозерна и увеличения эвтектоидной составляющей практически отсутствовал. Однако плотность слитка была существенно выше, чем в случае высоких скоростей охлаждения или низких, но без УЗО. По всей видимости, это связано с повышением проникающей способности жидкого расплава в ходе УЗО, что позволяет компенсировать междендритные полости за счет имеющейся в расплаве жидкой фазы.

В настоящее время на кафедре технологии литейных процессов НИТУ МИСиС более углубленно занимаются вопросом подбора скорости затвердевания, обеспечивающей получение качественных слитков по всем требованиям. В связи с тем, что с помощью указанной выше программы ProCast учитывать ультразвуковые колебания, наложенные на расплав, весьма затруднительно, подбор оптимальной скорости охлаждения при литье слитков из бронзы БрО10С2НЗ проводится экспериментально.

Список литературы:

1. Грот А. Н.; Красильников Д. А., Рассохин В. А.; Твердов В. И.; Жихарев П. Ю.; Голенков М. А. Влияние ультразвуковой обработки расплава на структуру и свойства катанки из сплавов цветных металлов // *Металлург.* – №10. – 2012.
2. Добаткин В. И., Эскин Г. И. *Литье с применением ультразвуковой обработки расплава. Специальные способы литья.* – М.: Машиностроение, 1991.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ НА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТЬ РАСПЛАВА МЕДИ

Мысик Р.К., Брусницын С.В., Сулицин А.В.,
Ожгихин И.В., Груздева И.А.

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

Высокопроизводительный способ непрерывного литья и прокатки Contirod при получении медной катанки предусматривает плавку медных катодов в шахтной печи Asarco, непрерывное литьё заготовки сечением 120x70 мм на двухленточной литейной машине Hazelett и прокатку полученной заготовки в катанку диаметром 8 мм на 14-клетевом стане SMS Meer (рис. 1).

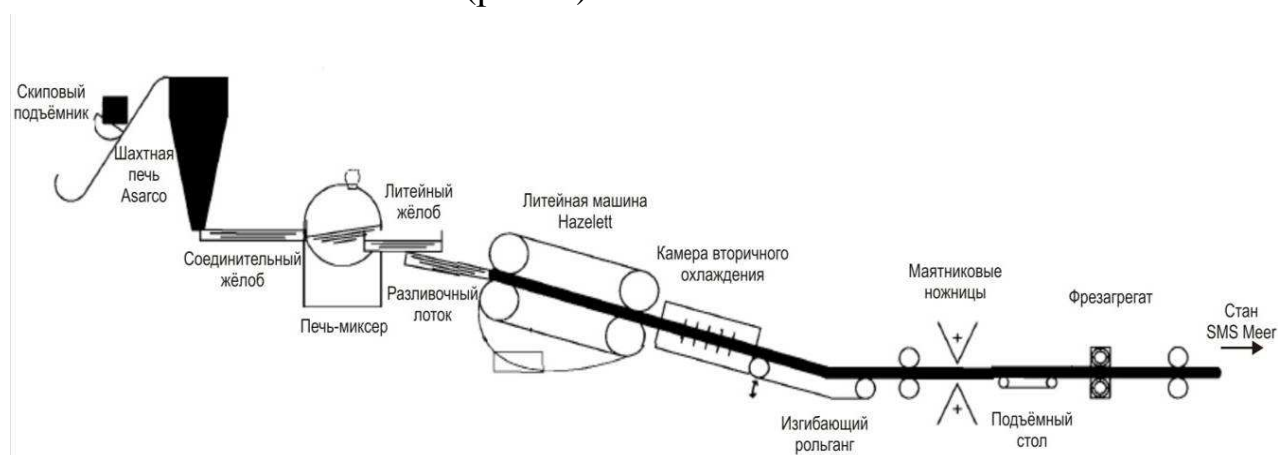


Рис. 1. Технологическая схема способа Contirod

При такой технологии изготовления медной катанки затруднено установление причин образования дефектов, которые выявляются в ходе стандартного теста на скручивание с последующим раскручиванием катанки [1]. Очевидно, что возникновение дефектов на катанке зависит от качества литой заготовки и условий дальнейшей пластической обработки.

В значительной степени на образование дефектов в медной катанке влияет наличие газовых дефектов в литой заготовке. Образование газовых дефектов в основном обусловлено наличием растворён-

ных газов в расплаве [2]. Главной причиной образования газовых дефектов в меди является растворённый водород.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния технологических параметров литья на газонасыщенность расплава меди. При планировании экспериментов сделано предположение, что водород вносится в расплав вместе с недостаточно просушенным воздухом, который вдувается в расплав для приведения химического состава медной катанки в соответствие с ГОСТ Р 53803-2010 [1]. Кроме того, было высказано предположение, что помимо воздуха существенное влияние на содержание водорода оказывает чистота вдуваемого в расплав азота, подача которого осуществляется для контроля уровня расплава в литейном жёлобе. Технологические параметры непрерывного литья заготовки из меди размером 120×70 мм, опробованные в ходе эксперимента, представлены в табл. 1.

Таблица 1. Технологические параметры непрерывного литья меди

Номер опыта	Температура литья, °С	Скорость литья, м/мин	Примечание
1	1113-1120	10,5	Стандартные параметры
2	1116-1122	10,5	Без подачи воздуха в расплав
3	1135-1140	10,4	Повышенная температура литья, отбор проб с вдуванием и без вдувания азота
4	1113-1115	10,4	Без вдувания воздуха и использование особо чистого азота

Для анализа изменения содержания водорода в расплаве при различных технологических параметрах по всей длине литейного тракта отбирались пробы металла. Для этого использовались стандартные пробоотборники фирмы Sidermes. Отбор проб осуществлялся в следующих местах литейного тракта: в соединительном жёлобе до вдувания воздуха; в соединительном жёлобе после вдувания воздуха; в шлакоприемнике; в печи-миксере; в литейном жёлобе (на входе); в

литейном жёлобе в раздаточной коробке (на выходе); в литейном ковше. Количество водорода, в отобранных пробах, определялось на установке LECO RON600. Поскольку данная установка определяет содержание водорода только в растворённом состоянии, необходимо было также определить количество водорода, выделившегося из расплава. Косвенной оценкой количества такого водорода служит объёмная доля пор в литых пробах. Для этого из литых проб изготавливались шлифы, которые подвергались химическому травлению концентрированной азотной кислотой. Шлифы изучались на металлографическом микроскопе «Альтами МЕТ-1М», а геометрические размеры пор рассчитывались с помощью аналитического программного обеспечения Altami Studio. Общая площадь пор в плоскости шлифа пересчитывалась в объёмную и массовую долю, которая суммировалась с результатами, полученными на установке LECO RON600. Полученные результаты представлены в табл. 2.

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что суммарное содержание водорода в опыте без вдувания воздуха (опыт №2) снизилось незначительно. Кроме того, в конце литейного жёлоба произошло увеличение содержания водорода по сравнению с содержанием водорода на входе в литейный жёлоб. Это может быть объяснено тем, что в расплав во время движения по литейному жёлобу вдувался азот с высоким содержанием паров воды. Для проверки этой гипотезы было решено провести эксперименты с подачей и без подачи азота в расплав (опыт №3). В результате опыта без подачи азота наблюдалось стабильное содержание водорода по всему литейному тракту. Для окончательного подтверждения влияния степени очистки азота на содержание водорода в расплаве проводились эксперименты с использованием особо чистого азота (опыт №4). Результаты эксперимента подтверждают правильность данной гипотезы.

Таблица 2. Результаты определения содержания водорода по литейному тракту

Номер опыта	Режим литья	Место отбора пробы*	Доля площади	зая-	Объемная до-	Расчетное со-	Рассчитанное со-	определенное	Суммарное	водорода, ppm
			шлифа,	тая порами, %						
1	Стандартные условия	1	15		4,35	0,458	1,185	1,643		
		2	5,5		0,96	0,098	0,812	0,910		
		3	11,5		2,92	0,302	1,108	1,410		
		4	8,2		1,77	0,181	1,083	1,264		
		5	11,2		2,82	0,292	0,668	0,96		
		6	17,5		5,49	0,584	4,102	4,686		
		7	10,8		2,67	0,276	0,276	0,552		
2	Без вдувания воздуха в расплав меди	2	7,9		1,67	0,171	1,173	1,344		
		3	5,5		0,97	0,099	0,808	0,907		
		4	11,4		2,89	0,299	0,946	1,245		
		5	18,1		5,77	0,616	1,166	1,782		
		6	8,2		1,78	0,182	2,450	2,632		
		7	8,9		1,99	0,204	н.д.	н.д.		
		7	8,9		1,99	0,204	н.д.	н.д.		
3	Повышенная температура литья с отключением подачи азота в расплав	1	15,9		4,79	0,506	1,782	2,288		
		3	20,0		6,75	0,729	0,556	1,285		
		4	15,9		4,79	0,506	0,805	1,311		
		5 (азот)	12,9		3,50	0,365	0,956	1,321		
		6 (азот)	8,0		1,70	0,174	2,055	2,229		
		7 (азот)	4,2		0,65	0,066	0,469	0,535		
		5 (б/а)	14,6		4,20	0,441	0,560	1,001		
		6 (б/а)	18,2		5,84	0,624	0,405	1,029		
7 (б/а)	5,5		0,97	0,099	н.д.	н.д.				
4	Литье с использованием особого чистого азота	1	4,8		0,80	0,081	1,058	1,139		
		3	17,2		5,35	0,568	2,511	3,079		
		5	12,6		5,17	0,350	1,078	1,428		
		6	16,5		5,06	0,536	0,845	1,381		
		7	10,2		2,45	0,253	н.д.	н.д.		

*1 – из соединительного жёлоба до вдувания воздуха; 2 – из соединительного жёлоба после вдувания воздуха; 3 – из шлакоприёмника; 4 – из печи–миксера; 5 – из литейного жёлоба (на входе); 6 – из литейного жёлоба в раздаточной коробке (на выходе); 7 – из литейного ковша.

Необходимо отметить, что на некоторых участках литейного тракта происходили резкие скачки содержания водорода. Это может быть объяснено тем, что процесс плавки осуществляется в непрерывном режиме, а шихта является достаточно разнородной по качеству подготовки. На поверхности шихтовых материалов, загружаемых в шахтную печь, могут быть обнаружены остатки электролита, влага, загрязнения, эмульсия.

Для снижения газовой пористости в литых заготовках требуется устранение источников насыщения расплава газами. Было установлено, что основной причиной возникновения газовых дефектов в литой заготовке является повышенное содержание водорода в расплаве, который вносится вместе с азотом низкой степени очистки. Использование особо чистого азота позволяет снизить содержание водорода в расплаве меди и существенно уменьшить количество газовых пор в литых заготовках.

Библиографический список

1. ГОСТ Р 53803-2010. Катанка медная для электротехнических целей. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2010. – 12 с.
2. Дефекты слитков чёрных и цветных сплавов, предназначенных для пластической деформации / С.В. Брусницын, Ю.Н. Логинов, Р.К. Мысик, И.А. Груздева, А.В. Сулицин. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2007. – 167 с.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК В ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ ФОРМАХ В УСЛОВИЯХ ОАО «ЗИД» НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА СОВРЕМЕННЫХ СПОСОБОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФОРМ

Панкова И.В.¹, Панфилов А.А.²

¹ ОАО «Зид», г. Ковров, ² Владимирский государственный
университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Большинство отливок из чугуна для машиностроения получают методом литья в разовые формы из единых песчано-глинистых смесей. Этот способ является наиболее распространенным технологическим процессом в России и за рубежом. Несмотря на использование новых способов и процессов производства отливок в разовые формы, в крупносерийном и массовом производстве до 60-70 % отливок изготавливается в разовых формах из песчано-глинистых (бентонитовых) формовочных смесей и это направление сохранится в будущем.

Преимущества процесса:

- не дефицитность и низкая стоимость сырья;
- возможность контроля качества отливок подбором необходимых составов формовочных смесей и режимов их уплотнения;
- сравнительно невысокое выделение вредных веществ в атмосферу цеха по сравнению с другими литейными процессами;
- возможность получать широкую номенклатуру отливок из разнообразных сплавов в условиях от единичного до крупносерийного или массового производства;
- относительно невысокая по сравнению с другими процессами стоимость отливок;
- относительная простота и низкая стоимость оснастки;

Главным направлением развития литейного производства считается повышение геометрической точности отливок, чтобы приблизить размеры литых заготовок к размерам изделий. Решение этой задачи сводится к получению чистой литой поверхности без каких-либо ли-

тейных дефектов. Самым распространенным литейным дефектом на отливках из черных сплавов является пригар.

Бентонит является важнейшим компонентом для приготовления высококачественных формовочных смесей, а качество бентонита во многом определяет его технологические свойства. На свойства бентонита решающее влияние оказывает содержание монтмориллонита, чем выше его содержание в бентоните, тем выше его термостойкость и лучше прочностные показатели готовой формовочной смеси.

Применение активированных бентонитов позволяет уменьшить пригар и засор в отливках, а также приводит к резкому сокращению ужимин. Способность природных бентонитов к активации зависит также от содержания монтмориллонита.

С увеличением его количества от 50 до 65 % оптимальная массовая доля активатора в бентоните изменяется от 2 до 5 %. При этом повышается прочность смесей при разрыве в зоне конденсации влаги. Для улучшения технологических свойств наиболее распространен метод активации бентонита кальцинированной содой Na_2CO_3 , так называемый метод химической активации.

Кальцинированная сода в данном случае является оптимальным активатором, так как в результате активации бентонита образуются малорастворимые соединения — карбонаты кальция и магния, чем обеспечивается достаточно высокая степень необратимости реакции. При такой обработке повышается связующая способность бентонитов, и тем больше, чем больше катионов кальция замещается катионами натрия. При этом также снижается осыпаемость форм и изменяются другие свойства смесей. Активированные бентониты по сравнению с природными характеризуются не только улучшенными прочностными характеристиками, но и повышенной термической устойчивостью.

Более широко распространен способ «мокрой» активации, позволяющий получать активированные бентониты с более высокими прочностными характеристиками и со значительно меньшей склонностью к переувлажнению, что гарантирует сравнительно высокую прочность при сжатии в диапазоне влажности смеси (1,5-5 %).

Применяют два способа введения бентонитов в состав формовочных смесей: в порошкообразном состоянии и в виде водной суспензии. Использование бентонитов в виде водной суспензии обеспечивает равномерное распределение бентонита в смеси, облегчает процесс перемешивания компонентов в бегунах, улучшает санитарно-гигиенические условия труда (отсутствие запыленности). Состав суспензии определяется количеством бентонита, необходимого для обеспечения заданной прочности смеси, и ее влажностью. Для увеличения концентрации природных натриевых и активированных калиевых бентонитов в суспензии необходимо модифицировать бентонитовые частицы с целью разрушения образующейся структуры и повышения устойчивости системы против коагуляции. Поверхность частиц бентонитов в суспензиях модифицируют с помощью понизителей вязкости, снижающих прочность структуры и повышающих подвижность суспензии.

В качестве понизителя вязкости были выбраны поверхностно - активные вещества (ПАВ). Механизм действия этих ПАВ заключается в создании структурированных защитных оболочек на поверхности частиц твердых тел и капель жидкости, препятствующих непосредственному контакту между частицами.

Был выбран следующий состав водной композиции концентрированной бентонитовой суспензии, масс. %: бентонит 20-28 %, уменьшитель вязкости 0,05-0,07 %, содержание твердой фазы суспензии 20-28 %.

В целях повышения чистоты поверхности отливок из чугуна и снижения вероятности образования пригара в составы формовочных смесей вводят антипригарные углеродосодержащие материалы. В процессе их термического разложения под действием температуры заливаемого металла происходит образование пиролитического мелкокристаллического углерода (пироуглерода), который покрывает поверхность зерновой основы смеси и изменяет условия взаимодействия жидкого металла с материалом формы. Причем величина пригара, образующегося на поверхности отливки, находится в обратной зависимости от выхода пироуглерода из формовочной смеси.

В качестве углеродосодержащей добавки было использовано эмульсионное масло.

Материал	Содержание углерода, %	Выход летучих, %	Выход пироуглерода, %
Масло эмульсионное	52-58	75-85	26-58

Были проведены опыты приготовления формовочной смеси при различном введении бентонита и использования углеродосодержащей добавки. Свойства формовочной смеси проверялись по стандартным методикам.

Бентонит, использованный в смеси	Свойства формовочной смеси		
	Прочность	Газопроницаемость	Влажность
Порошкообразный	0,74	94	4,2
Суспензия	0,84	87	5,4
Активированный, 3% соды в суспензии	0,85	92	5,5

После анализа полученных экспериментальных данных, был сделан вывод, что смеси, в состав которых введена бентонитовая суспензия с активированным бентонитом, обладают наилучшими технологическими свойствами, и отмечено уменьшение пригарообразования.

ВЫБОР И ОБОСНОВАНИЕ НОВЫХ СОСТАВОВ ФОРМОВОЧНЫХ И СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ В УСЛОВИЯХ ОАО «ЗИД»

Федулова Е.Н.¹, Панфилов А.А.²

¹ *ОАО «Зид», г. Ковров,* ² *Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

В условиях ОАО «Завод им. В.А. Дегтярева» (ОАО «Зид») при литье в песчаные формы существует ряд проблем, которые связаны с браком по вине формы: это засор и газовые раковины. Поэтому исследование новых составов литейных формовочных смесей (ЛФС) и технологических процессов их приготовления, позволяющих целенаправленно управлять свойствами смесей (прочностью, газотворностью, газопроницаемостью и др.), является одной из актуальных проблем в области технологии литейной формы и качества получаемых отливок.

Качество литых заготовок зависит не только от состава смеси, но и от качества изготовленной формы. Поэтому создание новых и совершенствование существующих методов изготовления форм имеет большое значение.

При выборе состава смеси учитывают:

- род заливаемого металла, сложность и назначение отливки;
- наличие необходимых материалов;
- серийность производства;
- технологию изготовления и сборки форм;
- планируемую себестоимость.

Для получения качественных форм, стержней и, как следствие, годных отливок формовочные и стержневые смеси должны обладать технологическими свойствами, отвечающими определенным требованиям.

Наряду с постоянно повышающимися требованиями по качеству, не менее важное значение приобретают требования по экологичности и ресурсосбережению, что определяет вновь возрастающий

интерес к разработке литейных формовочных смесей с неорганическими связующими, которые характеризуются относительно низкой стоимостью, доступностью сырьевых материалов в промышленном объеме и высокой экологической безопасностью.

Были проведены исследования смеси по CO₂ –процессу на жидком стекле, содержащей на 100 масс.ч. песка 4...7 масс.ч. жидкого стекла с модулем 2,0-2,6 и плотностью 1,45...1,52 г/см³, и дана оценка склонности смеси к образованию литейных дефектов:

Наименование дефекта	CO ₂ -процесс на жидком стекле
Эрозия	1
Просечки	2
Чистота поверхности	4
Газовые раковины	2
Проникновение металла	3
Образование блестящего углерода	1
Выбиваемость	5

Примечание: 1-отлично; 2-хорошо; 3-удовлетворительно; 4-плохо; 5-очень плохо.

В настоящее время на ОАО «Зид» применяются ХТС по CO₂-процессу с синтетической смолой «Carbophen 7170» (Германия), важнейшим преимуществом которого является его практическая нетоксичность.

Также существует большой выбор связующих материалов и специальных добавок, которые обеспечивают смесям и формам в целом различные свойства. Поэтому дальнейшей целью работы является сравнительный анализ смесей с различными связующими и добавками и выработка рекомендаций и практических предложений по совершенствованию составов смесей, применяемых в условиях ОАО «Зид».

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА КАЧЕСТВО ВЫЖИГАЕМЫХ МОДЕЛЕЙ

Сметанина Л.Н.¹, Панфилов А.А.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Развитие реального производства при сокращении временных и материальных затрат стремится к наукоемким технологиям по выпуску изделий с высокой добавленной стоимостью, т.к. именно они в наибольшей мере используют «человеческий капитал» и позволяют сохранить природные ресурсы.

Одной из современных технологий получения металлических отливок является литье по газифицируемым моделям. Для изготовления моделей в зависимости от габаритов детали используется литейный полистирол мелких фракций (0,3-0,9 мм). Полистирол предварительно подвспенивается на паровой ванне и просушивается (нормализуется) в сушильной камере. Далее полистирол воздушной эжекцией с помощью вдувного устройства вдувается в пресс-формы, которые затем устанавливаются в автоклав и выдерживаются до спекания гранул полистирола. Пресс-формы охлаждаются в ваннах охлаждения, извлекают готовую модель из пресс-формы и укладывают в тару. По окончании работы тару с моделями перемещают в сушильное отделение для подсушки в течение 24 часов. После просушки производится сборка полумоделей. Модели собираются в блоки (кусты) склеиванием или пайкой. Окраска блоков моделей производится в 1-2 слоя специальным противопожарным покрытием путем окунания в ванну, либо, при сложной конфигурации отливок, - обливом. Сушка окрашенных блоков производится в камере при температуре 35-45 °С в течение 24 часов.

Изготовление пенополистирольных моделей в литейном производстве по ЛГМ-технологии является одним из основных этапов, задающих уровень качества литья.

Специфические дефекты отливок, получаемых литьем по газифицируемым моделям, связаны с наличием модели в полости формы при заливке и взаимодействием заливаемого металла, кристаллизующейся и охлаждающейся отливки с продуктами деструкции пенополистирола. Чтобы исключить отрицательное влияние этих продуктов на качество отливки, необходимо обеспечить условия, при которых они образуются в минимальном количестве, и возможность удаления их из зоны образования. Как показали исследования, при разработке технологического процесса необходимо обеспечить оптимальную плотность модели (0,020-0,025 г/см³) и ее равномерное распределение по всему объему. Прежде всего, это достигается применением качественного литейного полистирола, постоянным контролем за содержанием вспенивающего агента (пентана), правильными режимами подвспенивания, сушки, хранения и спекания.

В условиях литейного производства ОАО «КЭМЗ» были проведены комплексные исследования полистирола T185F и D833B, которые выпускаются канадской и голландской фирмами. Сополимер содержит 5-6 % пентана и имеет равномерный гранулометрический состав 0,4-0,5 мм. Были отработаны режимы вспенивания и изготовления моделей автоклавным способом, процесс газификации, режимы заливки и формирования структуры и обеспечения требуемого качества отливок из алюминиевых сплавов. Проведённые исследования показали, что для технологии ЛГМ по автоклавному способу наиболее подходящим и технологичным материалом в условиях ОАО «КЭМЗ» является полистирол марки D833B. Этот материал позволяет получать из него качественные модели (гладкая поверхность, отсутствие шероховатостей и внешних дефектов) с удовлетворительной плотностью от 0,027 до 0,032 г/см³, несмотря на минимальное содержание вспенивающего агента (5,7 %). Работа по усовершенствованию технологии продолжается, как в направлении поиска новых материалов, так и в направлении разработки новых схем сборки.

Библиографический список:

1. Литье по газифицируемым моделям / под ред. Ю.А. Степанова. - М.: Машиностроение, 1976. – 223 с.
2. Шуляк В. С. Некоторые вопросы теории литья по газифицируемым моделям // Литье по газифицируемым моделям. – Киев: Ин-т пробл. литья АН УССР, 1975. – С. 3-20.
3. Мацяс Ю.А. Пенополистирол и его применение в технологии ЛГМ. Доклад в сб. трудов 1-й Международной научно-практической конференции «Литьё по газифицируемым моделям». – С.-Пб.: 2007. – 58 с.

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ СОВРЕМЕННЫХ МОДЕЛЬНЫХ СОСТАВОВ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ В УСЛОВИЯХ ОАО «ЗИД»

Масиновский Н.А.¹, Костин А.В.²

¹ ОАО «Зид», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Качество моделей зависит от свойств и технологии приготовления модельного состава. Любой модельный состав должен удовлетворять определенным требованиям. В расплавленном состоянии модельный состав должен обладать хорошей жидкотекучестью для четкого воспроизведения конфигурации модели при заполнении полости пресс-формы и легкого и полного удаления из оболочковой формы. Температура плавления модельного состава должна быть невысокой (60 – 100°С), что облегчает изготовление моделей и их удаление из оболочковой формы. Температура размягчения модельного состава должна быть 35 - 45°С, т.е. превышать температуру помещений, где изготавливают и хранят модели, а также собирают их в блоки. Усадка состава при охлаждении и его расширение при нагреве должны быть минимальными и стабильными, чтобы точность моделей, а соответственно, и отливок была высокой. Модельный состав не должен прилипать к поверхности пресс-формы; химическое взаимодействие его с материалом пресс-формы недопустимо. После затвердевания в пресс-

форме модельный состав должен обладать прочностью и твердостью, достаточными для того, чтобы модели не деформировались и не ломались на последующих операциях технологического процесса. Модельный состав должен обеспечивать соединение частей моделей либо сборку в блоки пайкой или склеиванием. Модельный состав должен смачиваться суспензией, но не растворяться в составляющих суспензии для оболочковых форм, не вступать с ними в химическое взаимодействие, иначе будет ухудшаться качество поверхности отливок. Зольность (твердый остаток) состава при нагреве оболочковых форм в процессе прокаливания должна быть минимальной. Плотность состава также должна быть минимальной, что облегчает работу с моделями, блоками моделей, особенно в случае больших их размеров. Так как модельный состав должен быть выплавлен в горячей воде и без лишних трудовых затрат возвращен в производство моделей, его плотность должна быть ниже плотности воды (1000 кг/м³). Свойства модельного состава не должны изменяться перед повторным использованием, т. е. он должен быть пригодным для многократного использования. Кроме того, модельный состав должен быть безвредным для жизни людей и для окружающей среды на всех этапах технологического процесса, не должен содержать дефицитных компонентов, а технологии его приготовления и изготовления из него моделей должны быть простыми.

В процессе работы на участке литья по выплавляемым моделям было предложено перейти от применения модельного состава марки МВС-3А на использование модельного состава марки МВС-3Т. Проблема при применении МВС-3А заключалась в сезонном характере, т.е. при повышении температуры в производственных помещениях модели могли менять свои геометрические параметры, ухудшалась чистота поверхности. В связи с этим применяли дополнительные технологические устройства, такие как ванны с холодной проточной водой, которые в свою очередь занимали много места, создавали значительные неудобства и дополнительную трудоемкость. При применении состава МВС-3Т негативных изменений не наблюдалось.

Отличительные особенности состава МВС-3Т состоят в том, что в состав материала дополнительно введены структурообразующий сополимер и антиокислительная присадка.

Преимущества использования состава МВС-3Т:

- сокращается расход модельной массы на 1 шт. годных отливок на 10-15%;
- уменьшается брак моделей по недоливам и размерной точности;
- сокращаются потери моделей при извлечении их из пресс-форм за счет повышения прочности композиции;
- обеспечивается стабильность технологических свойств состава;
- улучшается чистота поверхности;
- повышается трещиностойкость и твердость моделей.

Таким образом, качество моделей, а следовательно, и отливок, надежность технологических процессов изготовления моделей и оболочковых форм зависят от свойств модельных составов. Поэтому в процессе производства свойства модельных составов необходимо систематически контролировать. Из рассмотрения возможностей модельного состава МВС-3Т можно сделать вывод, что его применение на нашем предприятии сможет решить ряд поставленных задач по обеспечению качества литья.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Куванов В.В.¹, Беляев И.В.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Приводятся результаты исследования воздействия лазерного излучения на газотермическое керамическое покрытие на основе Al_2O_3 . Показано, что лазерная обработка, сопровождающаяся оплавлением поверхностного слоя, приводит к повышению эксплуатационных свойств покрытия.

Повышение ресурса работы деталей машин и оснастки, работающих в агрессивной среде достаточно успешно решается путем нанесения плазменных покрытий на основе металлических и неметаллических компонентов, которые обладают необходимым комплексом эксплуатационных свойств, таких как, теплостойкость, износостойкость и коррозионная стойкость. Несмотря на достигнутые успехи в развитии технологии плазменного напыления покрытий существует проблема обеспечения стабильности свойств и качества получаемых покрытий, в частности таких свойств, как адгезионная прочность и пористость.

Теплозащитная способность покрытия определяются не только свойствами самого материала, но и его пористостью. Так с увеличением пористости увеличиваются теплозащитные свойства покрытия, например, термостойкость, улучшается сопротивляемость растрескиванию, особенно при термоциклических нагрузках. С другой стороны, развитая наружная и внутренняя пористость облегчает возможность проникновения атмосферных газов, главным образом атомарного кислорода, через покрытие к поверхности металлической основы. Таким образом, возникает необходимость получения заданного уровня пористости, при котором обеспечиваются теплозащитные свойства покрытия и его коррозионная стойкость. Сочетание этих свойств возможно при формировании покрытия с пористостью, изменяющейся по его глубине. Достигнуть требуемого сочетания возможно за счет оплавления поверхностного слоя, в частности используя лазерное излучение. Лазерное излучение, обладая высокой плотностью подводимой энергии, широко используется в различных технологических процессах, в том числе и для обработки поверхностных слоев.

С целью получения покрытий с более высокими эксплуатационными характеристиками в качестве метода высокотемпературной обработки плазменных покрытий был исследован нагрев лазерным излучением в импульсном режиме.

При выполнении экспериментальных исследований на подложку из легированной конструкционной стали 30ХН2МФА, с использованием установки «Киев - 7» наносилось керамическое покрытие на

основе Al₂O₃, толщина покрытия составляла ~300 мкм. Дисперсность частиц порошка составляла 20 - 40 мкм. Лазерная обработка поверхности выполнялась по нескольким режимам на импульсной лазерной установке «Квант - 18», с изменением энергии импульса в интервале $W_1 = 16-60$ Дж с оплавлением и без оплавления поверхности. Для оценки воздействия лазерного излучения на покрытие проводились металлографические исследования.

В микроструктуре покрытия на основе Al₂O₃ до лазерного воздействия (рис. 1, а), отчетливо выделяются темные включения неправильной формы, которые можно идентифицировать как поры, возникающие при формировании покрытия, количество темных зон увеличивается к поверхности покрытия.

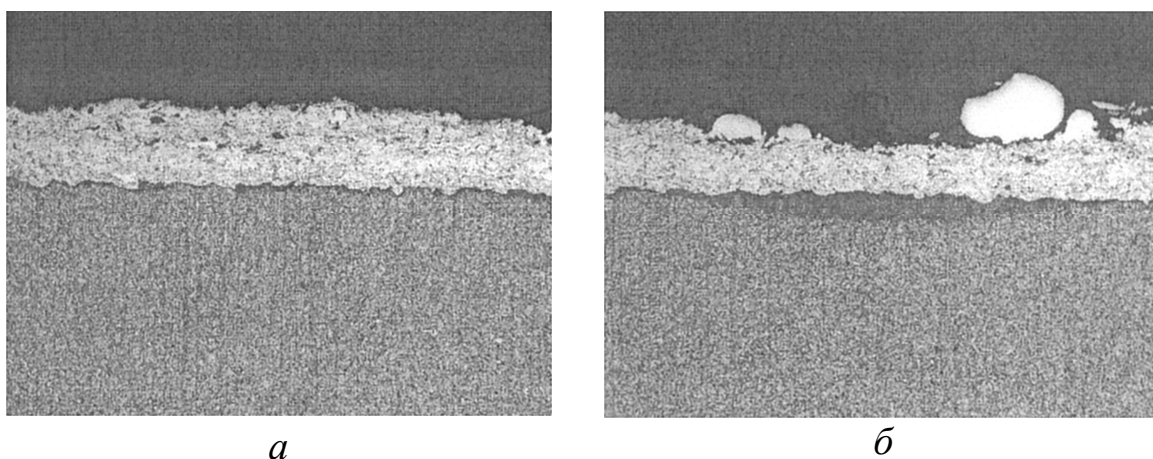


Рис. 1. Микроструктура плазменного покрытия на основе Al₂O₃ ($\times 100$): а - исходное состояние; б - после лазерной обработки с оплавлением поверхности ($W = 60$ Дж)

В результате лазерной обработки с максимальным значением энергии импульса рассматриваемого диапазона ($W = 60$ Дж) произошли серьезные изменения в микроструктуре покрытия (рис. 1, б). По периферии зоны лазерного воздействия формируются белые с отсутствием темных включений. В центральной части зоны лазерного воздействия произошло уменьшение толщины покрытия за счет его частичного испарения. Этот процесс также сопровождается уменьшением площади занимаемой темными включениями. Указанные явления

в поверхностных слоях покрытия связаны с тем, что распределение плотности энергии лазерного излучения по диаметру пятна близко к нормальному закону. Полученные результаты показывают, что воздействие лазерного излучения приводит к уменьшению пористости керамического покрытия.

Кроме того (рис. 1. б), в поверхностном слое подложки в результате лазерного воздействия формируется зона термического воздействия с максимальной толщиной ~ 100 мкм (темная зона под покрытием). Это подтверждает то, что по границе раздела «подложка-покрытие» возникают достаточно высокие температуры, которые должны обеспечить возникновение диффузионных процессов, приводящих к повышению прочности адгезионного сцепления.

Проведенные исследования показали, что при лазерной обработке керамических покрытий возникает ряд технологических вопросов, вызванных незначительным интервалом между температурой плавления и кипения Al_2O_3 при их высоких значениях ($t_{\text{пл}} = 2045^\circ\text{C}$, $t_{\text{кип}} = 2980^\circ\text{C}$) по сравнению с металлами и их сплавами. Это сужает диапазон параметров лазерного воздействия и приводит к тому, что нестабильность параметров, приводящая к возникновению на поверхности покрытия температуры выше температуры кипения может вызывать полное испарение покрытия в зоне лазерного воздействия (рис. 2).



Рис. 2. Зона полного испарения плазменного покрытия на основе Al_2O_3 после лазерного воздействия, $\times 100$

При измерении микротвердости керамического покрытия было установлено, что ее значение составляет $H = 13000 - 13500$ МПа и не изменяется в результате лазерного воздействия.

Заключение

Лазерная обработка с оплавлением поверхностного слоя приводит к улучшению таких эксплуатационных свойств покрытия, как пористость и прочность адгезионного сцепления. Определен диапазон значений параметров лазерного излучения, которые обеспечивают стабильность свойств получаемых покрытий.

МОДЕРНИЗАЦИЯ ПРОКАЛОЧНОЙ ПЕЧИ СТО-360

Чернышев С.Г.¹, Корогодов Ю.Д.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Борьба с засорами в стальных отливках на участке литья по выплавляемым моделям требует установление причины, появляется различный брак. Анализ брака в условиях «ОАО ЗиД» производится на начальной стадии, а именно в процессе прохождения заформованных жаростойких опок через три температурные зоны электропечи. Так как перемещение через электропечь происходит методом гидравлического воздействия толкателем на опоку, примерно 150 килограммов вес опоки, а в ручье их 18 шт., то усилия, возникающие при таких воздействиях, становятся громадными.





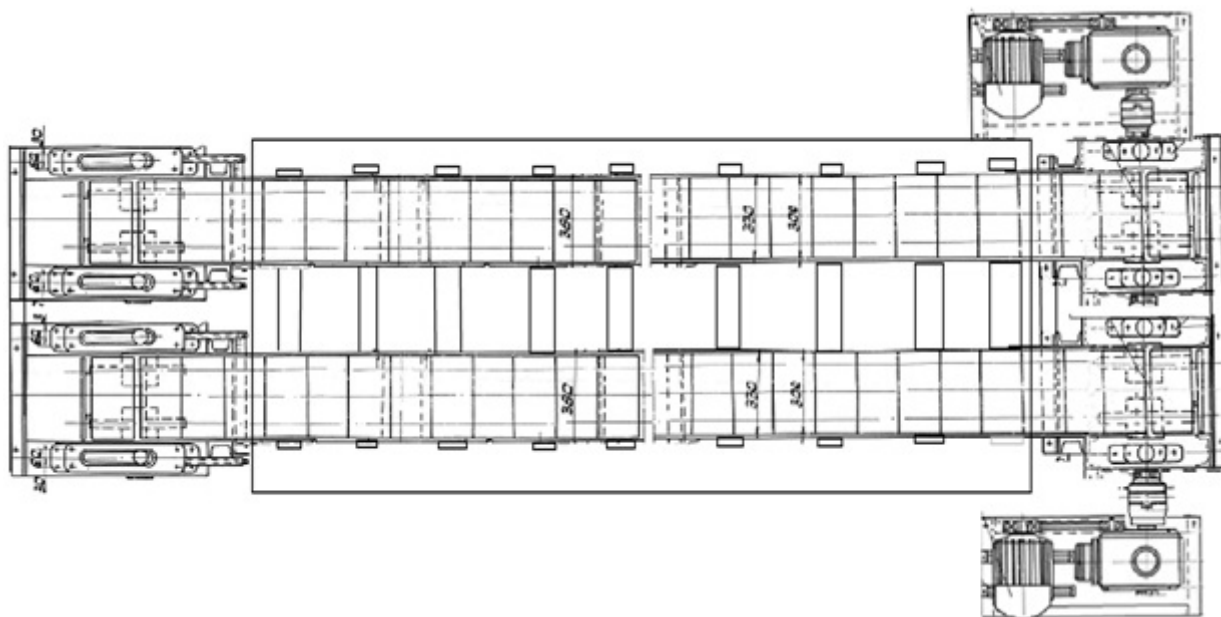
На опоку действуют как механические деформации, так и температурные. Блоки, заформованные в формовочный песок, тоже деформируются и трескаются, туда попадает песок, а после заливки получается, что 35% отходит на брак именно по засорам.



Решение этой проблемы реализовано в теме научно-исследовательской работы, а именно «техническое перевооружение прокаточной печи СТО – 360».

Изучив все возможные и наиболее подходящие для нашего производства технические решения, было принято решение модернизировать механизм подачи опок через электропечь. Главным образом, отказавшись от гидростанции, гидравлических толкателей, направля-

ющих, оснащаем прокалочную камеру пластинчатый конвейер, а именно двумя независимыми конвейерами, поскольку печь предназначена для перемещения опок по двум ручьям.



При проведении литературно-патентного обзора были рассмотрены новейшие изобретения, сделанные в нашей стране и зарубежьем. Проработаны материалы таких журналов как «Металлургия», «Литейное производство», «Литейщик России», и т.д., а также библиотека патентов и реферативных статей, выбранные изобретения тщательно изучены и проанализированы. Некоторые идеи и конструкционные решения использованы в исследовательской работе, так как заявленный пластинчатый конвейер является стандартным оборудованием с некоторыми изменениями и доработками. Все механизмы пластинчатого конвейера, основная рама, катки, валы, грузонесущие тележки, транспортировочный настил, рельсы будут изготавливаться из жаростойкой стали, не подверженной температурным изменениям.

По размерам перемещаемого груза и скорости его перемещения проведен выбор и расчет элементов конвейера: тяговой цепи, транспортировочного настила, катков. Определили натяжение цепи во всех точках конвейера, тяговое усилие на приводных звездочках, проверка запаса прочности цепи, мощность на приводных звездочках, мощ-

ность электродвигателя. Расчет показал, что для перемещения опок через электропечь конвейер необходимо оборудовать электродвигателем А02-51-6 5,5 кВт 965 об/мин и редуктором ПЦ2-750 с передаточным числом равным $P^*_{ПР} = 112$.

Выбрали кинематическую схему привода и провели расчет составных частей редуктора, цепной передачи, муфтового соединения. В дальнейшем для упрощения и уменьшения габаритных размеров привода по полученным характеристикам предполагается заменить редуктор и двигатель на мотор-редуктор.



БРАК, ВЫЗВАННЫЙ ОБЪЕМНЫМ РАСШИРЕНИЕМ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 95Х18 ПО НОМЕНКЛАТУРЕ ОАО «КЭМЗ»

Жокин А.В.¹, Беляев И.В.²

¹ ОАО «КЭМЗ», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

В последнее время на ОАО «КЭМЗ» периодически возникают проблемы с заклиниванием в парах трения, работающих с минимальными припусками. После набора статистики и проведения анализа специалистами предприятия было установлено, что заклинивание происходит после операции испытания в холоде.

Собранные узлы, прошедшие предварительные испытания на стендах при различных режимах с разными нагрузками, при комнат-

ных температурах отправляются в климатические камеры для проведения температурных испытаний +60.. -50⁰С. После воздействия низких температур блоки возвращают на стендовые испытания.

При повторных стендовых испытаниях участились случаи заклинивания в прецизионных парах трения. Однако это явление не носит массовый характер. В блоках установлено несколько пар трения, а заклинить может только одну.

Как правило, увеличивается в объёме внутренняя деталь пары. Поршни и клапана изготовлены из стали 95Х18. После контроля размеров была набрана статистика. Увеличения размеров составляли в среднем от 0,5 до 1% объёмных размеров.

Проведя обзор литературы, специалисты ОАО «КЭМЗ» пришли к выводу, что это связано с присутствием в структуре сплава контролируемых деталей неразложившегося аустенита. Того же мнения придерживаются и специалисты МИСиС.

Сталь 95Х18 поступает в ОАО «КЭМЗ» от разных поставщиков. Химический состав и свойства стали приведены ниже (табл. 1).

Таблица 1 - Химический состав сплава 95Х18 (ГОСТ 5632-72)

С	Cr	Fe	Mn	P	S	Si
0,9-1,0	17-19,0	Осн.	≤0,8	≤0,030	≤0,025	≤0,8

Физические свойства сплава 95Х18: плотность $7,67 \cdot 10^3$ кг/м³ для стали 90Х18МФ и $7,75 \cdot 10^3$ кг/м³ для стали 95Х18; теплопроводность стали 95Х18 при 20 °С составляет 24,3 Вт/(м·К); удельная теплоемкость стали 95Х18 при 20°С равна $0,483 \cdot 10^3$, Дж/(кг·К); удельное электросопротивление стали 90Х18МФ – $0,68 \cdot 10^6$, Ом · м.

На входном контроле согласно наших нормативных документов проверяют химический состав на содержание С и Cr. Проверке также подвергается твердость металла в состоянии поставки. Структура и фазовый состав сплава не контролируется.

Термообработка деталей из этой марки стали проводится по следующим режимам (табл. 2).

Таблица 2 – Температурные режимы термообработки деталей, °С

Марка стали	Закалка	Холод	Отпуск	Старение	HRC
95X18	1020-1050	-50 -70	180-200	160-180	57-63

Проверке на твердость подвергаются 100% деталей. В садку на термообработку кладут пробники 8×8×100 мм для контроля остаточного аустенита. Пробники применяют из-за невозможности проведения контроля на остаточного аустенита на деталях.

Появление такого специалиста ОАО «КЭМЗ» связывают с неоднородностью фазового и химического состава прутков сплава 95X18 в состоянии поставки.

Выводы

1. Необходима организация входного контроля химического состава стали 95X18 по всем элементам, регламентированным ГОСТ5632-72, включая примеси, а также фазового состава этой стали в состоянии поставки.
2. Необходимо ввести дополнительный контроль фазового состава контрольных образцов стали 95X28 после обработки холодом и после термической обработки.

ПРИМЕНЕНИЕ ПЕНОКЕРАМИЧЕСКИХ ФИЛЬТРОВ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Мамлин А.А.¹, Шаршин В.Н.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Применение метода литья по выплавляемым моделям (ЛВМ) обеспечивает возможность изготовления сложных по конфигурации высокоточных отливок из всех типов сплавов.

В литейном производстве «Завода им. В.А.Дегтярёва» («ЗИД», г. Ковров, Владимирской обл.) методом литья по выплавляемым моделям изготавливают значительное количество отливок из стали. Практически вся номенклатура (более 300 наименований) представляет собой ответственные детали изделий военного назначения, к которым предъявляются жёсткие требования по качеству литья.

Между тем, применение традиционных для этого метода конструкций форм и литниковых систем не обеспечивало получение изделий требуемого высокого качества, таким образом, что количество брака по засорам, шлаковым включениям, рыхлотам и раковинам на отдельных категориях отливок составляло до 50%.

Совершенствование технологического процесса, изменение конструкций литниковых систем, а также режимов литья не привело к желаемым результатам. Решение проблемы было достигнуто только в результате внедрения при производстве отливок фильтрации через пенокерамические фильтры (ПКФ).

Фильтрование металлических расплавов, как способ повышения их качества, в настоящее время широко используется применительно ко всем сплавам. Фильтрование жидкой стали позволяет не только повысить качество отливок по неметаллическим и шлаковым включениям, но и в определенной мере добиться удаления растворенного кислорода, то есть осуществить раскисление расплава.

Эффективность очистки расплавов металлов через ПКФ определяется не столько задержкой неметаллических включений, размер которых больше размера пор (экранирующая фильтрация), сколько задержкой частиц, размер которых меньше размера пор фильтра (глубинная фильтрация). Эффективной очистке расплавов металлов от неметаллических включений через ПКФ способствует турбулентный режим течения расплавов металлов. Поток металла, проходя арочно-ячеистую структуру пенокерамики, претерпевает резкие изменения направления течения и завихрения, что обуславливает столкновение частиц с внутренней поверхностью фильтра, а в сочетании с адгезией и развитой поверхностью обуславливает вероятность прилипания и задержания частиц в объеме фильтра. В результате ПКФ способны

задерживать частицы, размер которых на 1...2 порядка меньше собственных размеров пор. Материал ПКФ характеризуется высокими значениями пористости ($P = 80..90\%$), проницаемости ($K_{\eta} = 10^{-8}..10^{-9} \text{ м}^2$) и предела прочности при изгибе ($\sigma_{изг} = 1..3 \text{ МПа}$), что позволяет самотеком пропускать через фильтры большие объемы металла за короткие промежутки времени при относительно небольших перепадах давления. Эффективное применение ПКФ для очистки расплавов обусловлено не только структурой, но и его материалом. Материал фильтра – керамика – обеспечивает его работоспособность в экстремальных условиях взаимодействия с жидкой сталью.

По специальному заказу «ЗИД» на ООО «Полимет» (г.Тольятти) изготовлены опытные партии фильтров «Vukorog HT» 54×20 ppi 10, «Vukorog HT» 58×20 ppi 10, выдерживающие температуру заливаемого расплава до 1700°C.

Первоначально, при проведении опытных заливок, с целью получения сравнительных характеристик, пенокерамические фильтры устанавливали в формы, предназначенные для изготовления двух самых сложных, крупногабаритных и ответственных отливок «Корпус» и «Крышка». Для этого, во-первых, был произведён перерасчёт конструкций литниковых систем с учётом требуемого металлостатического напора и, во-вторых, решены вопросы, связанные с монтажом фильтрующих элементов в конструкции заливочных воронок. По результатам расчёта были внесены соответствующие изменения в конструкции пресс-форм для производства моделей.

Анализ полученных литых изделий показал значительное повышение качества стальных отливок. Таким образом, в результате проведённых работ по внедрению пенокерамических фильтров при производстве отливок «Корпус» и «Крышка» из стали методом литья по выплавляемым моделям, было достигнуто снижение брака литья с 30% до 5%. В настоящее время проводятся работы по расширению номенклатуры отливок, получаемых с использованием пенокерамических фильтров «Vukorog HT» производства ООО «Полимет» (г. Тольятти).

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОТЛИВКИ «КОЛЕСО ЧЕРВЯЧНОЕ» ИЗ СПЛАВА БРО10 МЕТОДОМ ЗАЛИВКИ ВО ВРАЩАЮЩУЮСЯ ФОРМУ

Киселев М.В.¹, Сухоруков Д.В.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Целью работы являлась отработка технологии получения биметаллической заготовки детали "Колесо червячное", применяемое в приводе лифтов. Заливку расплава производили во вращающуюся изложницу, непосредственно в зазор между ней и чугунной ступицей.

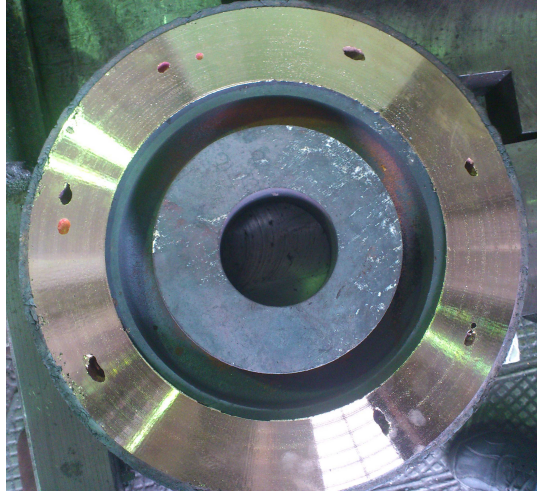
Порция заливаемого металла расплавлялась на индукционной плавильной установке, питающейся от машинного генератора. Ёмкость керамического тигля 25 кг. Для увеличения производительности и повышения экономической эффективности технологического процесса в дальнейшем плавильная установка была выполнена двухместной, что позволило в 1,7 раза увеличить производительность труда и сменную выработку литейщиков.

Выбранный способ получения порции расплава и заливки металла в открытую форму в количестве приблизительно 23-24 кг был обусловлен в основном экономическими соображениями, т.к. получение расплава в печи большей ёмкости (80-100 кг), повлекло бы за собой увеличение численности персонала при проведении плавильных и литейных работ, необходимости приобретения более дорогостоящего оборудования, увеличении времени плавки, что в конечном счёте приведёт к уменьшению выработки и экономическим потерям.

Конструктивной особенностью данной отливки является наличие чугунной ступицы, имеющей 6 приливов по наружной поверхности, имеющих обратные уклоны, обеспечивающие плотное соединение наружного венца из бронзы марки БрО10, непосредственно со ступицей. При проектировании способа заполнения формы было принято решение производить заливку расплава в открытую изложницу, непосредственно в промежуток между чугунной ступицей и внутрен-

ней поверхностью изложницы, так как заливка формы через литниковую систему неминуемо привело бы к увеличению нормы расхода, усложнению конструкции изложницы, увеличению трудоёмкости при дальнейшей обработке отливки, что несомненно привело бы к увеличению себестоимости детали. При весе отливки без прибыльной части 15,3 кг, масса заливаемого в изложницу металла в прямую, открытую изложницу была равна 23-24 кг.

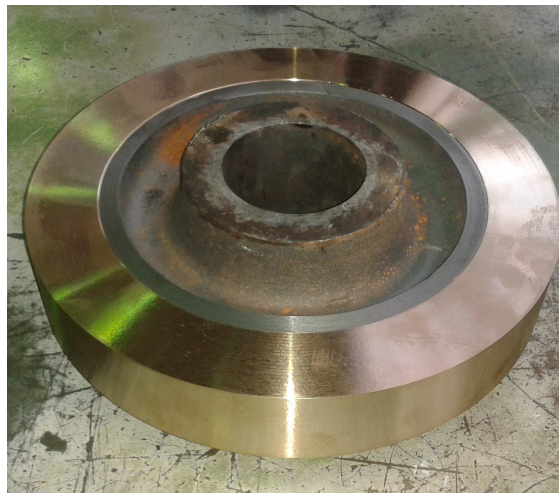
При отработке технологии изготовления отливки "Колесо червячное", было проведено множество изменений. Так например, вращение изложницы со скоростью 65-70 об/мин, рассчитанной теоретически, приводило к появлению раковин в средней части бронзового венца (Рис. 1а). Увеличение скорости вращения изложницы или увеличение температуры расплава на 30-50 С°, приводило к увеличению вертикальной протяженности раковин, что говорило о влиянии на их образование наличие приливов на поверхности ступицы. При уменьшении скорости вращения изложницы и скорости разлива расплава в полость формы до 3-3,5 сек. от наличия данного дефекта удалось избавиться. Однако это не избавило от наличия раковин усадочного характера, на границе отливка-прибыль, образующимися при кристаллизации расплава после заполнения формы (Рис. 1б). После увеличения размера прибыли на 15-20 % (т.е. увеличении порции заливаемого металла до 27-28 кг), от усадочных раковин удалось избавиться, однако такой способ повлёл за собой увеличение нормы расхода и уменьшению выхода годного, что в условиях реального производства приведёт к неизбежным экономическим потерям, потребуется использование тигля большей ёмкости, увеличится время плавки, уменьшится выработка. По этим соображениям от этого способа решили отказаться, и изменить конструкцию изложницы.



a)



б)



в)

Рис.1. Биметаллическая отливка “Колесо червячное”

Выполнив наружную изложницу разборной и расположив кольцевую прибыль по центру бронзового венца, удалось уменьшить норму расхода до 20,5-21 кг, а так же уменьшить трудоёмкость при отделении прибыли и дальнейшей механической обработке в 2,5 раза. В процессе отработки технологии изготовления отливки данным способом, были определены оптимальные режимы литья: температура заливаемого расплава 1130-1150°C; температура изложницы 650-700°C; температура чугунной ступицы 350-400°C; время истекания расплава из тигля 3-3,5 сек.; скорость вращения изложницы 20-23 мин⁻¹. Сплав рафинировали многофункциональным порошкообразным флюсом PROBAT FLUSS EXTRA для рафинирования медных сплавов, и модифицировали таблетированным препаратом MIKROSAL CU T200 для модифицирования (измельчения зерна) медных сплавов.

Изготовленные таким способом заготовки прошли все испытания, их механические свойства соответствуют требованиям, предъявляемым к деталям нагруженных механизмов (Рис. 1в).

О ПРИЧИНАХ ВОЗНИКНОВЕНИЯ РАЗНОЗЕРЕННОСТИ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДНЫХ ЗАГОТОВОК

Иванова М.С.¹, Картонова Л.В.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Как известно, медь является важнейшим проводниковым материалом, так как она занимает особое место среди металлов из-за высокой электропроводности и теплопроводности. Медь также имеет высокую коррозионную стойкость, технологичность, сравнительно невысокую стоимость, что обуславливает ее широкое применение в промышленности, как в чистом виде, так и в виде сплавов [1].

В соответствии с действующими стандартами изготавливают деформированные полуфабрикаты из меди различной чистоты (ГОСТ 859-2001). Принципиальная технологическая схема производства медных полуфабрикатов включает в себя [2] деформирование (горя-

чее либо холодное) и термическую обработку (дорекристаллизационный или рекристаллизационный отжиг). После отжига в разных участках детали зерно может быть примерно одинаковым по размеру, но может наблюдаться и нежелательная разнородность. Выделяют следующие ее основные формы [3]:

- равномерная – закономерное чередование по всему объему крупных и мелких зерен;
- зональная – расположение крупных зерен в определенных зонах изделия;
- строчечная – вытянутость крупных зерен обычно вдоль направления главной деформации;
- островная – группы очень крупных или очень мелких зерен, закономерно распределенных по объему изделия.

Следует отметить, что причины и условия появления разнородности очень многообразны и могут различаться даже в случае одного типа разнородности в разных сплавах и изделиях [3]. В работах [1-5] выделяются следующие основные факторы возникновения разнородности:

1. Химический состав. К технической меди предъявляют жесткие требования не только по ограничению содержания отдельных элементов, но и к суммарному их количеству. Однако уменьшение общего количества примесей в меди сопровождается снижением ее прочности и термической стойкости, уменьшением однородности структуры (по размеру зерна). Для улучшения прочностных характеристик и микроструктуры выполняют микролегирование химически активными элементами с целью создания в объеме кристалла высокой плотности дислокаций и границ раздела, препятствующих движению дислокаций. Так, например, в работе ученых Белгородского Государственного университета показано, что микролегирование иттрием способствует рафинированию меди от «вредных» примесей (серы), повышает температуру рекристаллизации и обеспечивает получение более мелкой и равновесной структуры по сравнению с ана-

логичными полуфабрикатами из меди без микролегирующего элемента [4].

2. Присутствие кислорода в процессе нагрева. Следует иметь в виду, что кислород – наиболее вредная примесь меди, диффундируя в бескислородную медь в процессе нагрева, при резком охлаждении остается в растворе. Характерной особенностью поверхностной зоны, обогащенной кислородом, является меньший размер зерен по сравнению с основным металлом. При пластической деформации слой оксидов может отслаиваться, что ухудшает технологические свойства. Следует учитывать, что кислород попадает в медь не только в процессе плавки, но и при технологических нагревах перед горячей обработкой давлением, в процессе отжига, при сварке и пайке.
3. Степени деформации. В результате рекристаллизации в зависимости от степени деформации получаются зерна различной величины. Во избежание сильного роста зерен при рекристаллизации (зональной разнотеренности) деформацию заканчивают со степенью обжатия больше критической (для меди выше 5%). В работах С.С. Горелика отмечается, что структурные изменения при нагреве обычной продолжительности (30-60 мин) после деформации, не намного превышающей критическую, происходят двумя путями, металлографически легко различимыми: во-первых, в отдельных участках наблюдается механизм роста зерна миграцией некоторых границ исходных зерен; и, во-вторых, происходит образование и рост зародышей новых зерен. В случаях, когда технологически невозможно избежать критических степеней деформации, можно предупредить разнотеренность, применяя дорекристаллизационный отжиг вместо рекристаллизационного.
4. Термическая обработка. Качество отожженного металла определяется не только механическими свойствами, но и размером зерна. При неправильно установленных режимах рекристаллизационного отжига в структуре металла могут присутствовать две группы зерен разного размера. Для выбора режима отжига

следует использовать пространственные диаграммы рекристаллизации.

Пользуясь диаграммами рекристаллизации, необходимо строго учитывать те условия, при которых они получены: время отжига, содержание примесей, исходный размер зерна, скорость нагрева при отжиге, вид обработки давлением и т.п.

Ввиду многообразия причин и форм возникновения разнородности для конкретных изделий приходится разрабатывать свою технологию производства, обеспечивающую получение равномерной зернистой структуры. Так, для изготовления конических оболочек кумулятивных снарядов (изделие из номенклатуры ОАО «Завод им. В.А. Дегтярева») используется технологический процесс, включающий в себя осадку, объемное деформирование и термообработку с четко установленными режимами степени деформации, условиями нагрева и охлаждения [5].

Литература

1. Ватрушин Л.С., Осинцев В.Г., Козырев А.С. Бескислородная медь. – М: Металлургия, 1982. – 192 с.
2. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки. Справочник. – М.: Машиностроение. 2004. – 336 с.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учебник. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
4. Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Дурыхин М.И и др. Особенности изменения структуры и механических свойств бескислородной чистой и легированной иттрием меди вакуумно-дугового переплава // Металловедение и термическая обработка металлов. – №12. – 2010. – с. 26-33.
5. Патент F42B1/036. Способ изготовления конических оболочек кумулятивных снарядов.

ЛИТЬЕ С КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И НОВЫЕ ТИПЫ ШЕСТЕРЕННЫХ НАСОСОВ

Батышев К.А.¹, Георгиевский М.Г.²
¹МАМИ, ²НПО «Гидравлика», Москва

В нефтедобывающих странах, имеющих водные ресурсы, добыча нефти из нефонтанирующих скважин в большинстве случаев осуществляется нагнетанием в них воды для поддержания пластового давления (ППД) и его поддержания для вытеснения нефти самотеком на поверхность. Для этих целей традиционно применяли или параллельно соединенные в сеть поршневые насосы, или центробежные насосные агрегаты с последовательно соединенными секциями для создания высокого давления.

Нагнетание воды на промыслах России в основном производится центробежными насосными агрегатами, типичным представителем которых являются насосы типа ЦНС украинского производителя - Сумское НПО им. Фрунзе. За рубежом для этих целей также применяются поршневые агрегатные установки. Спрос на насосы ППД в России, СНГ и мире является устойчивым, независимо от цен на нефть. Положительное влияние на рыночную динамику оказывает также изменение общих условий нефтедобычи – снижение числа скважин, эксплуатирующихся естественным способом, и увеличение скважин, требующих установки систем ППД для получения необходимых показателей эффективности разработки скважин.

По данным ЗАО «Гидромашсервис» в настоящее время в эксплуатации находятся более 3-х тысяч насосов ЦНС, требующих ремонта или замены, что в денежном выражении составляет более 12 млрд. руб. Для сравнения – поставка новых насосов ЦНС осуществляется через 4-6 месяцев после заказа и предоплаты, а капитальный ремонт занимает несколько месяцев, включая демонтаж и отправку его на завод.

Комплексы **поршневых насосов ППД** имеют объемный КПД, сравнимый с КПД **шестеренного насоса**, но уступают ему по энерго-

затратности из-за низкого механического КПД по причине большого количества пар трения, поршней с уплотнениями по цилиндру и штоков по крышке гидроцилиндров. Комплексы поршневых насосов отличаются еще большими габаритами и массами по сравнению с центробежными, но превосходят их по безопасности и ремонтпригодности в полевых условиях.

До настоящего времени в современном гидромашиностроении не существовало шестеренных насосов, способных перекачивать большие объемы воды под высоким давлением без создания масляного клина в зоне трения эвольвент, предотвращающего их интенсивный износ. Разработанный специалистами НПО «Гидравлика» энергосберегающий многосекционный моноблочный шестеренный насос с регулируемым по частоте вращения приводом предназначен для замены существующего ряда центробежных насосных агрегатов ППД типа ЦНС с подачей от 63 до 180 м.куб./час и напором до 1900 м.в.ст. Покупателями новых насосов являются нефтедобывающие компании, парк насосов которых требует незамедлительного ремонта или замены.

На данный момент никто в мире не пытался заменить насос ППД с динамическим принципом действия на шестеренный насос нового поколения. Основная причина – отсутствие технического решения по увеличению подачи шестеренного насоса до уровня подачи центробежного насоса и способа защиты зубьев шестерен от износа. Сотрудники НПО «Гидравлика» создали принципиально новую конструкцию шестеренных насосов, не уступающую по производительности центробежным многосекционным насосным агрегатам, перекачивающих нефтепродукты, но превосходящую их по величине напора со значительной экономией энергопотребления, на порядок меньшей массой и габаритами. Теперь целью является перекачка этими насосами воды, не обладающей смазочными свойствами, при высоком давлении.

В этом случае мы получим универсальный по применению один типоразмер энергоэкономичного с регулируемой производительностью насос, не имеющий аналогов в мире по конструкции и универ-

сальности применения в нефтяной отрасли как при нефтедобыче нагнетанием воды в нефтяные скважины, так и при внутрипромысловой перекачке «грязной» нефти и магистральной перекачке очищенной нефти.

Все параметры нового насоса находятся в прямой зависимости от степени герметизации отдельных секций насоса в моноблочном корпусе, от количества внутренних перетечек между ними и степенью герметизации переносимых объемов воды между зубьями, т.е. от качества торцевых уплотнений шестерен.

Для шестеренных насосов типа НШ в НПО Гидравлика традиционно используются компенсаторы торцевых уплотнений, выполненные по технологии **литья с кристаллизацией под давлением (ЛКД)**. Данная технология позволила отказаться от использования бронзовых сплавов, заменив их на литейные алюминиевые [1]. Что, в свою очередь, позволило уменьшить себестоимость и массу насоса. Кроме того использование в шестеренных насосах деталей полученных ЛКД (которые при необходимости можно подвергать различным видам термообработки) позволило существенно повысить ресурс и мощность агрегата, без увеличения их габаритных размеров, что в большинстве случаев имеет определяющее значение [2].

Научная новизна технических решений защищена патентами Российской Федерации: [3], [4],[5], [6].

Основные технические параметры многосекционного шестеренного насоса НШ 240-1900 в сравнении с техническими параметрами центробежных насосных агрегатов производства Сумского НПО им. Фрунзе ЦНС 180-1900, которые составляют основную часть парка насосов, используемых при поддержании пластового давления представлены в таблице:

	Параметры	ЦНС 180-1900, Сумское НПО им.Фрунзе	НШ 240-1900, НПО «Гидравлика»
1	Производительность	180 куб.м/час	63-240 куб.м/час
2	Напор на выходе	1900 м.в.ст.	

3	КПД	0,62	0,8
4	Привод	электродвигатель не-регулируемый	электродвигатель регулируемый
5	Частота вращения привода	3000 об/мин	500-2000 об/мин
6	Мощность привода	1600 кВт	1400 кВт
7	Габариты	2885x1230x1515 мм.	870x720x750 мм.
8	Масса	3600 кг.	650 кг.
9	Отпускная цена	2000000 руб.	1200000 руб.

Для производства многосекционных моноблочных насосов на базе НПО «Гидравлика» необходимо полностью модернизировать и дополнить существующие мощности для производства односекционных насосов. В первую очередь необходимо создать кокильную установку для литья заготовок алюминиевых корпусов. Существующие плавильные печи емкостью 100 кг по алюминию позволяют за одну плавку изготовить заготовки для одного насоса. Время одной плавки – 7 часов. Этого достаточно для производства при односменной работе 20 заготовок корпусных деталей в месяц. Существующие на предприятии мощности будут использоваться для изготовления наиболее ответственных деталей – торцевых компенсаторов для герметизации секций насосов выполненных литьем с кристаллизацией под давлением (ЛКД). Механическая обработка корпусных деталей потребует использования дорогостоящего импортного оборудования – обрабатывающих центров с рабочим столом размерами не менее 800×1000 мм. Тем не менее, экономическая выгода от внедрения в эксплуатацию нового типа шестеренных насосов очевидна – стоимость сэкономленной электроэнергии за год эксплуатации перекрывает стоимость насоса в несколько раз, позволяя сэкономить более 5 млн. руб. на каждый насос ежегодно. Если же новыми насосами заменить весь парк центробежных агрегатов, то экономия в масштабах страны составит порядка 15 млрд. руб. ежегодно.

Литература:

1. Батышев К.А. Литье с кристаллизацией под давлением, изд-во МГОУ, 2009. – 167 с.
2. Георгиевский Г.М., Батышев А.И., Батышев К.А., Георгиевский М.Г. Совершенствование конструкций шестеренных насосов // Технология машиностроения, 2008, №2, с. 28-31.
3. Патент на изобретение №2365787 «Шестеренная гидромашина (варианты)».
4. Патент на изобретение №2380573 «Шестеренный насос».
5. Патент №2380574 «Шестеренная гидромашина».
6. Положительное решение ФГУ «ФИПС» на выдачу патента от 27.10.2011.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАПОЛНЯЕМОСТИ ФОРМЫ ПРИ ЛИТЬЕ С КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОТЛИВОК

Безпалько В.И., Батышев А.И., Батышев К.А.
*Московский государственный
машиностроительный университет «МАМИ»*

В машиностроении уделяется большое внимание получению качественных тонкостенных отливок из алюминиевых сплавов. Для их получения применяют способ литья с кристаллизацией под давлением (ЛКД).

Сущность способа заключается в том, что отливка формируется под давлением пуансона на залитый в форму расплав до завершения его кристаллизации.

Давление способствует получению тонкостенных отливок за счет улучшения заполняемости формы, повышает их механические свойства и эксплуатационные характеристики, в первую очередь герметичность в результате уплотнения отливки.

Заполняемость формы при ЛКД исследовали на сплошных цилиндрических отливках из доэвтектических силуминов. Указанные

отливки в основном получают при поршневой схеме прессования [1, 2]. Эксперименты проводили в специальной пресс-форме (рис. 1, а), включающей разъемный пуансон (б), в котором расположены тонкие каналы симметрично его оси. Каналы выполнялись сквозными, что обеспечивало свободный выход воздуха и газов в процессе прессования. Пуансон 3 закреплялся с помощью верхней плиты 1 на траверсе пресса и имеет специальную конусообразную оправку 2, которая надежно соединяет его половины. Матрица 4 вместе с толкателем 6 располагалась на нижней плите 7.

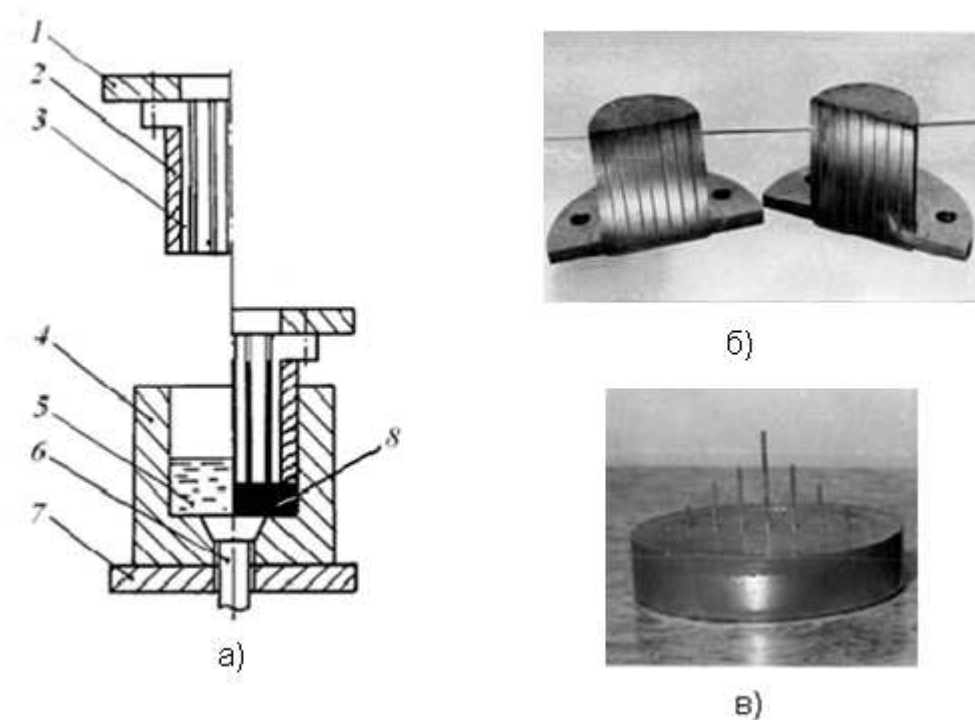


Рис. 1. Пресс-форма для изучения заполняемости формы (а), пуансон (б), отливка-проба (в)

Для сравнения заполняемости формы при различных режимах литья протяженность и размеры сечений каналов подбирали таким образом, чтобы в процессе прессования расплав заполнял их не на всю длину.

Каналы в пробах заполнялись принудительно под непосредственным воздействием пуансона на расплав 5, залитый в матрицу. Пуансон в начале прессования полностью перекрывает полость матрицы и воздействует на расплав до полного его затвердевания.

Оформление контура цилиндрической части отливки-пробы 8 осуществляется в самом начале приложения давления. В процессе прессования происходит небольшое понижение уровня расплава за счет заполнения им тонких каналов в пуансоне и в результате усадки самой отливки-пробы.

После окончания затвердевания полученная отливка-проба выталкивалась толкателем из матрицы, а затем извлекалась из пуансона. Полученная отливка-проба (в) представляет собой цилиндр с отходящими от его верхнего торца тонкими прутками, по длине которых (в мм) определяли величину заполняемости по сечению отливки.

Установлено, что в зависимости от заданных режимов литья и вида сплава каналы заполняются неодинаково, величина заполняемости различна по сечению отливки-пробы и достигает наибольшего значения в ее центральной части, где температура расплава наибольшая.

В направлении от центра отливки к ее периферии температура расплава снижается, что объясняется ее неравномерным распределением в процессе затвердевания отливки.

Отличительной особенностью поршневого прессования является то, что формообразование отливки происходит практически без перемещения расплава внутри формы и без существенного нарушения последовательности распределения температуры в направлении от центра отливки-пробы к стенкам формы.

С помощью программы LVM Flow на примере поршневого прессования проведено компьютерное моделирование заполняемости тонких каналов формы. Для этого была разработана пространственная модель отливки (рис. 2), аналогичной отливке-пробе для поршневого прессования.

При разработке программы были внесены геометрические параметры отливки и формы, материалы и коэффициенты теплопроводности формы и отливки (табл. 1), основные технологические параметры процесса: номинальное давление прессования $p_n = 100$ МПа, температура расплава (А7) $t_{мет} = 760$ °С; температура формы $t_{ф} = 100$ °С.

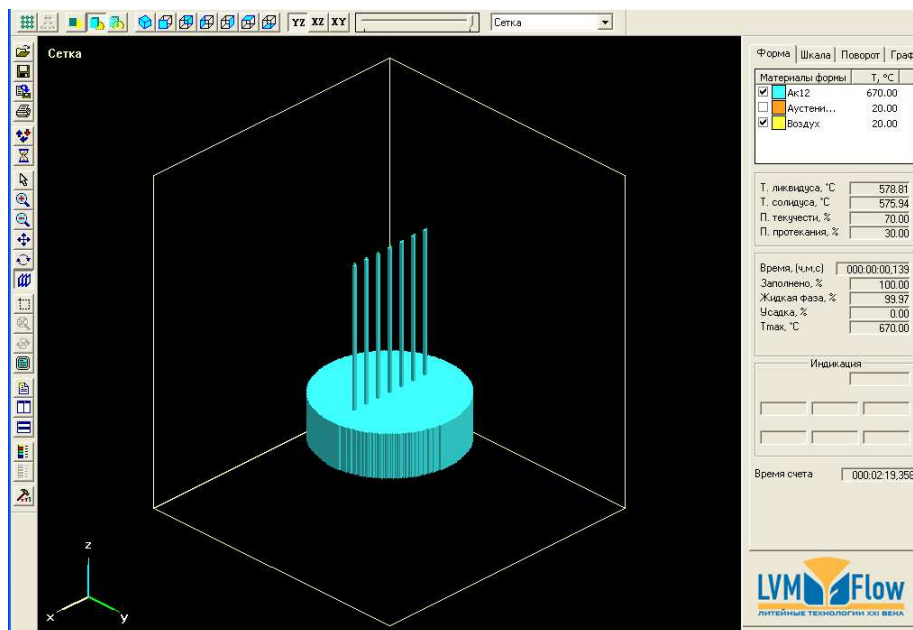


Рис. 2. Модель отливки-пробы для изучения заполняемости формы при поршневом прессовании

Таблица 1 - Теплофизические значения применяемых материалов

Материал	Теплопроводность, Вт/(м·К)	Теплоемкость, Дж/(кг·град)	Температура, °С
Алюминий (А7)*	238 / 124	1080 / 880	760 / 660
Сталь 35	60,6	1120	20

Примечание. В числителе – расплав алюминия А7, в знаменателе – твердый алюминий А7.* Удельная теплота плавления – 390 Дж/г

Установлено, что максимальной величины заполняемость формы (содержание жидкой фазы) достигается в центре отливки-пробы, после чего она снижается в направлении от центра отливки-пробы к ее периферии (рис. 3).

Экспериментальные данные распределения заполняемости формы по сечению отливки согласуются с результатами моделирования, где наибольшая величина заполняемости (содержание жидкой фазы) наблюдается в центре формы с постепенным снижением в направлении стенки формы.

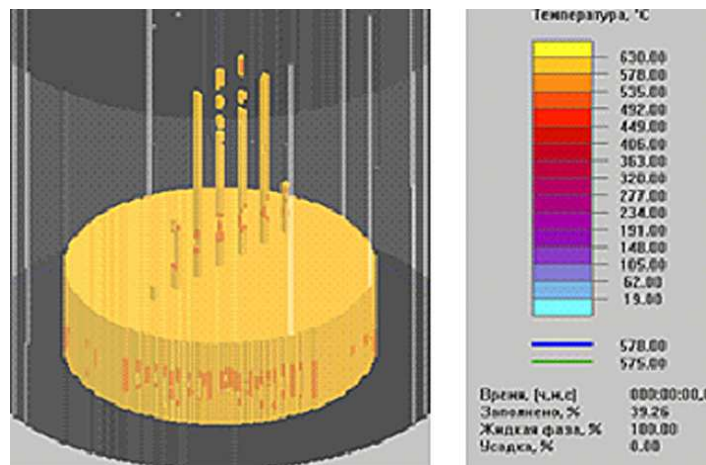


Рис. 3. Распределение заполняемости (жидкой фазы) в каналах формы при поршневой схеме прессования

Литература:

1. Батышев А.И. Кристаллизация металлов и сплавов под давлением. – 2-ое изд., - М.: Металлургия, 1990. – 144 с.
2. Безпалько В.И. Литье с кристаллизацией под давлением силуминов. – М.: Изд. МГОУ, 2011. – 210 с.

ДАЛЬНЕЙШЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ CO₂-ПРОЦЕССА

Фирстов А.П.

*Нижнетагильский технологический институт (филиал)
Уральского федерального университета*

Актуальность внедрения жидкостекольных смесей обусловлена тем, что жидкое стекло, относится к числу дешевых, недефицитных и экологически чистых материалов.

Наряду с преимуществами, жидкостекольные смеси имеют плохую выбиваемость, высокую пригораемость, относительно невысокую живучесть, повышенную гигроскопичность и плохо регенерируются.

Вопросам улучшения выбиваемости, пригораемости и регенерации жидко-стекольных смесей посвящены многочисленные исследо-

вания ученых Нильда Ф., Эпштейна Д., Ю.П. Васина, И.Е. Илларионова, З.Я. Иткиса и многих других.

Использование формовочных и стержневых смесей на жидком стекле твердеющих при продувке CO_2 позволяет сократить время на изготовление отливок и повысить качество их поверхности, обеспечить получение отливок с достаточно высокой размерной точностью, увеличить производительность труда, автоматизировать технологические процессы смесеприготовления и изготовления литейных форм и стержней.

Однако при наличии положительных черт CO_2 -процесса присутствует существенный недостаток этого процесса, это возможность «передува» смеси, который и приводит к возникновению большинства из перечисленных выше недостатков.

В Нижнетагильском технологическом институте (филиал) Уральского федерального университета (НТИ(ф) УрФУ) ведутся работы по снижению пригара на фасонных изделиях и по улучшению выбиваемости жидко-стекольных смесей. На основании многочисленных экспериментальных данных установлено, что образование пригарной пленки и затрудненная выбиваемость, связаны с протеканием в смеси сложных физико-химических процессов при высоких температурах.

Анализ прочностных характеристик смесей на жидком стекле при высоких температурах, имитирующих ход процессов происходящих при заливке жидко-стекольной смеси расплавом металла, показал, что наименьшая прочность стержней наблюдается в интервале двух областей. Это в интервале $500-800^\circ\text{C}$ и выше 1000°C , и, соответственно, образцы показали максимальную прочность до 200°C и до 1000°C . Полученные данные хорошо согласуются с работами Ф. Нильда, Ж. Дюкло и Л. Петрджеллы.

Однако, объяснения наличия пригара, возникновения трещин, получения невысокой живучести смеси у авторов различные.

По поводу расхода углекислого газа, необходимого для отверждения жидкостекольной смеси, нельзя не согласиться с Л. Петрджеллой. О «передуве» смеси говорят и другие авторы, которые схо-

дятся по этому вопросу в одном, что расход углекислого газа должен быть соразмерен объему продуваемой смеси, и, его «передув» не желательно сказывается на качестве литья.

Анализируя полученные данные, можно высказать свою точку зрения на процессы, протекающие в жидкостекольной смеси продуваемой углекислым газом.

Реакция щелочного дигидроортосиликата натрия ($\text{Na}_2\text{H}_2\text{SiO}_4$) с кислотами идет в эквивалентных соотношениях с получением карбонат натрия, а излишек углекислого газа приведет к образованию гидрокарбоната натрия. По своим физическим свойствам карбонат и гидрокарбонат натрия существенно разнятся. Так, температура кипения $\text{Na}_2\text{CO}_3 = 852^\circ\text{C}$, температура плавления 1600°C , растворимость 21,8 г/100 мл при 20°C , а температура кипения $\text{NaHCO}_3 = 270^\circ\text{C}$, температура плавления 851°C , растворимость 9,59 г/100 мл при 20°C .

При повышенных температурах возможно не только кипение, но и разложение получаемых продуктов. При температуре $60 \div 200^\circ\text{C}$ гидрокарбоната натрия переходит в карбонат натрия, углекислый газ и водяной пар, а при дальнейшем нагревании до 1000°C полученный карбонат натрия распадается на углекислый газ и оксид натрия.

Теперь видно, что снижение прочности в интервале $500\text{-}800^\circ\text{C}$ зависит от наличия в сфере реакции NaHCO_3 , а дальнейшее повышение температуры усугубится ещё и разложением Na_2CO_3 , что приведет ко второму интервалу понижения прочности, т.е. выше 1000°C . Разложение гидрокарбоната натрия приведет к появлению низкоплавких соединений на границе расплава с формой с образованием «плавней». Неоднородность системы приведет к напряжениям в зоне контакта частицы наполнителя со связующим, что приведет к возникновению внутренних напряжений в смеси с дальнейшим образованием трещин.

Таким образом, наличие образующегося CO_2 и паров воды будут являться причиной возникновения трещин и «плавней».

Получение качественных отливок требует расчета прибавляемого углекислого газа для каждой отливки индивидуально. Расчет рас-

хода CO_2 проводили для отливки «блок верхний подъемный» весом 46,5 кг.

Апробация велась в промышленных условиях. Доказательством правильно выбранного направления при решении данной проблемы являются производственные испытания. На левой фотографии (Рис.1а) отливка, полученная по производственной технологии, с наличием пригара на поверхности отливки, а на правой фотографии (Рис.1б) показана отливка без пригара, полученная с рассчитанным количеством CO_2 , предотвращающим возникновение кислой соли в наружных слоях жидко-стекольной смеси. На производство выданы рекомендации по изменению технологии, касающиеся явного «передува» формы. Работа не закончена и требует дальнейших производственных испытаний по отработке режимов и параметров технологического процесса.

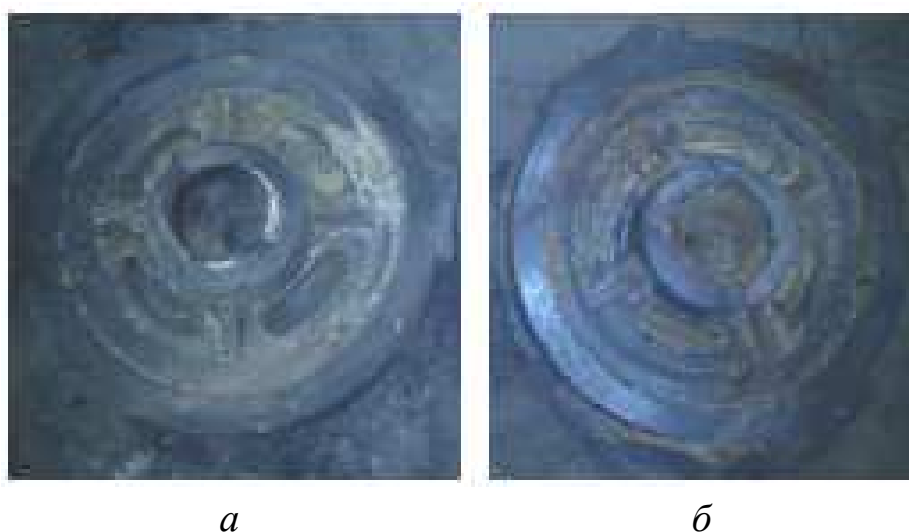


Рис.1. Фотографии отливки «блок верхний подъемный»

Из вышесказанного следует, что для устранения пригара и сохранения прочностных характеристик жидко-стекольной смеси, возможных появления при «передуве» смеси, необходимо не допустить образования гидрокарбоната натрия, получающегося при избытке CO_2 , в сферу протекания реакции. Отсутствие кислой соли сильно затруднит или вовсе исключит недостатки при использовании CO_2 -процесса.

СВОЙСТВА ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩЕЙ СМЕСИ СО СВЯЗУЮЩИМ М-3

Филиппов С.Ф.¹, Семенов К.Г.², Батышев К.А.², Сорокина Е.А.³

¹ ВНИИМЕТМАШ, ² МАМИ, ³ МГВМИ

В настоящее время остро стоит вопрос об обновлении и модернизации литейного производства на основе современных технологических процессов. Одним из направлений является создание гибких, легко переналаживаемых мобильных производств.

Для изготовления средних и крупных отливок из чугуна, стали, сплавов на основе меди и алюминия в условиях серийного и единичного современного производства широко применяются смеси холодного твердения (ХТС). С их появлением оказалось возможным радикальное решение проблем ликвидации тяжелого ручного труда, перевода на поток изготовления стержней, резкого снижения трудоемкости и сокращения цикла изготовления форм, выбиваемости стержней. Немаловажным является и то, что исключается процесс сушки, улучшается качество поверхности и повышается размерная точность отливок. Отмечается во всех случаях снижение себестоимости, улучшение экологической ситуации и приемлемые сроки окупаемости капитальных затрат.

В справочной литературе по литейному производству [1, 2] для изготовления отливок из сплавов цветных металлов рекомендуется песчано-смоляная холоднотвердеющая смесь состава (в массовых долях, %): песок – 97,5÷96,9; связующее – синтетическая смола М-3 2,0÷2,5; катализатор – ортофосфорная кислота – 0,5÷0,6. В связи с отсутствием ряда данных по свойствам указанной смеси и конкретной рекомендации для каких именно цветных металлов данная смесь предлагается в лаборатории кафедры «Металлургических технологий» МГВМИ проведены исследования следующих свойств: временного сопротивления при растяжении образцов в сухом состоянии, газопроницаемости и термостойкости. Кроме того, содержание каждого

компонента варьировали (в массовых долях, %): песок – 87,5÷98,75; связующее М-3 – 1,0÷10; ортофосфорная кислота – 0,25÷2,5.

Для проведения исследования было приготовлено несколько смесей. Первый вид смеси был выбран по справочнику [1], в котором эта смесь рекомендуется для производства отливок из сплавов цветных металлов. Смесь состоит из песка (97,5 %), связующего М-3 (2,0 %) и ортофосфорной кислоты (0,5 %) в качестве катализатора. Остальные виды смесей готовились с применением тех же исходных компонентов, но с изменением их процентного содержания. В таблице 1 приведен состав смесей.

Таблица 1 - Состав исследуемых смесей

№ смеси	Массовая доля компонентов					
	Песок		Связующий М-3		Ортофосфорная кислота	
	%	г	%	г	%	г
1 (исходная)	97,5	146,2	2,0	3	0,5	0,8
2	98,75	148,1	1,0	1,5	0,25	0,4
3	96,25	144,4	3,0	4,5	0,75	1,1
4	95	142,5	4	6	1	1,5
5	92,5	138,7	6	9	1,5	2,3
6	90	135	8	12	2	3
7	87,5	131,2	10	15	2,5	3,8

Определение газопроницаемости и временного сопротивления при растяжении образцов в сухом состоянии проводили по стандартным методикам.

Для исследования термостойкости смеси была принята следующая методика. Изготавливали по шесть образцов на каждую смесь. Из них по три образца выдерживали при комнатной температуре соответственно 2 часа и 48 часов. По истечению указанного времени образцы помещались в муфельную печь с температурой 800°С и определяли время до разрушения образца.

Результаты по определению газопроницаемости смесей выявили (таблица 2), что с увеличением количества связующего в смеси газопроницаемость снижается с 122 до 63. Это связано с образованием пленки связующего, которая препятствует прохождению воздуха. Газопроницаемость в течение часа (после отверждения) по каждому виду смеси уменьшается неодинаково (от 2,5% до 22 %). При дальнейшей выдержке значение стабилизируется и остается постоянным на протяжении двух часов.

Таблица 2 - Значения газопроницаемости различных составов ХТС

Время, мин	Газопроницаемость смеси, единицы				
	Смесь №3	Смесь №4	Смесь №5	Смесь №6	Смесь №7
10	122	119	102	88	65
60	119	105	90	85	63
120	119	105	90	85	63
180	119	105	90	85	63

Исследование зависимости временного сопротивления при растяжении от количества связующего показало (таблица 3), что при увеличении количества связующего с 2 до 4 % происходит резкое повышение временного сопротивления при растяжении смеси с 2,2 до 6,0 МПа. При дальнейшем увеличении количества связующего с 4 до 8 % также наблюдается улучшение прочностных свойств, но в меньшей степени (с 6,0 до 8,8 МПа). Самое незначительное повышение временного сопротивления при растяжении приходится на увеличение количества связующего с 8 до 10 % (соответственно 8,8 и 9,6 МПа).

Испытание на термостойкость по выбранной методике образцы не выдержали, т.к. независимо от времени выдержки при комнатной температуре и состава смесей все образцы разрушались менее чем за 2 минуты прокаливания.

Таблица 3 - Определение временного сопротивления при растяжении образцов в сухом состоянии

№ смеси	Временное сопротивление при растяжении, МПа			
	Образец №1	Образец № 2	Образец № 3	Среднее значение
1 (исх.)	1,4	2,2	1,4	1,7
2	Все образцы рассыпались до опыта			
3	3,6	2,8	3,4	3,3
4	5,8	6,0	6,4	6,1
5	8,2	7,2	7,8	7,7
6	9,4	8,8	8,6	8,9
7	9,2	9,6	8,8	9,2

Таким образом, проведенные исследования дали возможность дополнить представления о рекомендуемых смесях ХТС и позволили конкретизировать применение холоднотвердеющей смеси состава (в массовых долях, %): песок – 97,5÷96,9; связующее – синтетическая смола М-3 2,0÷2,5; катализатор – ортофосфорная кислота – 0,5÷0,6 для производства отливок из легкоплавких цветных сплавов, т. е. сплавов на основе алюминия, цинка и т.д.

Литература:

1. Могилёв В.К., Лев О.И. Справочник литейщика. – М.: Машиностроение, 1988. – 272 с.
2. Холоднотвердеющие связующие и смеси для литейных стержней и форм : справочник / С. С. Жуковский. – М.: Машиностроение, 2010 . – 256 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕЩЕЛОЧНОГО РЕАГЕНТА НА БЕНТОНИТОВЫЕ ВОДНО-ГЛИНИСТЫЕ СУСПЕНЗИИ И ИХ УСЛОВНУЮ ВЯЗКОСТЬ

Кидалов Н.А., Князева А.С., Токарь М.П.

Волгоградский государственный технический университет

Основным способом получения отливок в литейном производстве является литьё в песчано-глинистые формы. В качестве связующего компонента в формовочных смесях нередко применяются водно-глинистые суспензии, которые подаются к месту смесеприготовления по трубопроводу. Высококонцентрированные суспензии, которые стремятся использовать в составах смесей из-за их высоких эксплуатационных характеристик по сравнению с низкоконцентрированными, обладают высокой вязкостью, что делает невозможным их течение по трубопроводу.

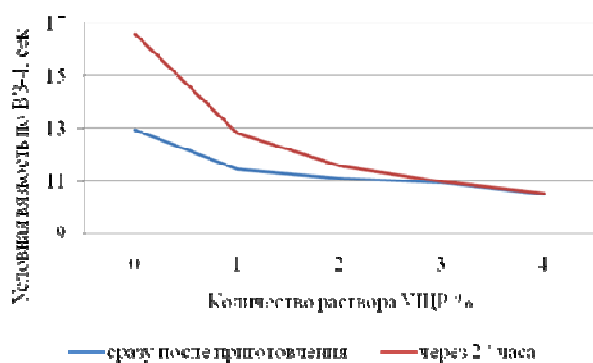
Для решения данной проблемы нашли применение вещества, обладающие поверхностно-активными свойствами и понижающие вязкость суспензии. Одним из наиболее доступных и дешевых понизителей вязкости водно-глинистых суспензий является углещелочной реагент (УЩР) [1].

В данной работе исследовалось влияние УЩР на условную вязкость суспензий и на технологические и физико-механические свойства формовочных смесей, в составе которых присутствовали суспензии с добавлением УЩР.

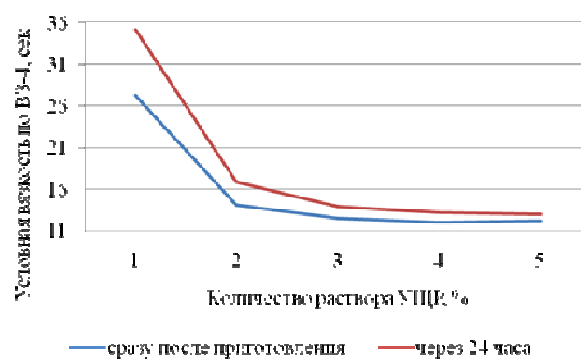
Объектами исследования являлись водно-глинистые суспензии различной концентрации, приготовленные из формовочной бентонитовой глины марки С1Т₂, ГОСТ 28177-89 Латненского месторождения Воронежской области. В качестве химического реагента для воздействия на вязкость суспензий был использован углещелочной реагент – УЩР. Проводились исследования 7, 10, 12, 15 мас.% водно-глинистых суспензий без УЩР и суспензий с добавлением УЩР, а также формовочных смесей, в состав которых входила отработанная смесь и в качестве освежения: песок и водно-глинистая суспензия.

С помощью вискозиметра истечения ВЗ-4 определялась условная вязкость свежих водно-глинистых суспензий, а также суспензий после 24 часов выдержки. Определение условной вязкости для исходных суспензий 10 мас.%, 12 мас.% и 15 мас.% концентрация не велся ввиду высоких параметров вязкости. Также не удалось замерить условную вязкость 12 мас.% суспензии при добавлении 1 мас.% УЦР. Для 15 мас.% суспензии определение условной вязкости после приготовления стало возможным только после добавления раствора УЦР в количестве более 5 мас.%.

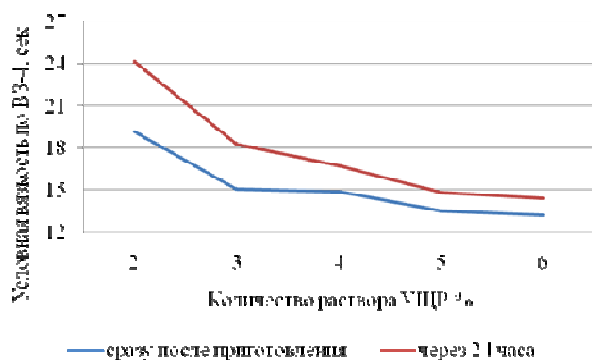
Из графиков рисунка 1 видно, что при увеличении содержания раствора УЦР в системе, происходит постепенное снижение условной вязкости суспензий. Например, условная вязкость свежей 7 мас.% суспензии при введении 1 мас.% УЦР снижается с 12,59 сек до 11,43 сек, что составляет 11%. Чем выше концентрация суспензии, тем при большем содержании УЦР достигается разжижение. Также снижается условная вязкость выдержанных в течение 24 часов суспензий: при введении 1 мас.% УЦР условная вязкость выдержанной в течение 24 часов 7 мас.% суспензии снижается на 22 % – с 16,59 сек до 12,87 сек. Причем различие показаний условной вязкости между только что приготовленной суспензией и выдержанной в течение 24 часов уменьшаются на 10-30 % в зависимости от количества вводимого УЦР. Таким образом, это показывает, что УЦР способствует стабилизации параметров вязкости при суточной выдержке водно-глинистых суспензий.



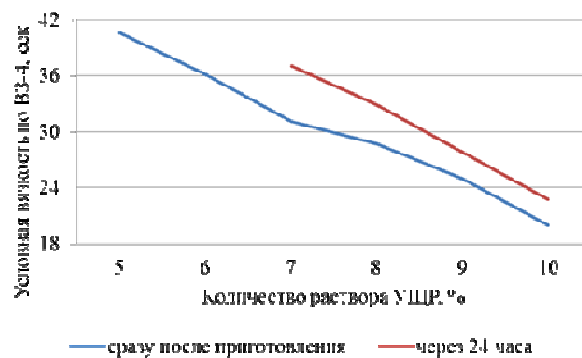
а)



б)



в)



г)

Рисунок 1 – Влияние количества УЦР на условную вязкость бентонитовых водно-глинистых суспензий: а) условная вязкость 7 мас.% водно-глинистой суспензии; б) условная вязкость 10 мас.% водно-глинистой суспензии; в) условная вязкость 12 мас.% водно-глинистой суспензии; г) условная вязкость 15 мас.% водно-глинистой суспензии

С помощью электронного растрового двухлучевого микроскопа FEI Versa 3D LoVac были получены микрофотографии, изображенные на рисунке 2.

Сравнивая изображения суспензии на фотографиях а и б рисунка 2 видно, что на рисунке 2а присутствуют крупные глинистые частицы размером от 97,46 до 41,55 нм. При добавлении 1 мас.% УЦР к суспензии её рельеф становится более ровным вследствие того, что глинистые частицы не имеют острых граней и углов, размеры частиц сокращаются до 25,75-19,34 нм (рисунок 2б). Измельчение глинистой фазы говорит о том, что при обработке суспензии раствором УЦР происходит диспергирование глинистых частиц.

На рисунке 2в, г изображены глинистые частицы водно-глинистой суспензии. На рисунке 2в видно, что в структуре водно-глинистой суспензии без добавления УЦР образуются трещины размером до 4,29 нм, указывающие на присутствующие остаточные напряжения, которые могут привести к низким свойствам формовочной смеси, в частности – низкому пределу прочности. Размеры микротрещин в водно-глинистой суспензии, содержащей УЦР, сокращаются на 50 % и составляют 2,23 нм (рисунок 2г). Глинистая суспензия

более пластична и в составе формовочной смеси будет равномерно обволакивать зерна песка, повышая технологические свойства смеси.

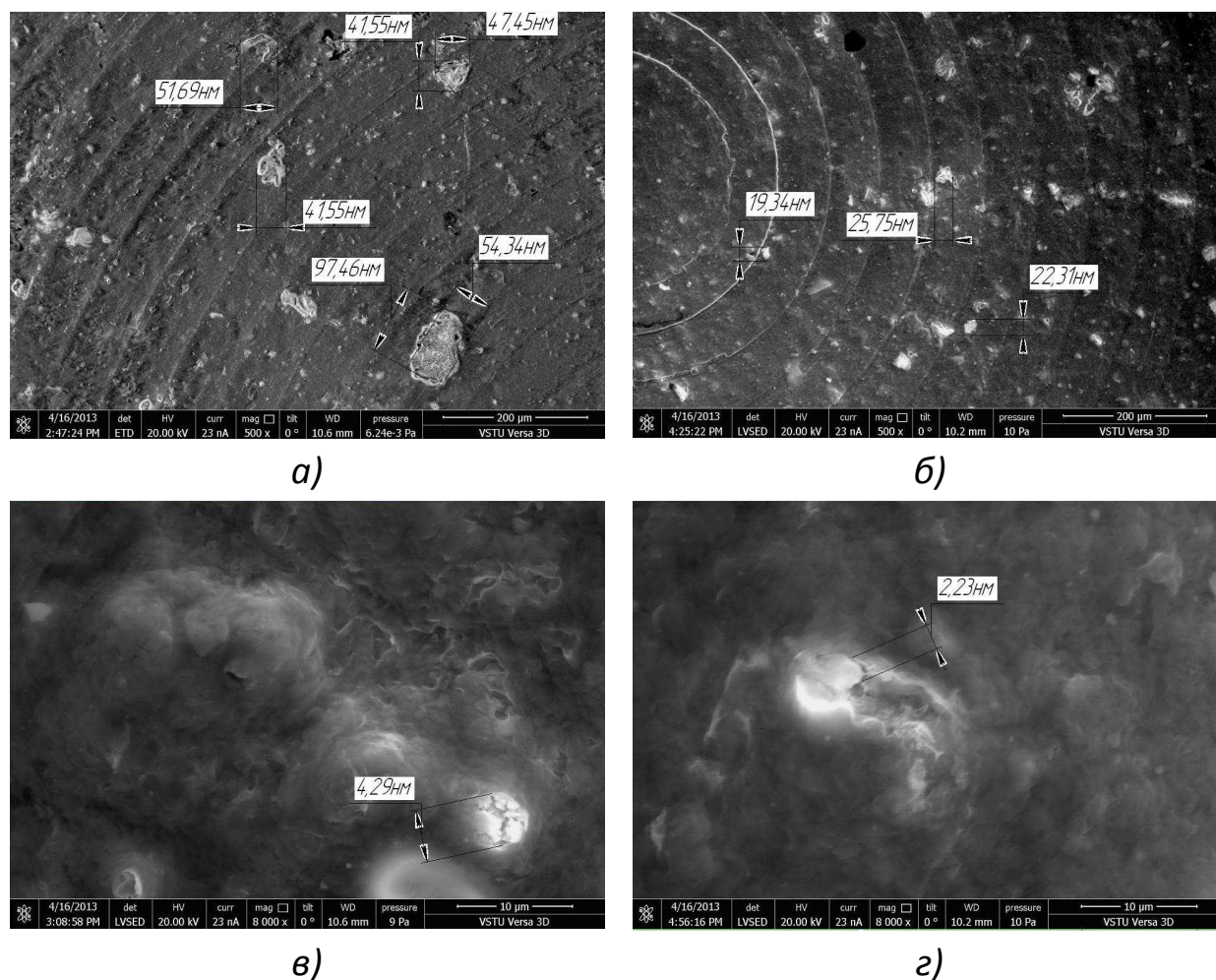


Рисунок 2 – Микрофотографии 7 мас.% водно-глинистой суспензии без добавления УЦР (а, в), с добавлением 1 мас.% УЦР (б, г), а, б – $\times 500$; в, г – $\times 8000$

Таким образом, введение раствора УЦР в водно-глинистую суспензию способствует диспергации, то есть расщеплению глинистых частиц на более мелкие: уменьшение размеров зерна происходит с 97,46 нм до 19,34 нм, что составляет 22 %. Также введение УЦР снижает напряжения, которые возникают в смеси, количество трещин сокращается, а их размер уменьшается на 50 %.

Литература

1. Смесь для изготовления литейных форм: пат. 486846 СССР / А. А. Волкомич, А. К. Кисляков, Ю. И. Крупчик, И. Б. Лурье, Т. М. Чапчикова, В. А. Родионов, В. А. Василенко; заявитель: НИИ технологии автомобильной промышленности. заявл. 07.05.74; опубл. 05.10.75, Бюл №37.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА КАЧЕСТВО ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА Х20Н80

Безруков А.Е., Кечин В.А.

*Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Никель является одним из важнейших промышленных металлов. Он широко используется в современной технике как конструкционный и электротехнический металл. Никель в настоящее время является основой современных жаростойких и коррозионностойких сплавов.

Основой многих жаростойких сплавов является система Ni-Cr. Легирование никеля хромом приводит к сильному повышению стойкости против окисления при высоких температурах. Высокая жаростойкость сплавов никеля с хромом обусловлена образованием под внешним тонким слоем оксида NiO второго окисного слоя Cr₂O₃, а также промежуточного слоя шпинели NiCr₂O₄.

В металлургии востребованы материалы, обладающие высоким сопротивлением пластической деформации и разрушению в условиях воздействия высоких температур и окислительных сред. Из жаропрочных сплавов изготавливаются тяжелонагруженные детали. Жаропрочные сплавы могут быть на алюминиевой, титановой, железной, медной, кобальтовой и никелевой основах. Помимо этого широкое применение нашли сплавы с высоким электросопротивлением. Металлопродукция из прецизионных сплавов с высоким электросопротивлением такие как Х20Н80 и Х20Н80Н используются для изготовления нагревательных элементов в высокотемпературных промыш-

ленных и лабораторных печах, в печах обжига и сушки, для изготовления резистивных элементов, трубчатых электронагревателей, нагревательных устройств бытовых и прочих электрических аппаратов теплового действия.

Никелевые сплавы с медью, железом, кремнием, марганцем, хромом и другими элементами применяются в технике обычно в пластически обработанном состоянии в виде ленты, листов и проволоки и т. д. Фасонные отливки из никелевых сплавов производят в небольших количествах [2].

Поэтому основным видом литого изделия из сплава Х20Н80 является слиток, который служит полуфабрикатом для последующей пластической обработки.

Особенность производства сплава Х20Н80 – высокие температуры перегрева перед литьем (до 1700°С) и отсюда повышенная склонность к окислению, насыщению водородом в процессе плавления. Кроме того, в отличие от других распространенных цветных металлов, способен также растворять в заметных количествах углерод и серу, что усложняет технологию плавки, литья и требует соблюдения строгих норм перегрева, наличия защитных средств, тщательного раскисления, дегазации и других специальных технологических мероприятий.

Для плавки применяют главным образом электрические индукционные печи, обеспечивающие форсированное ведение плавки и имеющие наиболее благоприятную атмосферу над расплавом с небольшой площадью зеркала металла; реже используют электродуговые печи. При небольших потребностях в жидком металле плавку можно производить и в обычных тигельных печах с газовым и мазутным обогревом.

Производство слитков литьем в изложницы или наполнительное литье является старым технологическим процессом. Однако и в настоящее время этим способом литья получают довольно значительное количество слитков. Наполнительным литьем получают цилиндрические слитки диаметром от 50 до 300-400 мм и высотой 500-1500 мм, а также плоские слитки толщиной 50-100 мм, шириной 300-500

мм и высотой 500-1000 мм. Для наполнительного литья используют литые массивные чугуны или стальные изложницы.

Качество крупного слитка определяется чистотой сплава, его физической и химической неоднородностью, а также наличием поверхностных и внутренних дефектов. В крупных слитках линейные размеры дефектов могут составлять как несколько метров (ликвационные дефекты и трещины), так и несколько десятков микрометров (скопления неметаллических включений). Ряд дефектов достаточно трудно идентифицировать непосредственно в слитке (методами неразрушающего контроля). Это собственно приводит к тому, что проявление этих дефектов происходит либо в поковке, либо в готовом изделии. На практике для получения качественных слитков стремятся оптимизировать систему параметров выплавки, ковшевой обработки и разливки сплава с учетом конкретных требований к продукции.

Библиографический список:

1. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник / А.В. Курдюмов, В.Д. Белов, М.В. Пикунов [и др.]. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2011. – 615 с.
2. Технология конструкционных материалов: Учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов / А. М. Дальский, Т. М. Барсукова и др.; под ред. А. М. Дальского. – М.: Машиностроение, 2004. – 512 с.

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ БЕРИЛЛИЕВЫХ БРОНЗ

Картонова Л.В.¹, Анисимова Л.Н.²

¹ *Владимирский государственный университет
им. А.Г. и Н.Г. Столетовых,* ² *ОАО «ЗиД», г. Ковров*

Как известно, бериллиевые бронзы обладают уникальным сочетанием механических, физических и химических свойств. Они характеризуются чрезвычайно высокими пределами упругости, текучести и

прочности, твердостью, а также высокой электропроводностью, теплопроводностью, сопротивлением усталости и ползучести, износостойкостью и коррозионной стойкостью. Поэтому бериллиевые бронзы применяются для изготовления упругих элементов ответственного назначения.

Для данных бронз характерной особенностью является переменная, уменьшающаяся с понижением температуры зависимость растворимости бериллия в меди, т.е. они являются дисперсионно упрочняемыми сплавами.

Общепринятый диапазон температур нагрева под закалку 760-780°C. Выше этих температур не следует нагревать из-за опасности роста зерна и ухудшения служебных характеристик. Необходимо учитывать, что пересыщенный α -раствор в интервале температур 500-380°C распадается очень быстро, поэтому скорость охлаждения бериллиевых бронз должна быть достаточно велика. В противном случае происходит частичный прерывистый распад пересыщенного раствора с образованием перлитоподобных структур. Прерывистый распад нежелателен по двум причинам [1]:

- сплавы охрупчиваются из-за локализации прерывистого распада по границам зерен;
- при последующем старении уменьшается упрочнение, обусловленное непрерывным распадом пересыщенного раствора.

В работе [2] отмечают, что главным фактором, определяющим возникновение напряжений, является различие интенсивности объёмных изменений в поверхностных и срединных слоях детали уже в процессе закалки. Именно эта неоднородность оказывает влияние и на распад твёрдого раствора при старении, что сопровождается значительным объёмным эффектом, даже если деталь имеет небольшую толщину.

В ряде исследований отмечают, что наибольшее упрочнение при старении обеспечивают выделения γ' -фазы в форме пластинок толщиной 5-10 нм, что достигается в результате старения при 320-340°C в течение 2-5 часов [1].

Фазовые превращения, протекающие при термической обработке в бериллиевых бронзах, сопровождаются значительными объемными изменениями, достигающими 3-9%, что не исключает вероятности образования микротрещин в максимально напряженных местах, и может послужить очагами для образования газовых пузырей при нагреве полуфабрикатов в атмосфере диссоциированного аммиака [3]. Из-за сильного торможения дислокаций дисперсными частицами бериллиевым бронзам свойственно высокое сопротивление малым пластическим деформациям, а с увеличением этого сопротивления уменьшаются микропластические деформации.

Из вышесказанного следует, что в процессе термической обработки упругих элементов из бериллиевых бронз возникают значительные напряжения. Данные напряжения вызывают деформацию (коробление), нестабильность размеров и формы изделий при эксплуатации. Во избежание деформации старение приходится проводить с использованием приспособлений, что усложняет технологию термической обработки. Релаксация напряжений при старении обеспечивает стабильность конфигурации изделий.

В работе [2] с целью уменьшения величины остаточных напряжений и деформации предлагается нанесение гальванических покрытий на детали из бериллиевой бронзы до старения, также приведены результаты исследования влияния гальванических покрытий медью, серебром и никелем на уровень остаточных напряжений в бронзе. При этом отмечается, что наименьшая деформация наблюдается в образцах, покрытых медью.

Литература

1. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 2001. – 416 с.
2. Васильев Н.В. Уменьшение коробления деталей из бериллиевых бронз при термической обработке // Металловедение и термическая обработка металлов. – №3. – 1991. – с. 40-42.

3. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 488 с.

АНАЛИЗ ЛИТЕЙНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК ПО НОМЕНКЛАТУРЕ ОАО «КЭМЗ» И МЕТОДЫ ИХ УСТРАНЕНИЯ

Королев А.Ю.¹, Кечин В.А.²

¹ ОАО «КЭМЗ», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

В условиях литейного производства ОАО «КЭМЗ» в настоящее время применяются следующие способы литья и материалы отливок:

Способ литья	Материалы отливок	Форма и размеры	Марка металла
Литье в песчано-глинистые формы	Чугун, сталь, цветные металлы	Крупногабаритные, сложной формы до 150 кг.	АК7ч, АЛ9, СЧ20, ВЧ40-60, Ст 35Л, Ст 45 Л, Ст Э-12 Л
Литье в оболочковые формы	Чугун, сталь, цветные металлы	Масса менее 15кг. Размеры и форма ограничены	АК7ч, АЛ9, ВЧ 40-60, Ст 35Л, Ст 45 Л, Ст Э-12 Л
Литье в кокиль	Алюминиевые сплавы	Масса до 20 кг, форма ограничена условиями извлечения отливки из кокиля	АК7ч, АЛ9
Литье под давлением	Алюминиевые и цинковые сплавы	Масса до 2 кг, форма ограничена условиями раскрытия пресс-формы	ЦАМ 4-1 АК7ч

Брак отливок на предприятии составляет от 5 до 20 % массы всей выпускаемой продукции. Наиболее часто встречаются внешние дефекты отливок, обнаруживаемые при поверхностном осмотре (несоответствие размеров, спаи, недоливы, заливы, пригар и др.); объемные дефекты, расположенные внутри отливки (трещины, раковины и пр.); несоответствие требованиям химического состава и структуры металла; неудовлетворительные механические и другие свойства.

Основные способы исправления дефектов отливок, применяемые в условиях ОАО «КЭМЗ», – электро- и газовая сварка, заливка эпоксидной смолой, металлизация, механическая заделка. Дефектные места разделяют зубилами, высверливают и заваривают стальными, медными и медно-никелевыми электродами. Для снятия напряжений после заварки применяют отжиг отливок.

Способы снижения брака в литейном цеху следующие:

1. Тщательное контролирование исходных материалов (шихты, формовочных земель и других видов сырья).
2. Выбор правильной технологии (формовка, плавка, заливка и т.д.)
3. Детальный инструктаж исполнителей с применением авторегулировки и контрольной аппаратуры (пирометров и пр.)
4. Строгая технологическая и организационная дисциплина.
5. Правильная организация технического контроля отливок.
6. Тщательный анализ изучение видов и предлагаемых причин брака.
7. Широкое внедрение различных методов исправления дефектов отливок.
8. Совместная работа литейщиков и конструкторов, так как литейный брак нередко зарождается еще на столе конструктора.

Литейный брак приносит предприятию существенный ущерб, даже при условии использования забракованного литья в качестве шихтового возврата. Этот ущерб особенно велик, если учесть невозполнимые потери дефицитного цветного металла. Только понимание сущности производства может помочь при всех условиях находить истинную причину брака и пути к его устранению. Глубокое понимание технологии дает возможность изменять способы производства и вводить новые. Борьба с браком может быть успешной только в том случае, когда выявлены причины его и найдены способы устранения.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 4X17H2 В ВАКУУМНЫХ ПЕЧАХ С ГАЗОНАПОРНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

Зайцева Н.В.¹, Елгаев Н.А.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный
университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Среди нержавеющей и коррозионностойких сталей особое место занимает экономно легированная жаростойкая сталь 14X17H2. Относится к мартенситному или мартенситно-ферритному классу, в зависимости от содержания легирующих элементов и углерода в пределах марочного химического состава. Сталь 14X17H2 обладает достаточно удовлетворительными технологическими свойствами, высокой прочностью и применяется во многих областях промышленности для изготовления валов, втулок, крепежных и других деталей, работающих в агрессивных средах при пониженных температурах. Рекомендуемая максимальная температура эксплуатации в течение длительного времени до 450⁰С [1, 4].

Основная термообработка стали 14X17H2, как правило, состоит из закалки с нагревом до 970-1040⁰С и последующем охлаждением в масле (масло используется для предотвращения выделения карбидов по границам зерен, повышая стойкость к межкристаллитной коррозии) и отпуска при температуре 275-350⁰С или 620-680⁰С [4]. Наибольшей коррозионной стойкостью сталь обладает после закалки с высоким отпуском.

Иногда для повышения ударной вязкости в поперечном направлении деформации применяют двукратный отпуск при температуре 590-610⁰С, 4,5-5 часов и 640-660⁰С, 3,5-4,5 часа с охлаждением в воде или масле, проведение которого обеспечивает более полный распад

аустенита и стабильное структурное состояние стали. Однако, нестабильность эффекта увеличения ударной вязкости в поперечном направлении при переходе от общепринятых режимов термической обработки к разработанному связана, главным образом, с различным содержанием δ -феррита в разных плавках [2].

Согласно исследованию [3] высокому уровню ударной вязкости соответствует, как правило, волокнистая структура изломов с наличием расслоений и вырывов. Микроструктура металла в этом случае характеризуется равномерным распределением δ -феррита благоприятной формы по границам высокодисперсных бывших зерен аустенита и относительно низким содержанием δ -феррита (~ 9-20%).

Высокий уровень ударной вязкости сохраняется и при сравнительно большем содержании δ -феррита (~ 35-45%) при условии его равновесного распределения в мелкодисперсных зернах бывшего аустенита. Низким значениям ударной вязкости соответствует грубокристаллический излом с признаками внутризеренной текстуры без расслоений и вырывов. Микроструктура, соответствующая данному виду излома, характеризуется грубым строением, т.е. крупным зерном бывшего аустенита и неравномерным распределением δ -феррита [3]. При нагреве деталей из стали 14X17H2 в обычных электрических печах существенным недостатком является защита поверхности от интенсивного окисления, которое неблагоприятно отражается на эксплуатационных свойствах стали, в частности на коррозионной стойкости. Поверхностный окисленный слой удаляют механической обработкой либо травлением, из-за чего увеличивается расход металла, ухудшается качество и возрастают производственные затраты. Эту проблему устраняют нагревом деталей в вакууме, однако такой способ увеличивает время нагрева, что в свою очередь делает производство дорогостоящим и приводит в ряде случаев к росту зерна. Поэтому возникла необходимость создания более эффективных и экономически выгодных технологий термообработки стали 14X17H2.

Тщательный анализ исследований, проводившихся в этой области, и выбор рациональной технологии термообработки в вакуумных печах с газонапорным охлаждением позволит получить наиболее вы-

сокие прочностные и пластические свойства, защитить поверхность от окисления и оптимально использовать оборудование для снижения производственных затрат.

Библиографический список:

1. Марочник сталей и сплавов под ред. Сорокина В.Г., Гервасьева М.А. – М.: «Интермет Инжиниринг», 2001. – 608 с.: с.441-443.
2. Малов В.С., Васильев В.А. Методы повышения ударной вязкости стали 14X17H2 в поперечном направлении деформации // МиТОМ. 2012. – №3. – с. 28-30.
3. Малов В.С., Васильев В.А. Влияние химического состава, технологических параметровковки и термической обработки на структуру и механические свойства стали 14X17H2 // МиТОМ. – 2012. – №9. – с. 3-9.
4. Стали и сплавы для высоких температур: справ. изд. в 2-х кн. Кн.1/ Масленков С.Б., Масленкова Е.А. – М: Металлургия, 1991. – 383 с.: с 214-219.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАЛИВАЕМОГО МЕТАЛЛА НА ОБРАЗОВАНИЕ ГАЗОВОЙ ПОРИСТОСТИ В ОТЛИВКАХ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Волков А.Б.¹, Панфилов А.А.²

¹ *ОАО «КЭМЗ», г. Ковров,* ² *Владимирский государственный
университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

Формирование поверхности отливки, ее геометрической точности и физико-механических свойств при ЛГМ происходит в результате сложных процессов тепломассопереноса в системе модель – металл – форма. Наличие газифицируемой модели в форме, которая разрушается под действием расплавленного металла и постепенно замещается им, меняет сложившиеся представления о процессе формирования отливки, т. к. продукты термической деструкции непосред-

ственно взаимодействуют с металлом как в процессе заливки форм, так и при кристаллизации и последующем охлаждении отливки.

Определяющим фактором процесса формирования отливки является газовый режим литейной формы, который следует разделить на два периода. Первый период определяется временем заливки формы металлом. Он характеризуется термодеструкцией пенополистирола в узком зазоре между металлом и моделью с образованием жидкой, парообразной и твердой фаз. Парогазообразная фаза формирует давление в зазоре, которое, с одной стороны, оказывает противодействие гидростатическому напору металла, с другой – определяет скорость фильтрации парогазовой фазы во внутренние слои формы. Содержащиеся в газовой фазе углерод и водород непосредственно взаимодействуют с жидким металлом и в зависимости от термодинамических условий системы «газ – металл» растворяются в расплаве, оказывая влияние на структуру и механические свойства отливки. Жидкая фаза, перемещаясь на границе «металл – форма», создает замкнутые зоны вторичной термодеструкции жидкой фазы с образованием парогазовой и твердой фаз, которые оказывают воздействие на формирование поверхности отливки и на свойства металла в прилегающих слоях. Твердая фаза отфильтровывается в поверхностных слоях формы и становится источником диффузионного насыщения поверхностного слоя отливок из низкоуглеродистых сплавов. Второй период газового режима начинается после заливки формы металлом; он характеризуется продолжением процесса термодеструкции жидкой фазы на границе металл – форма и сконденсированной паровой фазы в близлежащих слоях формы по мере ее прогрева тепловым потоком от охлаждающейся отливки. В этот период протекают процессы, оказывающие непосредственное влияние на формирование поверхности отливки.

Газовые раковины при заливке чугуна образуются в результате захвата металлом жидкой фазы термодеструкции модели, которая затем продолжает деструктировать в замкнутом объеме приповерхностного слоя отливки. Они образуются, как правило, в верхней части отливки в результате быстрой заливки формы.

Количество и вид поверхностных дефектов на чугунных отливках зависят от скорости подъема металла в полости формы, температуры заливаемого металла и толщины стенки отливки.

При получении отливок из стали из-за высокой активности углерода в металле образование дефектов, характерных для чугунного литья, не происходит. Однако для стальных отливок характерны локальные зоны повышенной науглероженности, вплоть до образования цементита. Характерными дефектами стальных отливок являются подкорковые газовые раковины, которые могут быть закрыты с поверхности тонким слоем металла.

Подкорковые газовые раковины могут поражать любую поверхность отливки, но наибольшее количество их расположено на верхней (по положению отливки в форме) поверхности.

При производстве отливок из алюминиевых сплавов основной составляющей продуктов термодеструкции модели является жидкая фаза, которая смачивает расплав, равномерно распределяясь по поверхности отливки, не образуя поверхностных дефектов. Незначительное количество газовой фазы имеет явно выраженные восстановительные свойства, которые предохраняют алюминиевые сплавы от окисления при их заливке в форму, последующей кристаллизации, а также при охлаждении отливки. Однако, при скорости заливки, превышающей оптимальную, в режиме охвата модели возможны захват металлом части жидкой фазы и образование крупных внутренних газовых раковин. При низкой температуре заливки, без учета потерь тепла на термодеструкцию модели, могут образовываться спаи. Нераскисленный и холодный металл приводит к образованию газовой пористости, недоливам и другим дефектам, характерным при заливке формы холодным металлом.

При заливке форм металлом при ЛГМ необходимо соблюдать следующие требования:

- температура металла должна назначаться с учетом потерь тепла на термодеструкцию модели, отклонение от заданной температуры допускается в пределах ± 10 °С;

- заливка металла должна производиться с оптимальной скоростью подъема его в полости литейной формы;
- заливку формы металлом через чашу и стояк из пенополистирола следует производить сначала слабой струей, а затем, по мере выхода газов, продолжать ее при заполненных стояке и чаше;
- форму с керамическим стояком и чашей необходимо заливать быстро при заполненной металлом чаше;
- при заливке формы из песка не допускается прерывание струи;
- заливку металла следует производить из чайниковых ковшей, а заливку стали – из стопорных ковшей для предотвращения попадания шлака в форму;
- на автоматических и поточных линиях рационально осуществлять заливку металла при помощи заливочных установок на базе индукционных тигельных и канальных печей, обеспечивающих постоянство температуры и весовой расход металла.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА В95 С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДОВ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК

Липатов А.А.¹, Костин А.В.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный
университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Актуальной проблемой является изготовление деталей типа стакан с минимальными отклонениями от геометрических параметров готовых деталей, вызванными внутренними напряжениями, накопленными в процессе изготовления детали.

Наиболее остро данная проблема проявилась при изготовлении высокого тонкостенного корпуса, имеющего жесткие требования как к геометрическим размерам детали, так и к механическим свойствам материала.

Механические свойства материала обеспечивались термической обработкой заготовок по режиму T2 согласно производственной инструкции [1], что заложено в требованиях конструкторской документации.

Однако после окончательной механической обработки, геометрические параметры детали не соответствовали требованиям чертежа, а именно некруглость тонкой цилиндрической части детали. 70% деталей от партии было направлено в брак.

Анализируя полученные результаты, предположили, что на отклонения некруглости могли повлиять внутренние напряжения, возникающие в детали в результате механической обработки. Были проведены работы, направленные на сведение к минимуму внутренних напряжений, возникающих в процессе резания, а именно подбор режущего инструмента, изменение режимов резания и т.д. Но данные мероприятия не принесли ожидаемых результатов, процент брачных деталей не снизился.

Также внутренние напряжения могли возникнуть при получении заготовок. Данные заготовки получали методом изотермической штамповки.

Было принято решение ввести дополнительную термическую обработку – отжиг – между переходами штамповки и калибровки.

Существуют полный и сокращенный отжиг. При полном отжиге возможна частичная потеря пресс-эффекта, в результате чего при последующей термической обработке прочностные характеристики материала могут снизиться. Поэтому выбрали сокращенный отжиг. Данный вид термической обработки предназначен для снятия остаточных напряжений и заключается в нагреве заготовки до 350-370°C и выдержке при данной температуре 30-60 мин. Средой для охлаждения после отжига может являться либо воздух, либо вода [1].

После окончательной механической обработке данной партии деталей, количество брака снизилось до 20%, но в связи с высокой стоимостью готовых деталей и такое количество брака очень велико, что требует дальнейшего совершенствования технологии изготовления данной детали.

Список литературы:

1. Производственная инструкция ПИ 1.2.255-83. Термическая обработка полуфабрикатов и деталей из алюминия и алюминиевых деформируемых сплавов. 1984.
2. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. / Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Олейников И.А.¹, Елгаев Н.А.²

¹ ОАО «ЗиД», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Пружинная сталь после закалки наряду с повышенным содержанием углерода в твёрдом растворе характеризуется высокой плотностью дислокаций или внутренних двойников, а так же мелкозернистой структурой. Чем меньше зерно, тем выше сопротивление малым пластическим деформациям, ниже локальные концентрации напряжений у границ зерен в местах стыков кристаллов мартенсита с границей исходного аустенитного зерна и в процессе последующего нагружения. По данным Г.А. Филиппова, стабильное распространение трещины происходит по границам бывших зерен аустенита, хотя окончательное разрушение происходит через зерно. Поэтому при мелком зерне меньше склонность стали к хрупкому разрушению, особенно в высокопрочном состоянии, и ниже температуры перехода из вязкого состояние в хрупкое. Для уменьшения склонности стали к хрупкому разрушению также не обходимо снижение уровня внутренних напряжений, тем более что они снижают предел упругости, а их релаксация в готовых пружинах в процессе службы создаёт не стабильность характеристик последних. С этой целью целесообразно применять ступенчатую и особенно изотермическую закалку пружин или, наконец, использовать воздушно-закаливающиеся стали.

После термической обработки пружинная сталь должна также содержать минимальное количество остаточного аустенита, так как он характеризуется более низким пределом упругости, чем мартенсит, особенно если в последнем произошли процессы старения. Поэтому в присутствии остаточного аустенита снижается сопротивление умеренным и малым пластическим деформациям изделия в целом.

По этой причине, а также из-за возможности превращения остаточного аустенита в мартенсит при нагружении и особенно при охлаждении до низких температур, сталь содержащая в структуре аустенит, обладает пониженной релаксационной стойкостью и склонностью к замедленному разрушению, в результате чего происходит преждевременное разрушение пружин даже в условиях статического нагружения.

В связи с этим, чтобы уменьшить количество остаточного аустенита, в процессе термической обработки пружин используют все известные методы, в частности рационально выбирают условия закалки, её температуру и время нагрева, а также охлаждение.

Окончательные свойства пружин определяются условиями отпуска, в процессе которого реализуются потенциальные возможности для повышения сопротивления малым пластическим деформациям и всего комплекса прочностных свойств, создаваемые в процессе закалки мартенситным превращением. При этом существенное влияние на процессы последующего отпуска и достигаемые после него свойства оказывают главным образом содержание углерода в мартенсите и его субструктура (плотность и распределение дислокаций, наличие микродвойников), но субструктура по видимому в меньшей степени.

Можно предположить, что определённый вклад в рост указанных свойств, при отпуске вносят повышенная плотность дислокаций и их перераспределения. Однако ещё нет прямых структурных доказательств о характере этих изменений, которые, как можно предположить, относятся к полигонизационному типу.

Рост предела упругости при отпуске иногда объясняют снятием остаточных напряжений, возникших в процессе закалки, но эта точка зрения не имеет убедительного экспериментального подтверждения.

Высокое значение сопротивления малым пластическим деформациям и повышенная релаксационная стойкость могут быть достигнуты и в результате изотермической закалки только в том случае, если при этом, как впервые установили А.И. Стрегулин и Ф.С. Коцин, образуется структура нижнего бейнита.

Более высокие значения предела упругости стали в состоянии высокой её твердости после изотермической закалки по сравнению с обычной закаленной при равной твердости можно объяснить другой субструктурой и особенностями выделения дисперсных карбидов (эти карбиды образуются по плоскостям $\{112\}$, по которым располагаются и дефекты упаковки). Поэтому препятствия движению дислокаций весьма эффективны.

Изотермическая закалка обеспечивает более высокую вязкость стали, меньшую её чувствительность к надрезу, правда, при несколько меньшем пределе текучести, чем после обычной закалки низкого отпуска. Изотермическая закалка должна быть (и это подтверждается практически) наиболее эффективной именно для пружинных сталей, имеющих повышенное содержание углерода. В этих сталях при обычной закалке, как известно, формируется в основном двойникованный мартенсит, который и определяет их повышенную склонность к хрупкому разрушению.

В то же время образующийся в этих сталях при изотермической закалке на нижний бейнит α -твердый раствор не имеет двойникового строения, так как последний образуется из участков аустенита с пониженным содержанием углерода. В итоге после изотермической закалки сталь характеризуется более благоприятным сочетанием свойств, прочности и вязкости и, в частности параметра K_{1c} чем после обычной закалки. Существенно, также и то, что остаточный аустенит, фиксируемый после изотермической закалки, менее склонен к превращению в мартенсит при развитии трещины по сравнению с остаточным аустенитом после обычной закалки, и таким образом он повышает трещиностойкость стали. На конец, это повышенная стабильность остаточного аустенита к превращению в мартенсит проявляется и в области микро- и малых пластических деформаций. Именно по-

этому сталь после изотермической закалки обладает, даже при повышенном количестве остаточного аустенита, достаточно высоким пределом упругости. Возможно, что возрастает и сопротивление пластической деформации самого остаточного аустенита за счёт преобразования его субструктуры и выделения частиц карбидов в процессе изотермической выдержки.

Существенно, что сталь со структурой нижнего бейнита ($HRC \geq 40$) обладает не только высоким пределом упругости, но также и более высокой усталостной прочностью при той же твёрдости что и сталь после закалки мартенсит и отпуска, поскольку в первом случае, как указывали Ф. Борик и Р. Чапман, ниже величина микронапряжений, а форма карбитных частиц более равносная. У стали со структурой верхнего бейнита ($HRC \leq 40$) усталостная прочность ниже, чем у закалённой на мартенсит и подвергнутой отпуску, поскольку карбидные частицы в верхнем бейните имеющие пластинчатую форму и более крупные размеры, располагаются по границам α -фазы и поэтому играют роль концентраторов напряжений.

Таким образом, у стали, подвергнутой изотермической закалки, можно обеспечить высокий комплекс свойств, имеющих основное значение для таких изделий, как пружины. Кроме того, после изотермической закалки сталь обладает повышенной пластичностью и вязкостью, а так же более высоким сопротивлением отрыву.

Ещё более высокие свойства пружин могут быть получены в том случае, если после закалки на нижний бейнит их подвергнуть дополнительному отпуску при температурах, близких к температуре образования этой структуры. Этот эффект подтверждён экспериментально для большого числа сталей, например 60С2А, 65С2ВА, У9А, 65Г, 50ХФА и другие.

Изотермическая закалка в сочетании с последующим отпуском обеспечивает существенное повышения предела упругости и резкое снижение упругого последствия (как прямого, так обратного) по сравнению с одной изотермической закалкой.

Использование после изотермической закалки дополнительного отпуска расширяет область её применения, поскольку после этого от-

пуска можно получить комплекс требуемых свойств, который при равной твердости или прочности будет выше, чем после изотермической закалки на верхний бейнит или после обычной закалки на мартенсит и отпуска.

Библиографический список:

1. А.Г. Рахштадт. Пружинные стали и сплавы, 1982. – с. 93-101.
2. Ю.М. Лахтин. Металловедение и термическая обработка металлов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1976. – 408 с.
3. В.Г. Сорокин, М.А. Гервасьев. Стали и сплавы. Марочник. 2001.

РАЗРАБОТКА ИННОВАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПО МОДЕРНИЗАЦИИ УЧАСТКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ ПО НОМЕНКЛАТУРЕ ОАО «ЗИД»

Скрябина Е.М.¹, Костин А.В.²

¹ ОАО «Зид», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

По результату технологической проработки конструкторской документации изделия «6П67» определен объем технологических разработок на подготовку производства по термическому переделу. Требуется разработать, опробовать и внедрить в производство ориентировочно 102 техпроцесса объемной и 66 техпроцессов предварительной (отпуск, отжиг, снятие напряжений и пр.) термообработки. Основными материалами, применяемыми при изготовлении деталей изделия, являются конструкционные стали марок: 50, 50Л, 40Х, 35ХГСЛ, 30ХГСА, 25Х2Н4МА, 30ХН2МФА, 40Х10С2М, 60С2А (65С2ВА) и титановый сплав марки ВТ14.

Фактическое изготовление деталей и сборочных единиц для опытных образцов изделий показало, что основная масса деталей поступала на операции термической обработки в состоянии окончательно готовой детали, либо полузаготовки с минимальной доработкой после термообработки. Следовательно, при разработке технологиче-

ских процессов с учетом габаритов деталей выбиралось оборудование со средами нагрева, обеспечивающими максимальные скорости нагрева и минимальное окисление поверхности деталей. Такими средами нагрева, применимыми для термообработки конструкционных марок сталей, являются расплавы солей, вакуум, либо среда защитного газа. Таким образом, термообработка основной массы деталей осуществлялась в соляных и селитровых ваннах, мелких деталей и крепежа – в закалочном-отпуском комплексе ПКМЗ.6.2/11,5-ЗК в среде азота. Термообработка листовых заготовок под штамповку и деталей и сборок из титанового сплава (отжиг) - в вакуумном оборудовании типа АВЮ и СЭВ.

Перспектива увеличения выпуска данного изделия до 15 тыс. в год дает основание для проработки вопроса технического переоснащения термического участка современным более высокопроизводительным оборудованием, обеспечивая тем самым переход на новый уровень организации процесса производства термообработки с точки зрения улучшения условий труда и повышения эффективности производства.

Долгие годы общепринятой практикой было любой ценой поддерживать существующее термическое оборудование, отдавая предпочтение закупкам новых станков для механической обработки. Термическое оборудование, уже давно выработавшее свой ресурс, ремонтируется до рабочего состояния. При этом зачастую значение придается лишь функционированию его, но не обеспечению технологических параметров. Однако все возрастающие требования к деталям и стремление рационально организовать производство переломили мнение о второстепенной роли термического оборудования.

После реальной оценки состояния оборудования и ознакомления с современными достижениями технологий термообработки предложено руководствоваться следующим принципом: не просто менять старое оборудование на аналогичное с его тиражированием под требуемые программы, а выбирать оборудование с точки зрения применения современных технологий термообработки.

Руководству металлургического производства предложено под ожидаемые объемы работ по термообработке деталей изделия 6П67 и 6П68 рассмотреть возможность приобретения универсального оборудования **Системы 250/251** компании **CODERE** (Швейцария). Универсальность его достигается за счет модульной системы. Печные модули с контролируемой атмосферой, предназначены для проведения процессов термообработки в защитной атмосфере. В составе оборудования CODERE Система 250/251 кроме печных модулей поставляются закалочная ванна (либо несколько ванн с различными средами, либо одна ванна может работать с несколькими печами), моечные машины, устройства загрузки-выгрузки, а также загрузочная оснастка.

Если взглянуть на процесс термообработки в данном оборудовании с современной точки зрения, то получаем:

- процесс равномерного нагрева в защитной контролируемой атмосфере;
- автоматическое осуществление переноса садки в среду закалки;
- перенос садки в среду закалки без контакта с атмосферой;
- равномерное охлаждение в силу перемешивания масла в закалочной ванне.

Таким образом, обеспечивается светлая поверхность деталей, и значительно снижаются деформации, возникающие в процессе закалки. В результате – либо исключается последующая механическая обработка, либо существенно снижается объем требуемых механических операций.

При этом дополнительно обеспечивается:

- стабильный, результат термообработки благодаря автоматизированному контролю технологических параметров (равномерность температуры $\pm 3^{\circ}\text{C}$, контроль углеродного потенциала $\pm 0,05\%$);
- возможность проведения практически всех процессов термообработки (закалка в различных средах – масло, вода, соль, газ, цементация, нитроцементация, азотирование, карбонитрирование, отжиг, отпуск, обработка холодом), на едином комплексе оборудования, управляемом одним оператором;

- очень низкие эксплуатационные расходы благодаря тому, что печи Системы 250/251 подвижны и смещаются в позицию над закалочной ванной (запатентованный механизм перемещения), садка непосредственно из атмосферы печи попадает в закалочную среду без контакта с атмосферой и без потери температуры. Кроме того:
- так как все основные механизмы оборудования находятся вне зоны печи, оборудование работает надежно и легко в обслуживании;
- высококачественное исполнение, экологичность, экономичность ресурсов, практически полное исключение брака и надежная работа оборудования делает замену оборудования экономически целесообразной;
- возможность работы с большой номенклатурой изделий благодаря универсальности оборудования и превосходной системе управления.

Широкий модельный ряд позволяет подобрать необходимый заказчику типоразмер: модельный ряд оборудования включает оборудование для обработки садки от 6 до 5000 кг.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В УСЛОВИЯХ ОАО «КЭМЗ» НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗАГОТОВОК

Антропова Е.А.¹, Корогодов Ю.Д.²

¹ ОАО «КЭМЗ», г. Ковров, ² Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых

Термической обработкой называют процесс обработки изделий из металлов и сплавов путем теплового воздействия с целью изменения их структуры и свойств в заданном направлении. Это воздействие может сочетаться также с химическим, магнитным и другими воздействиями.

Термическая обработка является самым распространенным в современной технике способом изменения свойств металлов и сплавов. На металлургических и машиностроительных заводах термическая обработка является одним из важнейших звеньев технологического

процесса производства полуфабрикатов и деталей машин. Термообработку применяют как промежуточную операцию для улучшения технологических свойств (обрабатываемости давлением, резанием и др.) и как окончательную операцию для придания металлу такого комплекса механических, физических и химических свойств, который обеспечивает необходимые эксплуатационные характеристики изделия. Основные виды термической обработки стальных заготовок на предприятии ОАО «КЭМЗ» представлены на рис.1.

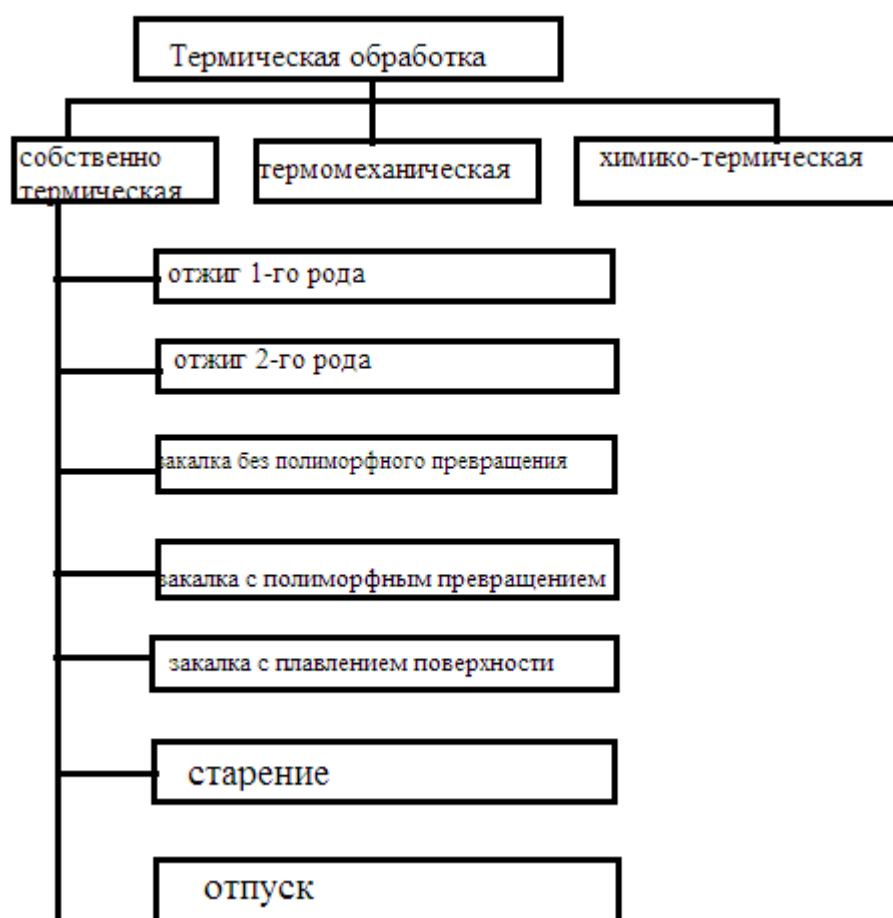


Рис.1 Схема классификации основных видов термической обработки металлов

В результате термической обработки существенно изменяются свойства стали, наибольшее значение из которых имеют механические свойства.

Под механическими свойствами понимают характеристики, определяющие поведение металла (или другого материала) под дей-

ствием приложенных внешних сил. Механические свойства определяются при статических и динамических испытаниях. К механическим свойствам обычно относят прочность, твердость, пластичность и ударную вязкость.

Большинство стальных изделий машиностроения подвергаются нормализации или закалке с высоким и средним отпуском ($t_{отп} \geq 400^\circ\text{C}$). В отожженном, нормализованном или отпущенном состоянии сталь состоит из пластинчатого феррита и включений карбида. Феррит обладает низкой прочностью и высокой пластичностью, цементит при нулевых значениях пластичности имеет твердость около 800 НВ. При малом числе твердых включений пластическая деформация развивается беспрепятственно. Если после ТО частицы цементита измельчаются, тогда они начинают препятствовать движению дислокаций и сталь упрочняется. На твердость мартенсита оказывает влияние дисперсность его игольчатой структуры и содержание углерода. Зависимость твердости стали от содержания углерода и температуры закалки представлена на рис.2.

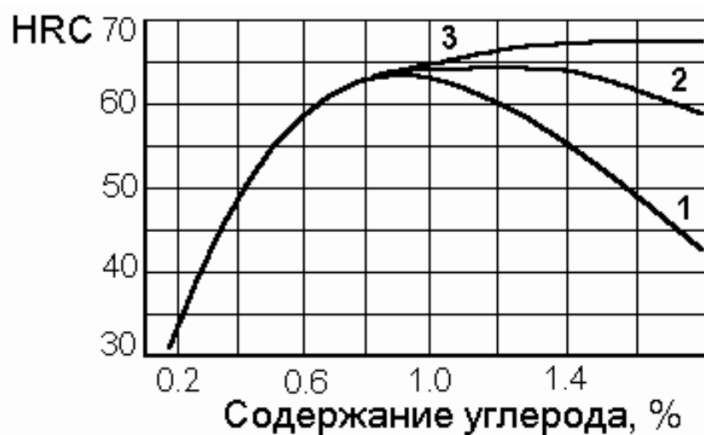


Рис.2. Твердость стали в зависимости от содержания углерода и температуры закалки: 1 – нагрев выше A_{c3} ; 2 – нагрев только выше A_{c1} ; 3 – микротвердость мартенсита

Для получения высокого комплекса механических свойств следует стремиться к тому, чтобы после закалки получалась мелкоигольчатая мартенситная структура, что достигается лишь при исходной мелкозернистой структуре. На свойства стали оказывает большое

влияние содержание углерода и температура отпуска. С ростом последней уменьшается твердость и прочность, но возрастают показатели пластичности и ударной вязкости. В работе проведен анализ видов брака при термической обработке стали и способы их предупреждения и устранения (табл. 1).

Основным условием предотвращения брака при термической обработке является строгое соблюдение технологического процесса, который должен устанавливаться на основании опытных и литературных данных. Брак может быть исправимым и неисправимым. Неисправимый брак связан с нарушением химического состава поверхностных слоев металла при окислении, а также с нарушением структуры (пережогом) и сильным короблением изделия. Остальные виды брака могут быть исправлены, но высокое качество термической обработки после исправления брака получить затруднительно.

Таблица 1 Классификация видов брака термической обработки

Вид брака	Причина	Меры предупреждения
Внешние и внутренние трещины	Неправильный выбор закалочной среды Несвоевременный отпуск Резкая закалка Недостаточная защита опасных мест при закалке изделия с различным сечением и сложной конфигурацией Нерациональная конструкция изделий (резкие переходы, острые углы)	Соблюдение технологического процесса Сокращение промежутка времени между закалкой и отпуском Применение ступенчатой закалки Применение прерывистого охлаждения в двух охладителях Изолировка асбестом отверстия у краев и уменьшение или ликвидация

		резких переходов. При конструировании изделий избегать острых углов и и резких переходов
Сильное окисление (значительный слой окалины на поверхности детали)	Нагрев в окислительной атмосфере Завышенное время выдержки при нагреве	Проведение нагрева в контролируемой атмосфере Соблюдение технологического процесса
Обезуглероживание(выгорание углерода с поверхности)	Завышенное время выдержки при нагреве	Соблюдение технологического процесса
Оплавление	Слишком высокая температура нагрева Завышенное время выдержки при нагреве Неисправность оборудования, нагревательных и регулирующих устройств Неправильная укладка изделий в печи (близко к нагревателям)	--/-- Ремонт оборудования Не располагать изделия близко к спиральям или к электродам
Камневидный излом	Перегрев выше установленной температуры	Соблюдение технологического процесса
Повышенная твердость (отклонение от ТУ)	Заниженная температура нагрева (при отпуске) Недостаточное время выдержки (при отпуске) Повышенная скорость охлаждения	Корректировка технологического процесса

Пониженная твердость (отклонение от ТУ)	Неправильный выбор закалочной среды Нагрев ниже заданной температуры (при закалке) Нагрев выше заданной температуры (при отпуске) Недостаточное время выдержки при закалке	
Несоответствие механических свойств требованиям ТУ	Нарушение режима термической обработки. Несоответствие металла требованиям ГОСТа и ТУ Неправильный отбор и изготовление образцов для испытания	Соблюдение технологического процесса и требований технических условий
Деформация детали	Неравномерный прогрев. Неравномерное охлаждение. Неправильная укладка в печи Неисправность оборудования Неправильное погружение в закалочную среду	Устранить причину Ремонт оборудования Изделия следует погружать в закалочную среду в строго вертикальном положении
Неравномерная твердость	Неправильное погружение в закалочную среду. Недостаточное движение детали Местное обезуглероживание. Неоднородность исходной структуры	Устранить причину Применение безокислительного нагрева

Список использованной литературы

1. Гуляев А.П. Металловедение. – 6-изд., перераб. И доп.- М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. материаловедение: учебник для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
3. Овчинников В.В. Технология термической обработки: учебник. – М.: ИД «Форум»: ИНФРА-М, 2013. – 320 с.
4. Сильман Г.И. материаловедение: учеб. пособие для вузов. – М.: изд. центр «Академия», 2008. – 336 с.
5. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. материаловедение: учебник для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – Спб.: ХИМИЗДАТ, 2004. – 736 с.
6. Филинов С.А., Фиргер И.В. Справочник термиста. – 4-е изд., доп. и перераб. – Л.: Машиностроение, 1975. – 352 с.

ОСНОВНЫЕ ПРИЧИНЫ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВОВ ПО НОМЕНКЛАТУРЕ ОАО «КЭМЗ»

Новиков А.В.¹, Постникова О.Г.¹, Кечин В.А.²

¹ *ОАО «КЭМЗ», г. Ковров,* ² *Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых*

В настоящее время роль сплавов на основе цветных металлов непрерывно возрастает. Кроме металлургии, машиностроения, судостроения и других давно сложившихся областей техники, цветные сплавы применяются во многих отраслях новой техники: приборостроении, электронной, ядерной, криогенной технике, радиотехнике, авиации, космонавтике, медицине.

Важное значение в повышении свойств и характеристик литых заготовок и металлоизделий играет их термическая обработка. Термическую обработку применяют на различных стадиях производства деталей машин и металлоизделий. В одних случаях она может быть промежуточной операцией, служащей для улучшения обрабатываемости сплавов давлением, резанием. Так, литые полуфабрикаты подвергают термической обработке для улучшения структуры и снижения твердости (улучшения обрабатываемости). В других случаях тер-

мообработка является окончательной операцией, обеспечивающей необходимый комплекс механических, физических и эксплуатационных свойств изделий или полуфабрикатов. Полуфабрикаты подвергаются термической обработке для улучшения структуры, снижения твердости (улучшения обрабатываемости).

В результате термической обработки свойства сплавов могут быть изменены в широких пределах. Возможность значительного повышения механических свойств после термической обработки по сравнению с исходным состоянием позволяет увеличить допускаемые напряжения, уменьшить размеры и массу машин и механизмов, повысить надежность и срок службы изделий. Улучшение свойств в результате термической обработки позволяет применять сплавы более простых составов, а поэтому более дешевые. Сплавы в результате термической обработки приобретают стабильно заданные свойства, в связи с чем расширяются области их применения.

На ОАО «Ковровском электромеханическом заводе» («КЭМЗ») сплавы на основе цветных металлов находят широкое применение для изготовления фасонных отливок. Учитывая специфику предприятия (изготовление электромеханических и гидравлических узлов широкой номенклатуры и назначения) на заводе применяются **сплавы на основе меди**: бронзы БРАЖ 9-4, БрБ2, БрКМЦ 3-1, БрКД и др. (изготовление отдельных деталей различного назначения для применения в узлах приборов электротехники); латуни Л63, Л59-1 (изготовление отдельных деталей и силовых элементов для приборов электротехники и, в отдельных случаях, узлов гидравлики); ЛМЦСКА, ЛМЦКНС (изготовление основных элементов сильно нагруженных гидравлических узлов); **сплавы на основе алюминия**: Д16 (изготовление основных корпусных деталей гидравлических узлов, работающих при высоком давлении и заданных массогабаритных характеристиках) АК-4, АК-6, АМг6, АМг2, В95Т.

Для повышения механических свойств литых деталей из цветных сплавов на заводе широко применяются различные виды термической обработки: отжиг (в том числе и гомогенизационный отжиг и отжиг для уменьшения остаточных напряжений), закалка и старение. Для обеспечения заданных режимов термической обработки metallo-

изделий по номенклатуре ОАО «КЭМЗ» используется следующее оборудование:

- линия термической обработки (установка SOLO 0202-40/40/60);
- вакуумная печь TAV TPF 40/40/60;
- селитровая ванна;
- вакуумная печь VEGA -3m СНВЭ -2.4.2/16м;
- печь сушильная ДАДШ 2 – 983 000 ЛС.

В результате термической обработки металлоизделий из сплавов на основе меди и алюминия встречаются некоторые виды брака: *недогрев* (наблюдается обычно у деталей, находящихся в середине садки, в связи с недостаточным нагревом до заданной температуры); *неравномерный отжиг по длине полуфабриката* (возникает из-за больших температурных градиентов по длине печи); *перегрев* (обусловлен завышением температуры нагрева и приводит к снижению относительного удлинения и временного сопротивления); *неполная закалка* (обусловлена недогревом, замедленным охлаждением после нагрева при переносе в закалочную ванну, использованием подогретой воды); *поводка и искривление изделий при закалке* (наблюдается в результате неравномерного погружения деталей в закалочную ванну); *образование трещин термического характера при получении особо ответственных деталей* (детали из латуни марки ЛМЦКНС).

Выполненный анализ основных дефектов термической обработки металлоизделий из цветных сплавов позволил разработать организационно-технологические мероприятия, направленные на снижение (а в отдельных случаях полное исключение) отдельных браковочных дефектов.

Библиографический список:

1. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 2005. – 67 с.
2. Деев В.Б. Эффективные технологии обработки расплавов при получении литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Ри Хосен [и др.] // Литейщик России. – 2012. – №10. – С. 14–17.
3. Николаев Е.Н., Коротин И.М. Термическая обработка металлов токами высокой частоты. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Высшая школа, 1984. – 207 с.

Научное издание

ЛИТЫЕ МАТЕРИАЛЫ
И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Сборник трудов
научно-технической конференции,
посвященной 50-летию кафедры
«Литейные процессы и конструкционные материалы»

9 – 12 декабря 2013 г.
Владимир

Печатается в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование
несут ответственность авторы публикаций

Компьютерная верстка Е. С. Прусова

Подписано в печать 04.03.14.
Формат 60x84/16. Усл. печ. л. 17,44. Тираж 50 экз.
Заказ

Издательство
Владимирского государственного университета
имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых.
600000, Владимир, ул. Горького, 87.