

Министерство образования Республики Беларусь
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 28

Минск
"Вышэйшая школа"
2004

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

В.И. Тимошпольский (гл. редактор), *В.А. Маточкин* (зам. гл. редактора),
Б.М. Немененок (зам. гл. редактора), *И.А. Трусова* (отв. секретарь), *Д.Н. Андрианов*,
Л.Г. Ворошнин, *Л.А. Исаевич*, *В.М. Королев*, *Д.М. Кужуй*, *Н.Л. Мандель*

Рецензенты:

академик Национальной академии наук Беларуси,
доктор технических наук *С.А. Астапчук*;
член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси,
доктор физико-математических наук *Н.В. Павлюкевич*

Представлены материалы в области металлургии, литейного производства, обработки металлов давлением, материаловедения, термической обработки металлов и порошковой металлургии. Рассмотрены вопросы математического моделирования высокотемпературных металлургических процессов и агрегатов, закономерности повышения качества слитков, отливок и заготовок. Результаты исследований нашли широкое применение в металлургических технологиях машиностроительных производств. Значительное внимание уделено общим вопросам развития направлений как в большой металлургии, так и в средних и мелких металлургических переделах.

Для инженерно-технических и научных работников, преподавателей и студентов вузов соответствующего профиля.

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 669.147

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
Н.В. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук,
В.Ю. ГУНЕНКОВ, **Н.А. ГОДИНСКИЙ** (РУП «БМЗ»),
И.А. ТРУСОВА, канд. техн. наук,
С.М. КАБИШОВ, канд. техн. наук (БНТУ)

ПУТИ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК, РАЗЛИВАЕМЫХ В УСЛОВИЯХ МНЛЗ-3 РУП «БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД»

Основными этапами формирования качественных и стоимостных показателей продукции являются выплавка и непрерывная разливка металла. Только при условии получения непрерывнолитой заготовки с минимальным количеством вредных примесей и неметаллических включений, бездефектной макро- и микроструктурой металла можно произвести металлопрокат, способный конкурировать с изделиями ведущих металлургических предприятий мира.

Анализ заводских данные по браку показывает, что мероприятия, проведенные во время реконструкции МНЛЗ-3 на РУП «БМЗ» в 1997 г., не позволили полностью исключить образование поверхностных трещин, рванин и ликвационных полосок. В связи с вышеизложенным в настоящее время назрела необходимость поэтапной модернизации МНЛЗ-3.

Совершенствование конструкции промежуточного ковша, стаканов-дозаторов и разливочных стаканов. Весьма важную роль в процессе непрерывной разливки играют конструкции промежуточного ковша и его элементов, материалы, из которых они изготовлены.

Основное назначение промежуточного ковша – обеспечение стабильности процесса литья и предотвращение попадания в кристаллизатор неметаллических включений.

Для решения первой задачи необходимо исключить зарастание дозирующего устройства промежуточного ковша. По мнению авторов работы [1], на склонность разливочных стаканов к зарастанию влияет несколько факторов (в порядке их значимости): отношение Mn/Si в жидкой стали; температура разливаемой стали; отклонение от оптимального для данной марки стали содержания алюминия, применяемого для окончательного

раскисления. Для обеспечения стабильности разливки необходимо поддерживать соотношение $Mn/Si \geq 2,5 \dots 3,0$, температуру разливаемой стали на $10 \dots 15$ °С выше температуры ликвидус; содержание алюминия не должно превышать 0,02%.

В то же время требуется, чтобы материал стакана-дозатора обладал стойкостью к воздействию жидкой стали. В настоящее время в металлургической промышленности все более широкое применение находят огнеупоры из стабилизированного диоксида циркония, обладающего высокой металлоустойчивостью, коррозионной и эрозионной стойкостью. В ОАО «УкрНИИО» разработана технология производства составных стаканов-дозаторов со вставкой из ZrO_2 , стабилизированного оксидами кальция или магния, и с безызвестным основанием [2].

Задача снижения количества неметаллических включений, попадающих в кристаллизатор при разливке, решается путем рациональной организации потоков расплава с помощью перегородок в промежуточном ковше, рафинированием жидкой стали за счет изменения формы промежуточного ковша и применения современных футеровочных материалов.

Эффект очищения жидкой стали от неметаллических включений, по мнению авторов работы [3], достигается посредством управления потоками расплава в промежуточном ковше и продувки металла инертным газом. Такая гидродинамическая система успешно функционирует в условиях ОАО «Азовсталь». Широкие промышленные исследования показали, что крупные включения легко удаляются затопленными струями, а мелкие и дисперсные – с помощью газовых пузырьков.

Учитывая то обстоятельство, что одним из источников неметаллических включений в разливаемой стали являются продукты разрушения и окисления материалов футеровки промежуточного ковша, необходимо повышать стойкость применяемых огнеупоров. По заказу АО «Северсталь» специалистами АО «Санкт-Петербургский институт огнеупоров» были проведены исследования с целью создания оборудования и технологии факельного торкретирования различных металлургических агрегатов [4]. С учетом требований к стойкости футеровки были разработаны новые составы торкрет-порошков на основе магнезита, доломита, оливинита с добавками.

По мнению специалистов ВНИИчермета [5], применение технологии торкретирования промежуточного ковша ограничивается высокой стоимостью материала и необходимостью специального оборудования. В качестве альтернативы авторы [5] разработали и опробовали в промышленных условиях новые огнеупорные массы на магнезитовой основе для футеровки рабочего слоя промежуточного ковша. Обмазка готовилась в бетономешалке и наносилась вручную слоем толщиной 10...12 мм на холодную либо нагретую до температуры 80 °С футеровку. Исследования показали, что за счет увеличения стойкости промежуточных ковшей значительно уменьшилась степень загрязненности заготовок крупными неметаллическими включениями.

Для увеличения стойкости погружаемого стакана и замедления процесса затягивания канала специалисты АО «Санкт-Петербургский институт огнеупоров» в содружестве с работниками АО «Боровичский комбинат огнеупоров» предложили использовать новые материалы [6], основанные на стабилизированном диоксиде циркония, оксиде кальция и графите. Испытания, проведенные в условиях АО «Оскольский электрометаллургический комбинат», показали, что стойкость новых корундографитовых погружаемых стаканов в 4 – 5 раз больше, чем тех, которые были изготовлены на основе корунда. Кроме того, удалось добиться стабильного замедления процесса затягивания канала глиноземистыми включениями и алюминатами кальция.

Чтобы исключить переохлаждение мениска в кристаллизаторе и создать благоприятные условия для всплытия неметаллических включений, специалисты Нижнетагильского металлургического комбината применили безнапорный погружаемый стакан с боковыми отверстиями [7]. За счет особенностей его конструкции металл поступает в кристаллизатор в виде турбулизованного потока. Это позволило практически полностью исключить брак, связанный с заворотами корки, в 2 – 3 раза снизить балл по хрупким и пластинчатым силикатам, на 10...12% – по сульфидам.

Таким образом, для обеспечения стабильности разливки и чистоты металла от неметаллических включений следует для футеровки промежуточного ковша и его элементов (стакана-дозатора, погружаемого стакана, стопора) использовать современные огнеупорные материалы, обладающие стойкостью к воздействию жидкой стали, механической прочностью и относительно невысокой стоимостью. Кроме того, в настоящее время востребованы новые технологии рафинирования жидкой стали путем организации рационального движения потоков расплава, продувки инертным газом, применения фильтрующих элементов и т. п.

Влияние шлакообразующих смесей, тепловых и гидродинамических процессов, протекающих в жидком ядре заготовки, на качество литого металла. Для получения бездефектной продукции при непрерывном литье стали особое значение имеют процессы, протекающие в кристаллизаторе.

Шлакообразующие смеси (ШОС) в кристаллизаторе в большой степени определяют стабильность процесса литья, качество поверхности и загрязненность неметаллическими включениями непрерывнолитых заготовок. Основное назначение ШОС – защита зеркала расплава от вторичного окисления и теплопотерь и создание антифрикционного слоя между затвердевающей коркой и внутренней поверхностью кристаллизатора. В связи с этим наиболее важными свойствами шлака являются вязкость, количество кристаллической фазы в шлаковом гарниже, температура и скорость плавления ШОС, т.е. свойства, которые определяют эффективность смазки и интенсивность теплоотвода [8].

Комплексные исследования свойств ШОС, проведенные специалистами ЦНИИчермета [9], показали, что изменение скорости разливки требует

корректировки состава смеси. Причем увеличение скорости разливки приводит к необходимости снижения показателей вязкости и температуры плавления шлака, формирующегося из смеси. Для каждой ШОС существует оптимальная скорость разливки, при которой зона жидкого трения является наибольшей.

Для автоматизации процесса подачи ШОС в кристаллизатор применяются гранулированные смеси. По сравнению с порошкообразными они не расслаиваются при хранении и транспортировке, имеют повышенные теплоизолирующие свойства, хорошо растекаются по зеркалу жидкого металла и выделяют значительно меньше пыли и вредных веществ при использовании. Отмеченные преимущества гранулированных ШОС способствуют снижению брака по поверхностным трещинам и шлаковым включениям [10].

При вводе в строй второй очереди оборудования РУП «БМЗ» фирмой «Фест Альпине» (Австрия) было рекомендовано использовать на МНЛЗ-3 порошкообразные смеси немецкого производства (Scorialit C163-79/H, C163-79/E, C114-73). Для обеспечения стабильности данного процесса и с учетом информации, изложенной выше, при реконструкции МНЛЗ-3 необходимо предусмотреть систему автоматической подачи гранулированных ШОС.

Большое влияние на образование и развитие поверхностных и подповерхностных дефектов, степень загрязнения металла неметаллическими включениями оказывает характер движения потоков расплава в кристаллизаторе. В связи с этим вопросы управления указанными процессами являются весьма актуальными. В настоящее время для решения данной задачи применяют погружные стаканы различной конструкции, электромагнитное перемешивание и иные способы воздействия на жидкий металл. Вопросы применения погружных стаканов рассмотрены нами выше, поэтому далее подробнее рассмотрим иные способы воздействия на жидкое ядро слитка в кристаллизаторе.

Технология электромагнитного перемешивания (ЭМП) в процессе непрерывной разливки металла получила широкое применение, особенно при производстве сортовых заготовок из сталей специального назначения (высокоуглеродистой проволоки, корда и других ответственных машиностроительных изделий). По мнению авторов [11], наиболее предпочтительным является перемешивание в кристаллизаторе, так как при этом обеспечивается улучшение качества поверхности и макроструктуры заготовки. Реализация указанных преимуществ зависит не только от мощности ЭМП, но и от возможности регулировать интенсивность перемешивания на разных участках кристаллизатора. Например, весьма эффективно воздействие электромагнитного поля в районе мениска при разливке открытой струей [11]. Такой прием позволяет уменьшить поверхностную пористость на 80...90%. Но чрезмерная интенсивность перемешивания в области зеркала металла в кристаллизаторе может привести к образованию иных поверхностных дефектов – плены, заливин, ужимин и т.п.

Для создания рациональной системы перемешивания специалисты фирмы JME (Канада) предлагают использовать двойную индукционную катушку, образуемую путем объединения двух индукционных катушек. При этом катушку с длинным магнитным сердечником (M-EMS) помещают в нижней части кристаллизатора, а с коротким сердечником (AC-SM) – вблизи от мениска металла. Питание двух катушек от различных источников, регулирование силы, частоты воздействия и направления вращения позволяют управлять потоками расплава по всей длине кристаллизатора. Перемешивание двойной катушкой ЭМП улучшает структуру и качество поверхности заготовки как при разливке открытой струей, так и при разливке под уровень. При этом значительно уменьшается зона столбчатых кристаллов, повышается плотность осевой зоны. Кроме того, опыт промышленного применения описываемого устройства показал, что такой способ перемешивания позволяет на 8...15% повысить скорость разливки заготовок [11].

Помимо электромагнитного перемешивания для улучшения качества металла, получаемого на машинах непрерывной разливки, применяют и другие способы воздействия на жидкую фазу слитка. Например, учеными ФТИМС НАН Украины и специалистами МК «Азовсталь» было исследовано влияние газоимпульсного перемешивания жидкого металла в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ [12]. Как и электромагнитное перемешивание, предлагаемый способ позволяет сократить время снятия перегрева, обеспечивает удаление неметаллических включений и газов из жидкой стали. Результаты исследований показали, что газоимпульсное перемешивание дает возможность управлять процессами массопереноса примесей в двухфазной зоне, существенно улучшает макро- и микроструктуру заготовки, снижает физическую и химическую неоднородность, обеспечивает повышение плотности и дисперсности кристаллической структуры во всех зонах заготовки.

Исследования различных режимов продувки жидкого металла аргоном в кристаллизаторе, проведенные в условиях Череповецкого металлургического комбината при разливке нержавеющей стали, позволили определить оптимальный расход аргона, который составил 0,04...0,01 м³/мин [13]. При меньшем расходе не обеспечивается требуемая защита струи металла, а при большем – изменяется характер потока пузырей газа: они становятся более крупными, при их всплытии частично оголяется зеркало металла, что ухудшает качество заготовок.

Таким образом, устройства и режимы воздействия на жидкое ядро непрерывнолитой заготовки должны удовлетворять следующим требованиям:

- 1) независимо от природы воздействия они должны способствовать улучшению качества литого металла, сокращению брака и, по возможности, повышению производительности МНЛЗ; при этом использование того или иного устройства должно быть экономически оправдано;

2) режимы работы применяемых устройств должны регулироваться в зависимости от конструкции МНЛЗ, технологических параметров разливки (скорость разливки, температура перегрева расплава и др.) и марки стали.

Механизмы качания кристаллизатора. Значительное влияние на качество поверхности непрерывнолитой заготовки и скорость разливки оказывают режимы возвратно-поступательного движения кристаллизатора. На большинстве МНЛЗ, функционирующих в настоящее время на предприятиях металлургической промышленности, используют традиционные механизмы качания с электроприводом. В возвратно-поступательном перемещении участвуют: рычаг с системой компенсации и амортизации; механизм качания и стол кристаллизатора; сам кристаллизатор с системой охлаждения и кожухом; встроенный механизм ЭМП. Частота качания такой конструкции изменяется в пределах $50 \dots 250 \text{ мин}^{-1}$ при постоянной амплитуде $6 \dots 12 \text{ мм}$ и ограничивается инерционностью качающихся элементов, приводящей к большим динамическим нагрузкам и недопустимой вибрации.

Специалисты фирмы «Paul Wurth S.A.» (Люксембург) разработали принципиально новую конструкцию, представляющую собой гильзовый кристаллизатор со встроенным гидравлическим механизмом качания «Вибромолд», обеспечивающим частоту возвратно-поступательных движений до 600 мин^{-1} [14]. Здесь качанию подвергаются только медная гильза, верхний фланец и перегородка, а кожух с системой охлаждения, опорными роликами, устройством ЭМП и другими элементами остается неподвижным. При этом параметры движения можно изменять непосредственно в процессе разливки: частоту – от 0 до 600 мин^{-1} , амплитуду – от 0 до 4 мм. Кроме того, возможны различные профили кривой качания.

При реконструкции МНЛЗ-3 целесообразно обратить внимание на разработку одного из ведущих мировых производителей машин непрерывной разливки стали концерна «Фест Альпине» (VAI). В начале 90-х годов XX в. VAI совместно с университетом г. Линца (Австрия) разработали опытную установку механизма качания кристаллизатора [15]. Новое устройство проходило промышленные испытания на МНЛЗ-1 предприятия «Лех-Штальверке» (Германия). Основным требованием со стороны заказчика было сохранение конструкции МНЛЗ и кристаллизатора без изменений. Два года работы показали, что новая каскадная система направляющих на пластинчатых пружинах с гидроприводом практически не подвержена износу, не требует профилактического обслуживания, положительно влияет на качество поверхности заготовки, позволяет дистанционно в процессе работы регулировать ход, частоту и форму кривой качания. За время испытаний не было прорывов жидкого металла из-за качания кристаллизатора, брак уменьшился на 36% [15]. В настоящее время система качания «Динафлекс» установлена более чем на двух десятках МНЛЗ.

Кристаллизаторы современных сортовых МНЛЗ. Технологические процессы и механизмы, описанные выше, оказывают весьма существен-

ное влияние на качество непрерывнолитых заготовок и производительность МНЛЗ. Но определяющим фактором в формировании качественных показателей металла, получаемого способом непрерывной разливки, является кристаллизатор. Он выполняет функции приема жидкого металла, попадающего в него из промежуточного ковша, теплоотвода значительной части теплоты расплава, формирования однородной по толщине и составу затвердевшей оболочки, формообразования слитка. От конструкции кристаллизатора зависит скорость вытягивания и качество поверхностных и подповерхностных слоев заготовки.

Известно, что отвод теплоты в значительной степени зависит от наличия газозащитного зазора между стенкой кристаллизатора и коркой кристаллизующегося слитка. Как правило, для устранения либо частичной компенсации теплового сопротивления газовой прослойки кристаллизаторы делают конусными. На практике показатель конусности постоянен по всей длине кристаллизатора. Значительное повышение скоростей разливки в последнее время показало, что такая конструкция оказывается недостаточно эффективной с точки зрения отвода теплоты. С учетом естественной усадки металла при затвердевании некоторые исследователи предлагают выполнять внутреннюю поверхность кристаллизатора в виде параболического профиля [16].

Использование кристаллизаторов с параболической конусностью получило наибольшее распространение на МНЛЗ фирмы «Даниэли» (Италия). На заводе ЗАО «ММЗ-ИСТИЛ» (Украина) была пущена в строй шестиручьевая высокоскоростная МНЛЗ производства «Даниэли». За счет применения кристаллизатора с параболической конусностью при разливке квадрата 100×100 мм была достигнута скорость разливки 5,5 м/мин.

Несмотря на очевидные преимущества новых кристаллизаторов, в процессе их эксплуатации были выявлены отдельные недостатки: повышенный износ стенок кристаллизатора в случае излишней конусности; захолаживание углов заготовки; высокая сила трения между затвердевшей коркой и внутренней поверхностью кристаллизатора в области ребер слитка. Для увеличения срока службы кристаллизаторов данного типа специалистами VAI была разработана новая конструкция с открытыми угловыми областями в нижней зоне [17]. В настоящее время кристаллизаторы «Дайэмоулд» успешно эксплуатируются при разливке заготовок квадратного сечения со стороной 115...140 мм на заводах в США, Франции, Германии, Италии, Испании, Австрии и Китая. Специалистами VAI проводятся исследования с целью применения технологии «Дайэмоулд» для непрерывной разливки крупносортовых заготовок.

В качестве варианта, альтернативного предыдущему, можно использовать технологию «Конвекс» фирмы «Concast» (Швейцария), которая предполагает использование кристаллизатора переменного поперечного сечения [18]. При этом в зоне мениска для улучшения теплоотвода поверхность заготовки имеет выпуклую форму. По мере продвижения по

длине кристаллизатора кривизна стенок плавно уменьшается, и на выходе сечение приобретает строго квадратную форму. Использование кристаллизатора «Конвекс» позволило на сортовой МНЛЗ металлургического завода «Тршинецке Железарни» (Чехия) при разливке квадрата 108×108 мм достичь рекордной скорости разливки 6,4 м/мин. К концу прошлого века на трети общего количества скоростных ручьев в мире использовались описанные кристаллизаторы.

Кроме формы кристаллизатора на его стойкость и скорость теплоотвода существенное влияние оказывает материал стенок кристаллизатора. Исследование механических свойств различных сплавов меди (медно-серебряных, медно-циркониевых и др.) и результаты промышленных испытаний кристаллизаторов из этих сплавов показали значительное преимущество низколегированного медного сплава (НМС) [19].

На РУП «БМЗ» применяется технология нанесения гальванических покрытий на рабочую поверхность сборных и гильзовых кристаллизаторов [20]. Для этих целей используют соединение никеля и фосфора. Благодаря нанесению многослойного покрытия (никель, никель – фосфор и хром) и применению медных жаропрочных сплавов отечественно производства стойкость гильзовых и сборных кристаллизаторов повысилась со 150 до 175 и с 300 до 370 соответственно.

На основании информации, изложенной выше, можно сделать вывод, что кристаллизаторы современной МНЛЗ должны обладать формой, обеспечивающей интенсивный и равномерный по периметру теплоотвод от поверхности затвердевающей заготовки, а также механической прочностью и долговечностью.

Организация режимов охлаждения и разработка систем управления расходом воды в зоне вторичного охлаждения. Качество продукции во многом определяется процессами охлаждения слитка в зоне вторичного охлаждения (ЗВО). При неоптимальной организации охлаждения возможно раскрытие дефектов, зарождающихся в кристаллизаторе (продольных, поперечных, паукообразных трещин), появление холодных трещин. В случае существенного разогрева поверхности слитка после выхода из ЗВО возможно образование внутренних дефектов – горячих трещин и ликвационных полосок. Кроме того, ЗВО должна дополнительно выполнять функцию охлаждения опорных конструкций.

В настоящее время широко распространено ролико-форсуночное охлаждение слитка с применением водяных и водовоздушных форсунок. Кроме отмеченных вариантов при разливке трещиноподобных сталей применяется комбинированная система охлаждения [21]. При сочетании водяного, водовоздушного и парового охлаждения, обеспечивающих коэффициенты теплоотдачи от 200...400 до 150...180 Вт/(м²·К), снижается амплитуда колебаний температуры поверхности по длине непрерывнолитого слитка, характерная для водяного охлаждения. Использование комбинированной системы охлаждения на МНЛЗ комбината «Азовсталь» позволило снизить брак по поверхностным трещинам.

Большое число публикаций посвящено организации «мягкого» водовоздушного охлаждения [22 – 24]. Эффективность водовоздушного охлаждения объясняется тем, что благодаря высокой кинетической энергии с металлом одновременно контактирует большое количество распыленной воды. При одном и том же расходе площадь теплообмена между водой и заготовкой увеличивается: с одной стороны вода мелко распылена и число капель очень велико, с другой – эти капли равномерно распределяются по поверхности заготовки. Применение водовоздушной системы охлаждения позволяет снизить количество дефектов поверхности и осевую ликвацию, исключить образование трещин по кромке слитка, на 15...20% повысить скорость разливки [22]. Кроме того, благодаря конструктивным особенностям водовоздушные форсунки имеют большой диапазон регулирования, за счет чего можно гибко управлять режимами охлаждения непрерывнолитых заготовок в ЗВО. Но сама система управления при этом усложняется, так как необходимо управлять расходом не только воды, но и воздуха.

Без сомнения, реализация оптимальных режимов охлаждения приводит к ужесточению требований к конструкции ЗВО. Прежде всего это касается форсунок, которые должны обладать стабильным углом распыла и обеспечивать равномерное распределение охладителя (воды или водовоздушной смеси) по всему объему факела в широком диапазоне регулирования, быть малочувствительными к засорению [22, 24].

Учитывая результаты исследований режимов охлаждения непрерывнолитых заготовок на МНЛЗ-3, проведенных специалистами КНПЛ «ПМП» [25], и информацию, изложенную выше, можно сделать нижеследующие выводы.

1. При реконструкции МНЛЗ-3 новую систему ЗВО необходимо конструировать таким образом, чтобы обеспечить плавное, без скачков понижение температуры поверхности заготовки для всего марочного сортамента. К зоне правки она должна находиться в диапазоне пластичности (900...1100 °С). В настоящее время при скоростях разливки 0,6...0,7 м/мин наблюдается переохлаждение поверхности слитков, что приводит к повышению нагрузок в правильной машине и уровня напряжений в разгибаемой заготовке. А это, в свою очередь, может спровоцировать образование холодных трещин либо раскрытие поверхностных дефектов, образовавшихся выше (в кристаллизаторе или в ЗВО).

2. Целесообразно рассмотреть вариант организации комбинированного охлаждения: в первых секциях ЗВО – водяное, а далее – «мягкое» водовоздушное или паровоздушное.

3. Работа ЗВО во всем диапазоне скоростей разливки должна автоматически управляться с помощью динамической системы, учитывающей конструктивные особенности МНЛЗ.

Выбор рациональной роликовой схемы МНЛЗ. Применение технологии «мягкого» обжатия с целью улучшения качества осевой зоны непрерывнолитых заготовок. Причиной образования дефектов макроструктуры непрерывнолитой заготовки могут быть не только недостатки и

нарушения технологических режимов, но и механические напряжения, возникающие при вытягивании, изгибе и выпрямлении слитка. В связи с этим выбор рациональной схемы размещения поддерживающих, опорных, изгибающих и разгибающих роликов, обеспечение жесткости разливочной дуги, прочности и долговечности подшипниковых узлов конструкции являются первоочередной задачей при строительстве и реконструкции МНЛЗ.

Исследования зависимостей усилий правки от конструктивных и технологических факторов описаны в работе [26]. Авторы делают вывод, что податливость роликового аппарата оказывает весьма существенное влияние на нагрузку правки. Увеличение податливости приводит к образованию своеобразной «подушки» из роликов. Расчеты показали, что усилие правки практически пропорционально реологической жесткости непрерывнолитых заготовок. На жесткость весьма существенно влияет температура поверхности слитка, изменяющаяся в зависимости от технологических параметров разливки, но при этом авторы [26] отмечают, что скорость разливки практически не влияет на нагрузку в правильной машине благодаря взаимной компенсации факторов увеличения скорости деформирования и уменьшения реологической жесткости металла. Кроме того, исследования показали, что сокращение расстояния между роликами на участке правки приводит к пропорциональному уменьшению нагрузки.

Применение оригинальной конструкции роликовой секции CyberLink, разработанной фирмой SMS Demag AG, является новым шагом к улучшению качества и экономичности технологии непрерывного литья заготовок [27]. Особенностью секции CyberLink является то, что ролики не нуждаются в боковой раме и подъемной траверсе, а центрирование обеспечивается автоматически за счет направляющих устройств верхней рамы. Это не только позволяет упростить конструкцию, но и практически полностью исключает возникновение поперечных воздействий со стороны роликов на затвердевающую заготовку. Кроме того, новая технология дает возможность с высокой степенью точности определять положение жидкой лунки. Используется весьма простой и надежный способ: ролики с помощью прижимных цилиндров подвергают качанию с амплитудой 0,3 мм и частотой 3 Гц, затем определяют ход верхней рамы и усилие качания и строят диаграмму зависимости усилие – перемещение. В результате получается кривая гистерезиса, площадь петли которой численно равна количеству энергии, необходимой для качания, и ступенчато изменяется при переходе металла из двухфазного состояния в твердое. Таким образом, определяется секция, где заканчивается жидкая лунка. Данный способ прост в реализации, значительно точнее применяемых математических моделей, так как автоматически определяет металлургическую длину слитка даже в случае непредвиденных сбоев в процессе непрерывной разливки (отказ форсунок в ЗВО, изменение начальной температуры расплава, отключение катушки ЭМП и т.д.), не требует большого количества контрольно-измерительных приборов и сложного программного обеспечения. Про-

мышленные испытания технологии CyberLink показали, что она позволяет в 2 раза уменьшить износ роликов МНЛЗ, улучшить качество непрерывнолитых заготовок за счет устранения давления на затвердевающую корку со стороны роликов, увеличить скорость разливки и выход годного литья.

Знание положения жидкой лунки и соотношения объемов закристаллизовавшегося и жидкого металла по длине технологической оси МНЛЗ необходимо при организации «мягкого» обжата. Достаточно широкое распространение данный способ получил на машинах непрерывной разливки слябов [28]. Например, фирмой VAI разработана конструкция гидравлически регулируемого сегмента SMART. Совместное применение данного устройства и системы автоматического управления, контролирующей технологические параметры непрерывной разливки и определяющей положение жидкой лунки, позволяет добиться существенного улучшения качества осевой зоны сляба. Это подтверждается высоким качеством продукции, получаемой на слябовой МНЛЗ компании Rautaruukki Oy, которая первой в мире была полностью оборудована системой динамического вытягивания слитка, состоящей из пятнадцати сегментов SMART.

Применение метода «мягкого» обжата для динамического воздействия на внутренние объемы блюмов имеет свои особенности, связанные с геометрической формой заготовок. Большая жесткость затвердевшего каркаса блюма по сравнению со слябом приводит к существенному увеличению усилия обжата. Кроме того, приложение усилия обжата по двум граням может вызвать выпучивание двух других граней, что нивелирует эффект подавления осевой ликвации. Исследованиями установлено, что эффективность «мягкого» обжата во многом зависит от места приложения и давления на заготовку. По мнению некоторых исследователей, максимальный положительный результат можно получить при обжатии заготовки, в которой доля твердой фазы в осевой зоне составляет более 50%. При этом подавление осевой ликвации достигается за счет выдавливания жидкого металла в более высокие горизонты.

В настоящее время все шире используется технология «мягкого» обжата с помощью валков, длина бочки которых меньше, чем длина грани непрерывнолитой заготовки [29]. Например, на заводе «Ниппон кокан» (Япония) при разливке блюмов сечением 250×400 мм для этих целей применяют валки длиной 250...300 мм.

В связи с тем, что проблема возникновения осевой ликвации и пористости особенно важна при разливке стали высокоуглеродистых и легированных марок, вопросы организации «мягкого» обжата актуальны для РУП «БМЗ». Исследования специалистов завода, посвященные изучению возможности применения данного метода с целью улучшения качества непрерывнолитых заготовок, отливаемых на МНЛЗ-3, представлены в статье [30].

Автоматизированные системы управления процессом непрерывной разливки. В настоящее время автоматизация технологического про-

цесса непрерывной разливки достигла высокого уровня и приобретает комплексный характер.

Фирма VAI работает в области автоматизации МНЛЗ с начала 80-х годов XX в. В настоящее время специалистами VAI разработана концепция управления МНЛЗ, основную идею которой можно сформулировать так: «Подключайся и разливай» [29]. Система управления состоит из распределенных модулей. Каждый компонент подключен к устройству сбора данных, которое объединяет отдельные компоненты в единую систему и обеспечивает данные для человеко-машинного интерфейса. Блоки оборудованы специальными интеллектуальными и операционными системами и могут функционировать как автономные устройства для профилактического ухода или испытаний и т.п. Примерами отдельных блоков схемы «подключайся и разливай» могут служить устройство качания кристаллизатора «Динафлекс» [15], система автоматизации уровня L2. Последняя имеет модульную структуру и спроектирована с целью оптимизации технологического процесса разливки. Она включает модели для динамичного управления системой вторичного охлаждения, оптимизации выхода годного, управления качеством и другого технологического регулирования.

Среди последних разработок отдела автоматизации VAI следует выделить систему «Моулд-эксперт» и АСТК (автоматическая система регулирования конусности слитка) [29]. Основные функции, выполняемые системой «Моулд-эксперт», – текущий контроль за температурой и механизмом качания) кристаллизатора, предотвращение прорывов жидкого металла, расчет теплового потока и трения. АСТК спроектирована с целью уменьшения сегрегации в центральной зоне слитка. Она управляет гидравлически регулируемыми сегментами SMART (система моментального автоматического регулирования толщины), компенсирующими термическую усадку слитка. По мнению специалистов VAI, в последующие годы помимо разработки не требующих сложного ухода систем автоматизации основной задачей будет осуществление дальнейшего прогресса в разработке моделей для описания критических моментов процесса непрерывной разливки с целью более эффективного управления качеством литой продукции.

Ю.Е. Канн [31] в качестве основополагающего принципа создания системы автоматического управления процессом непрерывной разливки предлагает использовать принцип «стандартной технологии». Данную методику можно реализовать на основе выявленных взаимосвязей качества слитка и технологических параметров, т.е. должен быть осуществлен принцип ведения процесса в жестких рамках технологической схемы (такой метод принят при непрерывной разливке в Германии и Японии). Любые изменения возможны только после проведения соответствующих исследований. По мнению автора [31], основным принципом системы управления МНЛЗ должно быть не исправление в процессе разливки ошибок, допущенных в период подготовки металла к разливке, а подго-

товка металла в строгом соответствии с требованиями технологии, не идентификация брака, полученного при разливке, а предупреждение его появления в результате соблюдения оптимальных параметров технологии. Такая система экономична, поскольку не требует применения дорогостоящей аппаратуры (дефектоскопов, ЭВМ), контрольно-измерительных приборов и т.п.

В условиях РУП «БМЗ» функционирует система «Оракул», которая с помощью математических моделей, разработанных на основе фундаментальных термодинамических и физико-химических закономерностей, способна предварительно проектировать режимы работы сталеплавильных агрегатов, оборудования для внепечной обработки и непрерывной разливки стали [32]. Основными входными параметрами модели непрерывной разливки в данной системе являются температура разливаемого металла, скорость разливки, расходы охлаждающей воды в кристаллизаторе и зоне вторичного охлаждения. В процессе работы рассчитываются текущая температура поверхности и толщина твердой корки по длине слитка, глубина жидкой лунки и продолжительность полного затвердевания заготовки, распределение температуры по поперечному сечению слитка, рациональные расходы воды по секциям, максимально допустимая скорость вытягивания для предотвращения образования внутренних трещин. Понесенное введение и применение автоматических систем управления (АСУ), используемое в системе «Оракул» последовательно для всех основных агрегатов технологического процесса, на наш взгляд, перспективно. Но следует избегать излишнего усложнения и удорожания АСУ, так как это может привести к превышению затрат на управляющую систему над стоимостью брака, который будет предотвращен или идентифицирован.

Итак, в статье рассмотрены современные конструктивные и технологические решения основных устройств и систем машин непрерывной разливки стали, проанализированы наиболее перспективные разработки, опыт которых целесообразно учесть при проведении реконструкции МНЛЗ-3 РУП «БМЗ». Основное внимание уделено обеспечению качества литого металла на всех стадиях разливки – от промежуточного ковша до момента получения мерной заготовки. При этом отмечается, что получение качественной непрерывнолитой заготовки является залогом высокого качества готовой продукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Савченко В.В., Останина Л.В. Заращение разливочных стаканов при непрерывной разливке низкоуглеродистой стали на сортовые заготовки // *Сталь*. 1998. № 3. С. 40 – 42.
2. Применение отечественных составных стаканов-дозаторов в промежуточных ковшах МНЛЗ с малым сечением кристаллизатора / Х.С. Разз, В.В. Примаченко, А.Г. Караулов и др. // *Сталь*. 2002. № 8. С. 43 – 44.
3. Ефимов Г.В. Управление процессом рафинирования стали в промежуточном ковше // *Сталь*. 2001. № 4. С. 24 – 27.

4. Кузнецов Г.И., Кортель А.А. Новые разработки в области огнеупоров для прогрессивных технологий металлургического производства // Сталь. 1995. № 4. С. 25 – 27.
5. Качев П.Н., Лейтес А.В., Канн Ю.Е. Повышение стойкости футеровки промежуточных ковшей и снижение загрязненности непрерывнолитых заготовок // Сталь. 1981. № 3. С. 21 – 23.
6. Новая технология изготовления корундографитовых погружаемых стаканов для сортовой МНЛЗ / Л.М. Аксельрод, И.В. Егоров, В.П. Мигаль и др. // Сталь. 1997. № 5. С. 28 – 30.
7. Управление потоками стали в кристаллизаторе с помощью разливочных стаканов / В.И. Ильин, Л.К. Федоров, Б.А. Коротков и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 1991. № 3. С. 19 – 22.
8. Лейтес А.В. Защита стали в процессе непрерывной разливки. М.: Металлургия, 1984. 200 с.
9. Улучшение поверхности непрерывнолитого слитка путем оптимизации свойств шлакообразующей смеси / В.М. Паршин, И.И. Шейнфельд, В.М. Кукарцев и др. // Сталь. 1986. № 7. С. 22 – 24.
10. Ногтев В.П., Юречко Д.В., Сатосин М.В. Сопоставление эффективности шлакообразующих смесей путем измерения силы трения в кристаллизаторе // Сталь. 1999. № 11. С. 25 – 26.
11. Бейтельман Л. Улучшение качества сортовых заготовок путем электромагнитного перемешивания стали в кристаллизаторе // Сталь. 1997. № 4. С. 21 – 24.
12. Повышение однородности осевой зоны непрерывнолитых слябов методами внешних воздействий / Р.Я. Якобше, Ю.Я. Скок, В.Н. Баранова и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2002. № 10. С. 143 – 146.
13. Совершенствование технологии непрерывной разливки коррозионнстойкой стали / Б.А. Коротков, В.М. Кукарцев, О.Е. Молчанов и др. // Металлург. 1986. № 3. С. 28 – 29.
14. Кель Н., Лонарди Э., Шерген П. Гильзовый кристаллизатор высокоскоростных МНЛЗ со встроенным механизмом гидравлического качания «Вибромолд» // Сталь. 1999. № 4. С. 23 – 26.
15. Освоение устройства качания кристаллизатора «Динафлекс» на предприятии «Лех-Штальверке» / Н. Кель, К. Мервальд, Й. Пеппл, Х. Тене // Сталь. 2001. № 2. С. 53 – 55.
16. Хорбах У., Коккентид Й., Юнг В. Литье сортовых заготовок на МНЛЗ с высокой скоростью через кристаллизатор параболического профиля // МРТ. 1998. № 3. С. 42 – 51.
17. Высокоскоростная МНЛЗ производства ФАИ / Ж.Л. Минг, Х.П. Коглер, Г. Зедербауер и др. // Сталь. 2001. № 1. С. 62 – 64.
18. Rischka B., Rushforth M., Tercelli C. Special Bar Quality (SBQ) Production International Conf. Trinec (Czech rep.) 1997. P. 15 – 32.
19. Ермолюк Т.Д., Лях А.П., Целиков А.А. Повышение эксплуатационной стойкости кристаллизатора МНЛЗ // Сталь. 1981. № 5. С. 33 – 36.
20. Бусел Н.А., Ходоренко Т.Г. Многослойное гальваническое покрытие кристаллизаторов УНРС // Бюл. науч.-техн. инф. Черная металлургия. 1990. № 1. С. 11 – 14.
21. Комбинированная система охлаждения непрерывнолитых слитков. / О.Н. Ермаков, В.И. Лебедев, О.В. Носоченко и др. // Сталь. 1991. № 2. С. 23 – 25.
22. Шатохин С. Использование преимуществ современных водовоздушных форсунок во вторичных зонах МНЛЗ // Сталь. 2002. № 9. С. 28 – 33.

23. Водовоздушное охлаждение блюмовых заготовок на МНЛЗ Оскольского электрометаллургического комбината / Ю.М. Айзин, В.И. Ганин, А.М. Ереметов и др. // Сталь. 1989. № 9. С. 28 – 30.

24. Усовершенствование конструкции коллектора в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ / К.Н. Вдовин, А.Д. Носов, С.В. Горосткин и др. // Сталь. 1999. № 11. С. 24 – 25.

25. Комплексные исследования процессов формирования непрерывнолитых стальных заготовок с целью повышения качества / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, Н.В. Андрианов и др. // Литье и металлургия. 2004. № 1. С. 5 – 11.

26. Корзунин Л.Г., Буланов Л.В. Зависимость усилий правки непрерывнолитой заготовки от конструктивных и технологических факторов // Сталь. 1999. № 9. С. 22 – 24.

27. Улучшение качества и повышение экономичности технологии непрерывного литья заготовок / П. Мюллер, Г. Грундман, Х. фон Выл и др. // Черные металлы. 2003. № 2. С. 44 – 48.

28. Автоматическое регулирование конусности и толщины непрерывнолитого слитка в ходе процесса непрерывной разливки / К. Федершпиль, К. Мервальд, М. Талхаммер и др. // Черные металлы. 2001. № 6. С. 64 – 69.

29. Тюрин В.А. Повышение качества непрерывнолитой заготовки // Сталь. 2000. № 12. С. 13 – 15.

30. Маточкин В.А., Стеблов А.Б., Оленченко А.В. Идея «мягкого» обжата как способ управления усадочными и ликвационными процессами при затвердевании непрерывнолитых заготовок // Литье и металлургия. 2003. № 1. С. 37 – 40.

31. Канн Ю.Е. Управление качеством непрерывнолитых заготовок // Сталь. 1991. № 1. С. 27 – 28.

32. Скрябин В.Г. Математическое моделирование процессов для АСУ выплавки // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2002. № 10. С. 98 – 100.

УДК 669.046: 536.12: 518.61

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
И.А. ТРУСОВА, канд. техн. наук, **Д.Н. АНДРИАНОВ**, канд. техн. наук,
С.М. КАБИШОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
В.А. ТИЩЕНКО, канд. техн. наук,
В.И. ЩЕРБАКОВ, **И.В. КОТОВ** (РУП «БМЗ»)

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ СТАНОВ 320 И 850 РУП «БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД»

Идеология комплексных исследований промышленных агрегатов нашла широкое применение в практике металлургического производства. Преимущества совместного проведения теоретических и экспериментальных исследований очевидны. С одной стороны, экспериментальные данные позволяют оценить реальное состояние конкретного устройства, с другой – выполнить параметрическую настройку математической модели исследуемого процесса,

что в итоге дает возможность с помощью численных расчетов оптимизировать либо изучить работу агрегата, варьируя технологические параметры.

В статье изложены результаты комплексных исследований нагревательных печей станом 320 и 850 РУП «БМЗ». Целесообразность исследований тепловой работы данных нагревательных печей обусловлена прежде всего тем, что они эксплуатируются без капитального ремонта в течение достаточно длительного времени.

Наибольший интерес представляют экспериментальные данные, полученные на нагревательных устройствах в промышленных условиях. Методика проведения экспериментов, разработанная совместно специалистами комплексной научно-производственной лаборатории «Проблемы металлургического производства» (КНПЛ «ПМП») и РУП «БМЗ», описана в работах [1 – 4], поэтому более подробно остановимся на результатах исследований, проведенных в период 2003 – 2004 гг.

Экспериментальные и теоретические исследования тепловой работы нагревательной печи стана 320. Нагревательная печь с шагающими балками и шагающим подом стана 320 (рис. 1) (до 2000 г. стан 320/150) введена в эксплуатацию при освоении первой очереди РУП «БМЗ» в 1984 г. Она предназначена для нагрева непрерывнолитых и катаных заготовок сечением 125×125 мм и 140×140 мм длиной 10,3...12,0 м. На участке шагающих балок печь оборудована шестью длиннофакельными горелками типа FR-7, установленными на боковых стенах ниже уровня балок. Остальные зоны отапливаются плоскопламенными газогорелочными устройствами типа ВФМ. Воздух горения подогревается в рекуператоре до температуры 450 °С.

При освоении второй очереди РУП «БМЗ» (1987 – 1988 гг.) в составе прокатного стана 850 пущена в эксплуатацию нагревательная печь с шагающими балками (рис. 2). Печь общей длиной 23,34 м имеет одну неотапливаемую и семь отапливаемых зон (три верхние и четыре нижние), оборудована рекуператором, обеспечивающим подогрев воздуха до 450...550 °С. В нижних зонах (2, 4, 6 и 7) установлено восемнадцать боковых длиннофакельных горелок типа НТР Bloom-1200, а в верхних зонах (1, 3 и 5) – двадцать семь сводовых плоскопламенных горелок типа НТР Bloom-2110.

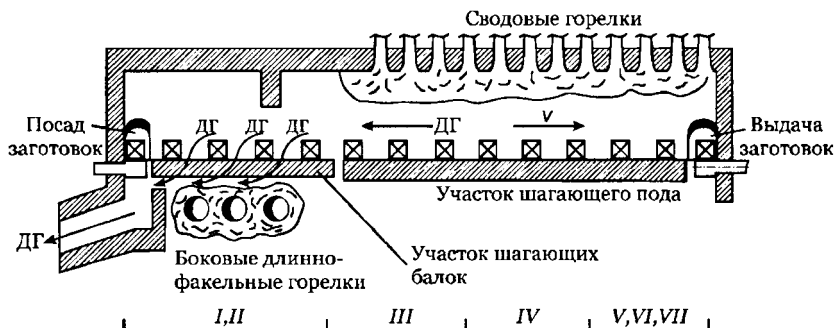


Рис. 1. Схема нагревательной с комбинированным подом печи стана 320

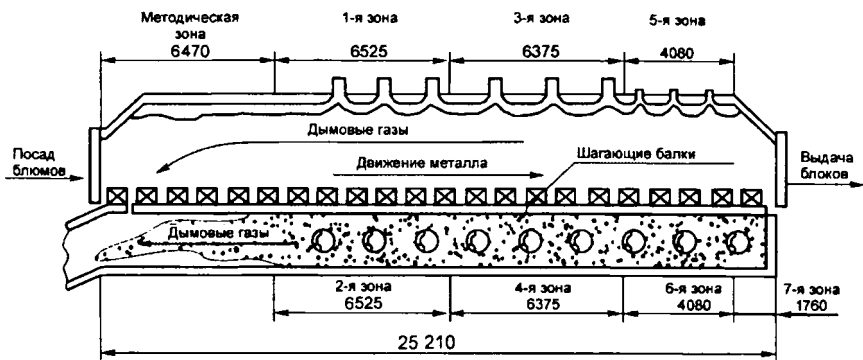


Рис. 2. Схема нагревательной печи с шагающими балками стана 850

Специалистами КНПЛ «ПМП» и РУП «БМЗ» были выполнены экспериментальные исследования по изучению фактической динамики нагрева металла в нагревательной печи стана 320 при зачеканивании термопар в сечение непрерывнолитой заготовки размерами 125×125×11 800 мм.

С целью детального изучения тепловой работы печи проведены три эксперимента при различной тепловой мощности печи, в ходе которых фиксировались все основные показатели тепловой работы нагревательной печи (производительность, температура печного пространства по зонам, расход газа и воздуха, количество и температура охлаждающей воды, температура уходящих газов и др.), что позволило в итоге определить фактические теплотехнические параметры печи в период проведения исследований.

При проведении первого и второго экспериментов измерялась температура в центре заготовки как в наиболее характерной точке сечения. Именно по этим значениям можно реально оценить, насколько прогрета заготовка в момент выхода из печи. На рис. 3, а (эксперимент I) и рис. 3, б (эксперимент II) представлена динамика изменения температуры в указанной точке сечения заготовки. И в первом (рис. 3, а), и во втором (рис. 3, б) случае наблюдается плавное повышение температуры центра заготовки в методической зоне примерно до 750 °С. При этом скорость повышения температуры в исследуемой точке в методической зоне составляет 18...22 град/мин (для эксперимента I) и 25...30 град/мин (для эксперимента II). При попадании заготовки в сварочную зону наблюдается скачок температуры, но скорость нагрева не превышает указанных ранее значений. Требуемой температуры (1190...1200 °С) заготовка достигает уже в начале томильной зоны.

О температурном перепаде по сечению заготовки судить, исходя из экспериментальных данных, невозможно, так как температура фиксировалась лишь в одной точке. Но небольшие размеры и значения температуры центра заготовки позволяют предположить, что уже в начале томильной зоны температурный перепад равен практически нескольким градусам. А это значит, что можно сократить время нагрева и тем повысить производительность печи без ущерба для качества нагрева.

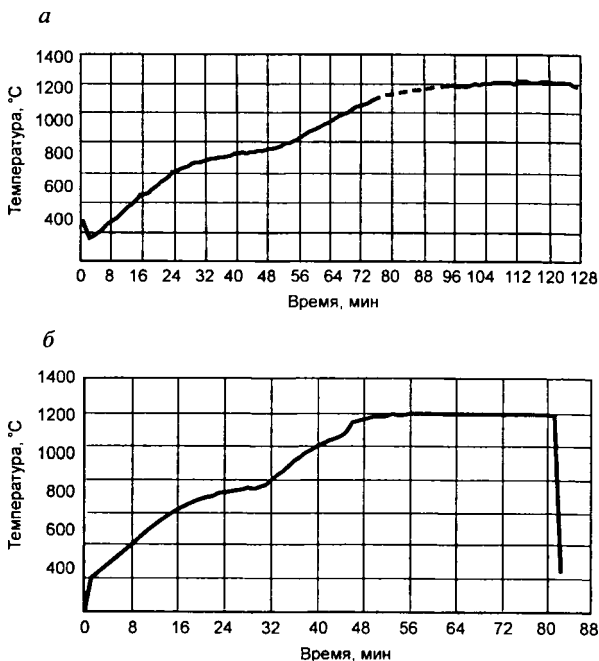


Рис. 3. Динамика изменения температуры в центре заготовки сечением 125×125 мм из стали Ст3 при нагреве в печи стана 320:
а – эксперимент I; *б* – эксперимент II

С целью анализа теплотехнических характеристик нагревательной печи стана 320 по результатам экспериментов были проведены расчеты фактических тепловых балансов. Удельный расход условного топлива по данным эксперимента I составил 58,7 кг у.т./т, а в эксперименте II – 53 кг у.т./т. Очевидно, что сокращение времени нагрева на 40 мин (разница между первым и вторым экспериментами) позволяет сэкономить 5,7 кг у.т./т; КПД печи при этом возрастает с 43,75 до 48,33%. Вместе с тем эти данные свидетельствуют о неудовлетворительной тепловой работе печи и горелочных устройств.

С целью определения путей дальнейшего совершенствования режимов работы исследуемого агрегата и оценки фактического состояния оборудования печи был проведен третий эксперимент по определению динамики нагрева мелкосортных заготовок сечением 125×125 мм. При этом измерялась температура в центре заготовки, в середине и на ребрах верхней и нижней граней. Полученные данные позволяют реально оценить температурное поле заготовки в процессе нагрева. Результаты эксперимента представлены на рис. 4. Следует отметить, что при проведении данного эксперимента печь уже работала по новому температурному режиму. Данные термометрирования показывают, что в методической зоне температура исследуемой заготовки плавно повышается до 680...750 °С. При этом

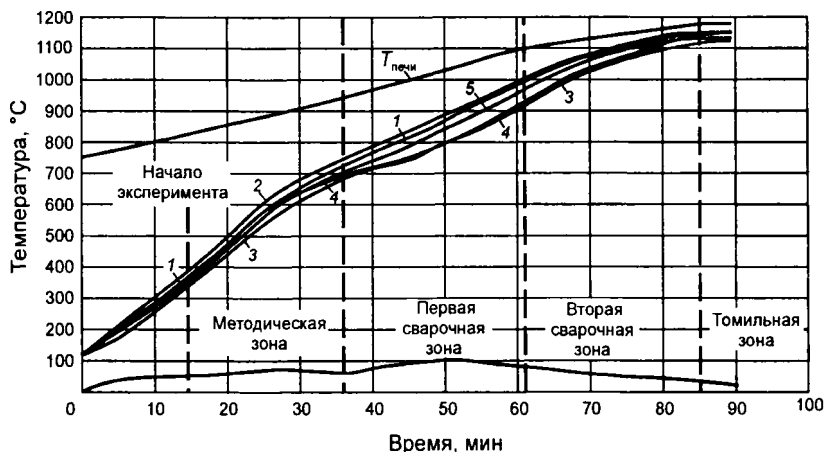


Рис. 4. Динамика изменения температур в контрольных точках заготовки сечением 125×125 мм из стали Ст3 при нагреве в печи стана 320:

1 – середина – верх; 2 – угол – верх; 3 – центр; 5 – угол – низ

скорость роста температуры составляет 17...20 град/мин, температурный перепад по сечению не превышает 70 °С. К середине первой сварочной зоны наблюдается увеличение температурного перепада до 110 °С. Требуемой температуры (1160...1170 °С) поверхность заготовки достигает уже в начале томильной зоны, где происходит дальнейшее выравнивание температурного поля.

Расчет теплового баланса по результатам эксперимента показал, что удельный расход условного топлива с учетом того, что начальная температура заготовки находилась на уровне 130...150 °С, составил 42,3 кг у.т/т при производительности печи 110 т/ч. Теоретическая оценка этого же показателя при посадке в печь металла с начальной температурой, равной температуре окружающей среды, при прочих равных условиях дала результат, равный 45,4 кг у.т/т. Вместе с тем, согласно данным [1, 5], где приведены результаты исследования тепловой работы нагревательной печи стана 320 в период 1985 – 1986 гг., удельный расход условного топлива составлял 37...40 кг у.т/т, а производительность достигала 170 т/ч. Более детальный анализ тепловой работы печи показал износ футеровки и неудовлетворительную работу газогорелочных устройств, что приводит к увеличению топливопотребления и выбросов вредных веществ (NO_x).

Комплексные исследования тепловой работы печи с шагающими балками стана 850. Технологической особенностью процесса нагрева в печи стана 850 является организация горячего посада заготовок. В технической литературе, освещающей проблематику экспериментальных исследований процессов нагрева в печах прокатного производства, отсутствуют сведения об исследовании динамики нагрева непрерывнолитых

заготовок при организации горячего посада. Учитывая сказанное, специалисты БНТУ и РУП «БМЗ» разработали методику проведения уникального эксперимента, позволяющую оценить температурное поле заготовки при горячем посаде. Объектом исследований явилась непрерывнолитая заготовка из стали ШХ15СГ, производство которой освоено на РУП «БМЗ» в 2001 – 2002 гг. в соответствии с программой импортозамещения [6].

Методика проведения эксперимента включала следующие этапы:

1) в методической зоне печи предварительно были проделаны технологическое отверстие в своде диаметром 28 мм и смотровое окно в боковой стене в одной плоскости с ним;

2) заготовку размерами 250×300×5300 мм из стали ШХ15СГ загрузили в нагревательную печь и выдерживали в методической зоне при постоянной температуре (в связи с перевалкой печь работала вхолостую);

3) опытную заготовку подавали под технологическое отверстие в своде печи, через которое опускались термомпары. С помощью крюков через смотровое окно их вставляли в заранее просверленные отверстия. В качестве вторичного прибора использовался потенциометр HoneyWell VRX-100;

4) при достижении температурой заготовки среднemasсовой температуры, удовлетворяющей требованиям технологической инструкции при организации горячего посада, заготовку переместили к началу методической зоны, и далее печь работала в нормальном режиме;

5) после перемещения заготовки к окну выдачи термомпары были отсоединены от потенциометра. При выдаче металла термомпары извлекли из заготовки и с помощью крюков вытащили из печи. Исследуемая заготовка по рольгангу была отправлена на аварийный стол, где с нее были взяты пробы окалины.

На рис. 5 представлена динамика изменения температур центра и угла заготовки сечением 250×300 мм из стали ШХ15СГ при нагреве в печи стана 850. В первом случае (рис. 5, а) заготовка была предварительно нагрета в методической зоне до температур: угол – 856 °С, центр – 716 °С. Как видим, в процессе нагрева температурный перепад вначале увеличился до 230 °С (сварочная зона), а к началу томильной зоны уменьшился до 30 °С. Максимальная скорость нагрева для поверхности наблюдалась в начале сварочной зоны и достигала 7,4 град /мин, а для центра в конце сварочной зоны – 13 град /мин. К середине томильной зоны температурный перепад по сечению заготовки не превышал 5 °С. Средняя температура металла на выдаче составила 1214 °С.

Анализируя результаты второго эксперимента (рис. 5, б), следует отметить, что в конце предварительного нагрева заготовки в методической зоне температуры в исследуемых точках несколько превышали значения, полученные в предыдущем случае, и составляли 762 °С в центре и 888 °С в углу заготовки. Максимальный температурный перепад по сечению заготовки наблюдался, как и при проведении первого эксперимента, в начале

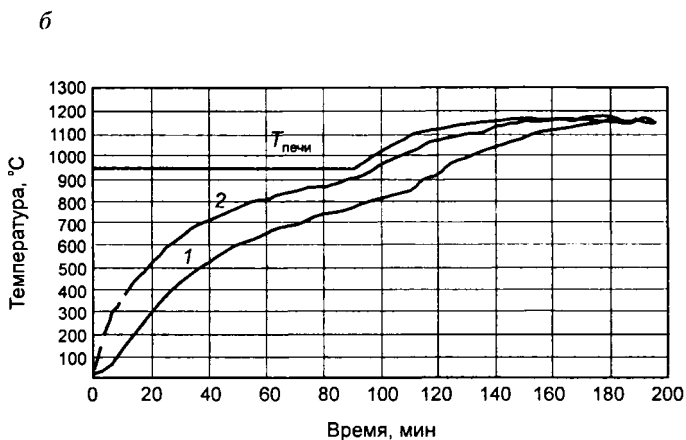
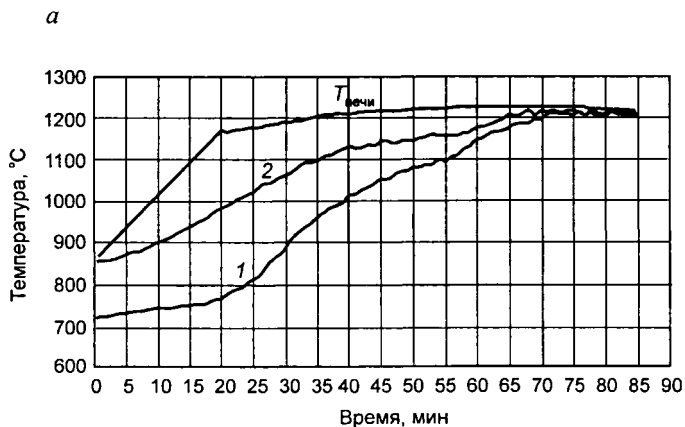


Рис. 5. Результаты экспериментальных исследований нагрева заготовки сечением 250×300 мм из стали ШХ15СГ в печи стана 850 (горячий посад)

сварочной зоны и был равен 162 °С. Уменьшение неравномерности нагрева металла объясняется более низкой производительностью печи во время второго эксперимента и, как следствие, – меньшей скоростью нагрева. К середине томильной зоны (180-я минута эксперимента) температурное поле заготовки выровнялось, и значения температур в центре и углу различались весьма незначительно (рис. 5, б). Данный факт позволил предположить, что потенциал печи используется не полностью и есть возможность сократить время нагрева и тем самым повысить производительность печи без ущерба качеству нагрева. Конечная температура нагрева металла была ограничена 1150...1160 °С, что объясняется технологическими особенностями производства проката из шарикоподшипниковой стали и ее пластическими свойствами вблизи температуры солидус.

Анализ результатов расчета тепловых балансов показал, что удельный расход условного топлива в зависимости от производительности при горячем посаде находится в пределах 21...26 кг у.т/т, КПД составляет 50...55%. Сравнивая полученные данные с показателями работы зарубежных аналогов, можно сделать вывод, что существуют резервы увеличения производительности, сокращения расхода природного газа.

Разработка рациональных режимов нагрева металла в нагревательных печах станков 320 и 850. Для разработки оптимальных режимов нагрева, обеспечивающих минимизацию расхода топлива, в качестве математического аппарата был использован метод магистральной асимптотической оптимизации, разработанный в БНТУ и достаточно хорошо зарекомендовавший себя при решении ряда промышленных задач, в частности задач нагрева [5, 7, 8]. Особенностью данного алгоритма оптимального управления является то, что управление динамикой изменения температур греющей среды и металла осуществляется посредством изменения мгновенного расхода топлива.

Сформулированный алгоритм был использован для разработки оптимальных режимов нагрева стали в печах станков 320 и 850. Анализ полученного распределения топлива по длине печи позволил сделать вывод, что с целью снижения топливопотребления и окалинообразования следует на 10...20 °С снизить температуру в первой сварочной зоне и на столько же повысить во второй. При этом, учитывая, что часть теплового потока в нижних отапливаемых зонах поглощается водоохлаждаемыми балками, в данных зонах необходимо поддерживать температуру на 20–40 °С выше, чем в верхних.

Для примера сравним динамику изменения температур в центре и середине верхней грани заготовки сечением 250×300 мм из стали 70К при нагреве в печи стана 850 по заводскому (рис. 6, а) и новому (рис. 6, б) режимам. Предлагаемый режим позволяет при сохранении качества нагрева металла снизить количество окалины на 0,42...0,50 кг/т, а удельный расход условного топлива – на 1,1...1,5 кг у.т/т.

Аналогичным образом осуществлен поиск рациональных режимов нагрева стали в печи стана 320, в результате внедрения которых удельный расход условного топлива при нагреве мелкосортных заготовок сечением 125×125 мм уменьшился на 0,50...1,55 кг у.т/т, а количество окалины – на 1,3...2,2 кг/т.

Таким образом, разработана методология комплексных исследований нагревательных печей современной конструкции, включающая экспериментальное и теоретическое изучение внутреннего теплообмена с учетом конструктивных и технологических особенностей исследуемой печи. При этом сформулирована методика проведения экспериментальных исследований температурного поля заготовок при нагреве с холодного и горячего посада.

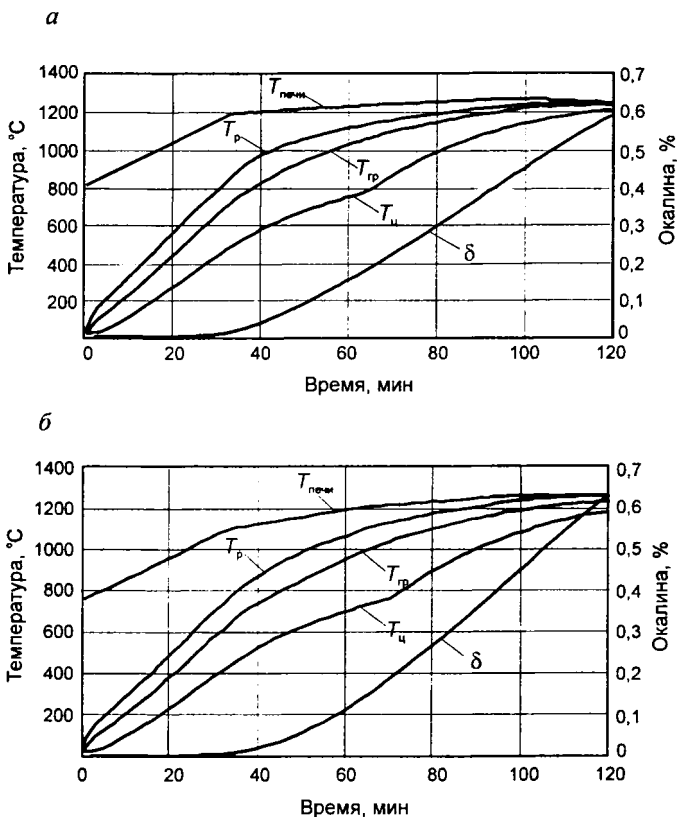


Рис. 6. Изменение температуры в характерных точках заготовки сечением 250×300 мм из стали 70К при нагреве в печи стана 850:
a – по заводскому режиму; *b* – по новому режиму

По результатам выполненных научных исследований были разработаны и внедрены в производство рациональные режимы нагрева средне- и мелкосортных непрерывнолитых и катаных заготовок в печах станов 320 и 850. Это позволило достичь показателей работы печных агрегатов РУП «БМЗ» (удельный расход условного топлива, КПД печи, коэффициент использования топлива), соответствующих показателям лучших мировых аналогов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стальной слиток: В 3 т. Т. 3: Нагрев / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, И.А. Трусова, В.В. Филиппов; под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Бел. наука, 2001. 879 с.

2. Энергоэкологические испытания печей с шагающими балками / Б.С. Сокола, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова и др. // Сталь. 1991. № 7. С. 52 – 56.
3. Комплексная методология разработки экономичных режимов нагрева стали в печах / В.И. Тимошпольский, В.А. Тищенко, С.М. Козлов и др. // Сталь. 2002. № 10. С. 102 – 107.
4. Новые экспериментальные исследования процессов нагрева металла в печах с механизированным подом / В.И. Тимошпольский, В.А. Тищенко, И.А. Трусова и др. // Литье и металлургия. 2002. № 4. С. 148 – 153.
5. Тимошпольский В.И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. Мн.: Наука и техника, 1995. 256 с.
6. Теплотехнологические режимы при производстве импортозамещающей металлопродукции в условиях РУП «Белорусский металлургический завод» / Ю.Я. Самойлович, В.И. Тимошпольский, Г.А. Анисович и др. // Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. Энергетика. 2002. № 6. С. 57 – 68.
7. Управление температурным режимом нагрева металла по минимуму окисления / В.Б. Ковалевский, В.И. Тимошпольский, А.А. Терлеев и др. // Изв. вузов. Энергетика. 1993. № 5-6. С. 125 – 128.
8. Управление режимом нагрева металла в печах при минимизации расхода топлива / Г.А. Анисович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова и др. // Вестн НАНБ. Сер. физ.-техн. навук. 2000. № 3. С. 120 – 123.

УДК 669.12.09

Ю.А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НПП «Платан»,
г. Екатеринбург, Россия),
В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук, **Е.В. КАЛИНЕВИЧ** (БНТУ)

УЧЕТ НЕЛИНЕЙНОСТИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ ПРИ АНАЛИЗЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАГРЕВАЕМЫХ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВКАХ

В настоящее время при анализе термических напряжений в стальных заготовках, нагреваемых в пламенных печах перед прокаткой, используются упрощенные методы, базирующиеся на решении простейших задач термоупругости [1]. Между тем, в большинстве практических случаев наблюдается весьма существенная нелинейная зависимость физических свойств стали от температуры в интервале температур тепловой обработки стальных изделий (слябов, блюмов) при их нагреве в пламенных печах.

На рис. 1 в качестве примера приводится зависимость от температуры коэффициента теплопроводности стали трех марок (ШХ15, 30ХН3, Р18). Обращает на себя внимание тот факт, что в интервале температур от 800 до 1200 К происходит почти двукратное уменьшение коэффициента теплопроводности стали ШХ15, что обусловлено протеканием фазовых

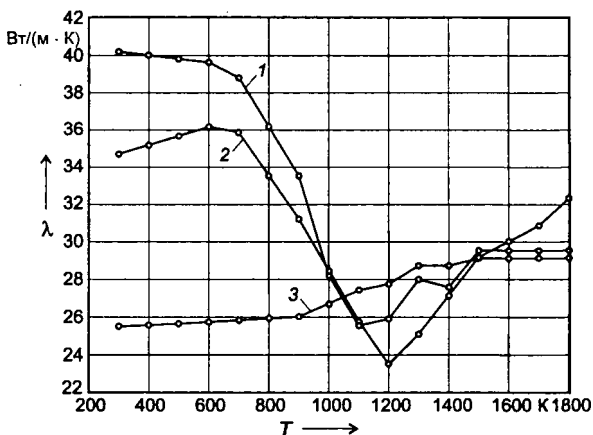


Рис. 1. График изменения коэффициента теплопроводности в зависимости от температуры для трех марок стали: ШХ15 (кривая 1), 30ХНЗ (кривая 2) и Р18 (кривая 3)

превращений стали в указанном интервале температур. Вместе с тем, указанные превращения сопровождаются экзотермическим эффектом, что сказывается на локальном изменении удельной теплоемкости материала в том же интервале температур. Отмеченное явление, связанное с протеканием фазовых превращений аустенита, наблюдается для большинства углеродистых и легированных сталей (см. обзор в книге [2]) и приводит к замедлению прогрева центральных зон стальных слитков и заготовок при их нагреве до температур прокатки (1420...1550 К).

Возникающая при таком замедлении прогрева сталь избыточная неравномерность температур по сечению нагреваемых стальных изделий приводит к возрастанию в них растягивающих термических напряжений, что увеличивает опасность нарушения сплошности (растрескивания) металла в процессе нагрева под прокатку.

На рис. 2 представлен график изменения модуля упругости стали марки 80К в зависимости от температуры, из которого следует, что в интервале температур от 300 до 1400...1500 К модуль упругости стали уменьшается на порядок, что не может не сказаться на термических напряжениях в нагреваемых стальных изделиях.

Ниже приводятся результаты количественной оценки учета влияния нелинейности физических свойств стали на характер термических напряжений, возникающих при нагреве заготовок.

Расчеты проведены для непрерывной заготовки с размерами поперечного сечения 250×300 мм из стали марки 80К, которая нагревается в печи с шагающими балками стана 850 РУП «БМЗ». В книге [2] и статье [3] представлены результаты экспериментального изучения режимов нагрева таких заготовок с использованием метода термометрирования, которые подтверждают факт замедления прогрева центральных участков заготовки в интервале температур от 800 до 1200 К.

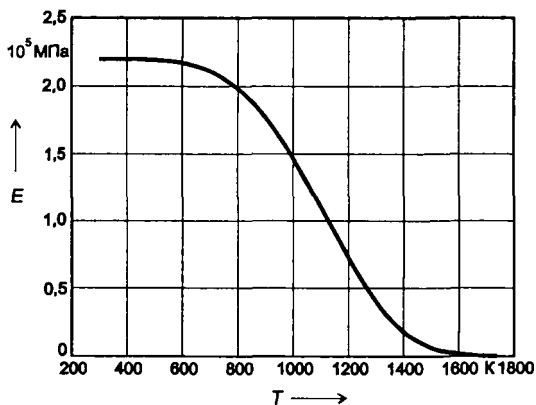


Рис. 2. График изменения модуля упругости стали марки 80К в зависимости от температуры

Расчеты нагрева заготовки в печи выполнены методом конечных элементов [4 – 6]. При этом используется преобразование дифференциальной формы постановки задачи нелинейной теплопроводности в интегрально-матричную форму на основе нижеследующих соотношений.

Уравнение нестационарной теплопроводности для двух пространственных координат x, y

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right), \quad (1)$$

где ρ, c_p, λ – коэффициенты соответственно массовой плотности, удельной теплоемкости при постоянном давлении и теплопроводности материала заготовок; T – температура в точке сечения заготовки с координатами x, y ; t – время.

Уравнение (1) удовлетворяет условию минимизации интеграла

$$F(T) = \int_{(V)} \frac{1}{2} \left[\lambda_x \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)^2 + \lambda_y \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)^2 + 2\rho c_p T \frac{\partial T}{\partial t} \right] dV + \int_{(S)} \frac{\alpha}{2} (T^2 - 2TT_s + T_s^2) dS, \quad (2)$$

где V, S – единицы объема и поверхности заготовки; α – коэффициент теплоотдачи конвекцией; T_s – температура греющей среды (печи).

Граничное условие задачи

$$\alpha(T - T_s) = - \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right)_{\text{пов } 1} - \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right)_{\text{пов } 2}$$

Функционал (2) преобразуется путем введения матриц

$$\{g\}^T = \left[\frac{\partial T}{\partial x} \quad \frac{\partial T}{\partial y} \right]; \quad D = \begin{bmatrix} \lambda_x & 0 \\ 0 & \lambda_y \end{bmatrix}$$

к виду

$$F(T) = \int_{(V)} \frac{1}{2} \{g\}^T [D] \{g\} dV + \int_{(V)} \rho c_p T \frac{\partial T}{\partial t} dV + \int_{(S)} \frac{\alpha}{2} (T^2 - 2TT_s + T_s^2) dS. \quad (3)$$

В соответствии с методом конечных элементов расчетное сечение заготовки разбивается на ансамбль участков (элементов) треугольной формы, как показано на рис. 3. Искомая функция $T = T(x, y, t)$ заменяется набором функций T_i , определенных на узлах сеточной области; при этом интегралы в соотношении (3) могут быть разбиты на интегралы по отдельным элементам, что приводит к соотношениям

$$F(T) = \sum_{i=1}^M \int_{(V_i)} \frac{1}{2} \{g_i\}^T [D_i] \{g_i\} dV_i + \sum_{i=1}^M \int_{(V_i)} \rho c_p T_i \frac{\partial T_i}{\partial t} dV_i + \sum_{j=1}^m \int_{(S_j)} \frac{\alpha_j}{2} (T_j T_j - 2T_j T_{s_j} + T_{s_j}^2) dS_j, \quad (4)$$

где M – общее число конечных элементов, m – число участков поверхности тела.

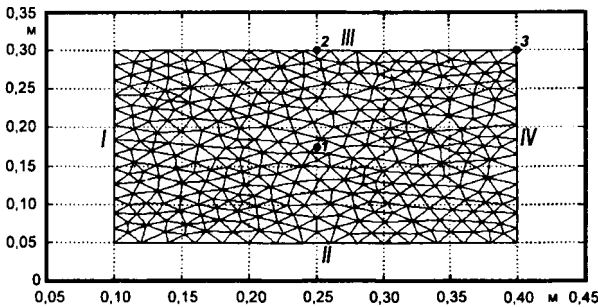


Рис. 3. Схема сеточной области в поперечном сечении непрерывнолитой заготовки с размерами поперечного сечения 250×300 мм

Вводя в рассмотрение определенные функции формы Φ_i , удается привести систему уравнений (4) к следующей системе дифференциальных матричных уравнений [6, с. 202]:

$$[C] \frac{\partial \{\Phi\}}{\partial t} + [K] \{\Phi\} + \{f\} = 0,$$

где матрицы $[C]$, $[K]$ и $\{f\}$ определяются формулами*:

$$[K_i] = \int_{(V)} [B]^T [D] [B] dV + \int_{(S)} \alpha [N]^T [N] dS$$

(матрица жесткости);

$$[C_i] = \int_{(V)} \rho c_p [N]^T [N] dV$$

(матрица демпфирования);

$$\{f_i\} = - \int_{(S)} \alpha \Phi_s [N]^T dS$$

(вектор нагрузки).

Заметим, что «механический» характер названий для матриц прижился в связи с тем, что исторически метод конечных элементов получил широкое применение в строительной механике и в разнообразных задачах механики твердого тела [5 – 7].

Постановка задачи нелинейной термоупругости для нагреваемых заготовок с прямоугольным поперечным сечением основана на использовании гипотезы «плоской деформации» ($\epsilon_z = \text{const}$), когда из всех компонент тензора напряжений остаются три главные: σ_x , σ_y и τ_{xy} , связанные с компонентами тензора деформаций соотношениями

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = D \left\{ \begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \alpha_0 \\ \alpha_0 \\ 0 \end{bmatrix} (1+\nu) (T-T_0) \right\}, \quad (5)$$

где D – тензор упругих свойств материала:

$$D = \frac{E(T)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & 0 \\ \nu & 1-\nu & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} \end{bmatrix}, \quad (6)$$

* Обозначения матриц B , N , f см. в [6].

E , α_0 , ν – соответственно модуль упругости, коэффициент линейного расширения стали и число Пуассона.

Система уравнений (5), (6) дополняется уравнениями равновесия:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = K_x; \quad \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = K_y; \quad \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} = K_z,$$

(K – вектор объемных сил) и соответствующими начальными и граничными условиями.

На рис. 4 представлены результаты численного решения задачи теплопроводности с учетом нелинейностей двух видов:

1) при задании зависимости коэффициентов теплопроводности и удельной теплоемкости от температуры согласно эмпирическим данным для высокоуглеродистой стали (см. графики и таблицы в книге [2, с. 278]);

2) с учетом теплообмена на поверхности заготовки путем излучения и конвекции в соответствии с граничным условием

$$-\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial n} \right)_{\text{пов}} = \alpha (T_S - T_{\text{пов}}) + \sigma_b (T_S^4 - T_{\text{пов}}^4), \quad (7)$$

где $\alpha = 20 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; σ_b – коэффициент теплообмена излучением на поверхности нагреваемых заготовок, равный $2,5 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$. При этом изменение во времени температуры греющей среды (печи) $T_S(t)$

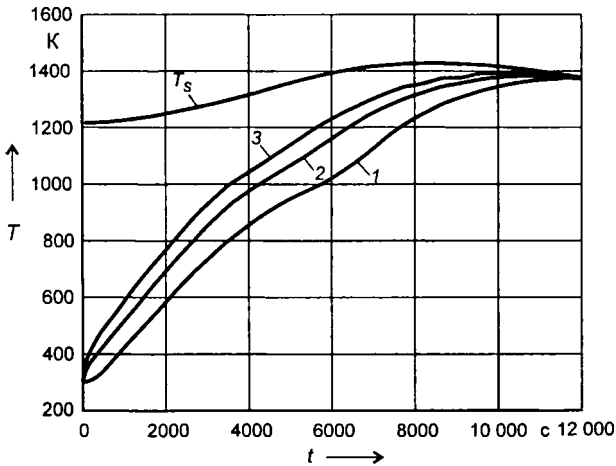


Рис. 4. Расчетные графики изменения во времени температур в трех характерных точках поперечного сечения непрерывной заготовки: в центре симметрии сечения (точка 1 на рис. 3), посередине широкой грани (точка 2) и в угловой точке (точка 3); T_S – заданное изменение температуры греющей среды

принято в соответствии с рекомендациями, данными в [4]. Как видно из рис. 4, на графике изменения во времени температуры в центре сечения заготовки (T_1) наблюдается ярко выраженное замедление (снижение скорости роста температуры), что находится в соответствии с данными термометрирования, приведенными в [2, с. 83] и [3].

На рис. 5 и 6 приводятся результаты определения компонент тензора напряжений σ_x и σ_y в центре симметрии поперечного сечения заготовки в соответствии с изложенным выше методом конечных элементов при задании неизменных упругих характеристик стали: $\alpha_0 = 1,2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, $\nu = 0,3$ и $E = 1,4 \cdot 10^5 \text{ МПа}$ (для рис. 5), $E = 1,1 \cdot 10^5 \text{ МПа}$ (для рис. 6).

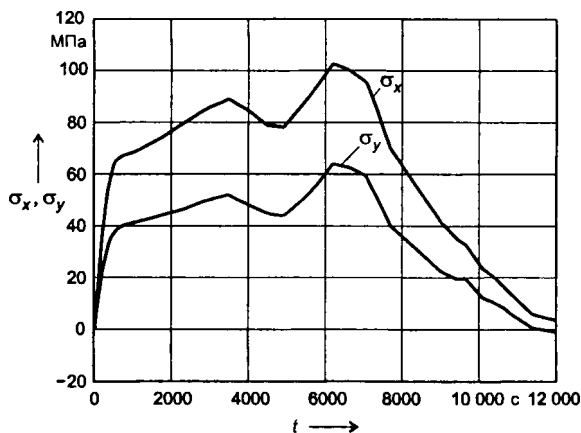


Рис. 5. График изменения компонент тензора напряжений σ_x , σ_y во времени в центре симметрии поперечного сечения заготовки при задании в расчетах термических напряжений постоянной величины модуля упругости $E = 1,5 \cdot 10^5 \text{ МПа}$

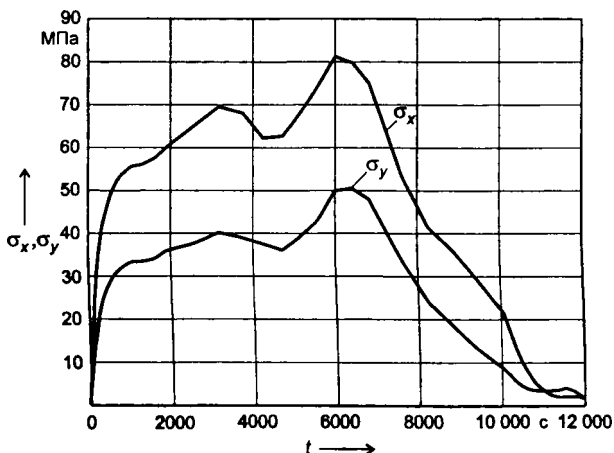


Рис. 6. То же, что на рис. 5, при задании $E = 1,1 \cdot 10^5 \text{ МПа}$

Графики изменения во времени показателей поля термических напряжений на оси симметрии заготовки, приведенные на рис. 5 и 6, соответствуют двум принятым в расчетах неизменным значениям модуля упругости стали, соответствующим температурам 1023 и 1100 К.

Из рассмотрения графиков следует, что учет нелинейности в задании граничного условия (7) и при задании зависимости теплофизических свойств стали (но при неизменном значении модуля упругости!) приводит к возникновению двух максимумов на кривых изменения во времени показателей $\sigma_x = \sigma_x(t)$ и $\sigma_y = \sigma_y(t)$. Очевидно, что возникновение второго из упомянутых максимумов при $t = 600$ с обусловлено замедлением прогрева центральной зоны заготовки, зафиксированным графиками на рис. 4.

На рис. 7 приведено изменение во времени показателей поля термических напряжений на оси симметрии заготовки, полученных при учете зависимости модуля упругости стали от температуры в соответствии с графиком (см. рис. 2), помимо учета указанных выше нелинейностей в постановке задачи теплопроводности.

Сравнивая графики на рис. 5 – 7, можно отметить два различия, обусловленных учетом зависимости модуля упругости стали от температуры. Во-первых, графики на рис. 7 характеризуются лишь одним экстремумом, который достигается в начальной стадии нагрева (при $t = 2500$ с). Эффект замедления прогрева центральной зоны сечения заготовки приводит к изменению кривизны графиков в интервале времени около 6000 с, однако максимум значений σ_x и σ_y здесь не достигается в связи с быстрым падением модуля упругости при росте температуры выше 1100 К.

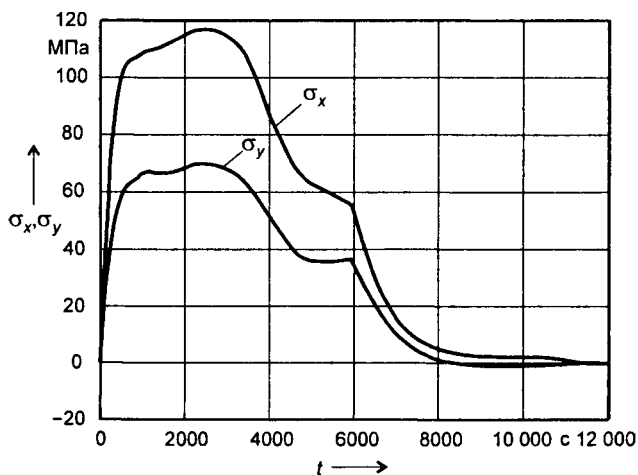


Рис. 7. График изменения во времени компонент тензора напряжений σ_x , σ_y в центре симметрии поперечного сечения заготовки при задании в расчетах зависимости модуля упругости от температуры в соответствии с графиком, представленным на рис. 2

Во-вторых, максимальные значения растягивающих напряжений на оси симметрии заготовки при $t = 2500$ с, полученные при задании в расчетах зависимости $E = E(T)$, существенно увеличивают значения σ_x и σ_y , полученные при задании неизменных значений модуля упругости.

Таким образом, учет зависимости модуля упругости стали от температуры является важной предпосылкой для получения адекватных действительности показателей поля термических напряжений в сечении заготовок при их нагреве в печах перед прокаткой.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Тайц Н.Ю.* Технология нагрева стали. М.: Металлургиздат, 1962. 567 с.
2. Стальной слиток: В 3 т. Т. 3: Нагрев / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, И.А. Трусова и др.; под ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Бел. наука, 2001. 879 с.
3. Комплексная методология разработки экономичных режимов нагрева в печах / В.И. Тимошпольский, В.А. Тищенко, С.М. Козлов и др. // *Сталь*. 2002. № 10. С. 102 – 106.
4. *Зенкевич О.* Метод конечных элементов в технике. М.: Мир, 1975. 318 с.
5. *Сегерлинд Л.* Применение метода конечных элементов. М.: Мир, 1979. 392 с.
6. *Сакулович М.* Метод конечных элементов. М.: Стройиздат, 1993. 660 с.

УДК 536.12:518.61

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук,
П.Э. РАТНИКОВ (БНТУ)

МЕТОДЫ РЕШЕНИЯ КРАЕВЫХ ЗАДАЧ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ

Классификация методов решения задач нестационарной теплопроводности. Существующие методы решения краевых задач теплопроводности можно классифицировать по различным признакам; один из них – форма, в которой получаются результаты решений. Решение задачи может быть представлено в виде формул, позволяющих по заданным значениям аргументов получать значения искомого функций. В таких случаях решение называется аналитическим. С помощью численных методов решение может быть представлено числовыми значениями функции в некоторых заданных числовых значениях аргумента.

Аналитические методы позволяют получать более наглядные решения по сравнению с численными методами; по ним легко проанализировать влияние всех факторов на результат решений. Аналитические методы могут быть точными (классическими) и приближенными.

Важным критерием для использования аналитических методов является возможность решения нелинейных краевых задач. Если метод разработан для решения нелинейных задач, то он применим и для решения линейных задач, обратное же часто невозможно.

Классические методы аналитической теории теплопроводности массивных тел. Дифференциальное уравнение теплопроводности относят к типу параболических дифференциальных уравнений второго порядка в частных производных, решение которых представляет собой одну из задач математической физики. Основными аналитическими методами решения задач теплопроводности являются: метод источников (метод функций Грина), метод разделения переменных (метод Фурье) и операционный метод (метод преобразований Лапласа).

Метод источников. Применению метода источников большое внимание уделено в монографиях Х.С. Карслоу [1] и Н.Н. Рыкалина [2]. Суть этого метода состоит в том, что любой процесс распространения теплоты в теле можно представить в виде суммы процессов выравнивания температур. Эти процессы вызываются действием множества элементарных количеств теплоты (источников), распределенных в пространстве и во времени.

Для случаев теплопроводности в пространстве одного измерения элементарными решениями метода источников являются:

1) сосредоточенный мгновенно действующий плоский источник Q' :

$$T(x, \tau, x', \tau') = \frac{Q'}{c\rho \cdot 2\sqrt{\pi a(\tau - \tau')}} e^{-\frac{(x-x')^2}{4a(\tau - \tau')}};$$

2) сосредоточенный мгновенно действующий плоский диполь:

$$\frac{\partial T(x, \tau, x', \tau')}{\partial x} = \frac{Q''(x-x')}{c\rho \cdot 2a(\tau - \tau') \cdot 2\sqrt{\pi a(\tau - \tau')}} e^{-\frac{(x-x')^2}{4a(\tau - \tau')}}.$$

Применение сосредоточенного мгновенно действующего источника позволяет определять температуру в плоскости x неограниченного тела в момент τ , вызываемую действием мгновенного источника теплоты производительностью Q' , помещенного в плоскость x' в момент τ' .

Решение задач теплопроводности методом источников заключается в правильном выборе и распределении этих источников. Основные методы при решении задач – метод выравнивания, метод непрерывно действующих источников, метод отражений [3].

Применение метода выравнивания позволяет получать распределение температур в теле в различные моменты времени в виде суммы распреде-

ления температур, вызываемых действием элементарных мгновенно действующих источников, распределенных в объеме тела.

От процессов распространения теплоты, вызываемых мгновенно действующими источниками, легко перейти к непрерывно действующим источникам, выразив заданное условие нагрева в виде суммы мгновенно действующих источников, распределенных во времени [3].

Использование метода источников для описания процессов нагрева тел ограниченных размеров приводит к методу отражений (или изображений), суть которого сводится к продолжению ограниченного тела во все стороны и подбору дополнительных источников в продолженных областях для удовлетворения условий на ограниченных поверхностях.

Метод источников является разновидностью интегрального метода решения задач теплопроводности, заключающегося в переходе от дифференциальных уравнений в частных производных к интегральным уравнениям.

Особенностью метода источников является расчленение сложного процесса на элементарные аддитивные составляющие, что делает удобным использование этого метода для изучения связи разнообразных случаев нагрева тел.

Применение метода источников позволяет получать решения задач в наиболее простом виде в случае неограниченных размеров тела для моментов времени, достаточно близких от начала нагрева. Наибольшее применение этот метод получил в теории сварочных процессов [2]. Недостатком метода источников является сложность решений для тел ограниченных размеров в конечной стадии нагрева.

Метод разделения переменных. Этот метод часто называют методом Фурье. Основой применения метода разделения переменных является возможность представления частных решений уравнения теплопроводности в виде произведения двух функций: $T(x, \tau) = \varphi(x)\psi(\tau)$, одна из которых зависит от пространственных координат, а другая – от времени [3]. В случае применения метода разделения переменных вначале находится совокупность частных решений линейного однородного уравнения теплопроводности, удовлетворяющего однородным граничным условиям, затем в силу принципа суперпозиции составляют ряд из этих решений. Функции для координат обладают свойствами ортогональности функций, что позволяет, используя начальные условия, определять постоянные, входящие в решение задачи.

Следует отметить, что метод разделения переменных применим в основном для уравнений с конечными интервалами изменений пространственных координат.

Недостатком метода является сложность решений для начальной стадии нагрева (охлаждения) тел. Применение метода разделения переменных к задачам нагрева и охлаждения тел ограниченных размеров показано Г. Гребером [4], Г.П. Иванцовым [5] и др. [6, 7].

Операционный метод. Для исследования вопросов теплопроводности широкое распространение получили методы операционного исчисления. Этому способствовали работы Э.М. Гольдфарба [3], А.В. Лыкова [8], Х.С. Карслоу и Д. Егера [9].

Операционное исчисление в современном виде основано на линейном функциональном преобразовании, которое представляет собой интегральное преобразование Лапласа:

$$f_L(p) = \int_0^{\infty} f(\tau) e^{-p\tau} d\tau.$$

В результате преобразования функция $f(\tau)$, которую называют оригиналом, переходит в другую функцию $f_L(p)$ комплексного параметра p , которую называют изображением. Изображение функций $f_L(p)$ выглядит иначе, чем их оригиналы $f(\tau)$, и обладает иными свойствами. Основное свойство преобразований Лапласа, определяющее значение операционного исчисления для решения дифференциальных уравнений, заключается в том, что операции дифференцирования и интегрирования над оригиналами функций заменяют алгебраическими операциями над их изображениями.

Самым трудным этапом применения метода Лапласа является, как показывает практика [3], нахождение оригинала по его изображению, т.е. обращение преобразования Лапласа.

Приближенные аналитические методы расчета нестационарной теплопроводности. В монографии [10] указывается, что наиболее перспективной с точки зрения получения приемлемых инженерных результатов является разработка достаточно эффективных приближенных аналитических методов решения нелинейных задач теплового переноса.

К настоящему времени создан ряд оригинальных приближенных методов, которые с тем или иным успехом можно использовать при решении задач теплопроводности в различных постановках, причем каждый известный метод имеет свои преимущества и недостатки, область наиболее эффективного применения. Преимущества таких методов по сравнению с точными методиками заключаются в следующем:

- 1) приближенный метод нередко позволяет учесть большее число параметров, чем точный;
- 2) конечный вид приближенного решения, с одной стороны, значительно проще точного, а с другой – точнее первого члена ряда, входящего в точное решение;
- 3) приближенные методы позволяют решать ряд прикладных нелинейных задач, точные решения которых отсутствуют.

Следует прежде всего отметить приближенные методы решения задач теплопроводности, объединенные А.В. Лыковым [8] под общим названием

ем «методы термического слоя». Это прежде всего интегральный метод Т. Гудмена [11], метод исключения переменных А.И. Вейника [12], метод мгновенного регулярного этапа Э.М. Гольдфарба [3], вариационный метод М.А. Био [13], метод осреднения функциональных поправок Ю.Д. Соколова [14], метод эквивалентных источников (МЭИ) Ю.С. Постольника [15 – 18], метод уточненного регулярного этапа В.И. Тимошпольского [19 – 21].

В основу этих методов положена идея разбиения единого (по Фурье) процесса на два этапа (рис. 1): инерционный, длящийся до тех пор, пока температурное возмущение не достигнет центра заготовки, и регулярный, где идет нагрев всех точек сечения тела, с дальнейшим использованием того или иного интегрального выражения. Простота конечных результатов явилась основным фактором, обусловившим применение указанных методов в практических расчетах.

Основная идея интегрального метода теплового баланса Т. Гудмена заключается в том, что искомое решение должно удовлетворять не исходному уравнению теплопроводности, а записанному в интегральной форме закону сохранения энергии, т.е. интегралу теплового баланса. Задаваясь априори зависимостью искомой функции температуры от пространственной переменной, задачу сводят к решению обыкновенного дифференциального уравнения с независимой временной переменной.

С помощью этого метода в работах Т. Гудмена [11, 22, 23] получен ряд практически приемлемых решений для полубесконечного тела и пластины при различных граничных условиях нагрева, включая и некоторые нелинейные задачи. Для цилиндрических и сферических тел результаты несколько хуже, что было показано в работах [24, 25].

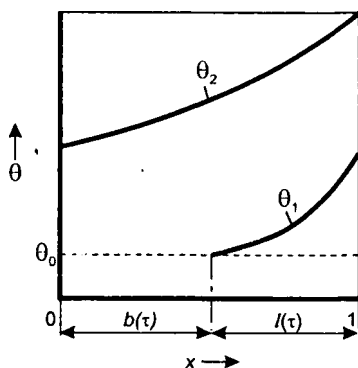


Рис. 1. Схема симметричного нагрева неограниченной пластины в соответствии с моделью термического слоя

Основной недостаток метода – необходимость априорного выбора координатной зависимости функции температуры. Как указывает автор метода [11], окончательный результат во многом зависит от того, насколько удачно «угадан» профиль температурного поля. Принимая ту или иную функцию, мы каждый раз будем приходиться к различным решениям, т.е. данный метод не обладает однозначностью решения. Отсюда и вытекает проблема точности. Для улучшения решения чаще всего прибегают к аппроксимации полиномом высших степеней, однако в

этом случае возникает необходимость поиска недостающих граничных условий. На малую пригодность метода в решении нелинейных задач указывается в работах [26, 27].

Метод исключения переменных А.И. Вейника [12] основан на исключении пространственных координат из уравнения переноса. С этой целью задаются функцией распределения температуры в виде степенной параболы. Закон продвижения фронта прогрева и температуру центра сечения определяют из уравнения теплового баланса. Степень параболы подлежит определению путем сравнения полученного решения с точными решениями этой же задачи численными методами. Уравнение теплового баланса следует из закона Фурье.

Методом исключения переменных решен ряд задач по нагреву пластины, цилиндра и шара при сравнительно простых граничных условиях [12]. В работе [12] показана также возможность применения метода для расчета теплопроводности тел сложной формы на основе принципа стабильности теплового потока. Результаты расчета уточняются путем сравнения полученных приближенных решений с точными, на основе чего корректируется степень параболы.

Применяя свой метод, А.И. Вейник решил целый ряд практических задач, связанных с теплофизикой литейного производства [12, 28].

Основным недостатком метода исключения переменных является необходимость априорного выбора температурных функций, что с усложнением граничных условий оказывается затруднительным, а для многих нелинейных задач – малоприменимым.

Метод мгновенного регулярного режима Э.М. Гольдфарба [3] основан на допущении, что в каждый момент времени по всей толщине пограничного слоя мгновенно устанавливается регулярный режим, при котором скорость изменения температуры в различных точках прогреваемой зоны одинакова. Таким образом, инерционный период представляется как совокупность регулярных состояний, различающихся толщиной прогреваемого слоя.

При решении соответствующей задачи теплопроводности входящая в уравнение Фурье производная температуры по времени заменяется средней по объему скоростью изменения температуры, и уравнение переноса в частных производных интегрируется как обыкновенное дифференциальное уравнение.

Рассматриваемый метод по сравнению с методами Т. Гудмена и А.И. Вейника имеет то преимущество, что профиль температуры здесь получается непосредственно в процессе решения задачи. Э.М. Гольдфарб [3] успешно применил этот метод для теплового расчета многослойных стенок, для исследования процессов, связанных с фазовыми превращениями, и других задач металлургической теплотехники. И все же область эффективного применения метода определена сравнительно простыми граничными условиями. Этот метод дает хорошие результаты при граничных

условиях второго рода. Недостатком метода является также отсутствие рекомендаций по уточнению полученных результатов.

Вариационный метод М.А. Био [13] предлагает новый подход к решению задач теплопроводности. Нагреваемое тело рассматривается как термодинамическая система, в которой происходит необратимый процесс распространения теплоты, протекающий по пути, характеризующемуся минимальной скоростью возрастания энтропии. Это положение используется в виде вариационного принципа, аналогичному принципу «наименьшего действия» в механике, что в конечном счете приводит к термодинамическому эквиваленту уравнений Лагранжа.

В работе [27] обращается внимание на то, что многие исследователи, например Э.М. Гольдфарб, О.С. Ересковский [29], считают метод Био наиболее точным среди других подобных методов, обосновывая это тем, что он приводит к уравнению теплопроводности. Однако такое обоснование точности иллюзорное, поскольку конкретная реализация метода требует априорного представления температурного поля. Так как этот метод требует априорного задания искомой функции, то он не имеет особых преимуществ перед рассмотренными ранее интегральными методами, тем более что в практическом отношении он более громоздок и менее доступен для широких инженерных кругов.

Вариационный метод Рэлея – Ритца и более универсальный метод Бубнова – Галеркина основаны на априорном задании искомой функции по всем переменным, что в конечном счете сводит ту или иную краевую задачу к решению системы алгебраических уравнений относительно неопределенных коэффициентов. Эти методы получили широкое распространение при решении задач математической физики. Достаточно сослаться, например, на работы [30 – 32]. И все же методы Рэлея – Ритца и Бубнова – Галеркина обладают существенным недостатком – они требуют предварительного задания закона изменения искомого решения по всем переменным. Однако при использовании большого числа координатных функций в случае их неудачного подбора возможны большие ошибки из-за накапливающихся погрешностей вычислений.

В работе [30] изложен предложенный В.Л. Канторовичем вариационный метод, который занимает промежуточное положение между точным решением задачи и методом Ритца. Приближенное решение при использовании вариационного метода получают путем задания поведения неизвестной функции по одной из независимых переменных, оставляя ее произвольной от других независимых переменных. При подстановке выбранной формы решения в функционал и интегрирования по выделенной переменной находится функционал от неизвестных функций, зависящих от других переменных. Эти функции выбираются из условия минимума полученного функционала, что приводит к системе дифференциальных уравнений Эйлера – Лагранжа. Довольно часто расчет по такому методу проще и обладает большей точностью по сравнению с методом Ритца.

К преимуществам вариационного метода относят и то, что структура приближенного решения по одной из переменных определяется априори, а по другим переменным – в соответствии с характером задачи; к недостаткам – то, что он, как и предыдущие методы, требует априорного задания искомого решения. Метод осредненных функциональных поправок [14] свободен от этого недостатка, однако полученные приближенные решения не обладают достаточной для практического применения простотой.

Теория теплового пограничного слоя в настоящее время получила должное признание и распространение. Исключительная простота конечных результатов явилась основным фактором, обусловившим широкое применение методов термического слоя в практических расчетах. Однако большинству методов присущ общий недостаток – необходимость априорного выбора пространственных зависимостей температурной функции, что ставит точность решения в зависимость от интуиции и опыта исследователя.

По сравнению с другими методами термического слоя метод эквивалентных источников (МЭИ) обладает рядом преимуществ [33]:

- 1) МЭИ не требует априорного задания искомой функции;
- 2) МЭИ обладает единственностью решения;
- 3) приемлемая для практики точность достигается, как правило, в первом приближении;
- 4) при использовании МЭИ появляется возможность повышения точности решения.

Сопоставление показывает, что точность предложенного [34] приближенного решения вполне достаточна для инженерных расчетов. Вместе с этим оно обладает исключительной простотой, что также имеет большое практическое значение. Например, по точному решению [3] нет возможности получить явную формулу для расчета времени нагрева тела до требуемой температуры. МЭИ такие формулы дает [34].

Использование МЭИ для решения дважды нелинейных задач нестационарной теплопроводности выполнено Ю.С. Постольником и В.И. Тимошпольским [18, 20] и продемонстрировало его универсальность и достаточную для практических целей точность. Расчеты показывают что метод эквивалентных источников привел к результатам, практически совпадающим с результатами, полученными при использовании гидростатического интегратора [35].

В.И. Тимошпольский ввел в практику расчетов нагревательных печей разработанный им метод уточненного регулярного этапа [36]. Дальнейшее развитие этот метод получил в работах В.И. Тимошпольского с соавторами [37 – 39].

Метод уточненного регулярного этапа, используя преимущества МЭИ, позволяет: выполнить на основе численной схемы вычисления по существу для любого ΔFo ; избежать трансцендентного уравнения при стыковке пространственной и временной переменных; получить при сопоставлении

с численным методом лучшее совпадение результатов, чем при использовании МЭИ [38].

Численные методы решения задач нестационарной теплопроводности. В последнее время в связи с бурным ростом быстрого действия компьютерной техники более широкое распространение, чем раньше, получили численные методы решения теплотехнических задач, в том числе задач теоретического противоточного нагрева тел произвольной формы.

Преимуществом численных методов является возможность решения различных дифференциальных уравнений с разными граничными условиями (в том числе с нелинейными граничными условиями третьего рода, что представляет существенную трудность для аналитических расчетов) и переменными теплофизическими характеристиками (теплопроводность, теплоемкость, плотность и т.д.).

Все численные методы различаются математическими подходами. Они предназначены для получения приближенных решений, когда невозможно получить результат в замкнутой форме (или, как говорят, в квадратах), т.е. в виде выражения, включающего разные функции (экспоненты, косинусы и т.п.), или хотя бы в форме одного интеграла, который несложно вычислить приближенным методом.

В настоящее время разработано множество приближенных аналитических и численных методов решения задач тепломассопереноса. Разнообразие идей, заложенных в их основу, препятствует созданию всеобъемлющей классификации.

На основании анализа литературных источников [40 – 43] можно выделить следующие основные инженерные методы: 1) метод конечных разностей; 2) метод конечных элементов; 3) метод граничных элементов.

Следует отметить, что из этих методов наиболее часто при решении задач тепломассопереноса в металлургии используется метод конечных разностей, по которому существует обширная учебная и научная литература. Решение, полученное методом конечных элементов, оказывается точнее результатов, которые дают все схемы метода конечных разностей, за исключением метода контрольного объема. При этом нет необходимости сильно упрощать математическую модель исследуемых процессов. Метод конечных разностей характеризуется повторяемостью одинаковых операций, что особенно удобно при использовании современной вычислительной техники.

Как видно, среди численных методов наиболее универсальным и часто применяемым для решения задач тепло- и массообмена является метод конечных разностей.

Метод конечных разностей. Идея метода конечных разностей состоит в следующем. Область непрерывного изменения аргументов заменяется расчетной сеткой – дискретным множеством точек (узлов). Вместо функции непрерывных аргументов вводятся функции дискретных аргументов – сеточные функции, определяемые в узлах сетки. Частные

производные, входящие в дифференциальное уравнение, и граничные условия аппроксимируются разностными соотношениями.

В результате такой замены краевая задача в частных производных сводится к системе разностных (алгебраических) уравнений. Если решение системы разностных уравнений существует, то это решение и является искомым численным решением краевой задачи. Расположение узлов сетки может быть произвольным и определяется спецификой решаемой задачи, поэтому можно выделить равномерные и неравномерные сетки. В сетках первого типа все узлы по данной координате расположены на равном расстоянии друг от друга, называемом шагом сетки. Равномерные сетки используются в тех случаях, когда все элементарные объемы исследуемой области равноценны в физическом плане и не ожидается каких-либо особенностей в изменениях переменных процесса. Неравномерные сетки используются при решении задач, относительно которых априори известно, что в некоторых элементарных объемах исследуемой области имеют место (или возможны) особенности искомой функции [44].

Характерной чертой метода является его неоднозначность, приводящая к свободе выбора (более или менее полной) параметров разностной схемы, определяющих заданную по условию точность решения задачи. Такими параметрами являются шаги по координате и времени и степень неявности разностных уравнений [45].

Конечно-разностные схемы подразделяются на явные (будущие температуры в узлах сетки легко выражаются через температуры на предыдущем временном слое) и неявные (здесь для определения неизвестных температур в узлах сетки на каждом временном интервале необходимо решать систему линейных алгебраических уравнений, порядок которой соответствует числу узловых точек).

Достоинством явной разностной схемы является ее простота. Но она устойчива не для любого шага по времени. Поэтому для сходимости явной разностной схемы должно быть наложено ограничение на шаг по времени [44]:

$$\Delta t \leq \Delta x^2 / (2a).$$

В работе [46] на конкретном примере нагрева цилиндра показано, что для быстропротекающих процессов явные методы могут быть более эффективными, чем неявные.

Неявная разностная схема устойчива при произвольных значениях шага Δt [44] и по этой причине получила название абсолютно устойчивой. В связи с этим, несмотря на более сложный расчетный алгоритм, неявные разностные аппроксимации применяются чаще.

В настоящее время разработано много вариантов неявных разностных схем [47, 48], обладающих высокими порядками аппроксимации по коор-

динатному и временному шагу. Анализ свойств большого количества схем дан в работе [49]. В [50] предложена методика повышения точности разностных схем на последовательности сеток, построенная на базе метода Л.Ф. Ричардсона [51].

При разработке конечно-разностного аналога конкретной задачи тепломассопереноса необходимо определить способы выбора сетки и построения разностной схемы, точность аппроксимации исходной задачи разностной схемой, проверить устойчивость разностной схемы, выявить скорость сходимости решения разностной задачи к решению исходной задачи тепломассопереноса.

Среди множества методов построения разностных аналогов для дифференциальных операторов в методе конечных разностей можно выделить следующие: метод формальной замены производных конечно-разностными выражениями; метод неопределенных коэффициентов; метод интегральных тождеств. Необходимо упомянуть также вариант метода взвешенных невязок, когда в качестве базисных функций используются дельта-функции Дирака, однако он пригоден только для решения стационарных задач.

Метод формальной замены производных конечно-разностными выражениями прост и шаблонен. Он основан на разложении в ряд Тейлора достаточно гладких функций. Полученный с его помощью разностный аналог дифференциального уравнения аппроксимирует это уравнение в узле сетки, т.е., строго говоря, не вполне справедлив в межузловом пространстве. Недостатком данного метода является отсутствие наглядности и физического содержания.

Суть *метода неопределенных коэффициентов* заключается в том, что для аппроксимации производной записывают линейную комбинацию значений сеточной функции в узлах наперед заданного шаблона. Неопределенные постоянные коэффициенты этой комбинации определяют из условия получения необходимого порядка аппроксимации в данном узле. Метод неопределенных коэффициентов отличается от предыдущего лишь порядком действий. И здесь используется разложение в ряд Тейлора, однако в отличие от метода формальной замены производных конечными разностями порядок аппроксимации является исходной (заданной) величиной, а не следствием преобразований. Метод неопределенных коэффициентов особенно удобен для конструирования разностных аналогов граничных условий требуемой точности.

Метод интегральных тождеств (метод контрольного объема) широко применяется при решении уравнений тепломассопереноса (теплопроводность, конвекция, диффузия и т.д.), которые характеризуются некоторыми интегральными законами сохранения (теплоты, массы, энергии и т.д.). Естественно потребовать, чтобы при переходе к конечно-разностным аналогам дифференциальных уравнений основные свойства

описываемого ими физического процесса сохранились. Такими свойствами являются прежде всего законы сохранения. Разностные схемы, выражающие на сетке законы сохранения, называют консервативными (или дивергентными). Законы сохранения для всей сеточной области (интегральные законы сохранения) для консервативных схем должны быть алгебраическим следствием разностных уравнений.

При получении консервативных разностных схем исходят из уравнений баланса, записанных для элементарных объемов (ячеек) сеточной области. Входящие в эти уравнения балансы интегралы и производные следует заменить приближенными разностными выражениями.

Метод контрольного объема особенно полезен для уравнений с негладкими и разрывными коэффициентами, поскольку именно интегральная запись законов сохранения выделяет из всех математически доступных решений физически правильное обобщенное решение.

Расчеты показывают высокую точность метода контрольного объема даже при грубой конечно-разностной сетке. Большая точность обусловливается консервативностью получаемого уравнения, т.е. тем, что оно обеспечивает выполнение закона сохранения энергии для сколь угодно малого и для сколь угодно больших объемов (при использовании рядов Тэйлора разностный аналог удовлетворяет исходному уравнению только в узле сетки).

Для решения нестационарных задач теплопроводности широкое применение находят методы конечных элементов [52, 53] и граничных элементов [54].

Использование метода конечных элементов в силу его универсальности позволяет создавать обширные пакеты прикладных программ для расчетов тепловых процессов в телах сложной геометрии и сложных составных телах. Как указывается, например, в [53], использование метода конечных элементов в нестационарном случае сводит решения уравнения в частных производных к решению системы обыкновенных дифференциальных уравнений.

Практический и теоретический интерес имеет информация из работ [55 – 57], где представлен анализ сравнительной эффективности методов конечных разностей и конечных элементов. Например, в [56] для случая граничных условий 1, 2 и 3-го рода и форм элементов доказывается, что в случае одномерной нестационарной теплопроводности при использовании метода конечных элементов необходимо выполнение условия

$$a\Delta\tau/h^2 = 1/6.$$

Решения многомерных задач теплопроводности методами конечных разностей рассмотрены в [58 – 60], где приведен анализ их устойчивости и аппроксимации, а также представлены сведения об их сравнительной численной эффективности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Карслоу Х.С. Теория теплопроводности. М.: Гостехиздат, 1947. 216 с.
2. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. 157 с.
3. Гольдфарб Э.М. Теплотехника металлургических процессов. М.: Metallургия. 1967. 439 с.
4. Гребер Г., Эрк С. Основы учения о теплообмене. ОНТИ, 1936. 189 с.
5. Иванцов Г.П. Нагрев металла. Свердловск; М.: Metallургияиздат, 1948. 192 с.
6. Коган М.Г. Нестационарная теплопроводность в твердых телах, ограниченных ортогональными координатами // ЖТФ. 1956. Т. 26. № 7. С. 214 – 217.
7. Рыкалин Н.Н. Об условиях расщепления решений линейного параболического уравнения на ортогональные составляющие // ДАН СССР. 1959. Т. 125. № 3. С. 163 – 168.
8. Лыков А.В. Методы решения нелинейных уравнений нестационарной теплопроводности // Изв. АН СССР. Энергетика и транспорт. 1970. № 5. С. 109 – 150.
9. Карслоу Х.С., Егер Д. Операционные методы в прикладной математике. М.: Изд-во иностр. лит., 1948. 277 с.
10. Саломатов В.В. Методы расчета нелинейных процессов теплового переноса. Томск: Изд-во Томского ун-та, 1976. 242 с.
11. Гудмен Т. Применение интегральных методов в нелинейных задачах стационарной теплопроводности // Проблемы теплообмена. Пер. с англ. М.: Атомиздат. 1967. С. 41 – 96.
12. Вейник А.И. Приближенный расчет процессов теплопроводности. М.; Л.: Госэнергоиздат, 1959. 184 с.
13. Biot M.A. New methods in heat flow analyses with application to flight structures // Journal of aeronavtic science. 1957. V. 24. № 1. P. 857 – 873.
14. Соколов Ю.Д. Метод осреднения функциональных поправок. Киев: Наук. думка, 1957. 336 с.
15. Постольник Ю.С. Метод эквивалентных источников в задачах нестационарной теплопроводности // В кн.: Теплообмен и гидродинамика. Киев: Наук. думка. 1977. С. 161 – 167.
16. Постольник Ю.С. Обобщение и дальнейшее развитие методов теплового пограничного слоя // Изв. вузов. Черная металлургия. 1982. № 2. С. 137 – 141.
17. Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И., Сичевой А.П. Анализ технологии нагрева металла в пламенных печах // Изв. вузов. Черная металлургия. 1979. № 2. С. 110 – 114.
18. Постольник Ю.С., Тимошпольский В.И. Радиационно-конвективный нагрев неограниченного цилиндра с функционально-зависящими теплофизическими характеристиками // Изв. вузов. Энергетика. 1980. № 3. С. 121 – 124.
19. Тимошпольский В.И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня. Мн.: Наука і тэхніка, 1995. 255 с.
20. Тимошпольский В.И. Инженерный способ расчета массивных тел в условиях лучистого теплообмена // Изв. вузов. Черная металлургия. 1986. № 7. С. 126 – 128.
21. Усовершенствование технологии термической обработки катаных осей железнодорожного транспорта / В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, А.П. Сичевой и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. № 8. С. 89 – 92.
22. Гудмен Т. Интеграл теплового баланса, дальнейшее рассмотрение и уточнение // Теплопередача: Тр. Ам. общ. инж.-мех. (русский перевод). 1961. № 1. С. 107 – 111.

23. *Goodman T.P.* The Heat-Balance Integral and its Application to Problem Involving a Change of Phase // Transaction of the American Society of Mechanical Engineers (ASME). 1958. V. 80. № 2. P. 335 – 342.
24. *Lander T.J., Pohle F.V.* Application of Biot's Variational Principle in Heat Conduction. Polytechnic Inst. Of Brooklyn. Dept. of Aero. Eng and Appl. Mech. PIBAL. 1961. May. № 587. P. 211 – 217.
25. *Lander T.J., Pohle F.V.* Biot's Variational Principle in Heat Conduction. Polytechnic Inst. Of Brooklyn. Dept. of Aero. Eng and Appl. Mech. PIBAL. 1961. July. № 595. P. 187 – 193.
26. *Казанар М.Г.* Решение задачи о монотонном нагреве пластины различными методами // ИФЖ. 1968. Т. 15. № 3. С. 505 – 513.
27. *Флидлер Г.М.* О применении интегральных оценок для решения нелинейного уравнения теплопроводности // ИФЖ. 1973. Т. 24. № 5. С. 908 – 915.
28. *Вейник А.И.* Расчет отливки. М.: Машиностроение, 1964. 403 с.
29. *Гольдфарб Э.М., Ересковский О.С.* Вариационный принцип Био в задачах теплопроводности с изменением фазового состояния при плоской границе раздела фаз // Теплофизика высоких температур. 1965. Т. 4. № 5. С. 317 – 324.
30. *Канторович Л.В., Крылов В.И.* Приближенные методы высшего анализа. М.: Гостехиздат, 1952. 695 с.
31. *Лейбензон Л.С.* Вариационные методы решения задач теории упругости. М.: Гостехиздат, 1943. 287 с.
32. *Цой П.В.* Методы решения отдельных задач тепломассопереноса. М.: Энергия, 1971. 383 с.
33. *Постольник Ю.С.* Приближенные методы исследований в термомеханике. Киев; Донецк: Вища шк., 1984. 158 с.
34. *Постольник Ю.С.* К расчету температур и времени нагрева массивных тел при противоточном теплообмене // Изв. вузов. Черная металлургия. 1990. № 6. С. 84 – 86.
35. *Кавадеров А.В., Калугин В.Н.* Закономерности нагрева массивного тела излучением в противотоке // Нагрев металла и работа нагревательных печей: Сб. науч. тр. № 6. ВНИИМТ. Свердловск: Металлургиздат. 1960. С.59 – 70.
36. *Тимошпольский В.И.* Расчетные формулы теплового процесса в толсто-стенной трубе // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 7. С. 171 – 172.
37. *Малевич Ю.А., Тимошпольский В.И., Лизун А.А.* К расчету нагрева массивных тел // Изв. вузов. Энергетика. 1985. № 10. С. 104 – 107.
38. Анализ и обобщение некоторых результатов нагрева массивных тел излучением / В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, Д.Г. Седяко, В.А. Темкин // Научные и прикладные проблемы энергетики. Мн.: Выш. шк., 1986. Вып 13. С. 3 – 6.
39. Способы расчета лучистого нагрева массивных тел / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Малевич, Д.Г. Седяко и др. Мн., 1985. С. 19. Деп. в ВИНТИ 26.07.85. № 5988 – 85.
40. Элементы теории систем и численных методов моделирования процессов тепломассопереноса / В.С. Швыдкий, Н.А. Спиркин, М.Г. Ладыгичев и др. М.: Интермет Инжиниринг, 1999. С. 174 – 231.
41. *Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупенников С.А.* Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. М.: Металлургия, 1990. 239 с.
42. *Самарский А.А., Михайлов А.П.* Математическое моделирование: Идеи. Методы. Примеры. М.: Наука, 1997. 320 с.
43. *Ши Д.* Численные методы в задачах теплообмена. М.: Мир, 1988. 544 с.

44. Теплообмен и тепловые режимы в промышленных печах / В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, А.Б. Стеблов, И.А. Павлюченков. Мн.: Выш. шк., 1992. 217 с.
45. Бухмиров В.В., Крупенников С.А., Созинова. Оценка эффективности разностных схем решения задачи теплопроводности // Изв. вузов. Черная металлургия. 1999. № 9. С. 84 – 87.
46. Дюзимбер Г.М. Замечания о неясном методе конечно-разностного расчета теплопроводности // Теплопередача. Серия С. 1961. Т. 83. № 1. С. 121 – 122.
47. Grandall S.H. An optimum implicit recurrence formula for the heat conduction equation // Quarterly of Applied Mathematics. 1955. V. 13. P. 318 – 320.
48. Douglas J. The solution of the diffusion equation of a higher order correct difference equation // Journal of Mathematics and Physics. 1956. V. 35. P. 145 – 151.
49. Рихтмайер Р.Д. Разностные методы решения краевых задач. М.: Изд-во иностр. лит., 1960. 263 с.
50. Марчук Г.И., Шайдуров В.В. Повышение точности решения разностных схем. М.: Наука, 1979. 320 с.
51. Richardson L.F. The approximates arithmetical solution by finite differences of physical problems involving differential equations with an application to the stress in a masonry dam // Philos. Trans. Roy. Soc. London. 1910. V. 210. Ser. A. P. 307 – 357.
52. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике. М.: Мир, 1975. 541 с.
53. Митчелл Э., Уэйт Ф. Метод конечных элементов для уравнений с частными производными. М.: Мир, 1981. 216 с.
54. Бреббия К., Зокер С. Применение метода граничных элементов в технике. М.: Мир, 1982. 248 с.
55. Сегерлинг Л. Применения метода конечных элементов. М.: Мир, 1979. 392 с.
56. Reinbard H.J. A-posteriori error estimates and adaptive element computations for circular perturbed one space dimensional parabolic equations. Anal. And Numer. Approaches Asymptotic Probl. Anal. Amsterdam. 1981. P. 213 – 233.
57. Schreuer Y.L. Nonlinear finite-element heat conduction analyses with direct implicit time integration. Numer. Heat Transfer. 1981. V. 4. № 3. P. 377 – 391.
58. Яненко Н.Н. Метод дробных шагов решения многомерных задач математической физики. Новосибирск: Наука, Сиб. отд-ние. 1967. 195 с.
59. Самарский А.А., Гулин А.В. Устойчивость разностных схем. М.: Наука, 1977. 456 с.
60. Марчук Г.И. Методы вычислительной математики. М.: Наука, 1977. 456 с.

УДК 699.046.554

Б.М. НЕМЕНЕНОК, д-р техн. наук, **О.Н. КАЛЕНИК**, канд. техн. наук,
В.Л. ТРИБУШЕВСКИЙ, канд. техн. наук, **Г.В. ПАВЛОВИЧ** (БНТУ)

ОСВОЕНИЕ ПРОИЗВОДСТВА ФЕРРОАЛЮМИНИЯ ДЛЯ РАСКИСЛЕНИЯ СТАЛЕЙ

Раскисление стали является одной из важнейших операций в технологии производства стальных заготовок. Конечное раскисление осуществляется в большинстве случаев алюминием. Его остаточное содержание может оказывать как положительное, так и отрицательное влияние на свой-

ства стали, поэтому при проведении данной операции очень важно обеспечить стабильность протекания процесса раскисления, высокую степень усвоения алюминия и оптимальное его остаточное содержание в стали.

Анализ работы сталелитейных цехов в Республике Беларусь показывает, что для раскисления стали используют в основном раскислители марок АВ по ГОСТ 295 – 79, алюминиевые сплавы АК5М2, АК7. Основной недостаток раскислителей данного типа – их низкая плотность, которая в несколько раз ниже плотности жидкой стали, поэтому при раскислении указанными сплавами имеют место значительные потери металлического алюминия вследствие его окисления кислородом воздуха. Они составляют 50...70% массы вводимой присадки, а в отдельных случаях доходят до 90%. Для устранения данного недостатка и стабилизации усвоения алюминия в стали применяют методы утяжеления с помощью дополнительного груза в виде чугуно-алюминиевых блоков, железоалюминиевого композита. При этом наблюдаются значительные отклонения от химического состава, регламентированного ГОСТ 295 – 79 и ГОСТ 1583 – 93, прежде всего по меди, марганцу и цинку.

Известны также способы погружения раскислителя на штанге. Такая обработка позволяет увеличить эффективность усвоения алюминия на 30...50% по сравнению с присадкой чушек в ковш под струю расплава. Существуют более усовершенствованные методы ввода раскислителей в сталь путем выстреливания алюминиевых пуль, впрыскивания жидкого алюминия либо высокоскоростного введения в ковш алюминиевой проволоки. Большинство указанных методов успешно используется в большой металлургии, но для условий литейного производства такие технологии неприемлемы.

Заслуживает внимания технология раскисления стали с использованием ферроалюминия, однако применение для этих целей материалов, импортируемых из Украины и Российской Федерации, вызывает увеличение стоимости готовой продукции. Поэтому представляло интерес использование для производства ферроалюминия отходов цветно-литейного производства.

Научно-исследовательская лаборатория ресурсосберегающих технологий (г. Минск) совместно с ООО НПФ «Металлон» (г. Осиповичи) разработала и внедрила процесс получения ферроалюминия с различным содержанием железа для раскисления стали. Разработаны технические условия ТУ 700028768.002 – 2003 «Алюминий для раскисления стали» марок АВ70 – АВ30 с более низким содержанием алюминия. В опытных расплавах содержание железа варьировали от 7,0 до 31,0%. Полученный ферроалюминий был опробован в качестве раскислителя в условиях УПП «Универсал-Лит» (г. Солигорск). Процесс раскисления осуществлялся в 8-тонной печи на сталях марок 35Л, 45Л, 110Г13Л при получении крупногабаритного литья в песчано-глинистые формы. Раскисление велось в два этапа. На первом этапе половина заданного количества раскислителя вводилась в печь, а вторая часть помещалась в ковш перед выпуском стали. Для контроля процесса раскисления отбирались пробы до и после ввода раскислителя с определением в них остаточного содержания кислорода и алю-

миния. Для экспресс-контроля использовали пробы, отливаемые в чугунный стаканчик. О степени раскисления стали судили по характеру затвердевания пробы. Остаточное содержание кислорода оценивали методом фракционного газового анализа на газоанализаторе ТС-436 в лаборатории РУП «БМЗ». Концентрация кислорода перед раскислением составляла 135...270 ppm.

На рис. 1 представлены сравнительные данные по типам используемых раскислителей для стали марки 35Л. Исходя из полученных данных, можно сделать вывод, что лучшие результаты достигаются при использовании раскислителя, содержащего 30% железа, – АВ40. При этом достигается минимальное остаточное содержание кислорода, что положительно отражается на качестве отливок при снижении расходных характеристик раскислителя по алюминию на 1 т расплава с 0,80...0,75 кг до 0,56 кг. При вводе нового раскислителя в электродуговую печь наблюдается его погружение через слой шлака и быстрое растворение в расплаве ниже уровня зеркала металла, что обеспечивает высокую степень усвоения алюминия. Увеличение расхода ферроалюминия приводит к росту остаточного содержания алюминия в расплаве.

Практические результаты показывают перспективность перехода от стандартных раскислителей к ферроалюминию, который обладает высокой раскислительной способностью и позволяет при меньших добавках алюминия обеспечить высокую эффективность по связыванию кислорода в устойчивые оксиды. Это дает возможность сократить импорт алюминиевых сплавов для раскисления стали и обеспечить литейно-металлургическое производство раскислителями в виде ферроалюминия.

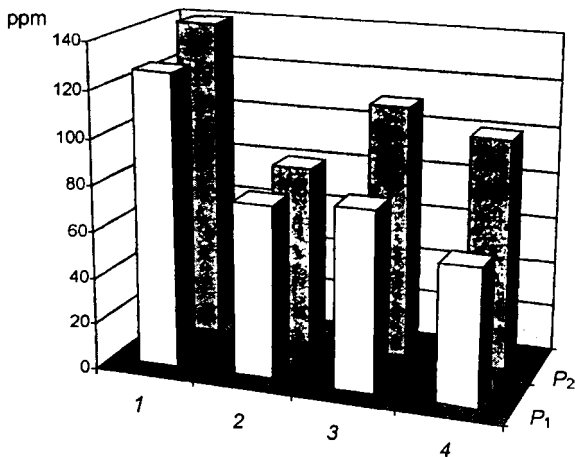


Рис. 1. Влияние типа раскислителя на остаточное содержание кислорода и алюминия в стали 35Л:

1 – АК7; 2 – АВ60; 3 – АВ50; 4 – АВ40; P_1 – остаточное содержание кислорода, ppm; P_2 – остаточное содержание алюминия, ppm

Ю.С. ПОСТОЛЬНИК, д-р техн. наук, **Ю.Н. ЗИНЧЕНКО** (ДГТУ*, Украина),
В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
П.Э. РАТНИКОВ (БНТУ)

НАГРЕВ ТЕРМОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ТЕЛ В УСЛОВИЯХ ТЕОРЕТИЧЕСКОГО ПРОТИВОТОЧНОГО ТЕПЛООБМЕНА

Как известно, в металлургической теплотехнике при моделировании процесса нагрева различают прямоточный и противоточный теплообмен тела и окружающей среды. Математическое моделирование прямоточного теплообмена несколько проще противоточного, благодаря чему на данный момент теплотехника располагает вполне приемлемыми методиками инженерных расчетов соответствующих прямоточных тепловых процессов.

Иная ситуация с теорией и практикой противоточного теплообмена (ПТТО). При теплообмене движущихся навстречу друг другу материала и газа температуры обоих агентов изменяются в тесной взаимозависимости, установить которую можно, лишь решив соответствующую краевую задачу. В этой задаче температура теплоносителя (газа) неизвестна, что требует введения в математическую модель теплопроводности дополнительного граничного условия в виде уравнения теплового баланса. Это усложнение математической модели существенно затормозило развитие общей технической теории противоточного теплообмена. Но такой теплообмен имеет определенные преимущества перед прямоточным и находит весьма широкое применение в технике, особенно в металлургии.

Разработке методик расчета подобных процессов посвящены многие работы (например, [1–13]). Проведенный нами анализ состояния проблемы [14] показал, что подавляющее большинство существующих инженерных методик расчета ПТО основывается на ряде упрощающих предпосылок, наиболее существенными из которых являются: 1) пренебрежение тепловой инерцией нагреваемых (охлаждаемых) тел; 2) неизменность теплофизических характеристик (ТФХ) материала; 3) передача теплоты от теплоносителя к телу исключительно конвекцией.

Первая гипотеза избавляет от необходимости решать дифференциальное уравнение теплопроводности, но получаемые при этом расчетные методики приемлемы только для термически тонких тел. Для исследования ПТТО массивных тел без решения соответствующей краевой задачи теплопроводности уже не обойтись. Вторая и третья гипотезы делают математическую модель линейной, что и позволяет применять известные точные методы математической физики. Но эти решения пригодны для фильтрационных процессов, где конвективный теплообмен преобладает.

* Днепропетровский государственный технический университет.

Таким образом, работами известных ученых-металлургов Б.И. Китаева, В.Н. Тимофеева, Э.М. Гольдфарба, Ю.Г. Ярошенко, С.Г. Братчикова и других созданы достаточно надежные теории и методики расчета ПТТО в слое.

Все вышеупомянутые решения задач ПТТО рассматривались в линейной постановке. Это объясняется трудностями, которые возникают при нелинейном математическом моделировании. Однако на данном уровне развития печной теплотехники учет нелинейностей необходим.

Еще почти полвека тому назад А.В. Кавадеров указывал [15], что процесс радиационного нагрева массивных слитков в печах с нестационарной температурой газа-теплоносителя представляет большой практический интерес.

Г.П. Иванцовым впервые предложен способ расчета нагрева массивных тел в условиях лучистого теплообмена [16], согласно которому процесс нагрева разбивают на отдельные этапы. При этом в пределах каждого из них тепловой поток остается неизменным. Конечное распределение температур в теле предыдущего расчетного временного интервала является исходным распределением для последующего.

В.Н. Соколовым [17] решена задача нагрева массивных тел при лучистом теплообмене, причем предпринята попытка учета переменности теплофизических свойств от температуры путем введения величины $b = \sqrt{\lambda c \rho}$, которая для большинства сплавов является постоянной. На основании полученного решения построены расчетные графики для определения температур в характерных точках массивных тел классической формы.

В [18] И.Д. Семикиным, Ю.И. Розенгартом и Э.М. Гольдфарбом разработан аналитический метод расчета нагрева тонких и массивных тел на основе применения потоковой конечно-разностной аппроксимации, причем формула для продолжительности нагрева массивного тела дана как для тонкого тела с введением поправки на массивность.

Исследования Ивановского энергетического института, проведенные под руководством Л.А. Бровкина, внесли вклад в развитие интегральных методов расчета нагрева массивных тел излучением и конвекцией одновременно [19 – 22]. Например, в [22] предлагается решение для двухмерной призмы, нагреваемой конвекцией и излучением. Учитывается также то обстоятельство, что скорость нагрева двухмерных объектов ограничена температурой угловых точек, которая вычисляется методом Гаусса по системе тринадцати алгебраических уравнений.

Однако в отмеченных работах Ивановского энергетического института исходная система уравнений либо была линейной, либо содержала нелинейность второго рода. Изменение теплофизических свойств в уравнение теплопроводности не включалось. Как показали расчетные анализы Н.Ю. Тайца и В.В. Асцатурова [23], а также А.В. Кавадерова и Ю.А. Самойловича [24, 25], переменность теплофизических характеристик оказы-

вает основополагающее влияние на внутреннее теплопоглощение массивных стальных изделий.

В одной из своих фундаментальных работ [26], посвященных радиационному теплообмену, А.В. Кавадеров и В.Н. Калугин рассмотрели противоточную задачу нагрева массивных тел излучением. Они задавали в качестве исходных величины Sk , n , θ'_m и τ и устанавливали изменение температур $\theta_r(\tau)$, $\theta_n(\tau)$, $\theta_u(\tau)$, $\bar{\theta}_m(\tau)$ и $\Delta\theta_m(\tau) = \theta_n(\tau) - \theta_u(\tau)$.

Расчеты выполнялись на гидростатическом интеграторе конструкции Д.В. Будрина. При этом величина временного шага устанавливалась в пределах 0,004...0,060. В качестве контрольных использовались результаты расчетов по решениям для термически тонкой пластины. Установлены следующие пределы применимости полученного решения: $Sk = 0,05...1,2$; $n = 0,3...1,15$; $\theta'_m = 0,3...0,8$.

Было выявлено, что функция распределения температуры по сечению пластины

$$\Phi(\rho, \tau) = [\theta_m(\rho, \tau) - \theta_u(\tau)] / [\theta_n(\tau) - \theta_u(\tau)]$$

быстро стабилизируется и в дальнейшем почти не изменяется, к тому же мало зависит от параметров Sk и n . Используя это обстоятельство, А.В. Кавадеров и В.Н. Калугин предложили упрощенную методику расчета пластины в противотоке [26]. Упрощения касаются нелинейного граничного условия, а также использования приближенного нагрева с постоянной температурой нагревателя. В упрощенном приближенном решении выделяются две нелинейные функции:

$$\frac{m_0}{n_0} = \frac{\theta_n(\tau) - \bar{\theta}_m(\tau)}{Sk [\theta_r^*(\tau) - \theta_n^4(\tau)]}; \quad n_0 = Sk \frac{\theta_r^4(\tau) - \theta_n^4(\tau)}{\theta_n(\tau) - \theta_u(\tau)},$$

рассчитанные с помощью гидростатического интегратора и представленные графиками в зависимости от Sk ($0 \leq Sk \leq 1,5$) и n ($0 \leq n \leq 1,2$). При этом авторы [26] предупреждают, что рекомендуемая ими методика расчета применима при $\tau \geq 0,3...0,4$, когда наступает стабилизация функции распределения $\Phi(\rho)$, что они объясняют принятием постоянства теплофизических характеристик материала.

Это пока единственное в теплотехнической литературе аналитическое исследование ПТТО массивных слитков при радиационном нагреве обладает, по нашему мнению, некоторыми недостатками: рассматривается лишь плоская форма тела; полученное решение приемлемо только для стабилизированного процесса; массивность тела ограничена ($Sk < 1,5$); в уравнении теплопроводности производная по времени берется от средне-массовой температуры, а в нелинейном граничном условии вместо темпе-

ратуры поверхности принимается средняя температура; при решении вводятся упрощения, связанные с использованием приближенного решения задачи с постоянной температурой теплоносителя; эта методика не пригодна для расчета сложного радиационно-конвективного теплообмена.

Таким образом, работа [26] подтверждает важность и необходимость более надежного решения задачи радиационного нагрева массивных тел при ПТТО: с учетом их геометрии, наличия и радиации, и конвекции, зависимости теплофизических характеристик от температуры.

Первая попытка приближенного решения задачи лучистого нагрева массивной пластины в противотоке оказалась не совсем удачной, о чем подробнее говорится в работах [14, 27]. Ошибочным было использование гидростатического интегратора Будрина, из-за чего фактически чисто аналитическое решение не получено. Такое решение общей задачи впервые дано в работе [27].

Однако в указанных работах, как и во всех предыдущих исследованиях ПТТО тел, теплофизические характеристики (ТФХ) материала принимались постоянными. Между тем переменность ТФХ при интенсивном теплообмене в широком интервале изменения температур может оказать ощутимое влияние на протекание процесса.

Проведенные ранее исследования [28] показали, что из всех ТФХ наиболее существенное влияние на нагрев металла оказывает переменность коэффициента теплопроводности $\lambda(T)$. В этом случае при тепловых расчетах обычно функцию $\lambda(T)$ принимают линейной, а остальные ТФХ – постоянными.

Таким образом, представляет интерес усложненная постановка задачи, т.е. нагрев массивных тел с учетом нелинейностей первого и второго рода в условиях сложного радиационно-конвективного теплообмена.

Классические работы [15, 26] долгое время были единственными, в которых краевая задача теплопроводности (КЗТ) тел в условиях ПТТО рассматривалась в постановке, учитывающей только нелинейность второго рода. Что же касается нелинейности первого рода (температурная зависимость ТФХ), то до сих пор ни в одной работе по ПТТО она не была учтена.

Нами была впервые поставлена и аналитически решена следующая нелинейная КЗТ термочувствительных массивных тел в условиях сложного (радиационно-конвективного) ПТТО:

$$\frac{1}{\rho^m} \frac{\partial}{\partial \rho} \left[\rho^m (1 + \varepsilon_\lambda \theta) \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \right] = \frac{\partial \theta}{\partial \tau}; \quad (1)$$

$$\left[1 + \varepsilon_\lambda \theta_n(\tau) \right] \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \Big|_{\rho=1} = \text{Sk} \left\{ \left[\theta_r^4(\tau) - \theta_n^4(\tau) \right] + \zeta \left[\theta_r(\tau) - \theta_n(\tau) \right] \right\}; \quad (2)$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial \rho} \Big|_{\rho=0} = 0; \quad (3)$$

$$\frac{d\theta_r}{dt} = \theta_r(\tau) = \text{Sk} \left\{ \left[\theta_r^4(\tau) - \theta_n^4(\tau) \right] + \zeta \left[\theta_r(\tau) - \theta_n(\tau) \right] \right\} n_m; \quad (4)$$

$$\theta(\rho, 0) = \theta_0 = \theta' = \text{const}; \quad \theta_r(0) = \theta_r^* = 1, \quad (5)$$

где введены безразмерные величины:

$$\begin{aligned} \theta(\rho, \tau) &= T(\rho, \tau) / T_r^*; \quad \rho = r / R; \quad \tau = at / R^2; \quad \varepsilon_\lambda = \delta_\lambda T_r^* / \lambda_0; \\ \text{Sk} &= \sigma_b T_r^{*3} R / \lambda_0; \quad \text{Bi} = \alpha R / \lambda_0; \quad \zeta = \text{Bi} / \text{Sk}; \quad n = V_c / (V_r c_r); \quad n_m = (1 + m)n. \end{aligned} \quad (6)$$

Теплофизические характеристики в математической модели (1) – (6) были приняты согласно [28]:

$$\lambda(T) = \lambda_0 + \varepsilon_\lambda T = \lambda_0 \left(1 + \frac{\delta_\lambda T_r^*}{\lambda_0} \theta \right) = \lambda_0 (1 + \varepsilon_\lambda \theta);$$

$$c = c(\bar{T}) = \text{const}; \quad a = a(\bar{T}) = \text{const}.$$

В качестве метода – «организатора» решения поставленной нелинейной КЗТ (2) – (7) была принята широко используемая [29] модель термического слоя (МТС), а для непосредственной реализации процесса решения привлечен также известный метод эквивалентных источников (МЭИ) Ю.С. Постольника [30 – 32], хорошо проявивший себя при решении различных линейных и нелинейных задач теплопроводности [27, 33].

На первом (инерционном) этапе ($0 \leq \tau \leq \tau_0$, $\beta(\tau) \leq \rho \leq 1$) полученное решение имеет вид:

$$\theta_1(\rho, \tau) = \theta' + \Delta\theta_1(\tau) [\rho - \beta(\tau)]^2 / [l^2(\tau)]; \quad (7)$$

$$l(\tau) = \sqrt{6(1+m)(1+\varepsilon_\lambda\theta')\tau}; \quad \tau_0 = [6(1+m)(1+\varepsilon_\lambda\theta')]^{-1};$$

$$\Delta\theta_1(\tau) = \tau / [l(\tau) = \sqrt{\tau / [6(1+m)(1+\varepsilon_\lambda\theta')]}]; \quad \Delta\theta_1^0 = \tau_0;$$

$$\theta_{1r}(\tau) = 1 + \frac{\pi\tau}{3} \left[1 + \frac{\varepsilon_\lambda l(\tau)}{9(1+m)(1+\varepsilon_\lambda\theta')^2} \right]; \quad \theta_{1r}(\tau_0) = \theta_{1r}^0,$$

где $\Delta\theta_1(\tau) = \theta_{1n}(\tau) - \theta'$ – температурный перепад по толщине $l(\tau) = 1 - \beta(\tau)$ прогретого (термического) слоя.

На втором (упорядоченном) этапе ($\tau_0 \leq \tau \leq \tau^*$; $0 \leq \rho \leq 1$)

$$\theta_2(\rho, \tau) = \frac{1}{\varepsilon_\lambda} \left\{ \sqrt{[1 + \varepsilon_\lambda \theta_{2n}(\tau)]^2 - \varepsilon_\lambda \text{Sk} \left\{ \left[\theta_{2r}^4(\tau) - \theta_{2n}^4(\tau) \right] + \zeta \left[\theta_{2r}(\tau) - \theta_{2n}(\tau) \right] \right\} (1 - \rho^2)} - 1 \right\}. \quad (8)$$

Температура $\theta_{2r}(\tau)$ газа определяется трансцендентным уравнением

$$\Phi_r(\tau) - \Phi_r^0 = 4(1+m)\theta_c k_1 \text{Sk}(\tau - \tau_0) / k_2^2,$$

где

$$\Phi_r(\tau) = \ln \theta_{2r}(\tau) - p \ln [1 - k_2 \theta_{2r}(\tau)] + (p-1) \ln [1 + \varepsilon_\lambda \theta_{2r}(\tau)] - \frac{1 + k_2 \theta_{2r}(\tau)}{2k_2^2 \theta_{2r}^2(\tau)}; \quad (9)$$

$$\left. \begin{aligned} p &= \frac{1 + 4k_1 \text{Sk}}{(3+m)(k_2 + \varepsilon_\lambda)k_2^2}; \\ k_1 &= 1 + \zeta \frac{0,275 + 0,058m}{\text{Sk}}; \quad k_2 = \frac{1-n}{\theta_c}; \\ \theta_c &= 1 - n\theta' - \frac{2n}{3+m} [m\tau_0 + 2\varepsilon_\lambda(3+m)]. \end{aligned} \right\} \quad (10)$$

Зная температуру газа, температуру $\theta_{2n}(\tau)$ поверхности находим решением алгебраического уравнения

$$\theta_{2n}^4(\tau) + a_{2n} \theta_{2n}^2(\tau) + a_{2n}(\tau) \theta_{1n}(\tau) = a_{0n}(\tau); \quad (11)$$

$$\left. \begin{aligned} a_{2n} &= \varepsilon_\lambda(h + \zeta); \quad a_{1n}(\tau) = (h + \zeta) \{1 + \varepsilon_\lambda [\theta_c - \theta_{2r}(\tau) / n]\}; \\ a_{0n}(\tau) &= \theta_{2r}^4(\tau) + h \left[\left(1 + \frac{n\zeta}{h}\right) \theta_{2r}(\tau) - \theta_c \right]; \quad h = \frac{3+m}{\text{Sk}}. \end{aligned} \right\} \quad (12)$$

Получив значения температур $\theta_{2n}(\tau)$ и $\theta_{2r}(\tau)\sqrt{2}$, по решению (8) при $\rho = 0$ вычисляем температуру центра $\theta_{2u}(\tau)$, температурный перепад $\Delta\theta_2(\tau) = \theta_{2n}(\tau) - \theta_{2u}(\tau)$ и среднюю (по объему) температуру $\bar{\theta}_2(\tau) = \theta_{2n}(\tau) - \frac{2}{3+m} \Delta\theta_2(\tau)$.

Время τ^* окончания нагрева определяется по решению (9) в предположении, что $\theta_{2n}(\tau^*) = \theta_{2n}^* = \eta\theta_{2r}^*$, где η – наперед заданный показатель степени завершенности процесса нагрева.

Подставляя в уравнения (11), (12) $\theta_{2n}^* = \eta\theta_{2r}^*$, приходим к алгебраическому уравнению, подобному (11), но уже относительно θ_{2r}^* . При этом новые коэффициенты имеют вид:

$$\left. \begin{aligned} a_{2r} = \varepsilon_\lambda \eta h^*; a_{1r} = h^* \left(1 + \frac{\zeta}{h^*} \frac{1-\eta}{1-\eta^4} - \frac{\varepsilon_\lambda \eta \theta_c}{1-m\eta} \right); \\ a_{0r} = \frac{h^* \theta_c}{1-\eta n}; h^* = \frac{h(1-m\eta)}{n(1-\eta^4)}. \end{aligned} \right\}$$

Зная θ_{2r}^* , из выражений (9) и (10) определяем продолжительность τ нагрева:

$$\tau^* = \frac{\tau_0 + k_2^2 (\Phi_r^* - \Phi_r^0)}{4(1+m)k_1 Sk \theta_c}.$$

Поставленная нелинейная краевая задача теплопроводности ПТТО полностью решена.

Для оценки адекватности построенной аналитической модели результатам аналогового и численного моделирования нами [30] был просчитан заимствованный из работы [26] числовой пример: $m=0$; $Bi=0$; $\varepsilon_\lambda=0$; $Sk=0,5$; $n=0,5$; $\theta'=0,5$; $\eta=0,99$.

На рис. 1 в графической форме даны результаты расчетов температурных функций $\theta_r(\tau)$, $\theta_n(\tau)$, $\theta_u(\tau)$, $\tilde{\theta}(\tau)$ и $\Delta\theta(\tau)$ по аналитическому решению МЭИ и данным аналого-вычислительной машины [26].

Сопоставление показывает практически полное совпадение расчетов по МЭИ с данными аналоговой вычислительной машины [26]. Такая же высокая сходимость результатов подтверждена [34, 35] и в сравнении с численными (конечно-разностными) методами.

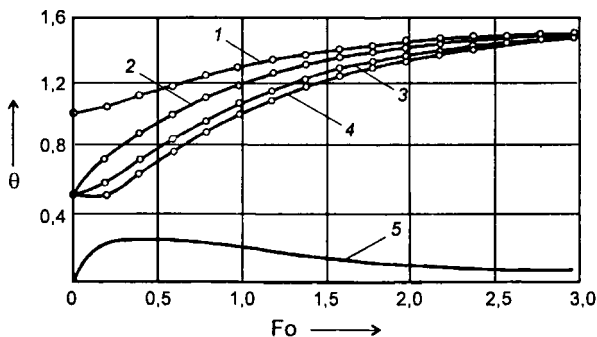


Рис. 1. Изменение температур:

1 - печи; 2 - металла поверхности; 3 - среднеобъемной; 4 - центра; 5 - температурного перепада; — — — расчеты по МЭИ; —○—○— данные по АВМ

Таким образом, с помощью МЭИ впервые получено обладающее требуемой практической точностью обобщенное (для всех трех базовых форм) аналитическое решение нелинейной краевой задачи противоточного радиационно-конвективного нагрева массивных термочувствительных тел. Это решение включает все частные более простые случаи: при $\zeta = 0$ имеем решение чисто радиационного нагрева термочувствительных тел; при $\epsilon_\lambda = 0$ – с постоянными ТФК.

Возможность учета термической массивности тела, сложного (смешанного) теплообмена и изменения ТФХ обеспечивает достаточно высокий уровень идентификации предлагаемого решения, к тому же легко программируемого для машинного счета.

Полученные аналитические выражения (7), (8) профиля температурного поля позволяют исследовать термонапряженное состояние слитков в условиях ПТТО (например, [35]).

Поставленная и решенная задача нагрева металла в противоточной формулировке по сравнению с традиционной прямоточной задачей теплопроводности имеет ряд значительных преимуществ: появляется возможность учитывать характеристики используемого топлива (удельную теплоту сгорания, теплоемкость продуктов горения и т.д.), прогнозировать распределение температур в различных зонах рабочего пространства печи при варьировании величины расхода топлива.

Резюмируя все вышеизложенное, можно утверждать, что в настоящее время накоплен достаточный объем научно-технического (аналитического, числового, аналогового, экспериментального) материала для построения теплотехнической теории нагрева массивных слитков в условиях противотока.

ЛИТЕРАТУРА

1. Охлаждение агломерата и окатышей / Н.М. Бабушкин, С.Г. Братчиков, Г.Н. Намятов и др. М.: Металлургия, 1975. 208 с.
2. Теплотехника окускования железнорудного сырья / С.Г. Братчиков, Ю.А. Берман, Я.Л. Белоцерковский и др. М.: Металлургия, 1970. 344 с.
3. *Гольдфарб Э.М.* Нагрев тел разливочной формы газами в прямотоке и противотоке // ЖТФ. 1954. Т. 24. № 6. С. 1012 – 1019.
4. *Гольдфарб Э.М.* Теплотехника металлургических процессов. М.: Металлургия, 1967. 439 с.
5. *Китаев Б.И.* Теплообмен в шахтных печах. Свердловск; М.: Металлургиздат, 1945. 152 с.
6. *Китаев Б.И.* Теплообмен в доменных печах. Свердловск; М.: Металлургиздат, 1949. 618 с.
7. *Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Сучков В.Д.* Теплообмен в шахтных печах. Свердловск; М.: Металлургиздат, 1957. 280 с.
8. *Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Лазарев Б.Л.* Теплообмен в доменной печи. М.: Металлургия, 1966. 356 с.
9. Тепло- и массообмен в плотном слое / Б.И. Китаев, В.Н. Тимофеев, Б.А. Бовиков и др. М.: Металлургия, 1972. 432 с.

10. Теплотехника доменного процесса / Б.И. Китаев, Ю.Г. Ярошенко, Е.А. Суханов и др. М.: Металлургия, 1978. 248 с.
11. Тимофеев В.Н. Теплообмен в слое кусковых материалов: Регенеративный теплообмен // Сб. науч. тр. ВНИИМТ. Свердловск: Metallurgizdat, 1962. № 8. С. 174 – 180.
12. Нагрев газом слоя массивных частиц / В.И. Тимофеев, В.М. Малкин, Ф.Р. Шкляр и др. // Сб. науч. тр. ВНИИМТ: Нагрев и охлаждение стали: Теплотехника слоевых процессов. М.: Металлургия, 1970. № 23. С. 212 – 223.
13. Шкляр Ф.Р., Тимофеев В.Н., Раева М.В. Расчет нагрева тел простейшей формы в слое при небольших числах Фурье // Сб. науч. тр. ВНИИМТ: Нагрев и охлаждение стали. Теплотехника слоевых процессов. М.: Металлургия, 1970. № 23. С. 194 – 211.
14. Исследование противоточного теплообмена в металлургии: Состояние вопроса и проблемы развития / Ю.С. Постольник, В.И. Тимошпольский, А.П. Огурцов и др. // Металлургия. 2001. Вып. 25. С. 149 – 164.
15. Кавадеров А.В. Тепловая работа пламенных печей. Свердловск: Metallurgizdat, 1956. 367 с.
16. Иванцов Г.П. Нагрев металла. Свердловск; М.: Metallurgizdat, 1948. 192 с.
17. Соколов В.Н. Расчеты нагрева металла. М.: Mashgiz, 1955. 104 с.
18. Семикин И.Д., Розенгард Ю.И., Гольдфарб Э.М. Нагрев массивных тел излучением // Сталь. 1956. № 3. С. 252 – 256.
19. Бровкин Л.А., Крылова Л.С. Метод решения задач теплопроводности при нелинейном характере законов теплообмена на границах тела // ИФЖ. 1971. Т. 20. № 4. С. 739 – 740.
20. Бровкин Л.А., Крылова Л.С. К решению уравнения теплопроводности при нелинейных граничных условиях // Изв. вузов. Энергетика. 1971. № 9. С. 122 – 127.
21. Бровкин Л.А., Крылова Л.С., Знаткова Е.М. О тепловом расчете камерной печи стационарного режима // Изв. вузов. Черная металлургия. 1974. № 1. С. 170 – 174.
22. Бровкин Л.А., Чернов К.В. Температурное поле призмы при лучисто-конвективном нагреве // Изв. вузов. Черная металлургия. 1980. № 9. С. 80 – 83.
23. Тайц Н.Ю., Асцатуров В.В. О влиянии теплофизических свойств стали на технологию нагрева // Изв. вузов. Черная металлургия. 1967. № 1. С. 184 – 189.
24. Кавадеров А.В., Самойлович Ю.А. Закономерности нагрева пластины и цилиндра одновременно излучением и конвекцией // Нагрев металла и работа нагревательных печей: Сб. науч. тр. ВНИИМТ. Свердловск, 1960. № 6. С. 44 – 58.
25. Кавадеров А.В., Самойлович Ю.А. Влияние зависимости коэффициента теплопроводности и теплоемкости сталей от температуры на результаты расчетов нагрева излучением // ИФЖ. 1960. Т. 3. № 1. С. 82 – 86.
26. Кавадеров А.В., Калугин В.Н. Закономерности нагрева массивного тела излучением в противотоке // Нагрев металла и работа нагревательных печей: Сб. науч. тр. ВНИИМТ. Свердловск, Metallurgizdat, 1960. № 6. С. 59 – 70.
27. Математичне моделювання / Ю.С. Постольник, А.П. Огурцов, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова. Дніпродзержинськ, Изд-во ДГТУ, 2000. № 2 (5). С. 87 – 91.
28. Постольник Ю.С. Приближенные методы исследований в термомеханике. Киев; Донецк: Вища шк., 1984. 158 с.
29. Лыков А.В. Методы решения нелинейных уравнений нестационарной теплопроводности // Изв. АН СССР. Энергетика и транспорт. 1970. № 5. С. 109 – 150.
30. Математическая модель нагрева массивных тел в теоретическом противотоке / Ю.С. Постольник, В.И. Тимошпольский, А.П. Огурцов, И.А. Трусова // Математичне моделювання. 2000. № 2 (5). С. 87 – 91.

31. *Постольник Ю.С.* Метод эквивалентных источников в задачах нестационарной теплопроводности. В кн.: Теплообмен и гидродинамика. Киев: Наук. думка, 1977. С. 161 – 167.

32. *Постольник Ю.С.* Обобщение и дальнейшее развитие методов теплового пограничного слоя // Изв. вузов. Черная металлургия. 1982. № 2. С. 137 – 141.

33. *Постольник Ю.С.* Приближенные методы исследований в термомеханике. Киев; Донецк: Вища шк., 1984. 158 с.

34. Расчет нагрева термомассивных тел в условиях теоретического противотока / В.И. Тимошпольский, Ю.С. Постольник, С.М. Козлов и др. // Литье и металлургия. 2001. № 1. С. 63 – 64.

35. *Постольник Ю.С., Огурцов А.П., Зинченко Ю.М.* Термонапряженное состояние длинного цилиндра в условиях противоточного радиационного нагрева // Межд. сб. науч. тр.: Прогрессивные технологии и системы машиностроения. Донецк: ДНТУ. 2003. С. 137 – 138.

УДК 621.7456

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
А.Б. СТЕБЛОВ, д-р техн. наук,
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
В.А. ТИЩЕНКО, канд. техн. наук (РУП «БМЗ»)

НЕПРЕРЫВНАЯ РАЗЛИВКА ПОДШИПНИКОВЫХ СТАЛЕЙ

Подшипниковые стали разливаются преимущественно в слитки. Способ непрерывной разливки применяется уже около тридцати лет, однако в зависимости от типа разливочной машины используются различные технические решения и технологии, направленные на обеспечение требуемого качества макроструктуры непрерывнолитых заготовок.

К настоящему времени накоплен большой опыт непрерывной разливки подшипниковых сталей, который можно систематизировать по технологическим операциям на МНЛЗ.

Промежуточный ковш. В последнее время прослеживается тенденция увеличения вместимости промежуточных ковшей за счет высоты их рабочей полости до 800...1000 мм и снабжения их Т-образной приемной камерой. Масса металла в промежуточном ковше составляет более 30 т. В них устанавливаются также ловушки типа «Турбостоп» [1], перегородки с отверстиями и фильтры [2] для снижения неметаллических включений. Для уменьшения турбулентности потока металла, поступающего в канал стакана-дозатора, устранения воронкообразного движения металла над входным каналом на днище промежуточного ковша в непосредственной близости от стакана-дозатора устанавливаются «гасители» – огнеупорные кирпичи, поставленные на ребро и вмонтированные в днище [3]. В промежуточном ковше в качестве рабочего огнеупорного слоя приме-

няется торкрет-масса на основе магнезита. Перегородки в промежуточном ковше выполняются из высокоглиноземистого кирпича [2].

Стабилизация уровня металла. Известно, что загрязненность заготовок шлаковыми включениями в «синей» пробе связана в основном с нарушением постоянного положения уровня расплава в кристаллизаторе. При введении металла в кристаллизатор через глухонные погружные стаканы с четырьмя боковыми отверстиями напротив углов кристаллизатора содержание неметаллических включений при испытании на «синюю» пробу снижается в 2 раза. Продувка металла аргоном позволяет стабилизировать разливку и повысить ее серийность.

К 2000 г. специалисты АО «Оскольский электрометаллургический комбинат» усовершенствовали технологию непрерывной разливки подшипниковых сталей (ШХ15, ШХ15СГ, ШХ4) [4]. При серийной разливке загрязненность крупными неметаллическими включениями (100...500 мкм) значительно снижена. При этом усовершенствован стопорный механизм на шиберные затворы для увеличения количества плавов в серии с 4 до 10. Конструкция автоматического поддержания уровня расплава в кристаллизаторе также изменена.

Разработаны новые конструкции шиберного затвора, решена задача подачи аргона в стакан-дозатор. Аргон поступает в стакан-дозатор, состоящий из двух частей. Между ними закрепляется пористое кольцо, через которое поступает газ (импульсная подача в течение 1 с или постоянная – без импульсов). Обоснована необходимость снижения диаметра разливочного стакана с 60 до 40 мм.

При переходе на шиберные затворы решена проблема автоматического запуска ручья, связанного с нерегламентированным поступлением первых порций металла и затвердеванием его в разливочном стакане. Созданы запускные устройства, представляющие собой воронки, установленные на специальной обматке на стакан-дозатор. Удалось полностью исключить применение кислорода при запуске.

Газы в стали. Содержание кислорода в подшипниковых сталях регламентировано: не более 0,002%, или 20 ppm. Оно обуславливает наличие оксидов в стали. В работе [5] установлено, что содержание кислорода служит показателем чистоты подшипниковой стали, но не показателем ее качества, так как разрушение подшипников происходит прежде всего из-за крупных включений. Быстрое разрушение вызывают крупные включения размером более 50...100 мкм преимущественно экзогенного происхождения (шлак, футеровка). Эндогенные включения намного мельче и проявляются через усталостную долговечность материала [6].

Долговечность обратно пропорциональна объемной доле неметаллических включений. Фирмой «Apta Steel» (Япония) разработана технология отливки из подшипниковой стали на МНЛЗ заготовок сечением 160×160 мм [7]. Вторичное окисление полностью устранено благодаря использованию газового уплотнения. Достигнутое содержания кислорода в конечном продукте – около 7...10 ppm.

В публикациях авторов [8 – 10], описывающих сквозную схему производства литых заготовок подшипниковой стали, указывается на необходимость полной герметизации тракта жидкой стали от стальной ванны до кристаллизатора.

В работе ЦНИИчермета [3] описан новый принцип защиты стыка стакана-коллектора шибера затвора стальной ванны и приемной воронки погружной трубы. По сравнению со всеми другими способами, применяемыми в отечественной практике, такой прием наиболее эффективно влияет на качество макроструктуры. Прирост азота – косвенного показателя интенсивности вторичного окисления – на разливке был в 2 – 4 раза ниже, чем при других способах защиты, и не превышал 5...8 ppm. Результат достигнут за счет установки на указанном стыке кольца специальной конструкции и подачи в него аргона, создающего сплошной газовый экран. Защита металла от контакта с окружающей атмосферой на стыке выпускного стакана промежуточного ковша (стакана-дозатора) и погружного стакана помимо подачи аргона в зону стыка (через стопор или шибер) может быть усилена за счет прокладок из огнеупорного фетра, устанавливаемых заранее на седло (воронку) погружного стакана. Технология, внедренная на ОАО «Волжский трубный завод», показала высокую эффективность защиты стали. В промежуточном ковше применены стаканы-дозаторы с шаровой поверхностью.

К настоящему времени на ОАО «ОЭМК» накоплен значительный опыт производства непрерывнолитых заготовок сечением 300×360 мм из подшипниковой стали. Общее содержание кислорода при серийной разливке – не более 20 ppm. Установлено, что качество макроструктуры заготовок ухудшается с уменьшением сечения заготовки. Процесс разливки заготовок малых сечений идет с более высокой скоростью. В этом случае неметаллические включения в кристаллизаторе практически не успевают всплыть к зеркалу металла. Поэтому помимо очищения расплава в процессе выплавки и исключения вторичного окисления необходимо обеспечить возможность рафинирования расплава в промежуточном ковше. Отбраковка труб из непрерывнолитой подшипниковой стали производства ОЭМК по плевкам на наружной поверхности на трубных заводах снизилась в 2,5 – 3,4 раза, а по плевкам на внутренней поверхности – в 1,2 – 1,3 раза по сравнению с аналогичными показателями для труб из металла традиционной слиточной сифонной разливки.

Установлено, что содержание водорода в жидкой стали не должно превышать 2 ppm. Вакуумная обработка расплава в течение 10...15 мин аргоном (5 л/мин на тонну стали) позволила снизить содержание водорода до 1,2...1,6 ppm. Увеличение продолжительности продувки или расхода аргона не оказывает заметного влияния на конечное содержание водорода. Отмечено, что в процессе серийной разливки стали на МНЛЗ содержание водорода в течение 10 мин увеличивается до 2,6 ... 3,3 ppm. Основные источники роста содержания водорода – футеровка промежуточного ковша (увеличение максимального содержания водорода составляет пример-

но 0,8 ppm для первой плавки в серии) и защитная огнеупорная труба (среднее увеличение максимального содержания водорода – 0,7 ppm).

Шлакообразующие смеси. При высокоскоростной непрерывной разливке подшипниковой стали на сортовых МНЛЗ ассимиляция всплывающих в промежуточном ковше неметаллических включений зависит от качества защитной шлакообразующей смеси (ШОС). Она должна исключить тепловые потери с зеркала расплава, ассимилировать всплывшие включения и не увлекаться потоками металла в кристаллизатор.

Хорошие результаты получены в работе [11]. Защита зеркала расплава в промежуточном ковше осуществляется порошкообразной ШОС на основе $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$ (мусковит (слюда) 45%, бентонит 40%, коксовая пыль 15%). Расход ШОС – 150...200 кг на серию плавов. Потери температуры за время разливки плавки составляют ± 5 °С. Ассимилирующая способность ШОС к крупным включениям (по «синей» пробе) была примерно в 2 раза выше, чем ШОС на основе $\text{CaO} - \text{SiO}_2$. Для защиты металла в кристаллизаторе применяется четырехкомпонентная ШОС (известь, бентонит, криолит, графит).

Улучшению удаления из расплава неметаллических включений эндогенного и экзогенного происхождения, обеспечению более равномерного распределения температуры по объему металла и по ручьям способствует ШОС оптимального состава. Эффект усиливается на промежуточном ковше увеличенной вместимости с высоким рабочим уровнем металла и относительно узким рабочим пространством в районе ручьев в случае применения в приемной камере устройства «Турбостоп» и «гасителей».

Технология разливки. Существенное улучшение качества макроструктуры непрерывнолитого слитка достигается при разливке с минимальным перегревом стали. Это возможно при снижении тепловых потерь за счет использования крышки на сталеразливочном ковше, специального защитного шлака, подогрева стали на участке ковш – печь за счет создания теплового ядра в верхней части ковша.

В работе [12] показано, что при установке системы плазменного подогрева в промежуточном ковше среднюю температуру перегрева расплава снизили на 10 °С. Кроме того, сделан вывод о значительно более высокой экономической эффективности подогрева расплава только последних 15...20 т стали с пониженной температурой, что позволяет успешно разливать холодные плавки. В процессе серийной разливки плавов уровень расплава в промежуточном ковше поддерживали в пределах 800 мм, а температуру – 1485...1495 °С. Рабочая скорость разливки 0,55...0,60 м/мин. Струя металла между ковшами герметизируется огнеупорной трубой и аргоном. При плазменном подогреве в промежуточном ковше необходимо использовать аргон, чтобы исключить прирост азота в металле [13]. Разработанная технология производства подшипниковых сталей снизила удельную загрязненность проката крупными включениями от 1 до 1,5 мм с 12,5 до 2,5 мм/дм².

Электромагнитное перемешивание. Формирование осевой рыхлости и ликвации во многом определяются особенностями кристаллизации непрерывнолитого слитка. Здесь главными являются большая глубина жидкой лунки, величина конвективных потоков в ней, количество структурных дендритных зон, которые определяют возникновение «мостов» в результате смыкания выступов от противоположенных фронтов.

Для снижения развития осевой ликвации и рыхлости наряду с минимальным перегревом над ликвидусом температуры разливаемой стали важное значение имеет электромагнитное перемешивание (ЭМП) затвердевающего слитка в кристаллизаторе и зоне вторичного охлаждения.

Наиболее эффективно на качество сортовых заготовок воздействуют устройства ЭМП, размещенные в кристаллизаторе. Качество заготовок зависит от интенсивности перемешивания. Показателем интенсивности ЭМП в мировой практике принято считать достигаемое максимальное значение линейной скорости жидкого металла в потоке, которую должен развивать статор ЭМП ($v_{\max} = 0,3 - 1,0$ м/с). При $v_{\max} < 0,3$ м/с эффективность перемешивания уменьшается. При $v_{\max} > 1$ м/с возникает отрицательная ликвация. Интенсивное движение потока металла вдоль области затвердевания быстрее (в 1,8 раза) снижает перегрев [14]. При движении жидкого расплава в кристаллизаторе обламываются ветки растущих дендритов. Они становятся дополнительными центрами кристаллизации и расширяют зону мелких равноосных кристаллов.

Для предотвращения затягивания защитного шлака интенсивность перемешивания металла в верхней части кристаллизатора должна быть снижена. Более полного воздействия на осевую рыхлость и центральную пористость сортовых заготовок можно достичь, если расположить устройство для ЭМП в зоне вторичного охлаждения и в конце зоны затвердевания слитка [15].

Согласно сообщению [16], вертикальная МНЛЗ фирмы «Daido Steel» (Япония), оборудованная электромагнитными перемешивателями в кристаллизаторе и зоне вторичного охлаждения (со скоростью перемешивания металла 0,3 м/с), с подогревом металла в промежуточном ковше, способна отливать из подшипниковых сталей заготовки диаметром 350 мм. Для этого МНЛЗ оборудовали устройством «мягкого» обжатия, состоящим из двух пар приводных роликов диаметром 400 мм.

Конструкция кристаллизатора. В последние годы производство подшипников из непрерывнолитых сортовых заготовок (180×180 мм) расширяется. Такие работы ведутся на сортовых МНЛЗ ряда стран – Японии, Германии, Китая, Украины и др. [7, 17 – 19]. Сортовые заготовки, как правило, отливают на многоручьевых МНЛЗ (до 6 ручьев) со скоростями до 3 м/мин. Высокие скорости вытягивания сортовых заготовок достигаются за счет применения гильзовых кристаллизаторов специальной конструкции. Рабочий профиль гильз по высоте выполнен в виде системы убывания обратных конусов («Конвекс») или в виде кривой, близкой к

параболе в продольном направлении, и специального профиля в поперечном сечении [20, 21]. Использование кристаллизаторов типа Fast Cast, Diamond, BM-Синус и других при литье сортовых заготовок обеспечивает надежное увеличение скорости вытягивания по сравнению с разливкой в одноконусные кристаллизаторы на 25...35%. Более плотный теплоконтакт с оболочкой слитка по всей длине кристаллизатора требует увеличения интенсивности и равномерности охлаждения стенок кристаллизатора. В таких кристаллизаторах зазор между гильзой и корпусом не превышает 3...4 мм, скорость потока воды в зазоре – до 15 м/с, а удельный расход на охлаждение кристаллизатора квадратного сечения – не менее 35...40 л/мин на 1 см периметра.

Вторичное охлаждение и «мягкое» обжатие. Известно достаточное количество исследований, показывающих преимущество «мягкого» водовоздушного охлаждения во вторичной зоне по сравнению с водяным форсуночным охлаждением. В работе [8] приведены результаты использования технологии охлаждения металла во вторичной зоне за счет применения устройства кессонного теплосъема. При его использовании ликвация значительно снижается. По мнению авторов, есть возможность практически полностью устранить ликвацию. Однако при этом возможно образование термических трещин.

При отливке сортовых заготовок трудно осуществить механическое «мягкое» обжатие (ММО) твердожидкой зоны слитков. Это в значительной степени объясняется разницей температур по углам и в середине заготовок, так как только малая часть прикладываемого к заготовке обжатия передается в ее центр.

Установлено, что сегрегация углерода может быть значительно снижена за счет «мягкого» обжатия, которое позволяет подавить образование мостов дендритов в осевой зоне. Минимальная сегрегация получена при доле твердой фазы в момент «мягкого» обжатия в заготовке, равной 40%. Повышенная степень «мягкого» обжатия вызывает появление внутренних трещин. Оптимальная степень обжатия составляет 1,6%. Для предотвращения образования трещин обжатие заготовок необходимо производить в оптимальной точке. Поэтому первым шагом при проектировании ММО является определение начальной точки приложения обжатия, скорости разливки и условий вторичного охлаждения.

В последние годы фирма «Concast AG» (Швейцария) провела успешную серию промышленных опытов по ММО сортовых заготовок (кв. 150...160 мм) [19]. Эксперименты, выполненные фирмой «Concast AG», показали, что эффективность обжатия твердожидкой части заготовок возрастает при использовании поперечного сечения с двумя выпуклыми поверхностями заготовок на их верхней и нижней сторонах. Преимуществами такого профиля сечения заготовок является и то, что оно хорошо подходит для высокоскоростных гильзовых кристаллизаторов «Конвекс». В этом случае также требуются незначительные изменения процесса по сравнению с традиционно «квадратной» заготовкой (кристал-

лизатор, направляющие ролики и вся система вторичного охлаждения остаются без изменений). Эта схема была успешно опробована. Рекомендованная выпуклость заготовок – 8 мм (по 4 мм на сторону).

Первая промышленная УНРС фирмы «Concast AG», оборудованная ММО и предназначенная для отливки сортовых заготовок, введена в эксплуатацию в 2002 г. на заводе «Weiman Special Steels» в Китае. Сообщается, что реализация процесса ММО требует точного соблюдения параметров разлива для обеспечения стабильной повторяемости в ежедневной работе. Из этого следует, что процесс ММО должен быть интегрирован в крупномасштабную систему регулирования (уровень 2). Этот уровень автоматизации и программное обеспечение должны в режиме реального времени управлять процессом затвердевания слитка и позиционированием обжигающих валков в соответствии с текущим состоянием жидкой сердцевины.

От жесткости роликовой системы и точности ее настройки, конструкции роликов, их количества в значительной степени зависит пористость осевой зоны и сегрегация углерода [22]. Это положение особенно важно для сортовых УНРС конструкции фирмы «Расор», где количество поддерживающих роликов минимально. В этом случае важно обеспечить равномерное вторичное охлаждение, исключающее разогрев поверхности слитков до их полного затвердевания. Важно также исключить интенсивное охлаждение на углах заготовки [17].

Исследования по использованию ММО проводятся на многих предприятиях. Фирмой «Корад» (г. Москва) «мягкое» обжатие удачно опробовано на слябовой УНРС ОАО «Северсталь». Планируется разработка и внедрение в 2005 г. базового образца «мягкого» обжатия фирмой «Корад» на РУП «БМЗ».

ЛИТЕРАТУРА

1. Фукс Е., Цехнер Р. Технология «Турбостоп» – оптимизация течения в промежуточном ковше для улучшения качества стали и увеличения производительности // Тр. VI конгресса сталеплавыльщиков. Череповец, 2000. 17 – 19 окт. М.: ОАО «Черметинформация», 2001. С. 445 – 458.

2. Либерман А.Л. Повышение качества непрерывнолитых заготовок при низком уровне расплава в промежуточном ковше // *Металлург*. 1995. № 9. С. 31 – 32.

3. Либерман А.Л. Снижение газонасыщенности непрерывнолитого металла // *Металлург*. 1995. № 5. С. 28 – 29.

4. Совершенствование технологии производства непрерывнолитой заготовки большого сечения / С.П. Бокарев, В.А. Кондратюк, А.И. Зубков и др. // *Сталь*. 2000. № 7. С. 16 – 18.

5. Листопад В.И., Николаев Н.К., Клименкова О.Л. Улучшение качества сортового проката из непрерывнолитой подшипниковой стали и повышение долговечности подшипников // *Сталь*. 1992. № 1. С. 29 – 31.

6. Молотилов Б.В., Борисов В.Т., Поздняков В.А. Влияние структурных параметров стали на долговечность подшипников качения // *Сталь*. 2002. № 12. С. 59 – 61.

7. *Nagayama H., Tsuge T.* Production of bearing steel billet continuous casting // *Zaryo to Prosessu – Current advances in Materials and processes.* 1998. P. 919.
8. Влияние интенсивности водяного охлаждения при непрерывной разливке стали ШХ15 на качество слитков сечением 82×82 мм / Г.Ф. Чистяков, Г.П. Завалин, В.В. Соболев, А.И. Федченко // *Сталь.* 1987. № 9. С. 32 – 33.
9. *Endo M., Doi K., Matsushima Y.* Production of high purity bearing steels in the BOF– IF CE route // *Steel Times.* 2000. № 10. P. 374 – 376.
10. *Синельников В.А.* Создание технологических основ производства бездефектной непрерывнолитой заготовки малых сечений стали ШХ15 для изготовления тел качения // *Тр. VII конгресса сталеплавыльщиков.* М.: ОАО «Черметинформация», 2003. С. 340 – 345.
11. *Ткачев Т.Н., Лейтес А.В., Кан Ю.Е.* Повышение стойкости футеровки промежуточных ковшей и снижение загрязненности непрерывнолитой заготовки // *Сталь.* 1996. № 10. С. 16 – 17.
12. *Trontman S., Comacho D.* Plasma tundish heating at Nucor Steel Nedraska // *Iron and Steel Engineer.* 1995. V. 73. № 11. P. 39 – 44.
13. Энергосберегающая технология регулирования температуры жидкой стали / Я.Л. Кац, В.П. Кириленко, А.Г. Шалимов и др. // *Сталь.* 1997. № 9. С. 24 – 29.
14. *Вюннерберг К.* Возможности и пределы теплопередачи в кристаллизаторах МНЛЗ // *Черные металлы.* 2000 № 12. С. 35 – 41.
15. *Эйдем М., Хакль Х., Коллберг С.* // *Междунар. конф. «Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке».* 1994. Т. 3. С. 231 – 238.
16. *Hagakawa S., Shinkai M., Kashima T.* Improvement of Center of Continuous Cast Round Bloom with Reductio // 3-rd European Conference on Continuous Casting. Madrid, Spain. 1998. P. 925 – 937.
17. Освоение производства непрерывнолитых заготовок на высокоскоростной 6-ручьевой МНЛЗ / Х.С. Раза, Г.И. Касьян, В.Г. Осипов и др. // *Металл и литье Украины.* 2001. № 5 – 6. С. 19 – 21.
18. *Juan B., Wogler R.* The conversion of a caster at Acindar for quality steel and mini slab casting // *Steel Times International.* 1999. V. 23. Issue 2. P. 18.
19. *Бирни С., Тергеми С.* Технология «мягкого» обжатия непрерывнолитых сортовых заготовок // *Steel Times International.* 2003. № 11. С. 20 – 22.
20. *Хорбах У., Коккентидт Й., Юнг В.* Литье сортовых заготовок с высокой скоростью через кристаллизатор параболического профиля // *МРТ.* 1998. С. 42 – 51.
21. Гильзовые кристаллизаторы для высокоскоростной разливки стали / В.Б. Ганкин, А.К. Белитченко, Н.А. Богданов и др. // *Тр. VI конгресса сталеплавыльщиков.* Череповец. 2000. 17–19 окт. М.: ОАО «Черметинформация», 2001. С. 461 – 470.
22. *Молнар Й., Фюрхофер Х., Мервальд К.* Новые технологические решения для модернизации МНЛЗ // *Сталь.* 2001. № 1. С. 60 – 62.

УДК 621.74.047

Е.И. МАРУКОВИЧ, д-р. техн. наук,
 КИ-ЙОНГ ЧОЙ, канд. техн. наук, А.М. БРАНОВИЦКИЙ,
 А.Г. АНИСОВИЧ, канд. техн. наук (ИТМ^{*} НАН Беларуси)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИНЦИПАЛЬНОЙ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВОК МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ В УСЛОВИЯХ НЕПОСРЕДСТВЕННОГО СОЕДИНЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ

Цель данной работы – исследование принципиальной возможности создания биметаллических материалов непосредственным соединением компонентов в жидком состоянии без перемешивания в процессе непрерывного литья. Контактные слои биметаллов исследовали методами металлографического, дюрOMETрического, рентгеноструктурного, электронно-микроскопического и ультразвукового анализа. Для проведения работы были выбраны бинарные системы эвтектического типа Al – Zn, Al – Sn, Al – Pb, отличающиеся предельной растворимостью компонентов в твердом состоянии. Произведена численная оценка технологических параметров процесса литья.

В экспериментах использовались металлы технической чистоты. Устройства для получения биметаллических отливок состояли из металлического кокиля прямоугольного или цилиндрического профиля, дно которого было закрыто теплоизолирующей шайбой, и вставной детали в виде пластины или трубы (рис. 1).

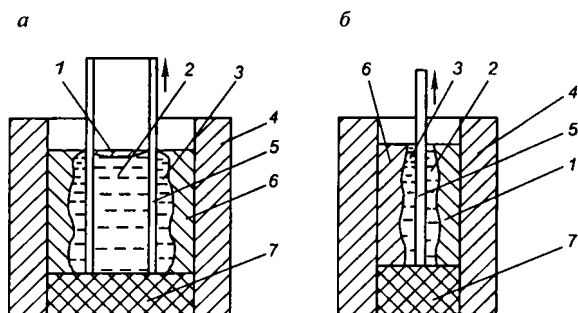


Рис. 1. Схемы получения биметаллических заготовок в кокилях:
a – цилиндрических биметаллических отливок; *б* – биметаллических отливок прямоугольного профиля; 1 – корка металла 2; 2 – жидкий металл 2; 3 – жидкий металл 1; 4 – металлический кокиль; 5 – вставной элемент; 6 – корка металла 1; 7 – теплоизолирующая шайба

^{*} Институт технологии металлов.

Вставную деталь, нагретую до температуры, превышающей температуру плавления более тугоплавкого из двух металлов, устанавливали так, чтобы она делила внутреннее пространство кокиля на две секции. После этого заливали металлы. По истечении времени выдержки, в момент, когда с обеих сторон разделительного элемента оставались тонкие слои жидких фаз обоих металлов, вставную деталь вынимали. Взаимодействуя, жидкие фазы компонентов образовывали переходную зону биметаллической отливки. Схема эксперимента обеспечивала преимущественный отвод теплоты в радиальном направлении. Сплавление производилось при температурах, превышающих температуру плавления на 100...150 °С.

При исследовании структуры контактного слоя биметаллов, полученных соединением компонентов в жидком состоянии, металлографический анализ показал, что микроструктура алюминия во всех образцах практически одинакова, характерно наличие четкой границы раздела между компонентами [1].

Локальное исследование диффузионной зоны было проведено на растровом электронном микроскопе с одноканальным волновым анализатором спектра характеристического рентгеновского излучения. Исследование проводилось по известным методикам микрорентгеноструктурного анализа (МРСА). Были проведены РЭМ-топография и R-сканирование по площади и по линии для одного химического элемента. На рис. 2, а

представлена топография поверхности образца Al – Pb. Темный участок на фотографии соответствует алюминию, светлый – свинцу; в свинце заметны поры. Четко просматривается переходная зона, состоящая из кристаллов алюминия, свинца и эвтектики Al – Pb. Результаты сканирования по площади соответствуют топографии (рис. 2, б, в). Наблюдается также формирование эвтектики при диффузии свинца в междендритное пространство алюминия. Данные МРСА при сканировании по линии представлены на рис. 3, а.

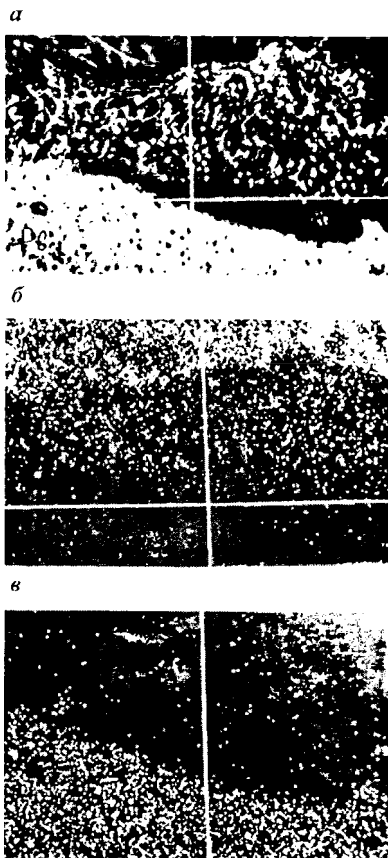


Рис. 2. РЭМ-топография (а) и R-сканирование по площади диффузионной зоны образцов Al – Pb по алюминию (б) и свинцу (в) (×325)

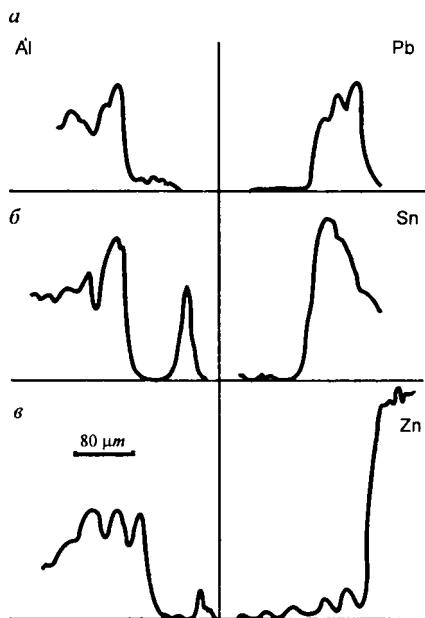


Рис. 3. Результаты сканирования по линии образцов Al – Pb (а), Al – Sn (б), Al – Zn (в)

олово, свинец или цинк. Поэтому диффузионный слой будет формироваться в большей степени диффузией второго компонента в алюминий.

Графики зависимости микротвердости от расстояния до места контакта представлены на рис. 6. Микротвердость свинца в приконтактной зоне образца Al – Pb изменяется незначительно (рис. 6, а). Микротвердость алюминия в целом находится в пределах характеристик исходного металла. Значение H_{μ} , равное 1120 МПа на расстоянии 0,35 мм от места контакта, обусловлено, по-видимому, попаданием индентора в междендритное пространство, заполненное свинцом. Максимальная ширина диффузионной зоны составляет примерно 0,05 мм со стороны свинца и 0,4 мм со стороны алюминия.

В образце Al – Sn H_{μ} олова изменяется незначительно (рис. 6, б). Микротвердость алюминия изменяется неравномерно, но в целом существенно снижается, приближаясь к месту спая. Это обусловлено повышением содержания олова в междендритном пространстве алюминия по мере приближения к месту контакта. Ширина диффузионной зоны составляет 0,35 мм со стороны алюминия и 0,2 мм со стороны олова.

В отличие от систем Al – Pb и Al – Sn в системе Al – Zn компоненты обладают взаимной растворимостью в твердом состоянии, значительной для сплавов с повышенным содержанием алюминия и небольшой для сплавов со значительным содержанием цинка. В соответствии с этим

Контактная зона в системе Al – Sn формируется диффузией компонентов вдоль осей дендритов (рис. 4). Дополнительные максимумы на концентрационных кривых при сканировании по линии соответствуют скоплениям второго компонента в междендритном пространстве (см. рис. 3, б).

В системе Al – Zn на границе раздела компонентов формируется эвтектика (рис. 5, а). Так же, как и в образце Al – Sn, при сканировании по площади наблюдаются скопления второго элемента в междендритном пространстве (рис. 3, в, рис. 5, б, в). Фактически при температурах ниже 660 °С в течение некоторого времени из-за разницы в температурах кристаллизации в контакте находятся твердый алюминий (при температурах предплавления) и жидкое



Рис. 4. РЭМ-топография (а), сканирование по площади диффузионной зоны образцов Al – Sn по алюминию (б) и олову (в) ($\times 325$)

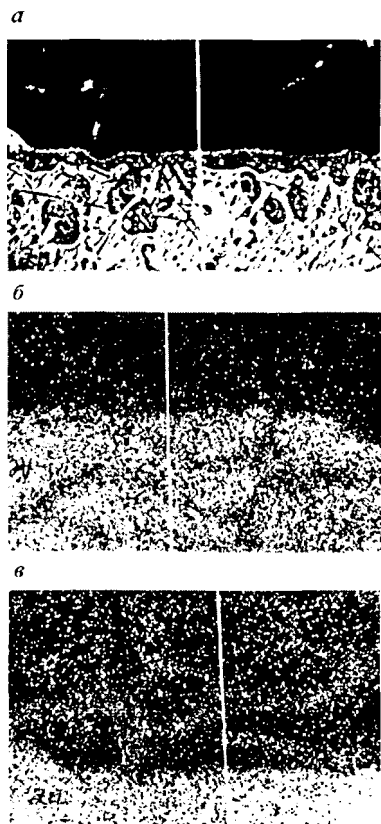


Рис. 5. РЭМ-топография (а) и R-сканирование по площади диффузионной зоны образцов Al – Zn по алюминию (б) и цинку (в) ($\times 325$)

микротвердость цинка незначительно увеличивается по мере приближения к месту контакта (рис. 6, в). Микротвердость алюминия изменяется более сложным образом. На расстоянии 0,1...0,3 мм от места контакта значения H_{μ} повышаются, что связано, очевидно, с формированием в этом месте области твердого раствора цинка в алюминии. Максимальная ширина диффузионной зоны составляет примерно 0,15 мм со стороны цинка и 0,35 мм со стороны алюминия.

Рентгеноструктурный анализ проводился на установке ДРОН-3М в излучении $Co_{k_{\alpha}}$. Прецизионным способом определяли постоянную решетки в предполагаемой диффузионной зоне. При анализе изменения параметра решетки не выявлено закономерностей, наблюдаемых при

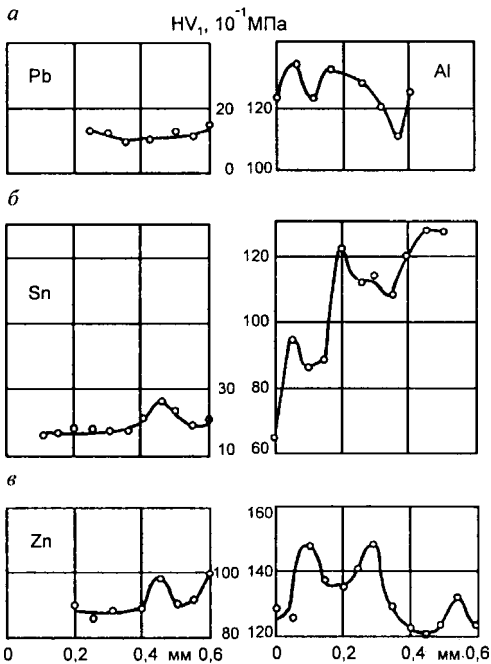


Рис. 6. Графики изменения микротвердости в контактной зоне биметаллов Al – Pb (а), Al – Sn (б), Al – Zn (в)

тонкой пластины пьезоэлектрика, на тыльную сторону которой фотолитографическим методом наносился пленочный электрод из алюминия. Роль второго электрода выполняла полированная поверхность образца. Как показали предварительные исследования, для эффективного возбуждения акустических волн внешний электрод должен быть расположен вблизи ребра исследуемого образца параллельно плоскости соединения двух металлов, а его оптимальная ширина $h = 0$ (рис. 7). В этом случае помехи, дифракционные эффекты и нежелательные акустические отклики минимальны. Преобразователь работал в импульсном режиме и мог выполнять функции как излучателя, так и приемника.

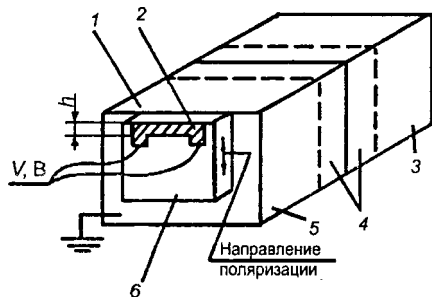


Рис. 7. Схема преобразователя краевого типа: 1 – подложка; 2 – электрод; 3 – металл 2; 4 – переходная зона; 5 – металл 1; 6 – преобразователь

образовании твердых растворов. Результаты рентгеноструктурного анализа в данном случае позволяют определить только усредненный размер контактной искаженной зоны (в которой для сплавляемых компонентов наблюдалось изменение параметра решетки), формирующейся при сплавлении компонентов.

Для исследования биметаллических образцов было разработано устройство ультразвукового зондирования [2], позволяющее по характеристикам отраженного сигнала судить о свойствах переходной зоны металлов.

Для эффективного возбуждения продольных акустических волн в биметаллических образцах использовался преобразователь краевого типа (рис. 7). Он состоял из тонкой пластины пьезоэлектрика, на тыльную сторону которой фотолитографическим методом наносился пленочный электрод из алюминия. Роль второго электрода выполняла полированная поверхность образца. Как показали предварительные исследования, для эффективного возбуждения акустических волн внешний электрод должен быть расположен вблизи ребра исследуемого образца параллельно плоскости соединения двух металлов, а его оптимальная ширина $h = 0$ (рис. 7). В этом случае помехи, дифракционные эффекты и нежелательные акустические отклики минимальны. Преобразователь работал в импульсном режиме и мог выполнять функции как излучателя, так и приемника.

Расстояние между зондирующими импульсами выбиралось таким, чтобы импульсы, отраженные от неоднородностей структуры отливки, могли регистрироваться до возбуждения следующего импульса. По величине амплитуды принятого сигнала можно было судить о свойствах переходной зоны биметаллических образцов, предполагая, что структура каждого из соединяемых металлов однородна. Акустическим методом определяли зоны диффузии компонентов.

По дисперсии скорости ультразвука в звукопроводе проводился расчет плотности материала в переходной зоне биметаллического образца Zn – Pb. Было определено, что в пределах точности используемого метода ($\Delta v/v = 4,3 \cdot 10^3$, где Δv – изменение скорости ультразвука в образце) и в предположении, что изменение плотности в переходной зоне происходит по экспоненциальному закону, значение плотности от 7130 кг/м^3 (плотность цинка) до $11\,340 \text{ кг/м}^3$ (плотность свинца) укладывается на ширине $4,8 \dots 5,4 \text{ мм}$ со сдвигом пика средней плотности шириной $1,6 \text{ мм}$ в область свинца. Кроме того, метод позволил проводить прямой анализ сплошности и плотности соединения металлов по сечению и обнаруживать пустоты, которые могли образоваться в процессе сплавления. В этом случае ультразвуковая волна рассеивается на неоднородности и затухание сигнала достигает $30 \dots 35 \text{ дБ}$. Выбранная длина волны ультразвука позволила регистрировать неоднородности литой структуры порядка $0,3 \dots 0,6 \text{ мм}$, а также сопоставимую ширину переходной зоны.

Как видно из осциллограммы акустического зондирования биметаллического образца Al – Sn (рис. 8), в спектре принятого сигнала присутствуют как импульсные отклики 1 – 6 от зоны контакта двух металлов, так и импульс 7, отраженный от границы образца.

Зондирующие импульсы имели период порядка $0,1 \text{ мкс}$ с длиной волны $0,6 \text{ мм}$, что сравнимо с шириной переходной зоны. По изменению скорости акустической волны принятого спектра было оценено изменение плотности металлов в зоне контакта. Так, видно, что плотность диффузионного слоя биметаллического образца Al – Sn со стороны олова выше, чем со стороны алюминия.

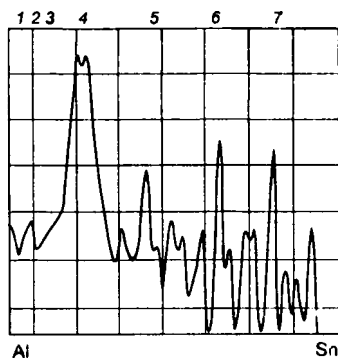
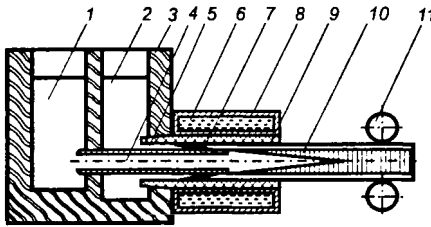


Рис. 8. Осциллограмма акустического зондирования биметаллического образца Al – Sn:

1, 2 – импульсы, отраженные от подслоев границы раздела; 3 – спектр импульсов, соответствующий многослойной структуре при образовании переходной зоны; 4 – импульс, отраженный на границе раздела металлов; 5, 6 – импульсы, отраженные от контакта металлов со стороны Sn; 7 – импульс, отраженный от торца образца

a



б

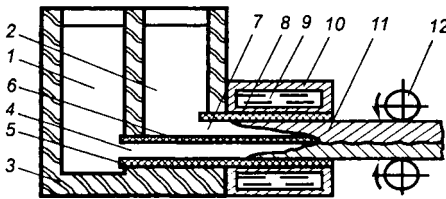


Рис. 9. Схема непрерывного литья: *a* – круглых биметаллических заготовок (1 – металл 1; 2 – металл 2; 3 – двухсекционный металлоприемник; 4 – металлопровод; 5 – кольцевой канал; 6 – кристаллизатор; 7 – корка металла 2; 8 – водно-охлаждаемый корпус; 9 – графитовая вставка; 10 – биметаллическая отливка; 11 – вытягивающее устройство); *б* – прямоугольных биметаллических заготовок (1 – металл 1; 2 – металл 2; 3 – металлоприемник; 4 – нижний канал; 5 – нижняя графитовая вставка; 6 – пластина; 7 – верхний канал; 8 – верхняя графитовая вставка; 9 – кристаллизатор; 10 – водно-охлаждаемый корпус; 11 – биметаллическая отливка; 12 – тянущие клетки)

Для производства прямоугольных и цилиндрических биметаллических заготовок методом непрерывного горизонтального литья разработаны схемы, приведенные на рис. 9.

Принципиальная схема процесса непрерывного литья круглых биметаллических заготовок представлена на рис. 9, *a*. Расплавы металлов 1 и 2 заливают в металлоприемник, разделенный на две секции. Металл 1 через металлопровод поступает в центральную часть, а металл 2 через кольцевой канал, образуемый металлопроводом и кристаллизатором, – в периферийную часть затвердевающей отливки. Эту отливку циклически (движение – остановка) извлекают из кристаллизатора вытягивающим устройством. При выходе образовавшейся заготовки, металла периферии из зоны металлопровода ее внутренняя поверхность вступает в контакт с расплавом металла 1, после чего начинается процесс формирования биметаллической отливки. На первом этапе происходит образование переходной зоны двух металлов, на втором – затвердевание металла 1.

В схеме для прямоугольных заготовок (рис. 9, *б*) разделительным элементом является пластина. Расплавы металлов 1 и 2 заливают в металлоприемник, разделенный на две секции. Металл 2 через канал, образуемый графитовой вставкой и пластиной, подается в верхнюю часть формирующейся в кристаллизаторе биметаллической отливки, а металл 1 через канал, образуемый пластиной и графитовой вставкой, – в нижнюю часть. Полученную плоскую биметаллическую отливку вытягивают с помощью валков. Конструкция кристаллизатора обеспечивает отвод теплоты преимущественно через верхнюю и нижнюю поверхности формирующейся биметаллической отливки.

Математическое моделирование процесса непрерывного литья биметаллических заготовок с цилиндрическим и прямоугольным профилем базировалось на уравнении теплопроводности [3, 4]. Для расчетов использовался метод конечных разностей. Алгоритмы расчета были реализованы в программах, позволяющих получать температурные поля биметаллической отливки в процессе ее затвердевания.

Были проведены исследования по изучению влияния конструктивных и технологических параметров на формирование цилиндрических биметаллических слитков бронза – чугун (чугун – металл периферии, бронза – основа), а также численные эксперименты по моделированию процесса непрерывного литья прямоугольных биметаллических заготовок для композиций алюминий – медь, чугун – бронза и алюминий – силумин. Изучали распределение температурных полей и кинетику затвердевания компонентов отливки.

В численных экспериментах по литью цилиндрических биметаллических слитков использовали параметры реальных объектов – кристаллизатора и металлопровода, а также данные одного из доэвтектических чугунов и оловянной бронзы. Водоохлаждаемый корпус был изготовлен из стали Ст5, графитовая вставка – из графита марки МГ1, металлопровод – из кварцевого стекла. Геометрические размеры были следующими: графитовая вставка – внутренний диаметр 60 мм, длина в кристаллизаторе 165 мм, толщина стенки 7 мм; металлопровод – внутренний диаметр 25 мм, длина выступающей из кристаллизатора части 70 мм, толщина стенки 4,5 мм.

Данные доэвтектического чугуна: состав – 3,4...3,5% С, 2,3...2,4% Si, 0,75% Mn, 0,3% Ni, 0,28% P, 0,03% S; интервал кристаллизации 1170...1140 °С, теплота кристаллизации 227 480 Дж/кг; теплоемкость жидкого чугуна 837 Дж/(кг·К), твердого 754 Дж/(кг·К); теплопроводность жидкого чугуна в спокойном состоянии 16 Вт/(м·К), с учетом конвекции 36 Вт/(м·К), твердого – 30 Вт/м·К; плотность жидкого чугуна 7100 кг/м³, твердого 7200 кг/м³.

Данные оловянной бронзы: интервал кристаллизации 987...827 °С; теплота кристаллизации 257 000 Дж/кг; теплоемкость жидкой бронзы 500 Дж/(кг·К), твердой 420 Дж/(кг·К); теплопроводность в жидком состоянии 42 Вт/(м·К), с учетом конвекции 84 Вт/(м·К), в твердом 64 Вт/(м·К); плотность в жидком состоянии 8100 кг/м³, в твердом 8800 кг/м³; температура заливки чугуна 1300 °С, бронзы 1200 °С.

Металлическая втулка охлаждалась водой, имеющей температуру 10 °С. Коэффициент теплоотдачи между слитком и внутренней поверхностью вставки равен 15 000 Вт/(м²·К) до первого рывка и 10 000 Вт/(м²·К) до выхода из зоны металлопровода. На выходе из зоны металлопровода воздушный зазор увеличивается, после чего теплопроводность рассчитывается по формуле $\beta_{n,n+1} = \alpha_n + (\lambda_e / y_z)$.

На рис. 10 показаны примеры профиля формируемой цилиндрической биметаллической отливки при различных скоростях литья. При оптимальном режиме литья отливки толщина корки на торце металлопровода в конце времени остановки должна быть равна ширине кольцевого канала. В этом случае при продвижении отливки на шаг вперед между металлопроводом и заготовкой будет возникать зазор, величина которого будет определять количество жидкой фазы чугуна, а следовательно, и ширину переходной зоны, образуемой жидкими фазами обоих металлов.

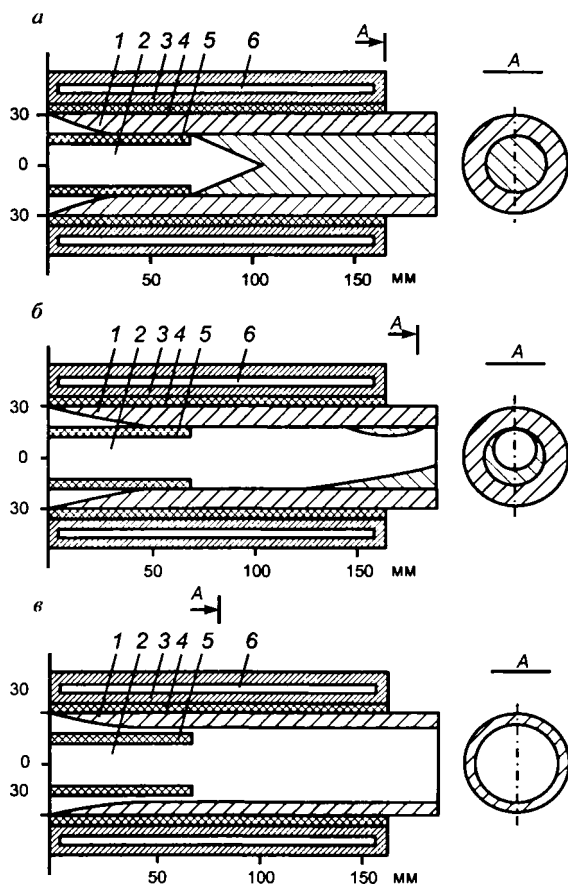


Рис. 10. Расчетный профиль биметаллической отливки:
a – при скорости литья 0,1 м/мин; *б* – при скорости литья 0,2 м/мин; *в* – при скорости литья 0,3 м/мин; 1 – чугун, 2 – бронза, 3 – водоохлаждаемый корпус; 4 – графитовая вставка; 5 – металлопровод; 6 – вода

На рис. 10, а показан профиль биметаллической отливки при скорости литья 0,1 м/мин. Металл периферии успевает полностью затвердеть на половине длины металлопровода, образуя трубчатую заготовку. Бронза в жидком состоянии выходит из металлопровода и затвердевает на его внутренней поверхности, т.е. происходит взаимодействие твердой фазы чугуна и жидкой фазы бронзы. При таком механизме взаимодействия металлов можно говорить о возможности их сваривания, а следовательно, о продолжении формирования биметаллического слитка.

При увеличении скорости литья до 0,2 м/мин (рис. 10, б) полая заготовка металла периферии полностью затвердевает на торце металлопровода. Металл основы (бронза) начинает образовывать корку на внутренней поверхности затвердевшей трубной заготовки металла периферии на незначительном расстоянии от выхода из кристаллизатора. Полное затвердевание происходит в зоне вторичного охлаждения. Взаимодействие металлов при такой скорости литья происходит по механизму жидкая фаза металла основы – твердая фаза металла периферии. Учитывая то, что в расчетах принималась средняя скорость движения отливки, а не реальная, когда вытягивание отливки носит периодический характер, с остановкой и движением в цикле при времени остановки в 5 – 10 раз большем времени движения, контакт металлов может происходить и в жидком состоянии. Такой механизм соединения двух компонентов биметаллической отливки был рассмотрен при формулировании условий оптимального режима вытягивания. Так, если в конце времени остановки толщина корки металла периферии (чугуна) на торце металлопровода достигает толщины, равной ширине канала между металлопроводом и кристаллизатором, то при очередном шаге вытягивания между коркой и металлопроводом возникнет зазор и взаимодействие двух металлов будет происходить в жидкофазном состоянии. Данная скорость литья близка к оптимальной.

При дальнейшем увеличении скорости литья до 0,3 м/мин (рис. 10, в) полая заготовка металла периферии не успевает затвердеть к моменту ее выхода на торец металлопровода. В результате между полый заготовкой металла периферии и металлопроводом будет сохраняться зазор на протяжении всего времени вытягивания. При этой скорости металлы взаимодействуют в жидком состоянии. Однако такой режим нельзя признать удовлетворительным, поскольку в этом случае будет происходить интенсивное перемешивание металлов при движении и, как следствие, расширение переходной зоны двух металлов, что недопустимо.

Рассмотрим изменение температуры в некоторых характерных точках слитка и кристаллизатора при скорости литья 0,2 м/мин (рис. 11). Температурные кривые 1 и 2 показывают, что металл основы (бронза) на всем пути продвижения по кристаллизатору остается в жидком состоянии и только к моменту выхода из него температура металла становится близкой к температуре солидус 5 (см. также рис. 10, б). Кривые 4, 6, показывающие изменение температуры на внутренней и наружной поверхностях

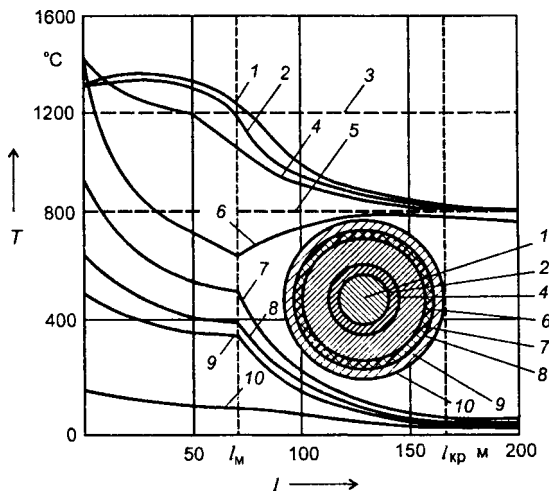


Рис. 11. Графики изменения температуры по длине слитка, графитовой вставки и металлической гильзы, в верхней части при скорости литья 0,2 м/мин:

1, 2 – температуры соответственно в центре и на поверхности металла основы биметаллического слитка (бронза); 3, 5 – изотермы солидус чугуна и бронзы соответственно; 4, 6 – температуры внутренней и наружной поверхности металла периферии (чугун); 7 – 10 – температуры внутренних и наружных поверхностей графитовой вставки и металлического корпуса

металла периферии (чугун), пересекают линию изотермы солидус чугуна в области расположения металлопровода. На торце металлопровода перепад температур ΔT в чугуне составляет 490 град, а на выходе из кристаллизатора $\Delta T = 30$ град. Кристаллизатор имеет значительный температурный перепад по толщине и длине (температурные кривые 7 – 10).

Таким образом, разработанная математическая модель позволяет проводить достаточно подробный анализ кинетики формирования биметаллического слитка с помощью численного эксперимента, определять оптимальную среднюю скорость вытягивания для заданных конструктивных характеристик кристаллизатора и металлопровода и теплофизических параметров выбранных металлов.

При моделировании процесса формирования прямоугольных биметаллических отливок в качестве критерия оптимальности параметров процесса была выбрана протяженность зоны сваривания металлов, т.е. зоны, в которой взаимодействие компонентов происходит по схеме жидкая фаза одного металла – жидкая фаза второго металла либо жидкая фаза одного металла – твердая фаза второго.

Для расчетов были использованы теплофизические данные [5] для материалов отливки: меди, алюминия, бронзы ОЦС6-6-3, серого чугуна и силумина (12% Si), а также данные для кристаллизатора (сталь 45) и графита плотностью 1700 кг/м³. Длина кристаллизатора равнялась 260 мм, толщина слоев биметаллической отливки – 20 мм, толщина графитовой

вставки – 20 мм, длина разделительной пластины – 165 мм, толщина – 4,5 мм. Материал пластины – графит.

Были теоретически определены режимные параметры процесса непрерывного горизонтального литья биметаллических отливок для различных длин охлаждаемой зоны кристаллизатора. Численные расчеты показали принципиальную возможность получения биметаллических отливок для исследуемых композиций металлов методом непрерывного горизонтального литья. Так, в зависимости от степени снятия перегрева от 100° до 0 и длины охлаждаемой зоны кристаллизатора (0,2 м) скорость литья, при которой возможно формирование биметаллической отливки, должна находиться в следующих диапазонах: для отливки алюминий – медь 0,7...1,2 м/мин, для отливки чугун – бронза 0,5...0,85, для отливки алюминий – силумин 0,75...1,3 м/мин.

На рис. 12 демонстрируются возможности увеличения скорости литья за счет уменьшения температуры перегрева и показана зависимость отношения v/v_0 от величины снятого перегрева для биметаллического слитка (v_0 – скорость литья, рассчитанная для случая, когда не снят перегрев расплава; v – скорость, рассчитанная для текущего значения величины снятого перегрева). Из графиков видно, что наиболее существенное влияние величины снятого перегрева на скорость литья наблюдается для композиции алюминий – силумин и в меньшей степени для композиций чугун – бронза и алюминий – медь. Так, при полностью снятом перегреве можно увеличить скорость литья для отливок алюминий – силумин в 1,6 раза, для отливок чугун – бронза в 1,4 раза и для отливок алюминий – медь в 1,25 раза.

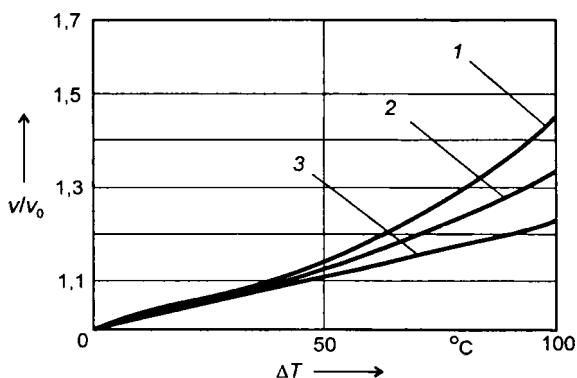


Рис. 12. Графики изменения скорости вытягивания слитка в зависимости от степени снятия перегрева:

1 – для отливок алюминий – силумин; 2 – для отливок чугун – бронза; 3 – для отливок алюминий – медь

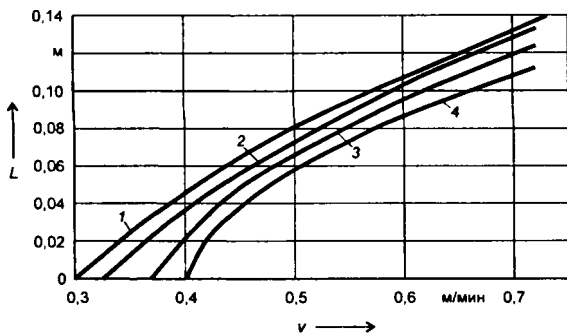


Рис. 13. Зависимость протяженности зоны спекания от скорости вытягивания биметаллического слитка алюминий – медь для кристаллизаторов с различными длинами перегородки:

1 – 100 мм; 2 – 120 мм; 3 – 140 мм; 4 – 160 мм

На рис. 13 приведена зависимость протяженности зоны спекания от скорости вытягивания биметаллического слитка алюминий – медь для кристаллизаторов с различными длинами перегородки. Установлено, что для отливок алюминий – медь при увеличении длины перегородки от 0,1 м до 0,2 м стабильный процесс литья протекает в интервалах скоростей вытяжки 0,3...0,71 и 0,6...0,71 м/мин соответственно. Таким образом, с увеличением длины перегородки кристаллизатора границы технологических параметров процесса литья сужаются.

На рис. 14 показана зависимость скорости вытягивания биметаллического слитка от длины перегородки кристаллизатора для отливки алюминий – медь.

Таким образом, установлено, что при получении биметаллических композиций непосредственным соединением жидкофазных компонентов ширина диффузионной зоны составляет 0,1...0,5 мм. Эти данные свидетельствуют о возможности получения биметаллических композиций методом жидкофазного соединения компонентов.

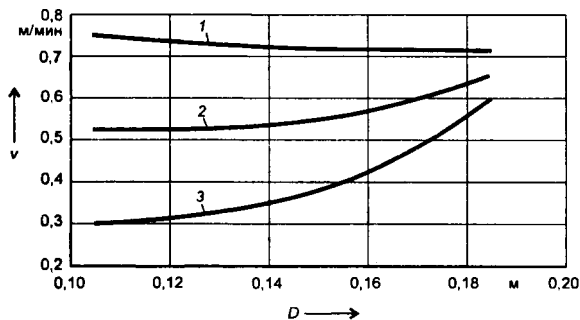


Рис. 14. Зависимость скорости вытягивания биметаллического слитка от длины перегородки кристаллизатора для отливки алюминий – медь:

1 – максимальная скорость литья; 2 – средняя скорость литья; 3 – минимальная скорость литья

В проведенном исследовании не представляется возможным сделать однозначный вывод о связи параметров диффузионной зоны с типом соответствующей диаграммы состояния. Для обобщений подобного рода требуется проведение серии исследований различных бинарных систем. Структуры, наблюдаемые в биметаллических образцах исследуемых систем, находятся в соответствии с диаграммами состояния.

Теоретические исследования с применением методов математического моделирования позволяют сделать вывод о возможности выбора технологических режимов непрерывного литья, при которых соединение компонентов происходит в жидком состоянии без перемешивания.

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования позволяют сделать вывод о принципиальной возможности получения качественных биметаллических слитков методом непрерывного литья.

ЛИТЕРАТУРА

1. Структура контактного слоя биметаллов, полученных соединением компонентов в жидком состоянии / Е.И. Марукович, А.Г. Анисович, В.В. Дозмаров, Ю.В. Мухин // *Литейное производство*. 1999. № 9. С. 12 – 15.

2. *Марукович Е.И., Дозмаров В.В., Войтенко И.Г.* Исследование зоны контакта биметаллов методом высокочастотного ультразвукового зондирования // *Литье и металлургия*. 1998. № 1. С. 24 – 26.

3. *Марукович Е.И., Дозмаров В.В., Чешко Л.В.* Математическое моделирование теплофизических процессов непрерывного горизонтального литья биметаллических заготовок // *Сб. науч. тр. Металлургия и литейное производство*. 1997. С. 62 – 65.

4. *Марукович Е.И., Брановицкий А.М.* Трехмерная тепловая модель процесса непрерывного литья прямоугольных биметаллических заготовок // *Докл. НАН Беларуси*. 2001. Т. 45. № 2. С. 127 – 132.

5. *Чиркин В.С.* Теплофизические свойства материалов ядерной техники. М.: Атомиздат, 1968. 484 с.

УДК 621.74.047

Е.Б. ДЕМЧЕНКО, канд. техн. наук,
А.А. ОФЕНГЕНДЕН, канд. техн. наук (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕПЛОПЕРЕДАЧИ ПРИ ВЕРТИКАЛЬНОМ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ ЧУГУНА

Теплопередача в кристаллизаторе непрерывного литья – сложный термодинамический процесс, изменяющийся во времени и определяющий стабильность процесса литья. Для проведения расчетов кинетики затвердевания непрерывной отливки крайне важно знать значения удельного теплового потока q , отводимого в кристаллизаторе.

В настоящей работе исследовали распределение теплового потока по высоте и толщине рабочей втулки кристаллизатора в зависимости от скорости литья $w_{л}$, температуры заливаемого металла $t_{зал}$ и скорости течения воды $w_{в}$ в кольцевом канале рубашки охлаждения с помощью термопар [1]. Термопары устанавливали в наиболее характерных зонах формирования отливки. В верхней зоне происходят значительные колебания уровня металла, теплообмен протекает в условиях контакта формирующейся начальной корочки отливки с поверхностью кристаллизатора. Средняя и нижняя зоны характеризуются наличием газового зазора между корочкой отливки и кристаллизатором, изменяющегося в зависимости от режима вытяжки отливки.

Исследования проводили при литье полый чугуновой отливки (СЧ20) диаметром 104 мм в медный кристаллизатор с толщиной стенки 11 мм. Технологические параметры процесса литья изменяли в следующих пределах: $w_{л} = 0,0058...0,0108$ м/с, $t_{зал} = 1280...1340$ °С, $w_{в} = 1,1...3,6$ м/с. По усредненным значениям температур в каждом из трех поясов определяли значения удельного теплового потока q , используя методику, описанную в работе [2]:

$$q = \frac{\lambda \Delta t}{R_0 \ln(R_{x2} / R_{x1})},$$

где λ – коэффициент теплопроводности; Δt – разность средних значений температур в точках R_{x1} и R_{x2} по толщине втулки; R_0 – радиус рабочей поверхности кристаллизатора.

Распределение $\tau = z / w_{л}$ теплового потока q по высоте кристаллизатора z часто описывается формулой [3, 4]

$$q = \frac{a}{\sqrt{1 + b\tau + c}}, \quad (1)$$

где a , b , c – константы, определяемые через промежуточные термические сопротивления тепловому потоку системы отливка – кристаллизатор – охлаждающая среда. Учет этих величин весьма затруднителен, поэтому в формуле (1) использовали не мгновенные значения теплового потока q , а усредненные в интервале времени τ , что отмечается в работе [4].

Имеется другой путь определения констант аппроксимации непосредственно – по данным температурных измерений с помощью метода наименьших квадратов [5]. Поскольку уравнение (1) не допускает непосредственного применения метода наименьших констант, то, разложив квадратный корень в ряд Тейлора и удерживая члены не выше первого порядка, его преобразовали к виду

$$q = q_0 / (1 + \beta \tau), \quad (2)$$

где q_0 – начальный удельный тепловой поток на уровне мениска расплава; β – коэффициент, характеризующий степень снижения q с увеличением τ .

Очевидно, что величины q_0 и β должны зависеть от $t_{\text{зал}}$ и $w_{\text{в}}$. Эти зависимости оценивали по формулам:

$$q_0 = a_0 + a_1 t_{\text{зал}} + a_2 w_{\text{в}}; \quad (3)$$

$$\beta = b_0 + b_1 t_{\text{зал}} + b_2 w_{\text{в}}, \quad (4)$$

где a_i, b_i ($i = 0, \dots, 2$) – константы аппроксимации.

Для определения констант аппроксимации по данным измерения теплового потока во времени уравнения (2) – (4) преобразовали к следующему виду:

$$1 = \frac{1}{q} a_0 + \frac{t_{\text{зал}}}{q} a_1 + \frac{w_{\text{в}}}{q} a_2 - \tau b_0 + \tau t_{\text{зал}} b_1 + \tau w_{\text{в}} b_2. \quad (5)$$

Используя результаты экспериментов, получили значения констант аппроксимации: $a_0 = -4,5871$; $a_1 = 4,984 \cdot 10^{-3}$; $a_2 = 0,2195$; $b_0 = -0,3470$; $b_1 = 3,304 \cdot 10^{-4}$; $b_2 = 6,88 \cdot 10^{-4}$.

Результаты расчетов теплового потока по уравнениям (2) – (5) представлены в табл. 1.

На рис. 1 представлены зависимости удельного теплового потока q_0 и коэффициента β от температуры заливаемого металла и скорости течения охлаждающей воды.

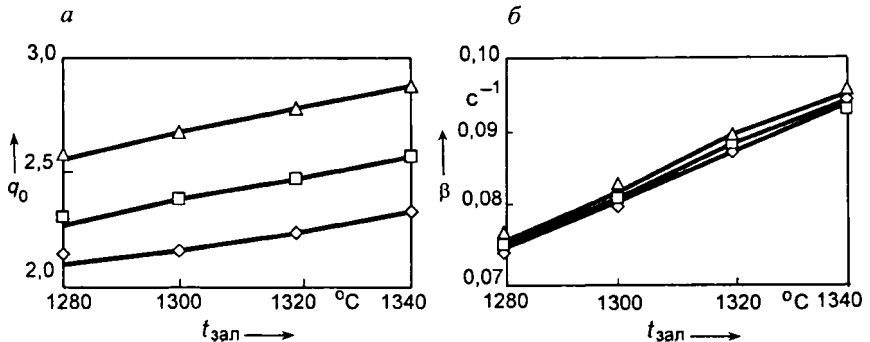


Рис. 1. Зависимости удельного теплового потока q_0 (а) и коэффициента β (б) от температуры заливаемого металла $t_{\text{зал}}$ и скорости течения охлаждающей воды $w_{\text{в}}$:

–◇– $w_{\text{в}} = 1,1$ м/с; –□– $w_{\text{в}} = 2,2$ м/с; –△– $w_{\text{в}} = 3,6$ м/с

Расчетные значения удельного теплового потока

Номер эксперимента	Параметры литья				Расчетные значения		
	$w_{л}, \text{ м/с}$	$t_{\text{зап}}, \text{ }^\circ\text{C}$	$w_{в}, \text{ м/с}$	$\tau, \text{ с}$	$q_3, \text{ МВт/м}^2$	$\frac{q_0, \text{ МВт/м}^2}{\beta, \text{ с}^{-1}}$	$q_p, \text{ МВт/м}^2$
1	0,0093	1320	3,0	2,14	2,42	$\frac{2,650}{0,091062}$	2,22
				8,57	1,32		1,49
				14,46	1,21		1,14
2	0,0093	1320	1,1	2,14	2,10	$\frac{2,233}{0,089755}$	1,87
				8,57	1,11		1,26
				14,46	1,03		0,97
3	0,0075	1280	2,2	2,67	2,05	$\frac{2,275}{0,077296}$	1,89
				10,67	1,12		1,25
				18,00	1,01		0,95
4	0,0093	1320	2,2	2,14	2,31	$\frac{2,475}{0,090512}$	2,07
				8,57	1,27		1,39
				14,46	1,15		1,07
5	0,0093	1280	2,2	2,14	2,18	$\frac{2,275}{0,077296}$	1,95
				8,57	1,16		1,37
				14,46	1,03		1,07
6	0,0108	1280	2,2	1,85	2,34	$\frac{2,275}{0,077296}$	1,99
				7,38	1,33		1,45
				12,46	1,20		1,16
7	0,0093	1340	2,2	2,14	2,40	$\frac{2,574}{0,097119}$	2,13
				8,57	1,37		1,40
				14,46	1,24		1,07
8	0,0058	1280	2,2	3,43	1,79	$\frac{2,275}{0,077296}$	1,80
				13,71	0,97		1,10
				23,14	0,85		0,82
9	0,0093	1320	3,6	2,14	2,44	$\frac{2,782}{0,091475}$	2,33
				8,57	1,36		1,56
				14,46	1,00		1,20

Для оценки адекватности расчета по данным эксперимента определили дисперсию ошибки опытов S_y^2 , для чего пятикратно повторили режим литья № 9. Результаты статистических расчетов, выполненных по методике, описанной в работе [6], приведены в табл. 2. Из полученных результатов следует, что предложенная аппроксимация адекватна эксперименту.

Видно, что при скорости течения охлаждающей воды до 2,2 м/с ее влияние на величину удельного теплового потока соизмеримо с влиянием

Статистическая оценка результатов эксперимента

Номер эксперимента	Характеристика	Обозначение	Единица	Числовое значение
1	Дисперсия ошибок опытов	S_y^2	(МВт/м ³) ²	0,0141
2	Степень свободы дисперсии	f_B	–	12
3	Дисперсия адекватности	$S_{ад}^2$	(МВт/м ³) ²	0,0346
4	Степень свободы дисперсии	$f_{ад}$	–	21
5	Расчетное значение критерия Фишера	F_p	–	2,4556
6	Табличное значение критерия Фишера	$F_T(0,05; f_{ад}; f_B)$	–	2,53
7	Табличное значение критерия Стьюдента	$t(0,05; f_B)$	–	2,179
8	Доверительный интервал	Δq	МВт/м ²	0,259

температуры заливаемого металла. При скорости течения охлаждающей воды более 2,2 м/с ее влияние меньше влияния температуры заливаемого металла. Последнее объясняется тем, что тепловой поток прямо пропорционален температурному напору, а от скорости протекания охлаждающей воды при ее однофазном турбулентном течении зависит только в степени 0,8.

Более сложный характер влияния скорости течения охлаждающей воды при малых скоростях объясняется тем, что теплоотдача осуществляется в режиме двухфазного течения охладителя (кипение с недогревом).

Анализ уравнений (2) – (5) показал, что различие в значениях теплового потока q при разных скоростях протекания охлаждающей воды и температурах заливаемого металла в исследованных диапазонах наблюдается только до $\tau = 10$ с. Это объясняется влиянием термического сопротивления газового зазора между коркой отливки и кристаллизатором. При $\tau > 10$ с величина теплового потока q практически не зависит от w_B и $t_{зал}$.

Выведенные зависимости $q = f(\tau, w_B, t_{зал})$ могут быть использованы при расчете кинетики затвердевания отливки при непрерывном литье металлов и сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние технологических параметров на процесс теплопередачи в кристаллизаторе при вертикальном непрерывном литье чугуна / Е.Б. Демченко, А.А. Офенгенден, В.И. Тутов, В.А. Гринберг // Повышение качества непрерывнолитых заготовок и эффективность процесса. Могилевское отделение МО ФТИ АН БССР. 1990. С. 51 – 52.

2. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1977. 344 с.
3. Luis D., Sawage G. Теория теплопередачи и образования воздушного зазора в кристаллизаторах непрерывного литья // Airons instituts. 1962. Вып. 200. № 1. С. 41 – 47.
4. Акименко А.Д. К вопросу об изменении теплового потока по длине кристаллизатора // Изв. вузов. Черная металлургия. 1967. № 2. С. 45 – 48.
5. Касандрова О.Н., Лебедев В.В. Обработка результатов наблюдений. М.: Наука, 1970. 104 с.
6. Хартман К., Лецкий Э., Шеффер В. Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов. М.: Мир, 1977. 552 с.

УДК 621.74.047.

Е.Б. ДЕМЧЕНКО, канд. техн. наук, **В.И. ТУТОВ**, д-р техн. наук,
В.А. ГРИНБЕРГ, канд. техн. наук (БНТУ)

РАСЧЕТ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ПОЛОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОТЛИВКИ ПРИ ВЕРТИКАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ

При математическом моделировании процесса затвердевания отливки необходимо определить коэффициент теплоотдачи от жидкого металла к твердой корке $\alpha_{ж}$ [1, 2]. В общем виде, с учетом гидродинамики расплава, теплового баланса жидкой фазы и нелинейности граничных условий, такая задача может быть решена только численными методами с помощью критериальных уравнений и полученных в результате моделирования данных по скоростям перемещения расплава у фронта затвердевания. При конкретизации поставленной задачи определение $\alpha_{ж}$ не представляется возможным ввиду отсутствия достоверных сведений о характере теплообмена на границе расплав – твердая корка.

Не менее трудная задача решается при определении суммарного коэффициента теплопередачи от твердой корки к охлаждающей среде α [3]. Его определяют с учетом термических сопротивлений газовых зазоров, возникающих между различными элементами системы (например, между коркой и кристаллизатором) и изменяющихся в процессе литья в зависимости от параметров процесса, усадки отливки и других факторов. Все это снижает точность конечных результатов расчета.

Поэтому в математической модели расчета вместо значений коэффициентов теплопередачи целесообразнее использовать значения удельного теплового потока q , отводимого с поверхности отливки к охлаждающей среде и определяемого путем экспериментального исследования температурного режима рабочей втулки кристаллизатора (тем более, что q все равно необходимо определять для расчета α). Такие результаты более на-

дежны и стабильны, а их использование значительно упростит математическую модель.

При построении математической модели процесса затвердевания непрерывной отливки важную роль играет способ учета влияния теплоты перегрева $Q_{\text{пер}}$. Перегретый металл подплавляет затвердевающую корку, уменьшая скорость кристаллизации. Наиболее правильным был бы учет влияния перегрева при введении граничных условий третьего рода на границе расплав – твердая корка [4]. Однако такой подход требует учета передачи теплоты теплопроводностью и трансляцией вместе с массой металла, перемещающегося в результате конвективного движения, что усложняет решение задачи.

При исследовании механизмов формирования отливки, температурного поля жидкой лунки [5] было установлено, что теплота перегрева снимается практически по всей длине фронта затвердевания. Поэтому будем считать, что отвод теплоты перегрева осуществляется пропорционально удельному тепловому потоку, отведенному в различных зонах кристаллизатора. Тогда для i -й зоны кристаллизатора доля отведенной теплоты перегрева составит:

$$m_i = q_{i\text{cp}} \Delta l_i / (q_{\text{cp}} l),$$

где $q_{i\text{cp}}$ – средний в i -й зоне тепловой поток; Δl_i – протяженность i -й зоны; q_{cp} – средний тепловой поток в кристаллизаторе; l – длина кристаллизатора.

Среднее значение удельного теплового потока в кристаллизаторе будем определять по способу аддитивности из соотношения

$$q_{\text{cp}} = \left(\sum_{i=1}^n q_i \Delta l_i \right) / l,$$

а среднее значение теплового потока в i -й зоне – как среднее арифметическое значение потоков в начале q_i и конце q_{i+1} зоны:

$$q_{i\text{cp}} = (q_i + q_{i+1}) / 2.$$

В математической модели процесса формирования отливки необходимо выполнить некоторые упрощения, обычные при решении такого рода задач. Эти упрощения сводятся к нижеследующему.

1. Рассматривается только установившийся (квазистационарный) период процесса формирования отливки. Начальный и конечный периоды составляют незначительную часть времени всего процесса и аналитическому исследованию не подвергаются.

2. Термофизические коэффициенты в общем случае зависят от температуры. В расчетах принимаем их постоянными, средними в рассматриваемом интервале температур.

3. Затвердевание сплавов в интервале температур кристаллизации существенно усложняет решение задачи. Однако при соблюдении условия $\Delta T_{кр} / T_{кр} \ll 1$ решения, полученные для сплавов, затвердевающих с постоянной температурой кристаллизации $T_{кр}$, можно распространить на сплав, затвердевающий в интервале температур $\Delta T_{кр}$ [6]. Это условие верно для большинства технических сплавов, в том числе и для чугуна. Поэтому в расчетах температуру затвердевания принимаем величиной постоянной.

4. Для сплавов, затвердевающих с образованием эвтектики, за $T_{кр}$ можно принять температуру солидуса $T_{сол}$, а при образовании твердых растворов $T_{кр} = (T_{кр} + T_{сол})/2$.

5. Эффективная удельная теплота кристаллизации, учитывающая и аккумулированную теплоту, выделяемую при охлаждении сплава от $T_{лик}$ до $T_{сол}$, определяется из выражения [6]

$$r_{эф} = r + \frac{1}{2}(c + c')\Delta T_{кр},$$

где r – истинная удельная теплота кристаллизации; c – удельная теплоемкость твердого металла; c' – удельная теплоемкость жидкого металла.

6. Передача теплоты вдоль оси непрерывной отливки осуществляется как трансляцией, так и теплопроводностью. Однако роль теплопроводности при скоростях литья выше $(0,2...0,3) \cdot 60^{-1}$ м/с становится пренебрежимо малой. Поэтому при решении задачи количеством теплоты, переданной теплопроводностью вдоль оси отливки, можно пренебречь.

7. Распределение температуры по толщине затвердевшей корки условимся считать прямолинейным [6]:

$$T = -(T_{кр} + T_n)(y/\xi) + T_{кр},$$

где T_n – температура твердой корки в точке с текущей координатой y в пределах толщины затвердевшей корки ξ .

Рассмотрим процесс затвердевания полой цилиндрической отливки, внутренняя поверхность которой образована песчаным стержнем, при равномерном по периметру подводе металла в кристаллизатор.

Составим для участка длиной Δl_i , ограниченного сечениями i и $i + 1$ (рис. 1), уравнение теплового баланса системы жидкий металл – твердая корка – кристаллизатор. Количество теплоты, внесенной в единицу времени жидким металлом ($Q_{i ж}$) и твердой коркой ($Q_{i т}$) через сечение i , будет равно количеству теплоты, вынесенной через сечение $i + 1$ жидким металлом ($Q_{i+1 ж}$), твердой коркой ($Q_{i+1 т}$) и отведенной через кристаллизатор к охлаждающей среде ($Q_{i охл}$). Так как в кристаллизаторе отвод теплоты перегрева осуществляется от всего металла, прошедшего через кристаллизатор, условно исключим теплоту перегрева из теплосодержания

жидкого металла в сечениях i и $i + 1$, а отведенную теплоту перегрева на участке Δl_i учтем отдельным членом ($Q_{i \text{ пер}}$). Количеством теплоты, аккумулированной песчаным стержнем, пренебрегаем, поскольку стержень отводит очень незначительную часть теплоты перегрева по сравнению с теплотой, отведенной через кристаллизатор [5].

Уравнение теплового баланса запишется в виде

$$Q_{i \text{ ж}} + Q_{i \text{ т}} = Q_{i+1 \text{ ж}} + Q_{i+1 \text{ т}} + Q_{i \text{ охл}} + Q_{i \text{ пер}}. \quad (1)$$

Количество теплоты, внесенной жидким металлом через сечение i , определим так:

$$Q_{i \text{ ж}} = V_{i \text{ ж}} \rho (r_{\text{эф}} + cT_{\text{кр}}),$$

где ρ – плотность материала отливки.

Объемный расход жидкого металла $V_{i \text{ ж}}$ через сечение i

$$V_{i \text{ ж}} = F_{i \text{ ж}} w_{\text{ср}} = [\pi(R - \xi_i)^2 - r^2] w_{\text{ср}},$$

где $F_{i \text{ ж}}$ – площадь поперечного сечения жидкого металла в сечении i ; $w_{\text{ср}}$ – средняя скорость литья; R – радиус отливки; ξ_i – толщина затвердевшей корки в сечении i ; r – радиус стержня. Осуществив подстановку, получим

$$Q_{i \text{ ж}} = \pi w_{\text{ср}} \rho [(R - \xi_i)^2 - r^2] (r_{\text{эф}} + cT_{\text{кр}}). \quad (2)$$

Таким же образом находится количество теплоты, внесенной жидким металлом через сечение $i+1$:

$$Q_{i+1 \text{ ж}} = \pi w_{\text{ср}} \rho [(R - \xi_{i+1})^2 - r^2] (r_{\text{эф}} + cT_{\text{кр}}), \quad (3)$$

где ξ_{i+1} – толщина затвердевшей корки в сечении $i + 1$.

Количество теплоты, внесенной в единицу времени твердой коркой через сечение i ,

$$Q_{i \text{ т}} = V_{i \text{ т}} \rho c T_{i \text{ ср}},$$

где $T_{i \text{ ср}}$ – средняя температура затвердевшей корки в сечении i .

Объемный расход $V_{i \text{ т}}$ через сечение i определим так:

$$V_{i \text{ т}} = F_{i \text{ т}} w_{\text{ср}} = \pi [R^2 - (R - \xi_i)^2] w_{\text{ср}} = \pi \xi_i (2R - \xi_i) w_{\text{ср}},$$

где $F_{i \text{ т}}$ – площадь поперечного сечения затвердевшего металла в сечении i .

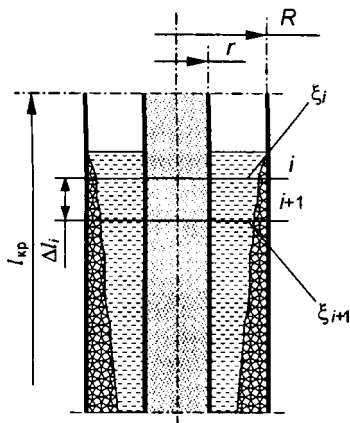


Рис. 1. Схема к расчету процесса затвердевания полый непрерывной отливки

Подставив $V_{i\tau}$ в формулу для $Q_{i\tau}$, получим

$$Q_{i\tau} = \pi w_{\text{ср}} \rho c (2R - \xi_i) \xi_i T_{i\text{ср}}. \quad (4)$$

Аналогично определим количество теплоты, внесенной затвердевшим металлом через сечение $i + 1$:

$$Q_{i+1\tau} = \pi w_{\text{ср}} \rho c (2R - \xi_{i+1}) \xi_{i+1} T_{i+1\text{ср}}, \quad (5)$$

где $T_{i+1\text{ср}}$ – средняя температура корки в сечении $i + 1$.

Количество теплоты, отведенной через кристаллизатор,

$$Q_{i\text{охл}} = q_{i\text{ср}} F_{\text{охл}}.$$

Площадь теплоотдающей поверхности отливки $F_{\text{охл}}$ на участке Δl_i определится по формуле

$$F_{\text{охл}} = 2\pi R w_{\text{ср}} \Delta l_i,$$

где Δl_i – время формирования твердой корки отливки на участке Δl_i . Осуществив подстановку, получим

$$Q_{i\text{охл}} = 2\pi R w_{\text{ср}} q_{i\text{ср}} \Delta l_i. \quad (6)$$

В выражении для теплоты перегрева, отводимой от поверхности фронта затвердевания, $Q_{i\text{пер}} = m_i V_{\text{ж}} \rho r_{\text{пер}}$ раскроем значение полного объемного расхода жидкого металла в кристаллизаторе:

$$V_{\text{ж}} = \pi(R^2 - r^2) w_{\text{ср}}$$

и будем иметь

$$Q_{i\text{пер}} = m_i \pi(R^2 - r^2) w_{\text{ср}} \rho r_{\text{пер}}, \quad (7)$$

где $r_{\text{пер}} = c'(T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}})$ – удельная теплота перегрева жидкого металла; $T_{\text{зал}}$ – температура металла в кристаллизаторе.

Подставив выражения (2) – (7) в уравнение теплового баланса (1) и решив его относительно Δl_i получим

$$\Delta l_i = \frac{\rho r_{\text{эф}}}{2R q_{i\text{ср}}} \{ [\xi_{i+1}(2R - \xi_{i+1}) - \xi_i(2R - \xi_i)] + \rho c \xi_{i+1}(2R - \xi_{i+1})(T_{\text{кр}} - T_{i+1\text{ср}}) + \rho c \xi_i(2R - \xi_i)(T_{\text{кр}} - T_{i\text{ср}}) + m_i \rho r_{\text{пер}}(R^2 - r^2) \}. \quad (8)$$

Уравнение (8) содержит параметры $T_{i\text{cp}}$ и $T_{i+1\text{cp}}$, которые очень трудно определить экспериментально. Исключим их, воспользовавшись данными работы [6]:

$$T_{\text{кр}} - T_{\text{ср}} = \frac{1}{n+1} (T_{\text{кр}} - T_n) \frac{1 - \frac{1}{2}\delta}{1 - \frac{1}{2}\delta} \quad (9)$$

При $n = 1$ и учитывая, что $T_{\text{кр}} - T_n = q_i \xi_i / \lambda$, определяем $T_{i\text{cp}}$ и $T_{i+1\text{cp}}$, решая уравнение (9) для соответствующих сечений i и $i + 1$. После преобразования имеем:

$$T_{\text{кр}} - T_{i\text{cp}} = \frac{1}{3} \frac{q_i \xi_i}{\lambda} \frac{3R - \xi_i}{2R - \xi_i}; \quad (10)$$

$$T_{\text{кр}} - T_{i+1\text{cp}} = \frac{1}{3} \frac{q_{i+1} \xi_{i+1}}{\lambda} \frac{3R - \xi_{i+1}}{2R - \xi_{i+1}}. \quad (11)$$

Подставив выражения (10) и (11) в уравнение (8), получим окончательную формулу, описывающую кинетику затвердевания полой цилиндрической отливки:

$$\Delta t_i = \frac{\rho}{2Rq_{i\text{cp}}} \{ m_i r_{\text{пер}} (R^2 - r^2) + r_{\text{эф}} (2R - \xi_i - \xi_{i+1}) \times \\ \times (\xi_{i+1} - \xi_i) + \frac{1}{3} \frac{c}{\lambda} [q_{i+1} \xi_{i+1}^2 (3R - \xi_{i+1}) - q_i \xi_i^2 (3R - \xi_i)] \}. \quad (12)$$

По уравнению (12) определяется изменение толщины ξ корки отливки за время формирования Δt_i при перемещении отливки на расстояние Δl_i со скоростью $w_{\text{ср}}$. Она связывает между собой параметры процесса литья (l , $w_{\text{ср}}$, R , ξ), условия охлаждения (q_i , q_{i+1} , $q_{i\text{cp}}$) и термофизические характеристики материала отливки ($T_{\text{кр}}$, $r_{\text{эф}}$, $r_{\text{пер}}$, c , λ).

Уравнение (12) решали методом последовательных приближений. Алгоритм и программа расчета составлены на языке программирования Паскаль. Расчет выполнялся для полой цилиндрической отливки из чугуна СЧ20 диаметром 104 мм, толщиной стенки 20 мм при средней скорости литья $w_{\text{ср}} = 0,56 \cdot 60^{-1}$ м/с, температуре металла $T_{\text{зал}} = 1320$ °С и интенсивности охлаждения (скорость течения воды в канале рубашки охлаждения кристаллизатора) $w_{\text{в}} = 2,2; 3,0; 3,6$ м/с. Термофизические характеристики чугуна выбраны из работы [7]. Полное время затвердевания отливки в пределах кристаллизатора было разбито на пять отрезков: первый – от 0 до 2 с, второй – от 2 до 5, третий – от 5 до 10, четвертый – от 10 до 15, пятый – от 15 до 16,6 с. В соответствии с этим в расчет вводились значения удельных тепловых потоков (табл. 1).

Значения удельных тепловых потоков в кристаллизаторе

q_{2n} , МВт/м ²	Δt_n , с				
	2,0	3,0	5,0	5,0	1,6
	При $w_B = 2,2$ м/с				
q_i	2,70	2,30	1,75	1,24	1,11
q_{i+1}	2,30	1,75	1,24	1,11	1,09
	При $w_B = 3,0$ м/с				
q_i	2,79	2,34	1,82	1,28	1,18
q_{i+1}	2,34	1,82	1,28	1,18	1,16
	При $w_B = 3,6$ м/с				
q_i	2,87	2,42	1,86	1,32	1,24
q_{i+1}	2,42	1,86	1,32	1,24	1,22

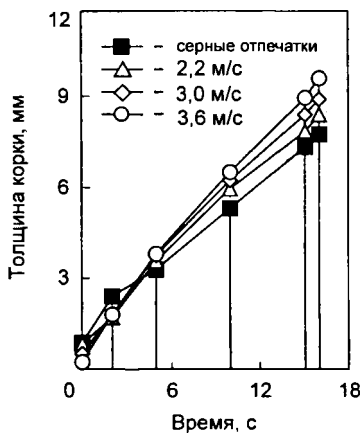


Рис. 2. Кинетика формирования корки отливки в сравнении с экспериментальными данными (серые отпечатки)

Результаты расчета кинетики затвердевания отливки (рис. 2) показали, что минимально допустимая толщина корки на выходе из кристаллизатора при высокой интенсивности охлаждения ($w_B = 3,6$ м/с) составляет $\xi_{расч} = 9,6$ мм. С уменьшением интенсивности охлаждения ($w_B = 2,2$ м/с) толщина корки уменьшается до $\xi_{расч} = 8,9$ мм. Согласно результатам экспериментов, полученных с помощью серых отпечатков [8], толщина твердой корки отливки на выходе из кристаллизатора составляет $\xi_{эксп} = 7,9$ мм.

Математическая модель дает достаточно хорошее совпадение расчетных и экспериментальных результатов и может быть использована в качестве базы для разработки математических моделей процесса кристаллизации полых и сплошных отливок при симметричном и несимметричном охлаждении.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ефимов В.А., Ельдарханов А.С. Влияние контактного теплообмена и газового зазора на процессы затвердевания непрерывных заготовок // Процессы литья. 1997. № 4. С. 89 – 95.
2. Охлаждение кристаллизаторов в условиях частичного кипения / А.Д. Акименко, С.А. Калинин, В.Е. Пермитин, А.Л. Голованов // Повышение качества отливок и слитков. Горький: Изд-во ГПИ им. А.А. Жданова, 1979. № 1. С. 42 – 45.

3. Теплопередача в зазорах кристаллизаторов МНЛЗ / А.Д. Акименко, Д.К. Григорьев, В.Е. Гирский, В.П. Перминов // Проблемы стального слитка: Мат-лы VI всесоюз. научн.-техн. конф. М., 1976. С. 352 – 355.

4. *Самойлович Ю.А., Ясницкий Л.Н., Кабаков З.К.* Математическое моделирование тепловых и гидродинамических явлений процесса затвердевания непрерывного слитка // Изв. АН СССР. Металлы. 1982. № 2. С. 62 – 68.

5. Исследование, разработка и внедрение в производство процессов непрерывного литья машиностроительных заготовок / Деп. рук.: отчет о НИР, г.р. № 0182.9031552. Мн., 1985, 111 с.

6. *Вейник А.И.* Теория затвердевания отливки. М.: Машгиз, 1960. 435 с.

7. *Баландин Г.Ф.* Основы теории формирования отливок. М.: Машиностроение, 1976. 328 с.

8. Особенности технологии вертикального непрерывного литья заготовок / В.А. Гринберг, Е.Б. Демченко, Г.И. Столярова и др. // Усовершенствование технологии горизонтального непрерывного литья. Каунас: Пяргалс. 1989. С. 18 – 20.

УДК 621.074

**И.В. ЗЕМСКОВ, канд. тех. наук,
Г.И. СТОЛЯРОВА, И.К. ФИЛАНОВИЧ,
К.В. КОРОЛЕВ (БНТУ)**

ТИПОРАЗМЕРНЫЙ РЯД УСТАНОВОК ВЕРТИКАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК МАШИНОСТРОЕНИЯ

В настоящее время в металлургии расширяется область применения вертикальной непрерывной разливки металла в слитки, что обусловлено освоением процесса непрерывного литья в литейном производстве при получении отливок разного назначения из черных и цветных сплавов.

Параллельно разработке технологии, учитывающей специфические и конструктивные особенности отливок определенного назначения и род сплава, производится разработка и освоение соответствующих конструкций установок.

Предложены принципиальные технологические схемы непрерывного литья заготовок: сплошного и полого сечения (полюе отливки с использованием разовых стержней); круглого, прямоугольного и фасонного поперечного сечения; мерных (с разделением в процессе литья на штучные заготовки определенной длины) и длинномерных (с последующей разрезкой полученной отливки) различных габаритов, массы и сплава.

На основании многолетних исследований и опыта внедрения в производство Белорусским национальным техническим университетом в научно-исследовательской лаборатории прогрессивных технологических процессов производства отливок из черных и цветных сплавов разработана гамма установок для вертикальной непрерывной разливки металлов в условиях

литейных цехов. В их число входят: автоматизированная установка для получения заготовок гильз цилиндров мотоциклетных двигателей; двухручьева установка для получения грундбукс и поршней шахтного оборудования из антифрикционного чугуна марки АЧС-2; двухвинтовая установка для заготовок станкостроения типа рейки и станины; установка с поворотной плитой для заготовок цилиндров и втулок из номенклатуры судостроения; напольная установка с валковым приводом для заготовок массового производства из чугуна; универсальная установка с лотком выдачи заготовок на уровень пола; установка с многоскоростным двигателем переменного тока для заготовок барабанов электротельферов; установка с гидродвигателем и цепным приводом для заготовок из сталей взамен литья в изложнице и т.д. Всего разработано 20 конструкций установок как специального, так и универсального назначения. Подробное описание и анализ их работы были опубликованы в периодической печати. При наличии такого широкого типоразмерного ряда установок перед производственниками встает вопрос рационального выбора оборудования из этого ряда и критерия выбора.

Анализ основной номенклатуры литейных цехов показал, что за определяющий параметр при разработке конструкции установок могут быть приняты габариты и масса отливки. Исходя из этого положения, предложен типоразмерный ряд установок вертикального непрерывного литья, которые могут быть использованы в условиях литейных цехов. Разработанные конструкции установок вертикального непрерывного литья сгруппированы в четыре основных типоразмерных ряда.

Установки разных типоразмеров различаются конструкциями привода, расположением и креплением кристаллизатора, механизмами его качания, направляющими устройствами для стержней, механизмами съема заготовки, системами вторичного охлаждения.

Первый типоразмерный ряд установок предназначен для получения заготовок, максимальное поперечное сечение которых вписывается в размеры 120×250 мм, максимальная длина заготовок – 2000 мм, второй типоразмерный ряд охватывает заготовки с размерами соответственно 250×400 и 2000 мм, третий – 450×600 и 3000 мм, четвертый – 650×700 и 5000 мм.

Технические характеристики базовых моделей каждого типоразмерно-го ряда представлены в табл. 1.

Базовой моделью первого типоразмера является опытно-промышленная установка НТ-501, спроектированная БНТУ и отделом механизации машиностроительного завода г. Дружковка (Украина) для получения заготовок грундбукс из антифрикционного чугуна АЧС-2. Установка (рис. 1) имеет основание, размещенное в приямке. На основании смонтирован привод и закреплены стойки, по которым перемещается подвижная плита. На стойках сверху расположена верхняя плита, на которой снизу закреплен кристаллизатор, а сверху – опорная стойка пневмоподъемника.

Технические характеристики базовых моделей установок вертикального непрерывного литья

Номер типоразмерного ряда	Марка базовой модели	Габариты установки, мм	Глубина приемка, мм	Установленная мощность, кВт	Количество ручьев	Размеры заготовки, мм		Максимальная масса заготовки, кг	Скорость литья, м/мин	Производительность заливок в час
						Наружный диаметр	Длина			
1	НТ-501	800×1500××5100	2000	1,5	2	30...120	2000	350	0,4...2,0	5
2	1157	800×2600××5200	2000	2,0	1	100...250	1800	750	0,1...1,5	4
3	МУ115	1680×2425××6000	2000	4,0	1	200...400	1800	2500	0,1...1,0	2
4	1.058	500×10980××11570	4830	10,6	1	300...500	5000	8000	0,1...0,6	1

На подвижной плите сверху размещены пневмозатворы затравочного устройства, снизу к ней прикреплен ходовой винт привода извлечения. Привод состоит из двигателя постоянного тока, электрогидравлического тормоза и червячного редуктора. На плите соосно кристаллизатору расположено направляющее устройство, состоящее из четырех шин, закрепленных на разъемных кольцах. Установка двухручьева, что позволяет получать одновременно две заготовки.

Второй типоразмерный ряд представляет установка вертикального непрерывного литья машиностроительных заготовок модели 1157 (рис. 2). Установка имеет основание, на котором закреплены плита с приводом и

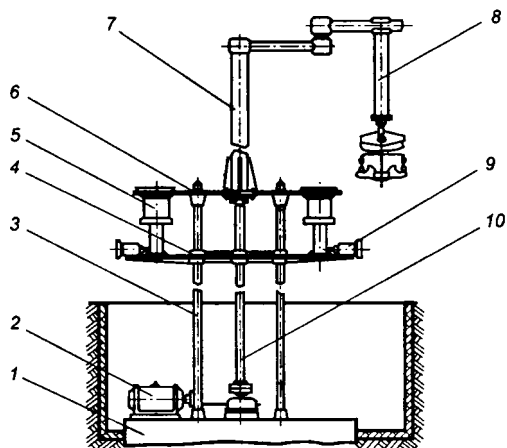


Рис. 1. Схема установки вертикального непрерывного литья модели НТ-501:

1 – основание, размещенное в прямке; 2 – привод; 3 – стойки; 4 – подвижная плита; 5 – кристаллизатор; 6 – верхняя плита; 7 – опорная стойка; 8 – пневмоподъемник; 9 – пневмозатворы затравки; 10 – ходовой винт

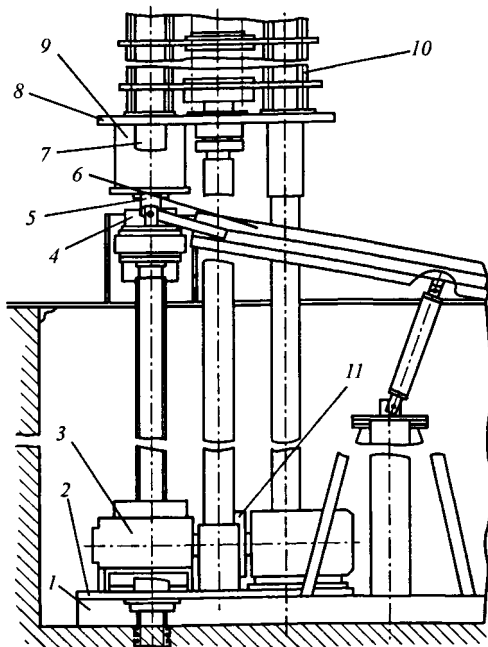


Рис. 2. Схема установки вертикального непрерывного литья модели 1157:

1 – основание; 2 – плита; 3 – привод; 4 – подвижный стол; 5 – затравочное устройство; 6 – лоток выдачи заготовок; 7 – направляющие; 8 – верхняя плита; 9 – кристаллизатор; 10 – многопозиционное направляющее устройство; 11 – электромагнитная муфта

направляющие. По направляющим передвигается подвижный стол, на котором шарнирно закреплены затравочное устройство и лоток выдачи заготовок. На верхней плите снизу закреплен кристаллизатор, а сверху – многопозиционное направляющее устройство. Установка одноручьева, ходовой винт привода извлечения расположен соосно оси заготовки. В приводе между двигателем постоянного тока и редуктором установлена электромагнитная муфта, позволяющая в широких пределах изменять параметры циклического извлечения заготовки.

Третий типоразмерный ряд установок предназначен для получения массивных заготовок типа гильз цилиндров двигателей для судов, тепловозов, компрессоров, станин, направляющих металлорежущих станков и др. Базовой моделью является установка МУ115 (рис. 3). Она состоит из основания, на котором закреплена плита с приводом перемещения затравочного устройства и направляющими. Другой конец направляющих крепится к верхней плите. Одна из направляющих является осью поворота рамы, на которой закреплен кристаллизатор. Привод перемещения состоит из двигателя постоянного тока, червячного редуктора,

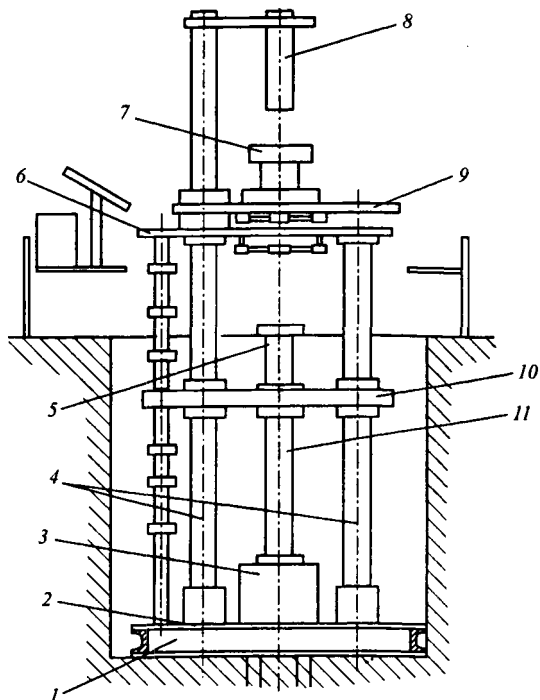


Рис. 3. Схема установки вертикального непрерывного литья модели МУ115:

1 – основание; 2 – плита; 3 – привод перемещения; 4 – направляющие; 5 – заправочное устройство; 6 – верхняя плита; 7 – кристаллизатор; 8 – направляющая для стержней; 9 – рама; 10 – подвижная плита; 11 – ходовой винт

электромагнитного тормоза и ходового винта, закрепленного на подвижной плите с находящимся на ней заправочным устройством. На верхней плите расположена направляющая для стержней. Особенностью конструкции установки является то, что кристаллизатор установлен на поворотной раме. После получения заготовки заданной длины поворотная рама отводится в сторону, отливку приводом перемещения поднимают вверх из приямка, зачищают и снимают с установкой.

Четвертый типоразмерный ряд установок предназначен для получения массивных заготовок машиностроения. Представителем ряда является установка модели 1.058 для непрерывного литья заготовок из стали (рис. 4). Установка снабжена механизмом качания кристаллизатора, системой вторичного охлаждения, механизмом раскрытия затравки. Привод состоит из цилиндрического и червячного редукторов и приводного гидродвигателя. Изменение скорости и направления перемещения тележки осуществляется путем изменения расхода или направления подачи масла в приводной гидродвигатель. Направляющая предназначена для обеспечения прямолинейного перемещения тележки с затравкой. Механизм выгрузки служит для снятия отливки с затравки и перевода ее в горизонтальное положение.

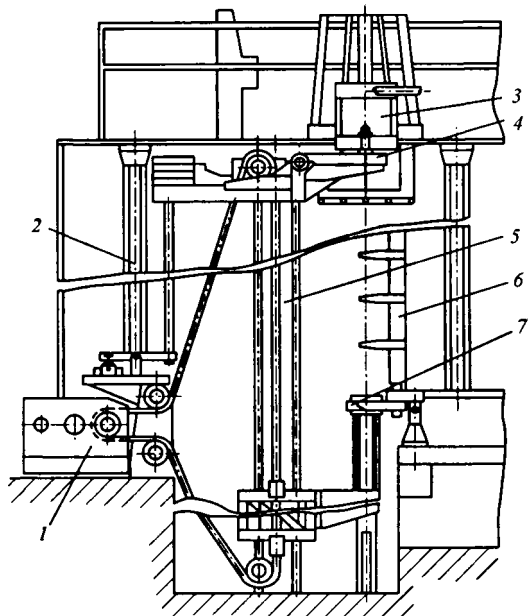


Рис. 4. Схема установки вертикального непрерывного литья модели 1.058:
 1 – привод; 2 – металлоконструкция; 3 – кристаллизатор; 4 – тележка; 5 – направляющая; 6 – механизм выгрузки; 7 – затравочное устройство

Сведение и разведение рычагов захвата механизма выгрузки производится гидроцилиндрами, перевод отливки в горизонтальное положение – гидродвигателем через червячный и цилиндрический редукторы и зубчатую передачу.

Сравнительный анализ технических характеристик базовых моделей установок показывает, что с увеличением номера типоразмерного ряда растет часовая производительность разливки жидкого металла с 1,75 т для первого ряда до 8 т для четвертого. При этом общая длина получаемых заготовок снижается почти вдвое. Это связано с уменьшением средней скорости извлечения с 1,2 м/мин до 0,35 м/мин и сокращением числа разливок с 5 до 1 в час.

При выборе типоразмерного ряда кроме учета показателей сравнительного анализа технических характеристик и размеров поперечного сечения следует принимать во внимание и тот факт, что с увеличением номера типоразмерного ряда растет установленная мощность привода, а значит, и удельное энергопотребление, усложняется конструкция установки и соответственно увеличивается стоимость ее изготовления.

В типоразмерных рядах имеются установки различного конструктивного исполнения универсального и специального назначения, расположенные как на уровне пола, так и ниже его. Конструкции выбираются из типоразмерного ряда с учетом производственных условий, марки сплава и производственной программы.

А.М. ГАЛУШКО, канд. техн. наук,
 В.М. КОРОЛЕВ, канд. техн. наук,
 А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
 М.М. СИТНИЧЕНКО, А.А. ГАЛУШКО,
 А.И. КОРОЛЬ (БНТУ)

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПЕРЕРАБОТКИ ЦИНКОВОГО ЛОМА НА СОРТОВЫЕ СПЛАВЫ

Металлы и сплавы, получаемые из вторичного сырья, занимают видное место в суммарном объеме производства и потребления цветных металлов. Мировое производство вторичного цинка составляет 30% его общего производства [1]. В последующие годы предполагается рост объемов вторичного цинка. Из всех видов исходного сырья цинковых сплавов 80% составляет цинковый лом.

В Республике Беларусь цинковые сплавы потребляет более 50 предприятий. Широко используемым является сплав ЦА4М1, из которого изготавливают детали различными способами литья в автостроении, приборостроении, детали газовой аппаратуры, бытовой техники и др. Отсутствие научно обоснованной технологии плавки цинковых сплавов значительно усложняет поставку сплавов предприятиям-потребителям.

В данной работе предпринята попытка исследовать эффективную технологию переработки цинкового лома.

Предварительно цинковый лом подвергался дOMETаллургической обработке. Она состояла из разборки изделий, отделения алюминиевых деталей, стальных гаек и болтов, пластмассовых элементов и других инородных включений. Затем в лабораторных условиях отливались пробы для химического микрорентгеноструктурного анализа и металлографических исследований. Химический состав цинкового лома представлен в табл. 1, из которой видно, что по легирующим элементам лом не соответствует составу цинковых сплавов типа ЦА4М1, а также отличается более высоким содержанием вредных примесей. Металлографический и микрорентгеноструктурный анализ выявил повышенное газосодержание и загрязненность металла оксидами типа ZnO , Al_2O_3 , Al_2ZnO_4 и интерметаллидами, основными из которых являются $FeZn_7$ и $FeAl_3$. Полученные результаты хорошо согласуются с данными работы [1].

Таблица 1

Химический состав цинкового лома

Содержание элементов, % (по массе)			Примеси, % (по массе)			
Al	Cu	Mg	Si	Pb	Fe	Sn
3,8...5,7	0,7...1,9	0,04...0,46	< 0,1	0,01...0,02	0,06...0,10	0,01...0,1

На основании проведенного анализа химического состава лома и структуры образцов разработана технологическая схема переработки исходного сырья (рис. 1).

Лабораторная установка для плавки цинкового лома изображена на рис. 2.

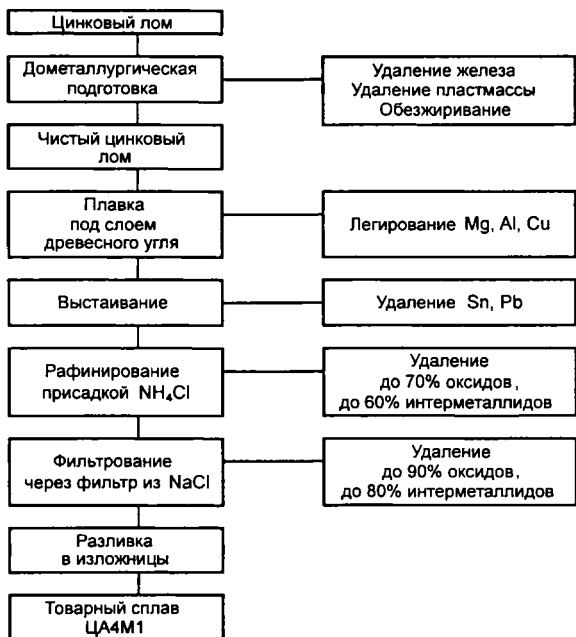


Рис. 1. Технологическая схема переработки цинкового лома

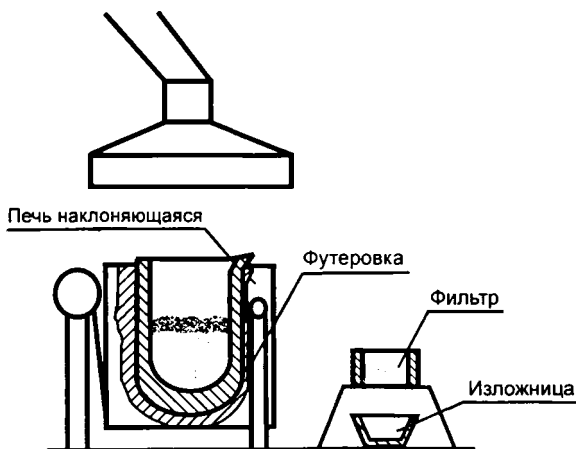


Рис. 2. Лабораторная установка для плавки цинкового лома

Плавку проводили в тигельной наклоняющейся печи вместимостью 100 кг. Чугунный тигель покрывался огнеупорной краской, состоящей из каолина на жидком стекле.

После разогрева тигля до температуры 600 °С в него загружалась порция лома. Поверхность зеркала расплавляемого металла покрывалась слоем прокаленного древесного угля. При температуре 550 °С отбиралась проба для определения химического состава. При необходимости жидкий металл легировался алюминием и медью с целью получения сплава ЦА4М1. Медь вводилась в виде лигатуры Al – Cu (50% Al и 50% Cu), магний – в чистом виде в конце плавки.

При температуре 550 °С производилось выстаивание сплава, обеспечивающее оседание на дно тигля элементов и соединений, имеющих более высокую плотность по сравнению с выплавляемым сплавом (например, свинца и других легкоплавких соединений). В количестве сотых долей процента эти примеси резко ухудшают пластическую деформацию сплава, вызывая явление краснотомкости. Свинец вследствие большого различия электропотенциалов со структурными составляющими сплава увеличивает межкристаллитную коррозию.

Для дегазации сплава и частичного удаления твердых неметаллических включений расплав рафинировали хлористым аммонием (0,10...0,15%). Последний вводился с помощью колокольчика при температуре 450...470 °С. Обработка хлористым аммонием позволяет удалить из расплава до 70% твердых инородных включений за счет флотации их газовыми пузырьками.

Наиболее эффективным методом рафинирования металлических расплавов от твердых включений является фильтрация через зернистые фильтры. Очистка расплава при фильтрации обусловлена как механическим отделением крупных включений, так и адгезией дисперсных частиц к поверхности зерен фильтра.

Работа адгезии включений к фильтру численно равна термодинамически обусловленной убыли удельной свободной энергии в системе расплав – включение – фильтр при переходе включения из расплава на поверхность зерен фильтра. Применительно к системе, в которой включения представляют собой микроскопические не растворимые в расплаве тела, в изобарно-изотермических условиях работа адгезии может быть определена по уравнению Дюпре:

$$W_a(L)^{S1.S2} = \sigma_{S1L} + \sigma_{S2L} + \sigma_{S1S2} \text{ [МДж/м}^2\text{]},$$

где σ_{S1L} – межфазная энергия на границе фильтр – расплав; σ_{S2L} – межфазная энергия на границе включение – расплав; σ_{S1S2} – межфазная энергия на границе фильтр – включение.

Уравнение Дюпре в общем виде не применимо для практических расчетов, поскольку в настоящее время межфазная энергия большинства твердых тел неизвестна.

Авторы работ [1 – 4], выполнив соответствующие преобразования, теоретически определили работу адгезии включений к фильтру. Наибольший интерес представляет работа адгезии включений при активных фильтрах. Эти результаты представлены в табл. 2.

Таблица 2

Работа адгезии при активных фильтрах [4]

Материал фильтра	Работа адгезии включений к фильтру, МДж/м ²	
	ZnAl ₂ O ₄	FeAl ₃
KF	1307	72,2
CaF ₂	1183	-51,3
KCl	1323	88,4
CaCl ₂	1340	105,8
NaCl	1358	103,8
MgF ₂	1341	107,1

Учитывая эффективность рафинирования, экономику и экологичность процесса, для фильтрации использовали фильтр из хлористого аммония (NaCl).

Разливку из печи предварительно разогретого до температуры 500 °С металла производили в изложницы через слой NaCl толщиной 100 мм. Одновременно заливались пробы для определения химического состава сплава, жидкотекучести и механических свойств. Полученные результаты представлены в табл. 3 и 4.

Таблица 3

Химический состав экспериментального сплава ЦА4М1

Содержание основных элементов, % (по массе)			Примеси, % (по массе)			
Al	Cu	Mg	Si	Pb	Fe	Sn
3,5 ... 4,5	0,7 ... 1,3	0,04 ... 0,06	< 0,015	< 0,01	< 0,07	< 0,002

Таблица 4

Свойства экспериментального сплава ЦА4М1

Жидкотекучесть λ, мм	Прочность		Пластичность		НВ, МПа	Скорость износа, 10 ⁻³ г/мин
	σ _{изг.} , МПа	σ _{в.} , МПа	f, мм	δ, %		
270	475	183	1,56	0,52	720	1,7

Видно, что механические и технологические свойства цинкового сплава, выплавленного из загрязненного лома и подвергнутого выстаиванию, продувке хлористым аммонием с последующей фильтрацией через зернистый фильтр, приближаются к свойствам сплава ЦА4М1.

ЛИТЕРАТУРА

1. Курдюмов А.В., Емельянов Е.С. Неметаллические и интерметаллические включения в отливках из цинкового сплава производства различных заводов // Литейное производство. 1993. № 3. С. 11 – 12.
2. Флюсовая обработка и фильтрация алюминиевых расплавов / А.В. Курдюмов, С.В. Инкин, В.С. Чулков, Н.И. Графас. М.: Металлургия, 1980. 195 с.
3. Инкин С.В., Курдюмов Н.В., Выговский Е.В. Роль дисперсионных молекулярных сил и расклинивающего давления при фильтрации металлических расплавов через зернистые материалы // Изв. вузов. Цветная металлургия. 1972. № 4. С. 36 – 42.
4. Емельянов Е.С. Исследование твердых включений и разработка методов удаления их из цинковых расплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1981. 22 с.

УДК 621.791

М.П. КУЛЬГЕЙКО, канд. техн. наук, **И.В. ГРИНКЕВИЧ**,
С.В. РОГОВ, **В.Ю. КОВАЛЬЧУК** (ГГТУ им. П.О. Сухого)

СТАБИЛИЗАЦИЯ РАБОТЫ ДОЗИРУЮЩЕГО ПИТАТЕЛЯ УСТАНОВКИ ДЛЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ НАПЛАВКИ

Работоспособность узлов машин и механизмов в экстремальных условиях эксплуатации во многом определяется состоянием поверхностного слоя детали. Широкий спектр требований к физико-механическим и электрохимическим характеристикам поверхностей деталей обуславливает поиск эффективных способов упрочнения. Одним из таких методов упрочнения является электромагнитная наплавка (ЭМН).

Эксплуатационные свойства электромагнитных покрытий зависят от сплошности и однородности наносимого слоя, которые находятся в прямой зависимости от стабильности работы установки электромагнитной наплавки.

Устройство для упрочнения, исследуемое в этой работе, подробно описано в [1, 2]. Оно выполнено с осциллирующим движением полюсного наконечника (рабочего органа), имеет шарнирно-рычажный соединительный механизм с приводом через эксцентрик (рис. 1) [3], связанный через упругую центробежную муфту (рис. 2) с валом электродвигателя.

Дозирующий питатель предназначен для управляемой подачи упрочняющих металлических порошков на восстанавливаемые электромагнитной наплавкой участки поверхности детали.

В [4] описан дозирующий питатель, содержащий шнековый транспортно-распределительный механизм, кинематически связанный с загрубочным бункером и системой подающих лотков вибрационного действия.

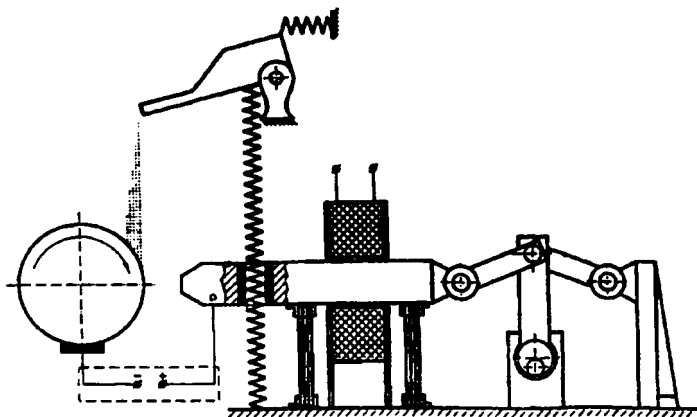


Рис. 1. Схема устройства для электромагнитной наплавки

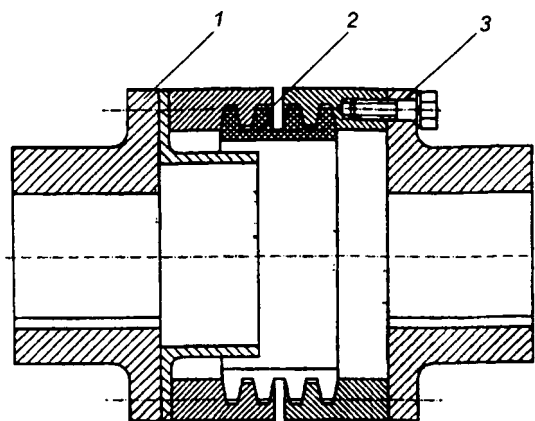


Рис. 2. Упругая центробежная муфта:

1 – ведущая полумуфта; 2 – эластичная клиноременная лента; 3 – ведомая полумуфта

Специфика работы этого питателя связана с обеспечением подачи технологического порошкового материала на точно определенный участок, подлежащий восстановлению наплавкой. Его главный недостаток – отсутствие возможности реализации различных вариантов дозирования.

Кроме того, в [5] рассмотрена конструкция дозирующего питателя, содержащего горизонтальную ось вращения, на которой жестко смонтированы загрузочный бункер и направляющая втулка, кинематически связанные между собой посредством транспортирующего спирального трубчатого элемента. Вращательное движение оси в горизонтальной плоскости обеспечивает непрерывную равномерную подачу порошка к месту назначения с постоянной скоростью. Этот дозирующий питатель имеет доволь-

но ограниченное применение, так как рассчитан на реализацию восстановления поверхностей деталей регулярной формы и нетехнологичен при восстановлении деталей периодического профиля, не все участки поверхности которых нуждаются в нанесении упрочняющего слоя.

Недостатки рассмотренных дозирующих питателей предлагается устранить изменением их конструкции, заключающимся в том, что транспортирующий спиральный трубчатый элемент выполнен составным и снабжен промежуточной вставкой из эластичного полимерного материала, а направляющая втулка совершает возвратно-поступательные перемещения относительно горизонтальной оси посредством следящего привода.

Благодаря снабжению транспортирующего спирального трубчатого элемента промежуточной вставкой из эластичного полимерного материала, а самого дозирующего питателя – следящим приводом достигается возможность программируемого взаимовязанного функционирования узлов и деталей устройства.

Модернизированный дозирующий питатель [6] работает следующим образом. Направляемый порошок, находящийся в загрузочном бункере (рис. 3), в процессе вращения оси захватывается порциями транспортирующим спиральным трубчатым элементом, а точнее, его приемным полуэлементом, и перемещается по нему в направлении к выходному отверстию. При согласовании скорости вращения оси, скорости перемещения втулки и подборе скорости вращения детали, отдельные участки которой подлежат технологической обработке, достигается дозированная подача

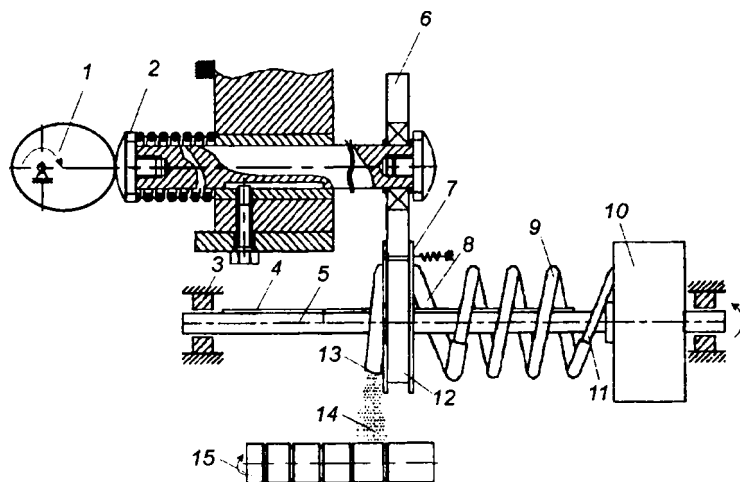


Рис. 3. Схема дозирующего питателя:

1 – кулачок; 2 – толкатель; 3 – опоры; 4 – шпонка; 5 – ось; 6 – фрикционный диск; 7 – пружинный механизм; 8, 11 – полуспиральный элемент; 9 – вставка полимерная; 10 – бункер; 12 – направляющая втулка; 13 – выходное отверстие; 14 – порошок; 15 – деталь

порошка к месту назначения. При этом движение порошка порциями по трубчатому элементу осуществляется за счет его последовательного пересыпания по виткам под действием силы, которая возникает при установлении в процессе вращения участка витка под таким углом к горизонту, при котором сила трения значительно ниже его скатывающей силы. При этом равновесный угол пересыпания, т.е. угол, при котором движение порошка по трубчатому элементу будет установившимся, не зависит от скорости вращения оси, характеристик винтовой направляющей и дисперсности подаваемого из бункера порошка.

Следует отметить, что сочленение полимерной вставки с полуспиральными элементами исключает возникновение застойных зон, которые могут воспрепятствовать перемещению порошка по полимерной вставке. Диаметр выходного отверстия зависит от дисперсности используемого для наплавки порошка, которая, в свою очередь, зависит от геометрических характеристик упрочняемых поверхностей детали.

Пройдя последовательно все витки трубчатого элемента, порошок сыпается на участок упрочняемой поверхности, подлежащей восстановлению, минуя другие участки.

Следует также отметить, что рассмотренная конструкция питателя позволяет избежать холостого хода, что обеспечивает еще большую стабильность наплавки и существенно экономит время (это детально исследовано в работе [7]).

В результате анализа стабильности работы данного дозирующего питателя были получены следующие данные, подтвержденные практическими исследованиями. Например, при диаметре выходного отверстия 2,5 мм порция порошка (ПЖРВ2) равна 3,8 г, что составляет 0,03% вместимости загрузочного бункера (1570 см³). Таким образом, конструкция загрузочного бункера обеспечивает стабильную работу дозирующего питателя на 1667 порций порошка, что составляет 14 мин непрерывной работы при скорости вращения детали 2 об/с. Чтобы избежать нестабильности подачи порошка в рабочую зону, рекомендуется досыпать порошок в загрузочный бункер по истечении заданного промежутка времени.

Таким образом, конструкция рассмотренного питателя [6] позволяет расширить технологические возможности средств дозирования при подаче порошков на упрочняемые поверхности, что в конечном счете способствует качеству восстановления изношенных поверхностей широкого класса механизмов и машин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гринкевич И.В., Кульгейко М.П., Рогов С.В. Устройство для электромагнитной наплавки наружных цилиндрических поверхностей // *Материалы, технологии, инструменты*. 2000. № 2. С. 100 – 102.
2. Патент Республики Беларусь № 5564 от 05.06.03 г. Устройство для магнитоэлектрического упрочнения деталей.

3. Патент Республики Беларусь № 338 от 02.05.01 г. Упругая центробежная муфта.
4. Патент Великобритании № 1365793, МКИЗ С23с 13/08, 1974 г.
5. А. с. СССР № 779441, МКИЗ С23с 13/08, оф. бюл. № 42, 1980 г.
6. Патент Республики Беларусь № 1221 от 29.05.03 г. Дозирующий питатель.
7. *Гринкевич И.В.* Вибротранспортирование ферромагнитных порошков при электромагнитной наплавке // *Материалы, технологии, инструменты.* 2001. № 2. С. 97 – 101.

УДК 620.179.16

Е.И. МАРУКОВИЧ, д-р техн. наук (ИТМ НАН Беларуси),
Л.П. МАЛЯВКО, А.П. МАРКОВ (БГУИР)*, Е.Г. ШВАРЦ (РУП «МТЗ»)

ОПТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ВНУТРЕННИХ ПОЛОСТЕЙ ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ

Совершенствование методов и оборудования литейного производства неразрывно связано с аппаратным обеспечением управляемости и контролеспособности готовых изделий и технологических процессов. Для получения качественной и конкурентоспособной продукции необходимы высокопроизводительные, надежные и удобные в эксплуатации приборы и аппараты, обеспечивающие нормируемую точность и достоверность контрольно-измерительных операций [1].

Многообразие изделий, габаритность конструкций и широкий диапазон размеров и форм ограничивают возможность создания универсальных технических комплексов автоматического и автоматизированного контроля и управления процессами литья. Особую сложность представляет контроль состояния внутренних полостей форм и литых изделий. Массогабаритные параметры, особенно корпусных деталей, имеющих многоуровневые труднодоступные каналы, затрудняют доступ к исследуемым зонам и областям. Пространственно неопределенное расположение дефектов с их многообразием видов и размеров создает дополнительные сложности при решении задач контроля и диагностики отливок со сложнопрофильными полостями.

При отработке технологических режимов, конструктивных схем, испытаниях и доводке опытных образцов необходимы коммуникабельные, удобные в эксплуатации и безопасные информационно-измерительные средства неразрушающего контроля, обеспечивающие контролеру доступ в зоны осмотра. С учетом специфики литейного производства предпочтительнее применять переносные, а не стационарные установки и системы

* Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники.

из-за дополнительных сложностей, возникающих при транспортировке литых изделий на участок контроля.

Нормативно-справочными данными определены технические условия и требования к контролю литых изделий и информативным параметрам по оценке качества. Однако при определенном виде и характере дефектов их пространственное расположение в отливках и формах носит случайный характер, что усложняет процесс поиска и идентификации дефектов.

В составе операций по оценке качества отливок наиболее трудоемким и ответственным является визуальный осмотр (контроль), которому подвергается 100% готовой продукции. При этом выявляются поверхностные дефекты и несоответствия геометрических форм ГОСТ 19200 – 80. В отдельных случаях при наружном осмотре для увеличения изображения контролируемого участка используются оптические приборы (лупы, микроскопы и др.). Контроль внутренних полостей весьма трудоемок и производится выборочно, путем разреза заготовок по интересующим осям.

Применимость традиционных оптических методов и средств ограничена их низкой коммуникабельностью. Массогабаритные параметры и жесткость конструкции не обеспечивают возможность внутривидения сложнопрофильных и труднодоступных каналов отливок.

В схемах характерных конфигураций конструктивных элементов (рис. 1) при всем многообразии выделяются некоторые типовые элементы внутренних полостей с ограниченным доступом. Виды, размеры и расположение дефектов определяются технологическими требованиями и особенностями изготовления. Но распределение поверхностных дефектов является случайным, и статистика их расположения устанавливается при обработке технологического процесса.

Особое значение неразрушающий оптический контроль внутренних поверхностей имеет при разработке новых конструкций, технологий и материалов. Посредством внутривидения оператор визуально выявляет и оценивает размерные несоответствия и отклонения от стандартов.

Оптические методы и средства наиболее полно соответствуют технико-экономическим, эргономическим и эксплуатационным требованиям, отличаются безопасностью и простотой восприятия информации.

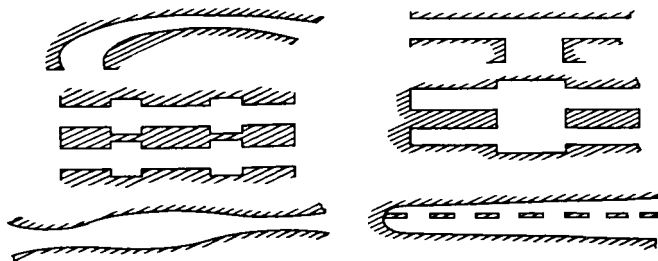


Рис. 1. Схемы профилей наиболее часто встречающихся труднодоступных каналов отливок

Для проведения дистанционного визуального контроля в последнее время находят применение телевизионные системы и установки с мини- и микрокамерами. Техничко-экономические показатели таких средств обуславливают их применение для внутривидения удаленных объектов, функционирующих в зонах с ограниченным воздействием акустических, электромагнитных, тепловых и радиационных полей.

Визуальный контроль внутренних полостей посредством волоконно-оптических систем повышает коммуникабельность технических средств и улучшает эргономику. При этом для передачи сформированного на входе изображения используются оптические волокна и граданы. Волоконно-оптическая техника внутривидения литых изделий имеет ряд эксплуатационных преимуществ, которые обеспечивают ее конкурентоспособность и потребительский спрос [2].

При освещении внутренней поверхности контролируемого изделия в местах отклонений от нормы образуется оптический контраст, в котором сосредоточена вся информация о состоянии дефектной зоны. Локализация этого информационного поля, вывод информации потребителю и распознавание дефекта эффективнее осуществляются методами и средствами волоконной оптики. Посредством световодов оптическое изображение, сформированное на входе оптического канала, переносится в места его обработки, что существенно упрощает задачи внутривидения, так как открывает доступ к источникам информации по любой криволинейной траектории. Чтобы улучшить качество внутривидения, осветительный и информационный каналы конструктивно совмещают, что также обеспечивает согласованное действие источника и приемника оптического изображения и упрощает работу оператора по поиску и локализации дефектных зон.

В оптических схемах контроля внутренних поверхностей применяются схемы прямого и бокового обзора (рис. 2). При прямом обзоре обеспечивается панорамное восприятие осматриваемой полости (рис. 2, а) с одновременной передачей изображений ближних и удаленных участков. При этом на приемную часть передается большой объем информации, что создает дополнительные сложности при конструировании технических средств.

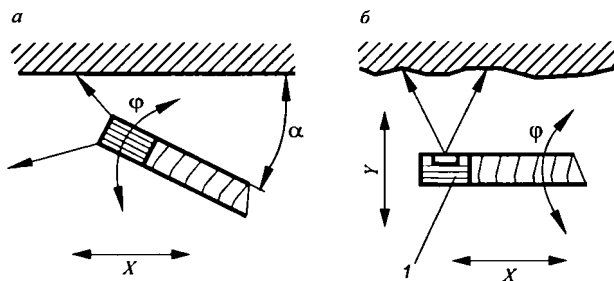


Рис. 2. Схемы обзора:

а – прямого; б – бокового; 1 – дистальный конец

Панорамный обзор затрудняет адресную привязку дефекта в пространстве контролируемой полости, так как изображения разноудаленных участков на приемной части оптической системы накладываются с разной разрешающей способностью и разным масштабом. В гибких световодных системах приемник изображения случайным образом ориентируется относительно поверхности, что усложняет фиксацию положения дефекта. Применительно к особенностям контролируемого канала (форма поверхности, соотношение длины и просвета, кривизна, поперечные кольцевые каналы и т.д.) приемник изображения меняет угол наклона φ , перемещается по оси X , поворачивается вокруг своей оси на определенный угол φ (рис. 2, а).

Посредством отклоняющих оптических узлов (зеркал, призм, конусов и т.д.) обеспечивается внутривидение с боковым обзором (рис. 2, б). Оптическое изображение участка воспринимается под некоторым углом зрения и передается на приемную часть системы для дальнейшей подготовки к передаче по транслятору в места непосредственного восприятия оператором. В процессе работы приемная часть либо произвольно ориентирована по отношению к контролируемой поверхности, либо фиксируется с помощью вспомогательных устройств. Для удобства пользования объектив оптической системы может изменять свое положение в трех координатах, расширяя функциональные возможности и область применения технических средств контроля.

В управляемых эндоскопах объективы прямого и бокового обзора ориентируются оператором относительно исследуемой поверхности, что повышает качество воспринимаемого изображения и эффективность контроля. С этой целью приемник изображения соединен со световодом гибкой связью, посредством которой происходит его поворот в пространстве на требуемый угол.

Эндоскоп как оптическая система внутривидения представляет собой совокупность функционально объединенных оптических, электрических, механических и других элементов и устройств (рис. 3). Конструктивно в нем объединяются управляемая часть, гибкая неуправляемая, жесткая и полужесткая. Изображение контролируемой зоны объекта воспринимается объективом, находящимся внутри дистального конца, где происходит его преобразование для передачи по оптическому тракту световода-транслятора оптической информации через окуляр в форме, доступной для восприятия оператором. В корпусе соединяются оптические и механические системы внутривидения. Посредством ручки манипулятора положение дистального конца согласованно изменяется относительно объекта, что обеспечивает дистанционный поиск дефектов в пространстве контролируемой полости. Оператор через окуляр с наглазником рассматривает переданное информационной системой изображение и распознает дефект. Для удобства пользования положение окуляра за счет полужесткой части может изменяться оператором с одновременной регулировкой четкости восприятия.

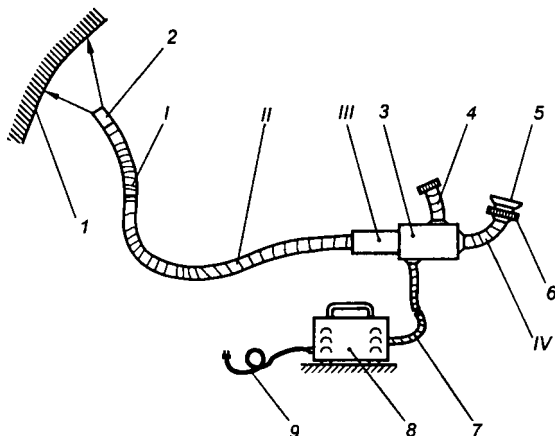


Рис. 3. Конструктивная схема универсального волоконно-оптического эндоскопа: *I* – гибкая управляемая часть; *II* – гибкая неуправляемая часть; *III* – жесткая часть; *IV* – полужесткая часть; *1* – зона осмотра; *2* – дистальный конец; *3* – корпус; *4* – ручка манипулятора; *5* – наглазник; *6* – окуляр; *7* – световодный осветительный жгут; *8* – осветитель; *9* – сетевой шнур

Освещение осматриваемого участка объекта обеспечивается по световодному жгуту, который передает излучение от осветителя в заданную зону. Электрическое питание промышленной сети обеспечивается по сетевому шнуру.

В каждом отдельном случае выбирают наиболее эффективные вид обзора, конструктивную схему и питание эндоскопа. Жесткие эндоскопы с прямым или боковым обзором удобны в эксплуатации, отличаются высокими технологическими характеристиками и просты в исполнении. Высокая надежность и простота обслуживания обеспечивают высокие потребительские качества и конкурентоспособность жестких эндоскопов.

Структура гибких эндоскопов определяется характерными особенностями объекта контроля, функциональным назначением, требуемыми тактико-техническими, эксплуатационными, стоимостными и эргономическими характеристиками. При контроле сложнопрофильных протяженных внутренних полостей отливок рациональнее использовать гибкий эндоскоп с управляемым дистальным концом. За счет поворота дистального конца и проворачивания эндоскопа по ходу осмотра обеспечивается дефектоскопия внутренних поверхностей с адресной привязкой дефекта по его местонахождению. Для облегчения целенаправленного ввода дистального конца гибкого эндоскопа в заранее установленную зону применяются дополнительные направляющие устройства, которые ориентируют приемник изображения относительно заданного участка.

Внутривидение закрытых поверхностей осуществляется по различным схемам поиска: панорамный обзор, сканирование в одной или двух плоскостях, сканирование в пространстве и стробирование. При панорамном

обзоре дистальный конец при вводе в закрытую полость случайным образом ориентируется (располагается) относительно поверхности и оператор, последовательно продвигая и поворачивая эндоскоп, обследует отдельные участки, выявляет имеющиеся отклонения и делает вывод о наличии, характере и предполагаемых параметрах дефекта. В связи с тем что приемник оптического изображения в процессе поиска изменяет свое положение, изменяется и масштаб воспринимаемого изображения. Эта особенность затрудняет оценку числовых значений выявленного дефекта.

При сканировании дистальный конец в процессе осмотра поворачивается оператором в одной или двух плоскостях, а положение эндоскопа остается неизменным. За счет манипулятора оператор может сканировать осматриваемую поверхность в пространстве контролируемого объема. Дистанционная механическая связь обеспечивает синхронность перемещений дистального конца и ручки манипулятора, что существенно упрощает поиск, локализацию и координацию работы оператора.

Применение рассмотренных схем поиска ограничивается статическим состоянием объекта. Стробосканирование позволяет осматривать объекты в режиме работы; при этом за счет синхронизации частот излучения и движения объекта создается эффект неподвижного изображения контролируемого элемента, узла, детали объекта.

Сканирование и стробирование расширяют функциональные возможности эндоскопов, но значительно усложняется их конструкция и возрастает стоимость. В большинстве своем такие устройства являются узкоспециализированными и применяются при контроле и диагностике сложных, дорогостоящих объектов, особенно на стадии испытаний, доработки конструкций и технологических режимов.

Для внутривидения удлиненных изделий со специфическими элементами (горловины, полости со ступенчатым профилем) эффективно применение эндоскопа с управляемым дистальным концом (рис. 4).

Управление положением дистального конца осуществляется ручкой-манипулятора, в которую встроен регулятор резкости объектива приемной части. Применение такого технического решения позволяет упростить процесс управления дистальным концом и настройки резкости объектива, что существенно улучшает качество восприятия изображения объекта. Освещение участка осматриваемой поверхности контролируемого объекта осуществляется по световодному жгуту.

Осветительная, информационная и механическая системы komponуются в жестком тубусе, соединенном с корпусом. Соединение дистального конца с корпусом производится посредством гибкого металлорукава, соединенного с тубусом.

Устройство визуального контроля внутренних каналов отливок корпуса распределителя (рис. 5) строится на основе жесткой световодной системы формирования и передачи воспринимаемого изображения. В стандартной отливке корпуса распределителя визуальному контролю подвергаются внутренние поверхности сквозных вертикальных и замкнутых горизонтальных

кольцевых каналов. Анализ размещения внутренних каналов показывает, что для внутривидения целесообразно использовать световодные эндоскопы с совмещенными осветительными и информационными оптическими каналами. Чтобы исключить невидимые зоны, которые неизбежны при панорамном обзоре, в конструкции эндоскопа применена схема бокового обзора. Такой обзор при внутривидении внутренних полостей ограниченных размеров позволяет проводить осмотр с мелкой детализацией поверхностей и увеличением изображения контролируемого участка.

Установка визуального контроля корпуса распределителя (рис. 6) включает оправку с фиксатором положения, посредством которой эндоскоп с объективом ориентируется относительно отливки. Для перемещения в вертикальном положении и осевого вращения на соответствующий угол эндоскоп располагается в фиксаторе положения, где и происходит фиксация его положения, соответствующего определенному каналу корпуса. В плунжере предусмотрены кольцевые канавки с подпружиненным фиксатором, что значительно упрощает работу оператора, так как объектив эндоскопа жестко ориентирован относительно контролируемого элемента внутренней поверхности объекта. Осветительная система устройства создает необходимую освещенность только на участке поверхности,

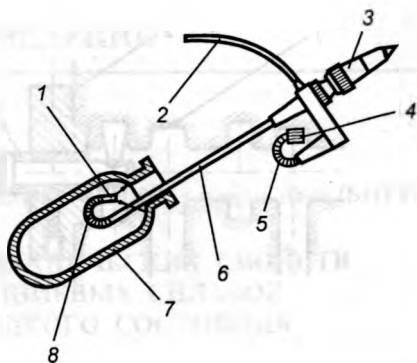


Рис. 4. Дефектоскопия внутренней полости эндоскопом с манипулятором:
 1 – дистальный конец; 2 – световодный осветительный жгут; 3 – окуляр; 4 – регулятор резкости объектива; 5 – ручка-манипулятор; 6 – тубус; 7 – объект контроля; 8 – гибкий металлорукав

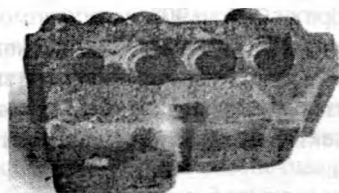


Рис. 5. Отливка корпуса распределителя и фотографии дефектных участков объектов контроля

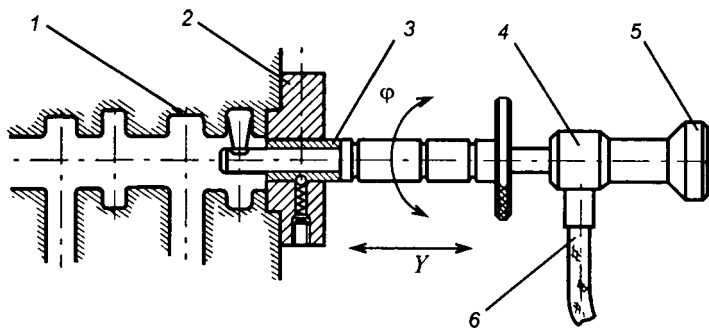


Рис. 6. Схема установки визуального контроля:

1 – отливка; 2 – оправка; 3 – фиксатор положения; 4 – жесткий эндоскоп; 5 – объектив; 6 – осветительный жгут

осматриваемой оператором. Изображение области изделия, осматриваемой через объектив, градан-транслятор и окуляр, передается непосредственно оператору. В таком исполнении максимально реализуются преимущества световодных систем внутривидения и обеспечиваются оптимальные эксплуатационные, информационные и эргономические преимущества технических средств визуального контроля.

Применение волоконно-оптических эндоскопов для решения конкретных технологических задач определяется их технико-экономической эффективностью и спецификой функционального назначения. В странах СНГ эндоскопическая техника производится как рядом частных фирм, так и госпредприятиями. В Республике Беларусь по индивидуальным заказам изготавливаются управляемые гибкие эндоскопы с диаметром рабочей части 4, 6, 8, 10, 12 мм и длиной от 400 до 3000 мм. Угол отклонения дистального конца составляет 180° .

Жесткие эндоскопы с градиентной оптикой имеют длину рабочей части до 180 мм и угол обзора от 70° до 90° .

В источниках освещения используются как ксеноновые, так и галогенные лампы с сетевым или автономным питанием от аккумуляторов.

На основе данных базовых моделей эндоскопов создаются системы визуального контроля объектов энергетики, машиностроения и других областей промышленности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Технология технического контроля в машиностроении / Под общ. ред. В.Н. Чупырина. М.: Изд-во стандартов, 1990. 400 с.
2. Плетнев С.В., Потапов А.И., Марков А.П. Волоконно-оптические методы и средства дефектоскопии. СПб.: ЛИТА, 2001. 312 с.

УЛУЧШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕКОТОРЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Современное машиностроение предъявляет все более высокие требования к эксплуатационным свойствам материалов. Особенно остро вопрос стоит с металлическими материалами, поскольку в Республике Беларусь отсутствует их сырьевая база. Оптимизация состава сплавов и повышение их качества позволяют снизить материалоемкость изделий, а значит, более рационально использовать материальные ресурсы. Однако необходимо отметить, что возможности эффективного легирования в традиционных процессах литья почти исчерпаны. Поэтому значительный интерес представляют процессы затвердевания при неравновесных условиях, открывающие новые возможности в управлении структурой и свойствами металлов [1].

Неравновесное затвердевание охватывает широкий спектр процессов. Сюда входит и модифицирование, создающее местное отклонение от равновесных условий кристаллизации [2]. Местное плавление и затвердевание в крайне неравновесных условиях имеют место и при сверхглубоком проникании, вызывая формирование совершенно необычных фаз и соединений [3]. Местные отклонения от равновесного хода процесса кристаллизации и последующего затвердевания зафиксированы при получении макروهетерогенных композиционных материалов [4].

С точки зрения получения в структуре наноразмерных элементов интерес представляют термические методы, такие, как обработка с использованием источников концентрированной энергии (лазерная, электронно-лучевая обработка) и закалка из жидкого состояния.

При закалке из жидкого состояния обеспечиваются условия для расширения области твердой растворимости, формирование ультрамелкой структуры, новых кристаллических и некристаллических метастабильных фаз, включая формирование аморфного состояния. При последующей термообработке происходит распад пересыщенного твердого раствора или аморфного состояния с выделением по границам наноразмерных частиц. Такие частицы на границах зерен обеспечивают значительное увеличение твердости матрицы и стабильности микроструктур при повышенной температуре.

Для разработки новых алюминиевых сплавов, упрочненных наноразмерными частицами, необходимо проведение исследований бинарных

сплавов для установления механизма упрочнения. В настоящей работе приведены результаты исследования двойных сплавов алюминия с цирконием. Известно, что цирконий оказывает комплексное воздействие на структуру и свойства алюминиевых сплавов. С одной стороны, растворенный в алюминии цирконий повышает прочностные характеристики α -твердого раствора, а с другой – тугоплавкие частицы интерметаллида Al_3Zr служат активными центрами кристаллизации и обуславливают измельчение зерна (модифицирование). Несмотря на наличие работ по особенностям затвердевания сплавов алюминий – цирконий, в отношении механизма структурообразования сплавов этой сложной системы с наличием многих промежуточных фаз остается множество неясных вопросов.

Исследовались сплавы алюминия, содержащие от 0,3 до 5,0% (по массе) циркония. Анализ зависимости микротвердости α -твердого раствора от содержания циркония и скорости охлаждения (рис. 1) показывает, что значительный рост микротвердости (с 200 до 800 МПа) обусловлен сильным влиянием циркония как легирующего элемента на твердый раствор, а также свидетельствует об очевидной пересыщенности последнего цирконием вследствие неравновесной кристаллизации.

Металлографический и электронно-микроскопический анализ показал, что структура быстроохлажденных сплавов Al – Zr является сложной и не укладывается в описанную для равновесных условий диаграмму состояния. Анализ структуры сплавов Al – Zr с разными содержанием циркония, отлитых при скорости охлаждения $v_{охл} = 10^2$ К/с, показывает, что сплавы с добавками циркония до 0,6% находятся в однофазном состоянии, а структура представляет собой пересыщенный твердый раствор циркония в алюминии. При содержании циркония 0,8% и более сначала появляется по границам зерен α -твердого раствора вторая фаза Al_3Zr . С увеличением

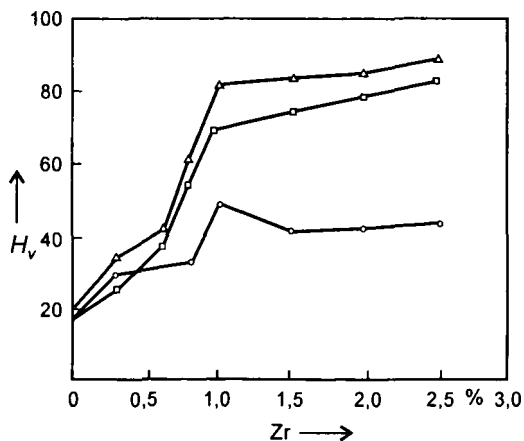


Рис. 1. Зависимость микротвердости α -твердого раствора от состава и скорости охлаждения сплавов Al – Zr

содержания циркония до 1,5...2,0% наблюдаются первичные кристаллы этой фазы двоякой формы: пластинчатой (иглообразной) и более компактной звездоподобной. Двоякая природа соединения Al_3Zr зависит от скорости охлаждения расплава. При небольших скоростях кристаллизации сплавов с содержанием циркония свыше 0,5% выделяется тетрагональная равновесная фаза Al_3Zr с параметрами $a = 4,013 \text{ \AA}$ и $c = 17,321 \text{ \AA}$, а при высоких скоростях охлаждения образуется новая метастабильная фаза с кубической кристаллической структурой ($a = 4,073 \text{ \AA}$), причем эта фаза не является сплошным монокристаллом, а представляет собой конгломерат тонких дендритов, выросших вдоль направления $\langle 100 \rangle$. Это обусловлено пониженной поверхностной энергией между метастабильной фазой и α -твердым раствором.

Интересно отметить, что в структуре матричной фазы сплавов с повышенным содержанием циркония (1,5...2%), затвердевших при высоких скоростях охлаждения, появляются характерные фигуры травления, которые видны на фоне твердого раствора при глубоком травлении и имеют четко очерченную форму, близкую к квадратной. Возникновение фигур травления в твердом растворе, по-видимому, связано с образованием частиц метастабильной фазы Al_3Zr .

В структуре быстроохлажденных образцов ($v_{\text{охл}} = 10^5 \text{ K/c}$) появляются отдельные дисперсные включения второй фазы при содержании 1% циркония, а при содержании 1,5% циркония выделения интерметаллида становятся заметными. При больших увеличениях в электронном микроскопе мелкие частицы овальной формы наблюдаются в пленках сплавов, содержащих 0,8% циркония. Очевидно, что это выделения метастабильной фазы Al_3Zr (рис. 2).

С помощью электронного микроскопа исследовали «прозрачные» для электронов участки пленок толщиной около 0,2 мкм, скорость охлаждения которых была порядка 10^8 K/c . Границы на светлопольном изображении параллельны направлению кристаллизации и являются малоугловыми. Ось зоны участка с параллельными границами – $[350]$, направление границ – $\langle 100 \rangle$. Вдоль этого же направления вытянуты цепочки точечных

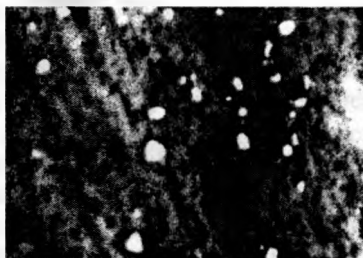


Рис. 2. Электронная микрофотография структуры сплава Al – 0,8% Zr ($\times 10\,000$)

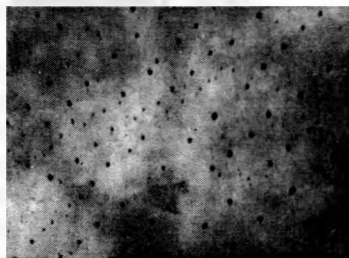


Рис. 3. Электронная микрофотография структуры сплава Al – 1% Zr, полученного при $v_{\text{охл}} \approx 10^7 \text{ K/c}$ ($\times 13\,000$)

включений, которые не дают собственных рефлексов на микроэлектроннограмме, а потому и определить их кристаллическую структуру не представлялось возможным. Аналогичная структура представлена и на рис. 3, однако направления цепочек точечных выделений, определенных по микроэлектроннограмме этого участка, ось зоны которого $[112]$, иные: $\langle 012 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$.

Для поддержания высокой прочности пересыщенного переходным элементом алюминиевого твердого раствора важна его стабильность при повышенных температурах. Жаропрочные алюминиевые сплавы должны обладать хорошей прочностью, т.е. сохранять стойкость против распада при температурах выше $300\text{ }^\circ\text{C}$. Изучали характер структуры твердого раствора сплавов Al – Zr после отжига при температуре $360\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч с последующей закалкой в воде. На рис. 4, а представлены электронные микрофотографии структуры быстрокристаллизованного ($v_{\text{охл}} = 10^5\text{ K/c}$) сплава, содержащего 0,8% Zr, после отжига при температуре $360\text{ }^\circ\text{C}$ и охлаждения в воде. Сохраняется зернистое строение твердого раствора, на некоторых участках виден полосчатый контраст, который сопровождается появлением на микроэлектроннограмме «лишних» рефлексов, закономерно расположенных относительно рефлексов матрицы. В результате расчетов межплоскостных расстояний для этих рефлексов, проведенных обычными методами, получены значения 1,76 и 1,88 Å. Сравнение этих значений со значениями, указанными в межплоскостных расстояниях для интерметаллидных соединений, встречающихся в системе Al – Zr, не дает оснований для идентификации.

В сплаве аналогичного состава, состаренном по тому же режиму, но охлажденном после нагрева на воздухе, эффект распада пересыщенного твердого раствора на светлопольных изображениях структуры заметен сильнее. На рис. 4, б четко просматривается образование игольчатых выделений, расходящихся из общего центра, подобно строению сферолита, т.е. колонии эвтектоидоподобного вида. Однако на микроэлектроннограмме присутствует только один рефлекс, для которого можно рассчитать

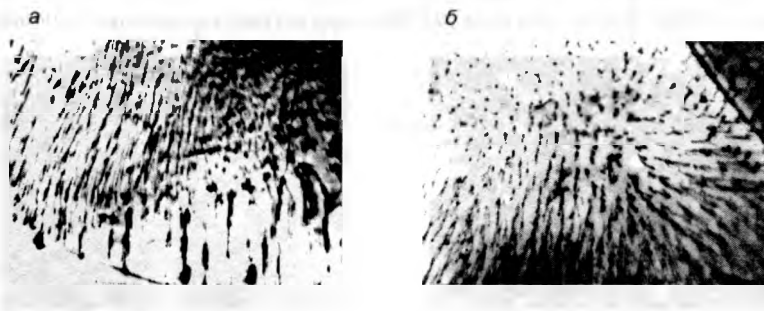


Рис. 4. Электронные микрофотографии структуры сплава Al – 0,8% Zr, полученного при $v_{\text{охл}} \approx 10^5\text{ K/c}$ после старения при температуре $360\text{ }^\circ\text{C}$ и последующего охлаждения в воде (а) и на воздухе (б) ($\times 20\ 000$)

межплоскостное расстояние, что недостаточно для идентификации фазы. Расположение рефлекса указывает на закономерную связь с матрицей и упорядочение по структурному типу Li_2 (т.е. метастабильная фаза Al_3Zr). Исследования последних лет не исключают превращения с выделением метастабильных когерентных промежуточных фаз.

На основании электронно-микроскопических исследований можно сделать следующие предварительные выводы.

При охлаждении со скоростями до 10^8 К/с расплава алюминия, содержащего до 1,5% циркония, наблюдается либо расслоение твердого раствора, либо выделение мелкодисперсных фаз, закономерно распределенных относительно направления кристаллизации и кристаллографических направлений.

При старении пересыщенного твердого раствора циркония в алюминии возможно превращения эвтектидного типа с образованием игольчатых дисперсных структур.

Анализ зависимости изменения параметра кристаллической решетки α -твердого раствора от содержания циркония в быстроохлажденных пленках ($v_{охл} = 10^5$ К/с) указывает на некоторое увеличение периода решетки алюминия при добавках в него до 1,0% циркония; в целом же параметр решетки твердого раствора изменяется незначительно. Это свидетельствует о незначительном различии атомных радиусов компонентов. Изменение параметра решетки в зависимости от скорости охлаждения сплавов не выявлено.

Фазовый рентгеноструктурный анализ показывает сложную картину расположения дифракционных линий быстроохлажденных сплавов с содержанием циркония свыше 1%.

Установлено, что при охлаждении со скоростью 10^2 К/с сплава с содержанием 1% Zr кроме основных линий α -твердого раствора отмечаются слабые рефлексы избыточной фазы Al_3Zr , которые заметно усиливаются для сплава, содержащего 1,5% Zr. Это согласуется с результатами металлографического анализа. Очень сильно усложняется фазовый состав при содержании циркония свыше 1,5%. На рис. 5 приведены дифрактограммы сплава Al – 2,5% Zr, охлажденного с разными скоростями. Как видно из дифрактограмм, в быстроохлажденных образцах, содержащих 2,5% Zr, появляются метастабильные фазы, расположенные на диаграмме состояния Al – Zr за конгруэнтно плавящимся соединением Al_3Zr в сторону циркония. В сплаве, охлажденном со скоростью 10^2 К/с, наряду с α -твердым раствором и четко выраженным рефлексом стабильной фазы Al_3Zr появляются слабовыраженные линии метастабильной фазы Al_2Zr . При увеличении скорости охлаждения до 10^5 и 10^6 К/с кроме указанных фаз возникают новые метастабильные соединения: Al_3Zr_2 и Al_2Zr_3 соответственно.

Приведенные результаты фазового рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о сложном механизме структурообразования при резко неравновесной кристаллизации сплавов Al – Zr.

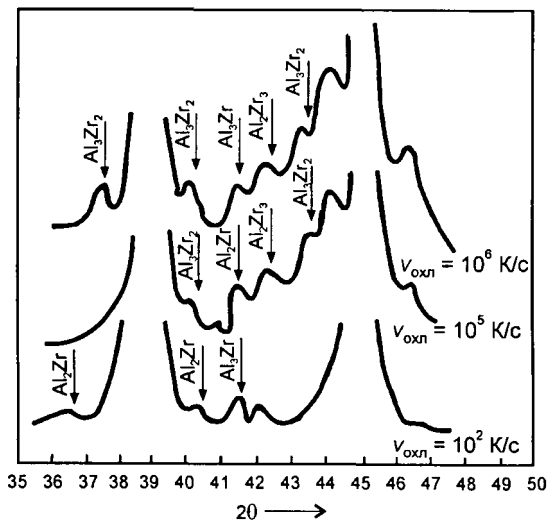


Рис. 5. Дифрактограммы сплава Al – 2,5% Zr, охлажденного из жидкого состояния с различными скоростями

ЛИТЕРАТУРА

1. Калиниченко А.С., Бергманн Г.В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: Теория и практика. Мн.: Технопринт, 2001. 362 с.
2. Немененок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования сплавов. Мн.: Технопринт, 1999. 272 с.
3. Usherenko S.M., Kalinichenko A.S. The production of materials with an amorphous and ultradispersed structure under conditions of the high pressure cumulating and intensive deformation // Advanced Technologies and Materials. Proc. Workshop 08.12.03. Korea. Seoul, 2003. P. 181 – 189.
4. Кезик В.Я., Калиниченко А.С. Упрочнение литых макрогетерогенных композитов // Литье и металлургия. 2004. № 1. С. 40 – 44.

УДК 620.2

В.Я. КЕЗИК, д-р техн. наук,
А.С. КАЛИНИЧЕНКО, д-р техн. наук (БНТУ)

НЕКОТОРЫЕ ДАННЫЕ О СТРУКТУРЕ И СВОЙСТВАХ МАКРОГЕТЕРОГЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ

К несомненным достоинствам магния и его сплавов принято относить их малую плотность. Она позволяет характеризовать подобные материалы как обладающие высокой удельной прочностью. Однако по абсолютным

показателям сопротивления нагрузкам магний и его сплавы уступают многим металлическим системам [1 – 4].

Очевидно, что реализация преимуществ, которыми обладает магний, возможна только в том случае, если будут увеличены его прочностные характеристики и сохранена низкая плотность. Это достигается двумя путями: разработкой многокомпонентных многофазных сплавов [2 – 4] и композитов на основе магния [2, 3, 5 – 12]. Второй путь представляется более перспективным, так как известно [2, 3], что введение готовых элементов-упрочнителей более эффективно, чем раздельное легирование металла компонентами, из которых в ходе плавки и затвердевания образуются фазы-упрочнители, тем более что в процессе формирования композитов, особенно при жидкофазном совмещении, возможно образование новых упрочняющих фаз кроме введенных в готовом виде [8, 9]. Это может увеличить степень упрочнения, которая прямо пропорциональна концентрации упрочняющих фаз и их распределению в объеме матрицы [5 – 12]. Однако для композитов на основе магния выбор армирующих ограничен, поскольку, за исключением углеродных волокон, они обладают высокой плотностью – от 2,5 до 19,3 г/см³ [4, 5, 10 – 13].

Выходом из такой ситуации может быть упрочнение, которое резко изменит квадратно-кубическую зависимость (увеличение прочности материала происходит пропорционально квадрату его линейных размеров, а массы – кубу). В противном случае разработанный композит окажется несостоятельным и невостребованным. Примером этого служат результаты армирования магниевых сплавов AZ91 частицами карбида кремния [7]. С увеличением объемного содержания армирующих временное сопротивление разрыву ($v_f = 0\%$) возрастает от 158 МПа до 232 МПа ($v_f = 25,4\%$), а плотность материала увеличивается до $(2,18 \dots 2,21) \cdot 10^3$ кг/м³, что дает удельное временное сопротивление разрыву, равное 105 кДж/кг.

Сравнение прочностных характеристик алюминиевого сплава АМг6 ($\sigma_b = 309$ МПа, $\rho = 2640$ кг/м³ [1]) с характеристиками рассмотренного композита AZ91 показывает, что последний проигрывает по абсолютным и удельным прочностным свойствам ($\sigma_{в\ уд}$ алюминиевого сплава равна 117 кДж/кг). Но в таком сравнении не учтены более высокие триботехнические свойства композита, а также тип обработки сплава АМг6.

Более эффективно магниевые сплавы упрочняются волокнами. При инфильтрации магния в каркас из волокон SiC ($v_f = 30\%$) композиционный материал имеет $\sigma_b = 420$ МПа и $E = 91$ ГПа. Относительное удлинение такого материала равно нулю, ударная вязкость не превышает 1 Дж·см², но удельная прочность составляет 175 кДж/кг.

Значительно большее упрочнение достигается при использовании тонких стальных высокопрочных волокон и волокон оксида алюминия [4, 5, 14]. Но использование любых волокон, особенно монокристаллических, резко удорожает материал, что, в свою очередь, ограничивает его применение [6].

Однако известен класс макрогетерогенных материалов (МКМ), обладающих высокой технологичностью и сравнительно малой стоимостью. К несомненным достоинствам этих композитов можно отнести их способность перераспределять нагрузки между отдельными элементами микро- и макроструктуры, которая ярко проявляется при одноосевом нагружении, вследствие чего недеформируемые армирующие элементы, распределенные в более пластичной матрице, деформируются на 60...90% без разрушения. Показательна деформация сферических гранул из термообработанных подшипниковых сталей, литых сферических частиц чугуна совместно с образовавшимися на их поверхности в ходе синтеза сплошными слоями интерметаллидов (преимущественно силицидов) без разрушения последних [15 – 20]. Однако каких-либо сведений о синтезе макрогетерогенных композитов на основе легких металлов, тем более магния, нет. Поэтому были проведены работы по синтезу композитов на основе магния и алюминия, определению их структуры и свойств.

В качестве армирующей фазы был выбран оксид алюминия, который является эффективным упрочнителем [4, 6, 7, 14]. Но сложность принятых методов синтеза макроармирующих элементов из чистого оксида и определенные ограничения при введении их в расплав матрицы [21, 22] обусловили иной способ их получения и применения. Оксид алюминия был сформирован анодированием на поверхности литых алюминиевых гранул. Такой процесс известен, технологически несложен и экономически выгоден. Регулирование состава электролита и режимов окисления обеспечило получение прочно сцепленных с основной пленок толщиной 45...55 мкм. Принятая схема [23] позволила при необходимости водить в состав основного оксида дополнительные компоненты.

Сферические гранулы (фактор формы не ниже 90%) были получены диспергированием расплава, а высокая скорость затвердевания обеспечила получение совершенной тонкой структуры [24].

Инфильтрация матрицы проводилась в атмосфере аргона, обогащенного 0,3...0,08% фторида бора (BF_3) и (или) гексафторида серы (SF_6), что способствовало интенсификации смачивания твердой поверхности [25]. Были использованы многократно проверенные режимы инфильтрации для синтеза МКМ [20, 26, 27].

Структура и фазовый состав были изучены методами оптической и электронной микроскопии, спектрального анализа в соответствии с рекомендациями, данными в [28, 29]. Плотность МКМ измерялась гидростатическим методом [28]. Прочностные характеристики были измерены при растяжении и ударном изгибе на установке УМЭТ-10Т и на копре с работой разрушения 300 Дж. Образцы для механических испытаний были изготовлены по рекомендациям, принятым для композитов [13]. Триботехнические свойства были установлены по результатам сухого трения в интервале скоростей 0,3...1,0 м/с на стенде СМТ-2070 [30].

Из данных по анодированию [23, 31] следует, что наиболее прочно сцепленная пленка оксида, которая упрочняет подложку, была получена

из тройного электролита СЦС 100-30-3 (сульфогалициловая, щавелевая, серная кислоты) при толщине слоя ~ 50 мкм. Эта толщина пленки поддерживалась при оксидировании гранул. Объемное содержание оксида в композите регулировалось путем изменения диаметра (следовательно, количества) гранул от 2,0 до 0,4...0,5 мм. Это позволило повысить концентрацию Al_2O_3 до 25% (по объему).

При нанесении покрытия в спокойном электролите были сформированы пленки, в которых барьерный слой колебался от 3 до 5 мкм. Пористый (внешний) слой состоял из грубодисперсных кристаллов, которые были хаотично расположены по отношению к основе (рис. 1, а). Он представлял собой соединение из аморфного оксида и, вероятно, псевдобемита или байерита с различным содержанием воды. Данный вывод был сделан на основании расчета электронограмм и спектральных анализов в сопоставлении с известными данными [23, 30, 32]. Получение таких кристаллов оксида свидетельствовало о неравномерном их росте вследствие неравномерности электрического поля. Для устранения неравномерного роста было применено вращение анода, что привело к измельчению блоков филомен. Но разнонаправленность роста сохранилась, что определялось кривизной поверхности подложки. Введение вращения обеспечило большую структуризацию и уплотнение покрытия (рис. 1, б). Хотя частицы Al_2O_3 остались более грубыми по сравнению с пленками, полученными на плоских образцах [23], микротвердость увеличилась до 5,5 ГПа.

Для удаления остатков воды был проведен отжиг гранул с покрытием при температуре 903 К в течение 3 ч. Одновременно с удалением влаги в пленке произошли структурные изменения. Были зафиксированы четкие рефлексы (балл 83, $D = 2,8$ мм, $d = 13,0$ Å и балл 95, $D = 7,1$ мм, $d = 4,76$ Å), а также более слабые (8...26 баллов), которые соответствовали Al_2O_3 гексагональной структуры (α -фаза) с соотношением $c/a = 2,73...2,74$, что близко к табличному значению 2,72. После отжига элементы структуры еще более огурились, а микротвердость увеличилась до 6,3...6,4 ГПа.

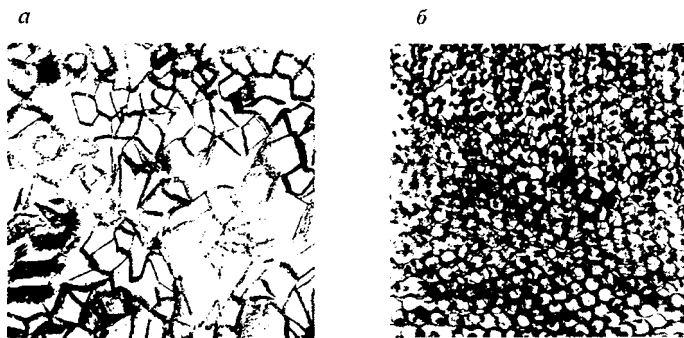


Рис. 1. Структура пленки оксидирования на алюминиевых гранулах. РЭМ (x5575): а – вращения анода; б – с вращением анода

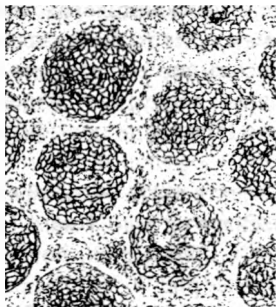


Рис. 2. Структура макрогетерогенного композиционного материала Al 99,98+Mg; Неофот (×20)

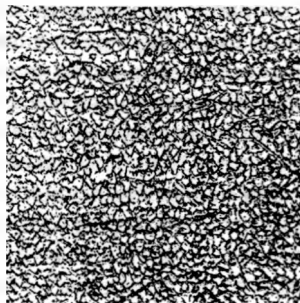


Рис. 3. Структура магниевой матрицы; Неофот (×100)

После инфильтрации расплава магния (Mg 99) в пустотах, образованных анодированными гранулами алюминия (Al 99,98), сформировалась обычная для МКМ структура, в которой гранулы отделены от матрицы прослойкой оксидов или интерметаллидов (рис. 2).

Матрица композита зернистая. Размер зерна 8...9 баллов. Границы зерен тонкие (рис. 3). Границы соединения матрицы и гранул чистые, без видимого химического взаимодействия компонентов материала (рис. 4). Но после удаления (стравливания) матрицы с поверхности гранул магний спектрографически фиксировался в пленке оксида на глубине до 15 мкм. Вероятно, он проник в микропоры пленки или образовал соединение с Al_2O_3 . Однако электронно-графически последнее не установлено.

Плотность композитов удовлетворительно подчинялась правилу аддитивности, чего нельзя отметить в других физико-механических свойствах. Упрочнение исследованных композитов (σ_{02} , σ_b) можно описать уравнением $y = x(a + bx)^{-1}$ в 5%-м пределе ошибки измерения. МКМ сохраняли пластичность (относительное удлинение) во всем исследованном концентрационном интервале.

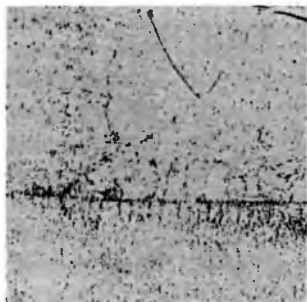


Рис. 4. Структура композита в зоне магния с окисным покрытием; РЭМ (×525)

В области малых деформаций (области упругости) магниевые МКМ продемонстрировали большие модули упругости при большей упругой деформации, что не следовало ни из аддитивного сложения величин, характеризующих исходные компоненты, ни из их поведения в области упругости. Например, при объемном содержании оксидов 4% и скорости деформации $2,5 \cdot 10^{-5}$ м/с максимальная упругая деформация была равна 0,0008 (0,08%), а при объемном содержании оксидов 24% – 0,0014 (0,14%). Для литого магния $\epsilon = 0,0004$ (0,04%), для алюминия $\epsilon = 0,0006$ (0,06%). Но измеренные

импульсным методом модули упругости магниевых МКМ равны соответственно 86,8 и 125 ГПа, а магния и алюминия – 45,0 и 69,65 ГПа.

Вероятно, данные импульсного измерения завышены, но в силу неупругости магния и алюминия можно было бы ожидать их снижения, так как с увеличением скорости деформирования неупругость проявляется во все расширяющейся петле гистерезиса. Значит, нельзя исключить, что на стадии упругого деформирования развивается локальная пластическая деформация МКМ, и это сказывается на всех прочностных показателях. Поэтому данные значения модулей Юнга можно считать ориентировочными. Чем больше различия модулей упругости исходных компонентов, чем больше этих компонентов, больше их анизотропия, тем менее точно модуль Юнга будет характеризовать подобную систему.

Принято полагать, и не без основания, что модуль Юнга характеризует межатомную связь в мономатериале. А между ним и температурой сублимации и плавления существует функциональная связь, которая для температуры плавления имеет вид $E = E_0 \exp(-kT)$ [33] или $E = 92,8T_{пл} \exp(-0,45T/T_{пл})$ МПа при $0 \leq k \leq 0,5$ и $E = 142,2T_{пл} \exp(-1,3T/T_{пл})$ при $0,5 \leq k \leq 1$ [34]. В этой связи возникает вопрос о температуре сублимации или плавления композита. Очевидно, что единой температуры для МКМ нет. Матрица расплавится при своей температуре, а армирующие – при своей, т.е. вряд ли существует $E = f(T_{пл})$.

На границе взаимодействия также происходят процессы, отличные от процессов в мономатериалах [26]. Поэтому измеряемые модули композитов представляются величинами скорее оценочными, чем точно характеризующими прочность межатомной связи хотя бы на границах раздела (тем более, что прямой функциональной связи между адгезией и прочностью до сих пор не установлено).

До достижения напряжений, близких к пределу пропорциональности, при увеличениях до 500 заметных изменений в структуре МКМ не наблюдалось. Изменения при относительно малых увеличениях стали заметны при превышении $\sigma_{пл}$. Они проявлялись в виде точек (пор) и полос, количество которых увеличивалось от оси образца к его периферии. На границах с оксидом полосы останавливались. В интервале напряжений $\sigma_{пл} \dots \sigma_{02}$ поры и полосы появились на поверхности пленки оксида. В теле матрицы и гранул проявился специфический рельеф из деформированных зерен магния и алюминия. При превышении σ_{02} в области более пологого хода кривых растяжения ($\sim 0,8 \dots 1,2\%$) отдельные поры в оксиде сливались в полосы, перпендикулярные к направлению растяжения. Пленка сужалась до 28...32 мкм, а рельеф огрублялся. Дальнейший рост напряжений вызвал углубление рельефа, который захватил пленку, придав ей вид ограниченных кристаллов. Вблизи σ_v эти кристаллы проявляются полностью, а в матрице появляются микротрещины. В точке σ_v разрыв проходил по матрице. Линия (поверхность) разрыва огибала гранулы, которые приобретали овальную форму. Разрушение гранул и пленки оксида обнаружено не было.

При бóльших увеличениях ($\times 2080$) матрица микроскопировалась в двух взаимно перпендикулярных направлениях: параллельно и перпендикулярно к направлению растягивающей силы. Это позволило составить достаточно информативную картину деформации магниевой матрицы в макрогетерогенном композите.

По положению и изменению элементов субструктуры, развитию полос скольжения и перераспределению дефектов структуры можно отметить, что в МКМ происходит затрудненная деформация матрицы по типу объемной. Наличие механического двойникования, полос аккомодации и формирование ячеек указывают на развитие значительных локальных напряжений при сдерживании деформации. Это неоднократно наблюдалось при штамповании магния и его сплавов в байках и штампах с минимальным свободным уширением, а при учете масштабного фактора может быть перенесено на матрицы данных МКМ [35].

Объемные структурные изменения при нагружении макрогетерогенных композитов наблюдались ранее [9, 15 – 18, 26], но магниевые матрицы в МКМ исследованы не были.

Линии и точки в пленке оксидов, наблюдаемые при 525-кратном увеличении, при большем увеличении (рис. 5, а), образованы филоменами, которые, в свою очередь, образовывали фигуры, подобные вытянутым сотам. С увеличением усилия растяжения они приобретали дополнительную огранку более крупных кристаллов (рис. 5, б).

Сложно было сравнивать значения ударной вязкости МКМ с характеристиками исходных компонентов, поскольку ударная вязкость магния из-за малой величины в справочных изданиях не указывается; не установлена также ударная вязкость оксидов алюминия. При измерениях вязкости образцов из литого магния разброс значений КСУ находился в пределах от 3,14 до 11,7 Дж/см². Этот разброс значений может быть вызван упрочнением структуры – деформированием отдельных зерен в ходе изготовления образцов.

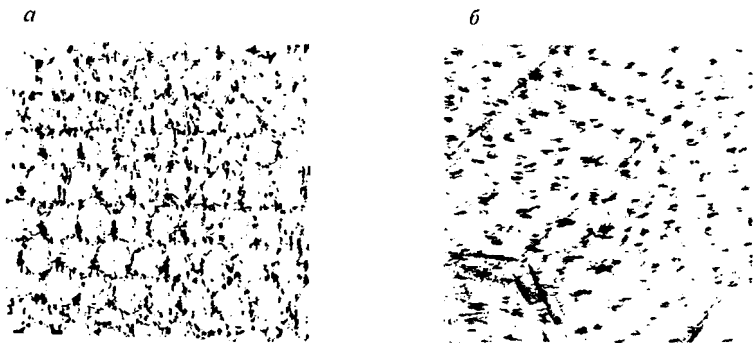


Рис. 5. Пленка оксидов в макрогетерогенном композите после деформации; РЭМ ($\times 5575$)

Для образцов из МКМ после инфильтрации расплава и механической обработки были получены значения ударной вязкости ($\Delta = \pm 5\%$), приведенные в табл. 1.

Таблица 1

Ударная вязкость МКМ с оксидом алюминия

Содержание оксида, % (по объему)	4	8	12	16	20	24
KCU, Дж/см ²	43±Δ	32±Δ	30±Δ	26±Δ	26±Δ	21±Δ

Это показывает, что прирост сопротивления работы разрушения можно отнести на счет вязкости гранул алюминия, что подтверждается также данными фрактографии. Разрушение гранул в материале происходило с характерными микроуглублениями (ямками) на поверхности излома, которые были расположены под углом 60...75° к направлению действия разрушающей силы. Матрица характеризовалась поверхностью квазисколла с образованием выступов (язычков) и ступенек. Оксид разрушался с образованием ручьистого узора. Но для более точного анализа сопротивления макрөгетерогенных данных МКМ ударным нагрузкам необходим строгий учет в распределении компонентов материала в его локальных объемах.

Триботехнические испытания МКМ с магниевой матрицей показали, что механизм их износа подобен механизму износа прочих макрөгетерогенных композитов [36, 37]. Износ происходит с образованием разделительного слоя матрицы на поверхности трения, снижающей коэффициент трения. Продукты износа накапливаются в этой разделительной пленке, восстанавливаются и переходят на поверхности трения, включаясь в состав материала. Для МКМ, содержащих 12 – 24% (по объему) оксидов, было установлено, что при давлениях до 4 МПа износ в паре с незакаленной сталью 45 составил 12...28 мкм/км (10-й класс износостойкости) при коэффициенте трения 0,10...0,21 (для сравнения: баббиты в тех же условиях имели потерю линейных размеров от 118 до 1080 мкм/км при коэффициенте трения более 0,2, а плотность баббитов составляла примерно 11 г/см³ [38]).

В табл. 2 приведены данные, которые показывают, что МКМ по абсолютным и удельным прочностным показателям приближаются или превосходят многие литые легкие сплавы. Запас же ударной вязкости и пластичности МКМ, безусловно, обеспечит их обработку давлением и последующую термическую обработку.

Управлять свойствами данных МКМ можно путем изменения состава алюминиевых гранул или применения вместо магния магниевых сплавов. Но более логичным представляется метод, при котором используются армирующие гранулы и матрицы на основе магния. Правда, реализация таких МКМ связана с рядом трудностей: сложность получения гранул за-

данных размеров и формы диспергированием расплавов; невозможность получения плотных и толстых монооксидных покрытий из водных растворов, что вынуждает проводить не всегда технологически и экономически выгодную и удачную дополнительную обработку; отсутствие гаммы магниевых сплавов с более низкими, чем гранулы, температурами плавления (исключением являются сплавы магний – литий и магний – галлий; применительно к МКМ последние представляют несомненный интерес).

Таблица 2

Механические характеристики литого магния и его сплавов в сравнении с литым алюминием и МКМ

Материал	Свойства						
	ρ , г/см ³	$\sigma_{пц}$, МПа	σ_{02} , МПа	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{уд}$, 10 ⁻³ м ² /с ²		
					пц	02	в
Магний 99,96% [1, 2, 10]	1,74	11,77	20,60	106	6,26	11,84	60,92
Мл6 [1, 2, 10, 35]	1,81	–	108	157	–	59,67	86,74
Мл5 [1, 2, 10, 35]	1,81	–	33,2	157	–	51,49	86,74
Мл11 [1,2,10,35]	1,78	–	98,1	127,5	–	55,11	71,65
Алюминий (данные в литом состоянии не приводятся)	2,71	–	–	–	–	–	–
МКМ 49% Mg – 47% Al – 4Al ₂ O ₃	2,20	62,83	79,3	183	28,56	36,05	83,18
МКМ 49% Mg – 39% Al – 12Al ₂ O ₃	2,30	110	138	238	47,83	60,00	103,49
МКМ 49% Mg – 27% Al – 24Al ₂ O ₃	2,38	161	180	279	67,65	75,63	117,23
Алюминий технический: отожженный	2,71	39,24	49,05	78,48	14,48	16,39	28,96
деформированный	2,71	39,24	78,48	147,15	14,48	28,96	54,30

При легировании галлием уменьшается или полностью устраняется воспламеняемость магния. Получение сплавов не вызывает технологических сложностей. Введение галлия обеспечивает регулирование свойств сплавов в широких пределах, повышая предел текучести, временное сопротивление разрыву, ковкость, пластичность, коррозионную стойкость [39]. Ограничением для применения галлия в сплавах и композитах с магнием может стать его относительно большая плотность ($\rho_{298} = 5,9$ г/см³). Но по сравнению с другими легирующими магниевых сплавов – цирконием ($\rho_{298} = 6,45$ г/см³), цинком ($\rho = 7,31$ г/см³), ниобием ($\rho_{298} = 8,57$ г/см³) – эти ограничения менее строгие, а окончательная плотность материала будет определяться пропорциями компонентов. Поэтому в синтезе макростероженных магниевых композитов (ММ-МКМ) концентрация галлия в матрицах была ограничена 5%. Были использованы не литые, а прессованные из порошка МПФ-4 магниевые гранулы, что привело к захвату мелкодисперсных частиц оксидов. На гранулы наносилось покры-

тие из щелочного комплексного электролита с добавками боратов, т.е. пленки на гранулах содержали магний, хром (III), хром (VI), бор, анионы фтора и фосфаты. Но эти пленки обладали высокой теплостойкостью (до 673 К), а после обработки в HF их теплостойкость повышалась до 973 К. После жидкофазного синтеза плотность ММ-МКМ колебалась в пределах 1,82...2,27 г/см³. Структура материала (рис. 6) представляла собой гранулы с покрытием, распределенные в дендритной матрице. Часть гранул соединилась между собой, что в дальнейшем можно использовать для получения каркасных структур. Покрытие на гранулах структурированное, что видно в оптическом микроскопе, начиная с 250-кратного увеличения. Гранулы в композите имели достаточно грубую структуру. Это может быть следствием их подплавления в процессе синтеза. Но явного выхода через пленку в матрицу металла гранул нет.

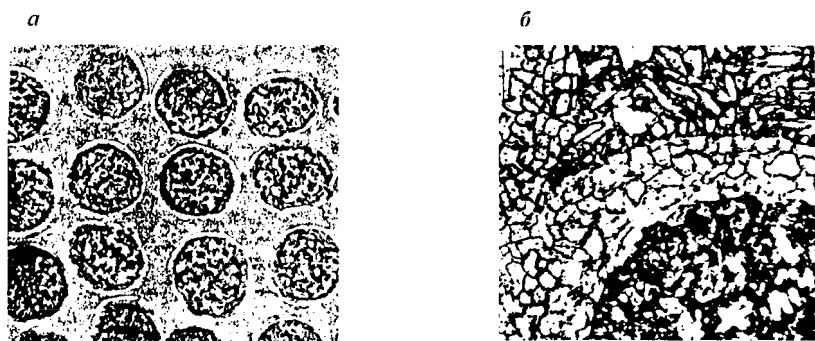


Рис. 6. Микроструктура магний-магниевого макрогетерогенного композита; Неофот ($\times 100$)

Первые результаты механических испытаний показали, что такие ММ-МКМ перспективны (табл. 3). Но в связи с отсутствием, кроме приведенных ранее, сведений по синтезу и свойствам магний-магниевого макрогетерогенного МКМ, предстоит, вероятно, длительный поиск, включающий разработку составов, промышленных технологий синтеза и обработки данных материалов в конечном изделии.

Таблица 3

Механические свойства магний-магниевого макрогетерогенного композита при растяжении со скоростью деформирования $2,5 \cdot 10^{-5}$ м/с

σ_B		σ_B		σ_B	
абсолютная, МПа	относительная, м ² /с ²	абсолютная, МПа	относительная, м ² /с ²	абсолютная, МПа	относительная, м ² /с ²
48...75	25,40...33,04	73...130	38,62...57,97	136...189	75,14...83,26

ЛИТЕРАТУРА

1. Промышленные цветные металлы и сплавы: Справочник / А.П. Смирягин, Н.А. Смирягина, А.В. Белова. М.: Металлургия, 1974. 488 с.
2. *Копачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1982. 480 с.
3. *Захаров А.М.* Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1973. 384 с.
4. Алюминиевые и магниевые сплавы, армированные волокнами / В.С. Иванова, И.М. Копьев, Ф.М. Елкин и др. М.: Наука, 1974. 200 с.
5. *Тучинский Л.И.* Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. М.: Металлургия, 1986. 208 с.
6. *Peters E.J.* Ceramic preforms use in aluminium composites // *Light Metal Age*. 1986. V. 44. P. 5 – 8.
7. *Mikucki B.A., Shook S.O., Mercer W.E.* Magnesium matrix composites at dow: status update // *Die Cast. Eng.* 1986. V. 30. № 5. P. 26 – 36.
8. *Braszczynska K.N.* Contribution of SiC particles to the formation of the structure of Mg–3 wt% RE cast composites // *Z. Metallkunde*. 2002. V. 94. № 2. P. 144 – 148.
9. *Кезик В.Я., Новосадов В.С.* New Materials and Processes in Industry. Moscow, Specmash. 1992. P. 44.
10. Справочник по авиационным материалам / Под ред. А.Г. Туманова: В 2 т. М.: Машиностроение, 1965. Т. 2. 456 с.
11. Композиционные материалы в технике / Под ред. Д.М. Карпиноса. Киев: Техника, 1985. 152 с.
12. Композиционные материалы в машиностроении / Ю.Л. Пилиновский, Т.В. Грудина, А.Б. Сапожников и др. Киев: Техника, 1990. 141 с.
13. Композиционные материалы: Справочник / Под ред. В.В. Васильева, Ю.М. Гарнопольского. М.: Машиностроение, 1990. 512 с.
14. *Заболоцкий А.А.* Итоги науки и техники: Композиционные материалы. М.: ВИНТИ, 1979. 107 с.
15. Износостойкие композиционные материалы для экстремальных условий эксплуатации / А.С. Калиниченко, В.Я. Кезик, К.Э. Барановский, Е.А. Воронин // Новые конкурентоспособные и прогрессивные технологии, машины и механизмы в условиях современного рынка: Мат-лы междунар. научн.-техн. конференции. Могилев, 2000. С. 129.
16. *Кезик В., Новосадов В.* Tribotechnical Metal Matrix Composites, Proc. of the 2nd Int. Japan Int. SAMPE Conference, Chiba, Japan, 1991. P. 281 – 284.
17. Литые композиционные материалы с макрогетерогенной структурой / А.Г. Анисович, К.Э. Барановский, А.С. Калиниченко и др. // Литье и металлургия. 2001. № 2. С. 133 – 139.
18. *Кезик В.Я., Калиниченко А.С.* Некоторые данные о литье композитов с фрагментированием армирующих элементов // Мат-лы, технологии и оборудование для упрочнения и восстановления деталей машин: Сб. науч. тр. Мн., 2003. С. 105 – 108.
19. Применение макрогетерогенных композиционных материалов для повышения износостойкости пар трения / А.С. Калиниченко, В.Я. Кезик, И.И. Крымчанский и др. // Литье и металлургия. 2003. № 1. С. 66 – 68.

20. *Кривошеев Ю.К., Кезик В.Я., Калиниченко А.С.* Математическое моделирование процесса пропитки композиционных материалов // *Литье и металлургия*. 2002. № 1. С. 108 – 112.
21. Суспензионное и композиционное литье / Под ред. С.С. Затуловского. Киев: Ин-т проблем литья АН УССР, 1988. 128 с.
22. *Шнитко В.К., Борисов Г.П., Костин А.И.* Получение композиционных отливок из жидко-твердых сплавов // *Теория и практика процессов получения биметаллических и многослойных отливок*: Сб. науч. тр. ИПЛ АН УССР. Киев, 1987. С. 117 – 120.
23. Анодные окисные покрытия на легких сплавах / Под ред. И.Н. Францевича. Киев: Наук. думка, 1977. 259 с.
24. *Калиниченко А.С., Бергман Г.В.* Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: Теория и практика. Мн.: Технопринт, 2001. 367 с.
25. *Найдич Ю.В.* Контактные явления в металлических расплавах. Киев: Наук. думка, 1972. 196 с.
26. *Затуловский С.С., Кезик В.Я., Иванова Р.К.* Литые композиционные материалы. Киев: Техника, 1990. 240 с.
27. *Kezik V.* Tribocomposites, J.G. Ref. 64028/V21. Pat. Application № 210192/3302 of the RSA, 1992.
28. Справочник по практическому металлосведению / В.Л. Памошенко, Б.Б. Винокур, С.Е. Кондратюк и др. Киев: Техника, 1972. 42 с.
29. *Смитлз К. Дж.* Металлы. М.: Металлургия, 1980. 447 с.
30. *Kezik V. Ya., Kalinichenko A. S., Kalinichenko V. A.* The application of gallium as a liquid metal lubricant // *Zeitschrift für Metallkunde*. 2003. V. 94. № 2. P. 81 – 90.
31. Специальные способы литья: Справочник / Под общ. ред. Е.А. Ефимова. М.: Машиностроение, 1991. 436 с.
32. *Alwit R.S.* The Aluminium Water System // *Oxide and Oxide Films*. J. Diggle and A.K. Vijh ed. 1976. V. 4. P. 168 – 253.
33. *Францевич И.Н., Воронов Ф.Ф., Бакута С.А.* Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Киев: Наук. думка, 1982. 286 с.
34. *Фролов В.П.* Конструкционные материалы, технология изготовления и испытания // *Решетчатые крылья* / Под ред. С.М. Белоцерковского. М.: Машиностроение, 1985. С. 181 – 210.
35. *Портной К.И., Лебедев А.А.* Магниевые сплавы. М.: Металлургиздат, 1952. 280 с.
36. Macroheterogeneous casted composite materials: Structure of surface layers / A.S. Kalinichenko, V. Ya. Kezik // *Advanced Technologies for Material Processing and Repairing of Worn-out Parts* // Proc. of the 1st Belarussian German Sem. Minsk, 1996. P. 128 – 139.
37. *Кезик В.Я., Калиниченко А.С., Иванова Р.К.* Формирование структуры поверхностного объема литых макрогетерогенных композиционных материалов в условиях низкоскоростного трения без смазки // *Литье и металлургия*. № 2. С. 118 – 123.
38. *Шпагин А.И., Желин А.П.* Мышьяковистый баббит, заменяющий баббит Б83 // *Металловедение цветных металлов и сплавов*: Тр. ГИПРОЦМО. М., 1950. С. 121 – 134.
39. *Щека И.А., Чаус И.С., Митарева Т.Т.* Галлий. Киев: ГИТЛ, 1963. 296 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ

Гранулирование – один из наиболее многообразных процессов, широко применяемых в химической, металлургической и других отраслях промышленности. Его проводят с целью улучшения качества как промежуточных, так и готовых продуктов. В общем случае гранулирование позволяет существенно уменьшить склонность продукта к слеживанию, а следовательно, упростить хранение, транспортировку и дозирование. В керамической технологии гранулирование способствует повышению текучести порошков, облегчает условия их формования и тем самым позволяет улучшить условия труда в сферах производства, обращения и использования. Наряду с этим гранулирование открывает возможность гомогенизировать смесь для улучшения физико-химических свойств, увеличить поверхность теплообмена, регулировать структуру гранул и связанные с ней свойства. Все это способствует интенсификации процессов, в которых используются гранулированные продукты, повышению производительности труда и культуры производства [1].

Перед гранулированием в исходный порошок, как правило, вводят соответствующие добавки. Последние обеспечивают необходимую прочность гранул и формованных изделий, выступают в роли смазок; они легко разлагаются при спекании, не загрязняют изделия, не поглощают влагу при длительном хранении и т.д. [2].

В данной работе исследовались свойства гранулированных порошковых смесей, изготовленных по технологическим схемам, представленным на рис. 1 и 2.

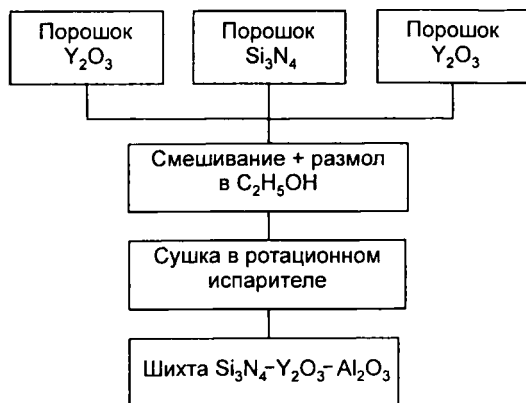


Рис. 1. Технологическая схема получения смеси $\text{Si}_3\text{N}_4 + 5\%$ (по массе) $\text{Y}_2\text{O}_3 + 1,5\%$ (по массе) Al_2O_3

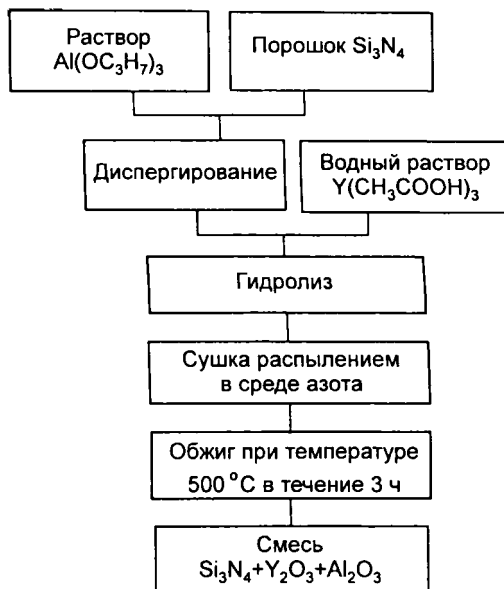


Рис. 2. Технологический вариант получения смеси $\text{Si}_3\text{N}_4 + 5\%$ (по массе) $\text{Y}_2\text{O}_3 + 1,5\%$ (по массе) Al_2O_3 путем сушки распылением с последующим обжигом

Водные суспензии смесей были получены по схемам 1 и 2, приведенным на рис. 1, 2, путем диспергирования различных их количеств с 1,5% (по массе) поливинилового спирта в качестве связки и 0,5% (по массе) полиэтиленгликоля в качестве пластификатора. Полученные суспензии были высушены и агломерированы.

Содержание гранулирующих средств должно быть минимальным, чтобы уменьшить риск возможного образования пор в формирующихся гранулах при последующем спекании, но достаточным, чтобы обеспечить возможность получения гранул [3].

Для проведения опытов по подбору оптимального количества гранулирующих добавок были подготовлены водные суспензии с 20, 40 и 60% (по массе) порошковой смеси, полученной традиционным размолотом и смешиванием компонентов шихты (состав 1) и химическим осаждением спекающих добавок в виде гидроксидов металлов (состав 2).

Для проведения эксперимента был выбран двухфакторный план типа 2×3 , где 2 – два уровня метода получения смеси (гранулирование – размол + смешивание; гранулирование – химическое осаждение гидроксидов металлов на поверхности частиц Si_3N_4), а 3 – три уровня концентрации суспензии (20, 40 и 60% (по массе)).

В качестве параметров оптимизации y_i было выбрано 12 показателей: y_1 – содержание кислорода, % (по массе); y_2 – содержание H_2O при температуре 150 °C, % (по массе); y_3 – текучесть, с/50 г; y_4 – насыпная плот-

ность, г/см³; y_5 – плотность после утряски согласно DIN 53194, г/см³; y_6 – удельная поверхность (ВЕТ), м²/г; y_7 – размер частиц d_{50} , мкм; y_8 – прочность гранул, Н/мм²; y_9 – плотность прессовки после одностороннего одноосного прессования при 850 МПа, г/см³; y_{10} – плотность прессовки после холодного изостатического прессования (ХИП) при 200 МПа, г/см³; y_{11} – прочность на сжатие при одностороннем одноосном прессовании, Н/мм²; y_{12} – прочность при ХИП, Н/мм².

В качестве факторов были выбраны метод получения смеси (кодированное значение первой смеси $x_1 = -1$, а кодированное значение второй смеси $x_1 = +1$) и концентрация суспензий ($x_2 = -1,20\%$, $x_2 = 0,40\%$; $x_2 = +1,60\%$).

Матрица плана 2×3 и результаты опытов приведены в табл. 1. В последнем столбце указаны значения комплексного показателя D .

Ошибки воспроизводимости опытов составили соответственно: $S_1 = 0,19$, $S_2 = 0,01$, $S_3 = 0,96$, $S_4 = 0,03$, $S_5 = 0,06$, $S_6 = 0,63$, $S_7 = 1,96$, $S_8 = 2,54$, $S_9 = 0,102$, $S_{10} = 0,09$, $S_{11} = 2,58$, $S_{12} = 0,58$.

После статистической обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнений получены адекватные модели:

$$y_1 = 3,95 + 0,19x_1 + 0,92x_2; \quad (1)$$

$$y_2 = 0,05 + 0,13x_1 + 0,025x_2 - 0,025x_1x_2 + 0,18x_2^2; \quad (2)$$

$$y_3 = 24,4 + 15,2x_1 - 10,7x_2 - 11,65x_1x_2 - 7,85x_2^2; \quad (3)$$

$$y_4 = 0,57 - 0,11x_1 + 0,04x_1x_2; \quad (4)$$

$$y_5 = 0,67 - 0,1x_1 + 0,17x_2; \quad (5)$$

$$y_6 = 12,25 + 1,77x_1; \quad (6)$$

$$y_7 = 37,5 + 5,83x_1 + 2,5x_2 + 5x_1x_2; \quad (7)$$

$$y_8 = 0,59 - 0,46x_1 + 0,21x_2 - 0,16x_1x_2; \quad (8)$$

$$y_9 = 2,05; \quad (9)$$

$$y_{10} = 1,83; \quad (10)$$

$$y_{11} = 55,75 + 12,95x_1 - 3,4x_1x_2 - 6,25x_2^2; \quad (11)$$

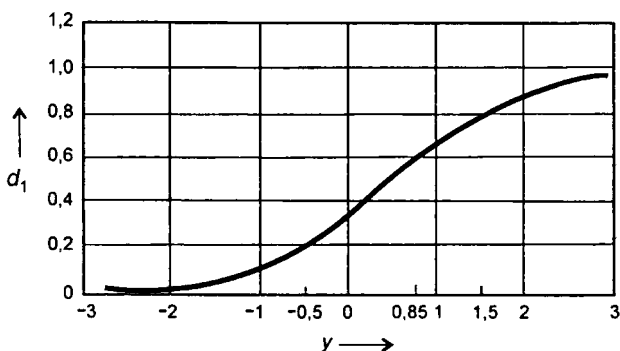
$$y_{12} = 9,8 + 0,93x_1x_2 + 1,18x_2^2. \quad (12)$$

Из уравнений (1) – (12) видно, что на плотность прессовок после одностороннего одноосного прессования и ХИП (y_9 и y_{10} соответственно) ни один из факторов (в выбранных пределах) не оказывает существенного влияния. На размер частиц (y_6) влияет только способ приготовления смеси (x_1), причем для второй смеси ($x_1 = +1$) этот показатель выше.

Ввиду противоречивости влияния факторов на указанные показатели было принято решение использовать обобщенный (комплексный) показатель D . Шкала желательности для показателей представлена в табл. 2.

Шкала функции желательности

d_i	y'_i	y_1	y_2	y_3	y_4	y_5	y_6	y_7	y_8	y_9	y_{10}	y_{11}	y_{12}
1,00...0,80	3,00	2,5	0,0	9,0	0,65	0,99	15	25	0,2	2,0	1,9	55	13
0,80...0,63	1,50	4,0	0,2	7,0	0,58	0,82	12	40	0,5	1,9	1,8	50	12
0,63...0,37	0,85	5,5	0,4	5,0	0,51	0,65	9	55	0,8	1,8	1,7	45	11
0,37...0,20	0,00	7,0	0,6	3,0	0,44	0,48	6	70	1,1	1,7	1,6	40	10
0,20...0,00	0,50	8,5	0,8	1,0	0,37	0,31	3	85	1,4	1,6	1,5	35	9



	8,5	7,0	5,5	4,0	2,5	y_1
	1	0,8	0,8	0,8	0,8	y_2
	0	10	10	10	10	y_3
	0,37	0,37	0,37	0,37	0,37	y_4
	0,31	0,31	0,31	0,31	0,31	y_5
	3	6	9	12	15	y_6
	85	70	55	40	25	y_7
	1,4	1,1	0,8	0,5	0,2	y_8
	1,6	1,7	1,8	1,9	2,0	y_9
	1,5	1,6	1,7	1,8	1,9	y_{10}
	40	45	50	55	60	y_{11}
	9	10	11	12	13	y_{12}

Рис. 3. График функции желательности для показателей свойств гранулированных смесей, полученных по способам 1 (смешивание + размол) и 2 (осаждение гидрооксидов металлов + сушка распылением)

График функции желательности для этих показателей приведен на рис. 3. Пользуясь этим графиком и данными табл. 2, для каждого опыта рассчитали матрицы значения y'_i , d_i и D_u по формулам, приведенным в [4]. Рассчитанные значения частных функций желательности d_i и D_u указаны в табл. 3.

Таблица 3

Значения d_i и D_n для матрицы 2x3

Номер опыта	d_1	d_2	d_3	d_4	d_5	d_6	d_7	d_8	d_9	d_{10}	d_{11}	d_{12}	D_n
1	1,000	1,000	0,07	1,000	0,877	0,734	0,873	0,703	1,000	0,935	0,100	0,628	0,586
2	0,861	1,060	0,20	1,000	0,887	0,780	0,873	0,430	1,000	0,936	0,110	0,776	0,620
3	0,764	0,900	0,09	1,000	0,866	0,744	0,921	0,200	1,000	1,000	0,100	0,370	0,504
4	0,905	0,630	1,00	0,350	0,721	1,000	0,800	1,000	1,000	0,749	0,939	0,380	0,748
5	0,775	0,900	0,80	0,370	0,693	0,873	0,800	1,000	1,000	0,749	1,000	0,200	0,705
6	0,716	0,630	0,18	0,724	0,630	0,944	0,630	1,000	1,000	0,751	0,725	1,000	0,692

Из табл. 3 видно, что состав 2 и в этом случае обеспечивает более высокий комплекс свойств гранулированной смеси, хотя по некоторым показателям (y_2 – содержание H_2O , y_4 – насыпная плотность, y_5 – плотность после утряски, y_7 – размер частиц, y_{10} – плотность после ХИП) уступает смеси 1. Наибольшее значение $D_u = 0,748$ получено для условий опыта № 4, т.е. для смеси 2 ($x_1 = +1$) и концентрации суспензии 20% ($x_2 = -1$). Причем в этом случае все показатели будут на достаточно высоком уровне.

Пользуясь табл. 3, можно получить адекватное уравнение для D_u , которое будет выглядеть так:

$$D_u = y_D = 0,663 + 0,073x_1 - 0,035x_2 .$$

Это уравнение подтверждает предыдущий вывод.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Класен П.В., Гришаев И.В., Шомин И.П.* Гранулирование. М.: Химия, 1991. 240 с.
2. Словарь-справочник по новой керамике / Е.Л. Шведков, И.И. Ковенский, Э.Т. Денисенко, А.В. Зырин. Киев: Наук. думка, 1991. 280 с.
3. Granulation and densification of silicon nitride powder / E. Günther, R. Knitter, U. Maciejewski, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl // Third Euro-Ceramics; edit. by P. Durán and J.F. Fernández. Faenze Editrica libérica S.L. Spain, 1993. V. 1. P. 895 – 900.
4. *Каледин Б.А.* Планирование экспериментов в порошковой металлургии: В 2 ч. Ч. 1. Мн.: БПИ, 1982. 62 с.

УДК 666.3/7

Е.С. ГОЛУБЦОВА, канд. техн. наук,
Б.А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ АБРАЗИВНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ ШЛИФОВАНИЯ НЕЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ

Относительно высокая микротвердость ($3400...3500$ кгс/мм²) нитрида кремния (Si_3N_4), а также высокая твердость материалов на его основе, полученных горячим прессованием ($HV 1630...1600$ кгс/мм²) [1], делает его пригодным для использования в качестве режущего материала в абразивных инструментах. Кроме того, высокая стабильность физических свойств и кристаллической структуры вплоть до температуры 1700 °С позволяет использовать его в экстремальных условиях эксплуатации указанных инструментов.

Абразивный инструмент из нитрида кремния характеризуется простой изготовления, низкой стоимостью исходного продукта, более высоким уровнем прочности по сравнению с другими абразивными материалами (карбидом кремния, электрокорундом и др.), что способствует повышению износостойкости. С целью исследования этих преимуществ абразивного материала из нитрида кремния был проведен ряд опытов с использованием методов математического планирования экспериментов [2]. В качестве критериев качества (параметров оптимизации) абразивного материала была выбрана сжимающая нагрузка (P , кгс), которую выдерживали зерна до разрушения, и износостойкость единичных зерен при микрорезании стали в условиях, имитирующих работу абразивного зерна в шлифовальном круге (в микрометрах), а в качестве факторов x_i – материал абразивного зерна (гексанит А, нитрид кремния, алмаз АСК, кубонит КР, эльбор ПП), величина зерна (в микрометрах) и путь трения (в метрах).

Материал получали горячим прессованием порошка нитрида кремния с добавками оксида магния. Из этого материала были получены шлифпорошки зернистостью от 100/80 до 500/400 мкм. Разрушающую нагрузку (прочность абразивных зерен) измеряли на установке ПА-2м. За критерий прочности для каждой зернистости принято среднее значение разрушающей нагрузки по результатам последовательного разрушения 100 зерен.

В первой серии опытов исследовали зависимость разрушающей нагрузки (y_1) от материала (Si_3N_4 и гексанит) и зернистости порошков (100/80, 300/240, 500/400). Для проведения эксперимента был выбран несимметричный план второго порядка 2×3 , где 2 означает два уровня материала ($x_1 = -1$, Si_3N_4 ; $x_1 = +1$, гексанит), а 3 – три уровня зернистости. В ранее проведенных опытах была определена ошибка воспроизводимости $S_1 = 0,15$ кгс (5% от средней нагрузки). Матрица плана и результаты опытов приведены в табл. 1, где x_1 и x_2 – кодированные уровни факторов, y_3 и y_p – соответственно экспериментальные и расчетные значения разрушающей нагрузки.

Таблица 1

План эксперимента 2×3

Номер опыта	x_1	x_2	$x_1 x_2$	x_2^2	y_3	y_p
1	-	-	+	+	0,6	0,50
2	-	0	0	0	1,4	1,62
3	-	+	-	+	5,0	4,90
4	+	-	-	+	0,8	0,96
5	+	0	0	0	3,0	2,78
6	+	+	+	+	6,7	6,82

После обработки результатов эксперимента по методике, изложенной в работе [2], и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель ($S_{ад}^2 = 0,1568$; $F_p = 7,36 < F_{кр} = 10,92$ при $\alpha = 0,01$, $f_1 = 1$ и $f_2 = 6$) в виде полинома:

$$y_1 = P = 2,2 + 0,58x_1 + 2,58x_2 + 0,38x_1x_2 + 1,08x_2^2. \quad (1)$$

Из этого уравнения видно, что наибольшее влияние на величину разрушающей нагрузки оказывает величина зерна (x_2): чем она больше, тем больше P . Максимальная величина $y_{max} = 6,8$ кгс получена при $x_1 = +1$ (гексанит) и $x_2 = +1$ (величина зерна 500/400 мкм).

Подставив в уравнение (1) кодированные уровни нитрида кремния ($x_1 = -1$), получим для этих материалов зависимость нагрузки от величины зерна:

для Si_3N_4

$$y_1 = 1,62 + 2,2x_2 + 1,08x_2^2; \quad (2)$$

для гексанита

$$y_1 = 2,78 + 2,96x_2 + 1,08x_2^2. \quad (3)$$

Уравнения (2), (3) и данные, приведенные в табл. 1, свидетельствуют о том, что прочность зерен гексанита несколько выше, чем прочность зерен нитрида кремния.

В следующей серии исследовали прочность зерен на сжатие порошков эльбора ($x_1 = -1$), кубонита ($x_1 = 0$) и алмаза АКС ($x_1 = +1$) в зависимости от величины зерна ($x_2 = -1$, 100/80; $x_2 = 0$, 300/240; $x_2 = +1$, 500/400 мкм). Для проведения эксперимента был выбран план 3×3 , где 3 означает соответственно три уровня марки материала и три уровня размера зерен. Матрица плана и результаты опытов приведены в табл. 2.

После статистической обработки результатов эксперимента по методике, изложенной в работе [2], и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель (при ошибке воспроизводимости опытов $S_2 = 0,054$)

$$y_2 = P = 0,79 + 0,62x_1 + 0,52x_2 + 0,28x_1x_2 + 0,42x_1^2. \quad (4)$$

Из уравнения (4) видно, что наибольшее влияние на прочность зерен оказывает материал (x_1). Максимальное значение $y_{2max} = 2,7$ получено, когда оба фактора были на верхнем уровне ($x_1 = +1$, $x_2 = +1$) – алмазный порошок и размер зерна 500/400 мкм.

Матрица плана 3×3

Номер опыта	x_1	x_2	x_1x_2	x_1^2	x_2^2	$y_3 = P$	$y_p = P$
1	-	-	+	+	+	0,3	0,35
2	-	0	0	+	0	0,6	0,59
3	-	+	-	+	+	0,9	0,89
4	0	-	0	0	+	0,4	0,27
5	0	0	0	0	0	0,8	0,79
6	0	+	0	0	+	1,2	1,31
7	+	-	-	+	+	1,0	1,03
8	+	0	0	+	0	1,8	1,83
9	+	+	+	+	+	2,7	2,63

Сравнение значений, приведенных в табл. 1 и 2, показывает, что алмазные порошки, порошки кубонита и эльбора значительно уступают по прочности нитриду кремния и гексаниту ($2,63 < 5,0 < 6,7$). По этому критерию зерна порошка Si_3N_4 уступают лишь зернам порошка гексанита ($5 < 6,7$).

Износостойкость абразивного инструмента исследовали при микрорезании микрорезцами из гексанита, нитрида кремния, эльбора и кубонита. Работу абразивного зерна в шлифовальном круге имитировали на единичных микрорезцах конической формы с углом при вершине 100° и радиусом закругления вершины 20 мкм. Из заготовок диаметром 30 мм и высотой 10 мм вырезали прямоугольные образцы размерами $2 \times 2 \times 10$ мм, которые закрепляли в стальных державках и затачивали на станке алмазными кругами на связке БР. Шероховатость поверхности микрорезцов $R_a = 0,032 \dots 0,016$ мкм, а их форма контролировалась с помощью биологического микроскопа. Микрорезание без охлаждения на воздухе производили на токарном станке. Микрорезец вдавливали в периферию диска с помощью тарированной пружины с силой $P = 0,4$ кгс. Линейная скорость периферии диска составляла 34,5 м/с, осевая подача – 0,07 мм/об. Износ резца оценивали по уменьшению высоты конуса с помощью микроскопа.

Для проведения эксперимента вначале был выбран план 2×3 , где 2 означает два уровня материала (гексанит и Si_3N_4), а 3 – три уровня пути резания (факторы x_1 и x_2).

В качестве параметра оптимизации (y_3) был выбран линейный износ (в микрометрах). Ошибка воспроизводимости опытов составляла 1,21 мкм ($S_3 = 1,21 \approx 2,25\%$ средней величины).

Матрица плана и результаты эксперимента представлены в табл. 3.

После обработки результатов и проверки значимости коэффициентов получена адекватная модель, устанавливающая количественную связь между износом (y_3) и исследуемыми факторами:

$$y_3 = 58,3 + 7,7x_1 + 16,7x_2 - 1,9x_1x_2 - 6,5x_2^2. \quad (5)$$

Матрица плана 2x3

Номер опыта	x_1	x_2	x_1x_2	x_2^2	y_3'	y_p'	y_4'	y_4''
1	-	-	+	+	26,0	27,4	133,2	128,3
2	-	0	0	0	50,0	50,6	170,2	172,7
3	-	+	-	+	63,0	60,8	207,2	217,1
4	+	-	-	+	44,4	42,8	162,8	175,1
5	+	0	0	0	66,6	66,0	222,0	219,5
6	+	+	+	+	74,0	76,2	266,4	263,9

Из уравнения (5) видно что наибольшее влияние оказывает x_2 (путь резания 0). Минимальный износ $y_{\min} = 26$ мкм получен при $x_1 = -1$ и $x_2 = -1$ (гексанит, 150 мкм). Для нитрида кремния $y_{3\min} = 42,8$ мкм, для гексанита (при $x_1 = -1$) $y_3 = 50,6 + 18,6x_2 - 6,5x_2^2$, для Si_3N_4 (при $x_1 = +1$) $y_3 = 66 + 14,8x_2 - 6,5x_2^2$.

Для сравнения по этому же плану эксперимента были испытаны на износостойкость образцы из эльбора и кубонита ($x_1 = -1$ и $x_2 = +1$). Результаты испытаний приведены в табл. 3 (y_4' и y_4'').

После обработки результатов получено адекватное уравнение (при ошибке воспроизводимости $S_4 = 4,5$ мкм)

$$y_4 = 196,1 + 23,4x_1 + 44,4x_2 + 7,4x_1x_2. \quad (8)$$

Здесь путь резания (x_2) также оказывает наибольшее влияние на износ, но последний ($y_{4\min} = 133$ мкм) намного больше минимального износа инструмента из гексанита и нитрида кремния ($y_3 = 43$ мкм).

Таким образом, по износостойкости абразивный инструмент из нитрида кремния уступает только сверхтвердому материалу – гексаниту А.

Из табл. 3 видно, что с увеличением пути резания (x_2) и, следовательно, увеличением площади контакта микрорезца в зоне резания разница в износостойкости гексанита А и исследуемых материалов на основе нитрида кремния уменьшается. Поэтому при больших площадях контакта, т.е. при черновых и обдирочных операциях шлифования, целесообразно применять абразивный материал на основе нитрида кремния. При уменьшении площади контакта (< 50 мкм) износостойкость гексанита выше. Следовательно, для чистового шлифования даже незакаленных сталей следует применять гексанит [3].

Дальнейшее повышение износостойкости материалов на основе нитрида кремния возможно посредством совершенствования технологии его получения (повышение однородности и дисперсности шихты, активация исходного порошка нитрида кремния различными методами, использование активирующих добавок).

ЛИТЕРАТУРА

1. *Иванько А.А.* Твердость: Справочник. Киев: Наук. думка, 1968. 127 с.
2. *Вознесенский В.А.* Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях. М.: Статистика, 1974. 192 с.
3. *Гнесин Г.Г., Осипова И.И.* Износостойкость конструкционных материалов на основе нитрида кремния // Вестник машиностроения. 1974. № 12. С. 32 – 36.

УДК 621.746

О.С. КОМАРОВ, д-р техн. наук, В.Н. ВОЛОСАТИКОВ,
И.Б. ПРОВОРОВА, Д.О. КОМАРОВ (БНТУ)

РЕЦИКЛИНГ ХРОМА ИЗ ХРОМОСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ КОЖЕВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА

В результате производственной деятельности человека на предприятиях образуются те или иные металлосодержащие отходы. Для большинства отходов литейного, химического и машиностроительного производства разработаны и используются различные технологии их переработки [1, 2].

В последнее время активизировалась деятельность по разработке процессов и установок для максимального вовлечения отходов в хозяйственный оборот. Сырье или компонент из отходов в 2 – 3 раза дешевле, чем специально изготавливаемое, в связи с тем, что расход топлива при использовании отдельных видов отходов вместо первичного сырья снижается на 10...40%, а удельные капиталовложения – на 30...50% [3]. В то же время на предприятиях кожевенной промышленности образуется широкая номенклатура отходов. Наиболее экологоопасными из них являются хромосодержащие твердые и шламообразные (кек, ил). Если твердые отходы частично используются, то шламообразные полностью направляются в накопители или на захоронение. Проблема переработки отходов кожевенного производства актуальна для многих стран. В Германии разработана технология производства кожевенного волокнистого материала с использованием твердых отходов кож [4]. В США действует ряд технологий утилизации многообразных отходов с помощью расплава чугуна [5, 6]. В Беларуси основное количество хромосодержащих отходов кожевенного производства образуется на ОАО «Минское производственное кожевенное объединение» (МПКО), ОАО «Бобруйский кожевенный комбинат» (БКК) и ОАО «Кожевенник» (г. Могилев). Характеристика данных отходов приведена в табл. 1.

Более 70% хромосодержащих отходов приходится на ил, кек, осадки, т.е. отходы от очистки сточных вод кожевенного производства. В отличие от стружки и обрезки для данных отходов не существует технологии утилизации.

**Физико-химические характеристики хромосодержащих отходов
кожевенного производства по состоянию на 1999 г.**

Предприятие	Наименование отхода	Класс опасности	Физико-химическая характеристика	Количество, т/год	Место удаления
МПКО	Стружка кожевенная хромовая	4	Влажность 45% Содержание: Cr_2O_3 – 3,5%, органика – 25%, жир – 3...15%	450	Полигон ТБО
	Обрезь спилковая хромовая	4	Влажность 45% Содержание: Cr_2O_3 – 3,5%, органика – 25%, жир – 3...15%	100	То же
	Обрезь готовых кож	4	Влажность 16% Содержание: Cr_2O_3 – 4%, органика – 55...60%	20	»
	Ил очистных сооружений	4	Влажность 75% Содержание: Cr_2O_3 – 1%, $\text{Mg}(\text{OH})_2$ – 2%, CaO – 3%, органика – 55...60%	622	Полигон ОАО «МПКО»
БКК	Стружка кожевенная хромовая	4	Влажность 61% Содержание: Cr_2O_3 – 4,5...5,5%, органика – 25%, жир – 1%	2012	Полигон ОАО «БКК»
	Обрезь готовых кож	4	Влажность 15% Содержание: Cr_2O_3 – 6,3...6,5%, органика – 50%, жир – 1...9%	24	То же
	Ил, кек очистных сооружений	4	Влажность 75% Содержание: Cr_2O_3 – 0,1...10%, $\text{Mg}(\text{OH})_2$ – 1,5%, CaO – 1,5%, органика – 10%	3471	»
«Кожевник»	Шлам очистных сооружений	4	Влажность 70 – 75% Содержание: Cr_2O_3 – 0,2%, CaO – 2%, Fe – 0,2%, белок – 6%, шерсть – до 12%	28	Отстойник предприятия

Таким образом, задачей проводимых исследований является разработка способа утилизации хромосодержащих отходов кожевенного производства на основе осадков сточных вод (кек хромовый). Одновременно решаются две проблемы: извлечение хрома с получением импортозамещающего железохромистого сплава и сокращение накопления в отвалах токсичных отходов.

Основным препятствием для переработки отходов кожевенного производства является органическая часть, состоящая из сложного сочетания растворенных остатков шерсти, подкожных жиров, частичек кожи и т.д. Эти органические соединения в совокупности с оксидами хрома пред-

ставляют серьезную экологическую опасность при реализации любых методов утилизации. Для решения этой проблемы необходимо провести предварительную подготовку отходов путем сушки и пиролиза [7].

Запатентованная специально сконструированная установка для подготовки отходов представлена на рис. 1. Она представляет собой совокупность сушилки и пиролизной камеры. В печь пиролиза 3 устанавливается капсула 1 с предварительно высушенными отходами. Капсула герметизируется крышкой 2. Нагрев осуществляется газовой горелкой 5. Выделяющийся при пиролизе газ по трубопроводу 4 поступает в зону горения для дожигания. Необходимый для горения биогаза кислород подается из атмосферы по трубе 6. Отходящие дымовые газы проходят через сушилку 9, нагревая противни 8, установленные на этажерки 10. Система шиберов позволяет выгружать и загружать сушилку через дверь 7 без отключения горелки. Таким образом, не совпадающие во времени процессы сушки и пиролиза могут осуществляться независимо друг от друга, обеспечивая непрерывность работы установки.

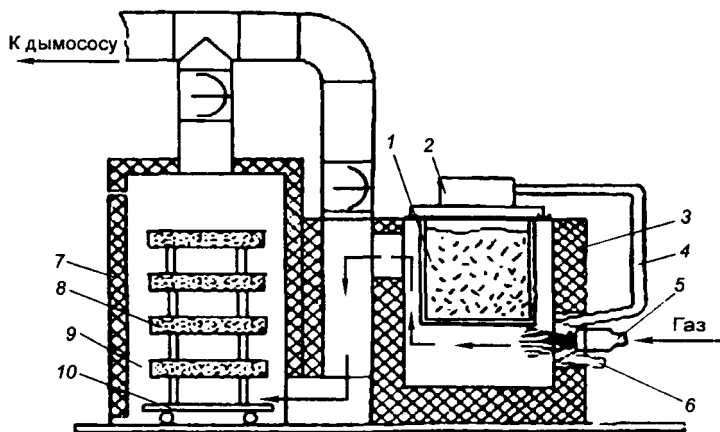


Рис. 1. Установка для подготовки хромосодержащих отходов кожевенного производства

В результате предварительной подготовки отходов получают порошкообразный полупродукт, содержащий Cr_2O_3 и сажистый углерод, решая главную задачу – перевод органики в безопасную форму. Далее полученный полупродукт перерабатывается с целью извлечения хрома и получения железохромистого сплава.

Восстановление хрома можно вести различными методами, но приемлемым для условий Беларуси следует признать алюминотермический метод.

Основными преимуществами внепечной алюминотермии как одной из разновидностей металлотермического процесса являются:

1) возможность получения высоких температур в зоне восстановления (до 2300...2800 К без подвода теплоты извне);

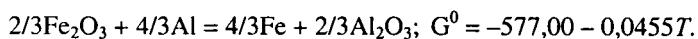
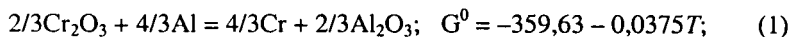
2) возможность получения более низкого содержания углерода в ферросплавах по сравнению с углеродом в электродуговых печах;

3) относительно невысокие затраты, необходимые для аппаратурного оформления промышленного производства;

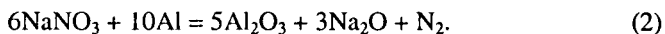
4) возможность моделирования промышленной технологии путем проведения лабораторных плавов;

5) отсутствие потерь восстановителя на испарение в связи с высокой температурой кипения алюминия (2773 К) [8].

Для получения феррохрома алюминотермическим способом в состав шихты вводят предварительно подготовленный кек, оксид железа (III) и алюминиевый порошок. Оксиды железа восстанавливаются значительно легче, чем Cr_2O_3 , вследствие чего создаются более благоприятные энергетические условия, так как уменьшается изобарно-изотермический потенциал:



Растворяя восстановленный хром, железо понижает его активность, что в соответствии с константой равновесия реакции приводит к смещению равновесия в сторону восстановления. Железо понижает температуру плавления образующегося сплава и позволяет вести плавку при более низкой температуре. В соответствии с реакцией (1) при восстановлении 1 кг Cr_2O_3 выделяется 3584 кДж теплоты. Такого количества теплоты недостаточно для обеспечения непрерывности процесса, поэтому применяют термитные добавки, при взаимодействии которых с алюминием выделяется значительно большее количество удельной теплоты. В качестве такой термитной добавки использовалась натриевая селитра:



В результате реакции (2) выделяется количество удельной теплоты, равное 13380 кДж/кг [9].

Выход металла при выплавке феррохрома существенно зависит от содержания алюминия в шихте. По мере увеличения содержания алюминия рост извлечения хрома из оксида хрома (III) уменьшается и резко возрастает содержание алюминия в металле. Поэтому обычно в шихту задают алюминия 96% от теоретически необходимого [8]. Кроме того, в шихту добавляют негашеную известь и плавиковый шпат с целью образования шлака и связывания Al_2O_3 .

Наилучшие технико-экономические показатели получены в случае добавления в шихту до 10% негашеной извести (от массы оксида хрома), идущей на плавку. Дальнейшее повышение содержания оксида кальция в шлаке снижает как количество извлекаемого ведущего эле-

мента, так и содержание хрома в сплаве, что при неизменных тепловых условиях плавки можно объяснить образованием хроматов кальция и понижением активности Cr_2O_3 [8]. Кроме того, установлено, что добавки плавикового шпата существенно снижают количество соединений шестивалентного хрома в отходящих газах в процессе восстановления хрома [9].

По результатам проведенной серии экспериментов и химического анализа слитков установлено, что оптимальное соотношение компонентов и температуры предварительного подогрева шихты ($\text{Al} - 22,6\%$, $\text{NaNO}_3 - 4,0$, $\text{Fe}_2\text{O}_3 - 21,6$, $\text{Cr}_2\text{O}_3 - 47,5$, $\text{CaF}_2 - 1,65$, $\text{CaO} - 5,5\%$; $T - 350^\circ\text{C}$) позволяют получить слиток со следующим содержанием основных элементов: $\text{Cr} - 34,2\%$, $\text{Al} - 2,3$; $\text{C} - 0,6\%$.

Лабораторные исследования позволили определить технологические параметры получения феррохрома из отходов кожевенного производства.

Таким образом, одновременно решается проблема утилизации экологически опасных отходов кожевенного производства и получения импортозамещающего железохромистого сплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. Монтел И. Твердые отходы. М.: Стройиздат, 1979. 264 с.
2. Токудзи М. Технология утилизации шламов, содержащих металлы, и перспективные задачи // Когай по тайсаку. 1977. Т. 13. № 8. 136 с.
3. Алехин Ю.А., Люсов А.Н. Экономическая эффективность использования вторичных ресурсов в производстве строительных материалов. М.: Стройиздат, 1988. 194 с.
4. Дубиновский М.З., Чистякова Н.В. Технология кож. М.: Легпромбытиздат, 1991. 86 с.
5. Пат. 5322547 США, МКИ F 23 G 5/00. Method for indirect chemical reduction of metals in waste / Christopher J. Nagel (США), Wayland, Mass., and Robert D. Bach (США), Gross Pointe, Mich., assignors to Molten Metal Technology, Inc., Waltham, Mass. № 879978. Заявл. 05.05.1992. Оpubл. 19.03.1993. НКИ 75/414. 11 р.
6. Пат. 5301620 США, МКИ F 23 G 5/00. Reactor and method for disassociating waste / Christopher J. Nagel (США), Wayland, Mark A. Wilkinson, Lexington, and James E. Johnston (США), Waltham, all of Mass., assignors to Molten Metal Technology, Inc., Waltham, Mass. № 41490. Заявл. 01.04.1993. НКИ 110/346. 7 р.
7. Бернадинер М.Н., Шурыгин А.П. Огневая переработка и обезвреживание промышленных отходов. М.: Химия, 1990. 304 с.
8. Плинер Ю.Л., Сучильников С.И., Рубинштейн Е.А. Алюминотермическое производство ферросплавов и лигатур. М.: Metallurgizdat, 1963. 174 с.
9. Алюминотермия / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, Г.Ф. Игнатенко, С.И. Лаппо. М.: Metallurgiya, 1978. 424 с.

А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, Б.А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук,
В.А. СМЕТКИН, канд. пед. наук (БНТУ),
Г.В. ПАВЛОВИЧ (УПП «Универсал-Лит»)

КОМПЛЕКСНЫЙ МОДИФИКАТОР ДЛЯ ВЫСОКОМАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ 110Г13Л

В настоящее время в Беларуси возрастает спрос на отливки и детали из износостойких сталей, самой распространенной из которых является высокомарганцовистая сталь 110Г13Л. Однако многолетний опыт производства таких отливок, в частности на УПП «Универсал-Лит», выявил ряд недостатков этого материала: невысокая износостойкость литых деталей, значительный литейный брак по трещинам, высокая себестоимость литья из-за использования дорогостоящего и дефицитного ферромарганца и слишком продолжительной термической обработки.

Один из перспективных путей повышения качества литья высокомарганцовистой стали – разработка эффективной технологии раскисления и модифицирования жидкого металла. Для этого представляется целесообразным применять комплексные лигатуры и технологии эффективного модифицирования, используя в качестве основных легирующих и модифицирующих компонентов вторичные ресурсы и отходы производства.

Использование в составе модификатора алюминия, РЗМ, магния, титана и других элементов позволит не только эффективно раскислять и модифицировать сталь, обеспечивая при этом требуемый уровень механических и эксплуатационных характеристик, но и снижать себестоимость отливок. Выбор вышеназванных элементов объясняется тем, что в составе известных отечественных и зарубежных модификаторов содержится много кремния и мало РЗМ, алюминия, титана и других компонентов. Но каков должен быть оптимальный состав комплексного модификатора при выплавке стали 110Г13Л? Ответа на этот вопрос пока нет, так как одни исследователи [1] рекомендуют вводить не менее 10% Са, другие [2] – 6% Fe, третьи [3] – 10% Mg. В связи с этим был проведен многофакторный эксперимент типа $N = 2^{5-2}$ (дробный факторный эксперимент), в ходе которого было изучено влияние пяти факторов (Mg, РЗМ, Al, Ti, Fe, остальное – Ni) на пять показателей механических свойств литой стали по Г13Л (предел прочности σ_b , кг/мм²; предел текучести σ_t , кг/мм²; относительное удлинение δ , %; относительное сужение ψ , %; ударная вязкость KCU, Дж/см²). Уровни факторов приведены в табл. 1.

Уровни факторов комплексного модификатора

Уровни факторов	Факторы					Примечание
	Mg (X_1)	PЗМ (X_2)	Al (X_3)	Ti (X_4)	Fe (X_5)	
Нижний ($X_i = -1$)	8	23	14	6	5	Остальное – Ni, % То же
Верхний ($X_i = +1$)	10	25	16	8	6	

Матрица дробного факторного эксперимента $N = 2^{5-2}$ и результаты испытаний $Y_1 = \sigma_b$, $Y_2 = \sigma_T$, $Y_3 = \delta$, $Y_4 = \psi$ и $Y_5 = \text{КСУ}$ приведены в табл. 2, где X_1, X_2, X_3, X_4 и X_5 – кодированные уровни элементов модификатора. Для определения дисперсии параметров оптимизации в каждой строке матрицы проводили два параллельных опыта. В матрице указаны средние значения характеристик свойств в строке.

Таблица 2

Матрица ДФЭ $N = 2^{5-2}$

Но- мер опыта	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	$Y_1 = \sigma_b$	$Y_2 = \sigma_T$	$Y_3 = \delta$	$Y_4 = \psi$	$Y_5 = \text{КСУ}$	D
1	-	-	-	-	+	72	40	30	51	324	0,300
2	+	-	-	+	-	74	42	32	52	330	0,417
3	-	+	-	+	+	76	44	34	54	340	0,662
4	+	+	-	-	-	73	41	31	51	328	0,340
5	-	-	+	+	-	75	45	35	55	350	0,783
6	+	-	+	-	+	74	42	33	58	345	0,702
7	-	+	+	-	-	78	42	31	51	355	0,466
8	+	+	+	+	+	80	44	33	53	360	0,695

Предполагалось, что взаимодействия $X_1X_2X_3$ и X_1X_2 незначимы, поэтому вместо них были введены факторы X_4 и X_5 , т.е. $X_4 = X_1X_2X_3$ и $X_5 = X_1X_2$. Опыты проводились в случайном порядке.

Обработку результатов проводили по методике, изложенной в работе [3]. После обработки и проверки значимости коэффициентов уравнений были получены следующие уравнения в виде полиномов первого порядка:

$$Y_1 = \sigma_b, \text{ МПа} = 75,3 + 1,5X_2 + 1,5X_3 + X_4; \quad (1)$$

$$Y_2 = \sigma_T, \text{ МПа} = 42,5 - 0,25X_1 + 0,25X_2 + 0,75X_3 + 1,25X_4; \quad (2)$$

$$Y_3 = \delta, \% = 32,4 + 0,63X_3 + 1,13X_4; \quad (3)$$

$$Y_4 = \psi, \% = 53,1 - 0,88X_2 + 1,13X_3 + 0,88X_5; \quad (4)$$

$$Y_5 = \text{КСУ}, \text{ Дж/см}^2 = 341,5 + 4,3X_2 + 11X_3 + 3,5X_4. \quad (5)$$

Уравнения (1) – (5) оказались адекватными (при $\alpha = 0,01$ и дисперсиях параметров оптимизации $S_1^2 = 0,72$, $S_2^2 = 0,44$, $S_3^2 = 0,37$, $S_4^2 = 1,503$ и

$S_5^2 = 5,6$). Из этих уравнений видно, что в выбранных интервалах варьирования магний (X_1) практически не влияет на все параметры оптимизации. На предел прочности наибольшее влияние оказывает содержание РМЗ (X_2) и алюминия (X_3); влияние титана (X_4) меньше, железо (X_5) также не оказывает в этих пределах влияния на σ_b . На предел текучести σ_T (Y_2) наибольшее влияние оказывает содержание титана (X_4) и алюминия (X_3) (с их ростом предел текучести увеличивается). На относительное удлинение $Y_3 = \delta$, %, как видно из уравнения (3), наибольшее влияние оказывает титан (X_4); влияние алюминия (X_3) меньше. С увеличением их содержания δ также растет. На относительное сужение $Y_4 = \psi$, % наибольшее влияние оказывает алюминий (X_3), наименьшее – РЗМ (X_2) и железо (X_5). С ростом содержания РЗМ (X_2) ψ уменьшается, а с ростом содержания алюминия (X_3) и железа (X_5) – увеличивается. На ударную вязкость КСУ (Y_5) наибольшее влияние оказывает содержание алюминия (X_3), влияние РЗМ (X_2) и титана (X_4) существенно меньше. С ростом содержания алюминия, РЗМ и титана ударная вязкость увеличивается.

Положительное влияние алюминия (X_3) на все параметры оптимизации объясняется его раскисляющим воздействием на обрабатываемый сплав, снижением температуры плавления лигатуры, что и приводит к улучшению механических свойств стали. Кроме того, благоприятное влияние алюминия проявляется в глобулизации неметаллических включений и измельчении аустенитной структуры.

РЗМ (X_2) обуславливают модифицирующий эффект на макро- и микроструктуру отливок, повышают их трещиноустойчивость, усиливают влияние алюминия на повышение физико-механических свойств модифицирующих сталей.

Титан (X_4) измельчает структуру сталей, повышает их длительную прочность, ударную вязкость, износостойкость и коррозионную стойкость, преимущественно за счет образования карбидов, нитридов и карбонитридов.

В связи с тем что указанные в табл. 1 элементы по-разному влияют на исследуемые параметры оптимизации, была предпринята попытка оптимизировать состав безкремниевой лигатуры с помощью обобщенного (комплексного) показателя D , определяемого по формуле [3]

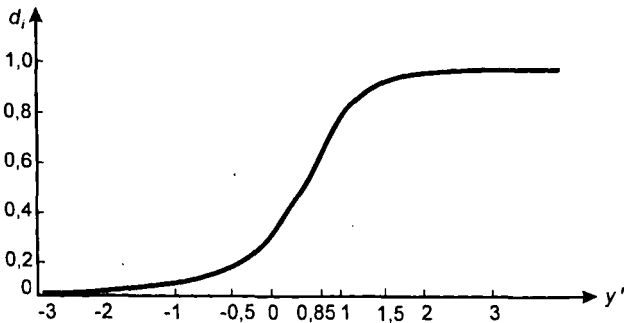
$$D = \sqrt[n]{d_1 d_2 \dots d_n}, \quad (6)$$

где d_i – частные функции желательности: $d_i = \exp[-\exp(-y'_i)]$; y'_i – кодированный уровень i -го натурального показателя (параметра оптимизации).

Сначала строим табл. 3 частных функций желательности для исследуемых параметров. Затем, пользуясь данными табл. 3, строим график функции желательности (рис. 1).

Шкала желательности

d_i	y'	y_1	y_2	y_3	y_4	y_5
1,0...0,80	3,00	80	45	35	60	360
0,80...0,63	1,500	72	43	34	58	350
0,63...0,37	0,85	74	41	33	56	340
0,37...0,20	0,00	71	39	32	54	330
0,20...0,00	-0,50	68	37	31	52	320



65	68	71	74	77	80	$y_1 = \sigma_a$
	37	39	41	43	45	$y_2 = \sigma_w$
	31	32	33	34	35	$y_3 = \delta$
	52	54	56	58	60	$y_4 = \psi$
	320	380	340	350	360	$y_5 = KCU$

Рис. 1. График функции желательности

С помощью рис. 1 находим кодированные значения y'_i , d_i и D для каждого параметра оптимизации. Результаты этих расчетов вносим в табл. 4.

Таблица 4

Значения y'_i , d_i и D

Номер опыта	y'_1	d_1	y'_2	d_2	y'_3	d_3	y'_4	d_4	y'_5	d_5	D
1	0,28	0,470	0,425	0,520	-0,50	0,200	-0,60	0,190	-0,30	0,259	0,300
2	0,85	0,630	0,175	0,734	0,00	0,370	-0,50	0,200	0,000	0,370	0,417
3	1,28	0,758	2,250	0,900	1,50	0,800	0,00	0,370	0,850	0,630	0,662
4	0,57	0,570	0,850	0,630	-0,50	0,200	-0,60	0,190	-0,10	0,331	0,340
5	1,07	0,709	3,000	1,000	3,00	1,000	0,425	0,520	1,500	0,800	0,783
6	0,85	0,630	1,175	0,734	0,85	0,630	1,500	0,800	1,175	0,734	0,702
7	2,00	0,873	1,175	0,734	-0,50	0,200	-0,60	0,190	2,250	0,900	0,466
8	3,00	1,000	2,250	0,900	0,85	0,630	0,225	0,286	3,000	1,000	0,695

Как видно из табл. 4, наибольшее значение D , равное 0,783 (хороший результат, так как $0,80 > 0,783 > 0,63$), соответствует условиям опыта № 5 ($X_1 = -1$, $Mg = 8\%$; $X_2 = -1$, $PЗМ = 23\%$; $X_3 = +1$, $Al = 16\%$; $X_4 = +1$, $Ti = 8\%$; $X_5 = -1$, $Fe = 5\%$), где $\sigma_b = 75$ МПа, $\sigma_T = 45$ МПа, $\delta = 35\%$, $\psi = 55\%$, $KCU = 350$ Дж/см².

Таким образом, этот состав комплексного модификатора может быть рекомендован в качестве оптимального, так как он обеспечивает достаточно высокие прочностные и пластические свойства стали 110Г13Л.

В лабораторных условиях была изготовлена опытная партия комплексного модификатора и проведены предварительные исследования его эффективности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Давыдов Н.Г. Высокомарганцовистая сталь. М.: Металлургия. 1979. 232 с.
2. Тунков В.П. Производство фасонного литья из износостойкой высокомарганцевой стали. М.: Металлургиздат, 1962. 32 с.
3. Повышение качества отливок из стали Г13Л (ЦНИИТмаш). М.: Машгиз, 1963. 204 с.

УДК 621.74:669.13-27

Е.И. МАРУКОВИЧ, д-р техн. наук (ИТМ НАН Беларуси),
М.И. КАРПЕНКО, канд. техн. наук,
В.М. КАРПЕНКО, канд. техн. наук (ГГТУ им. Сухого)

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ДЕТАЛЕЙ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ ОСНАСТКИ

Решение проблемы повышения надежности и долговечности литых деталей машин и механизмов, инструментальной и технологической оснастки, работающих в условиях интенсивного износа, в большинстве случаев связано с созданием и использованием сложно- или высоколегированных сталей и Fe – С-сплавов, введением большого количества дорогостоящих лигатур и ферросплавов и необходимостью термической обработки. Служебные свойства этих сплавов формируются в зависимости от химического состава, металлургических и технологических приемов воздействия на расплавы в процессе первичной и вторичной кристаллизации и в конечном итоге определяются свойствами основных структурных составляющих.

В настоящее время разработаны и применяются многие способы упрочнения, легирования и модифицирования износостойких сплавов, легирующие и модифицирующие добавки, методы комплексного легирования [1, 2], другие технологические и металлургические приемы повышения эксплуатационных свойств износостойких отливок. Несмотря на высокую стоимость и дефицитность легирующих добавок, их использование постоянно расширяется, особенно при производстве быстроизнашивающихся литых деталей (табл. 1).

Во фрикционных чугунах эффективными легирующими добавками являются фосфор (до 2%), бор (до 0,02%), бориды ряда тугоплавких металлов и нитриды бора. В антифрикционных чугунах содержание фосфора не превышает 0,04...0,08%, а повышается содержание таких легирующих компонентов, как медь, титан, никель, снижающих коэффициент трения и измельчающих структуру чугуна в отливках. В антифрикционные чугуны вводят также различные графитизирующие добавки, редкоземельные металлы и комплексные модификаторы.

Основа повышения эксплуатационных свойств низколегированных и модифицированных фрикционных и других серых износостойких чугунов – увеличение количества первичного аустенита в виде мелких и сильно разветвленных дендритов, повышение дисперсности микроструктуры (эвтектических зерен, графитовых и неметаллических включений), сфероидизация перлита и графита, увеличение количества равномерно распределенных промежуточных фаз, таких как нитриды, сложные карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и неметаллические включения. Содержание в антифрикционных сплавах основных и легирующих компонентов регламентировано в различных ГОСТах и технических условиях. Это перлитные чугуны АЧС-1, АЧС-2 и АЧВ-1 и перлитно-ферритные чугуны АЧВ-2, АЧК-2 и АЧС-3 (по ГОСТ 1585 – 89), а также низколегированные стали для отливок типа 30ГСЛ, 35ГЛ, 20ФЛ, 35ХГСЛ, 35ХНЛ и др. (по ГОСТ 977 – 88).

В условиях сухого трения более высокой износостойкостью обладают стали типа 20ХМЛ и 80ГСЛ (ТУ 24-1-12-182 – 75), 15ГНЛ и 20ГНМФЛ (ТУ 24-11.01.092 – 84), А40ХФЦЛ и А45ХГЦЛ [1], перлитные и сорбитные графитизированные стали и стали с карбонитридным упрочнением, но они еще недостаточно широко используются на машиностроительных предприятиях республики.

Перлитные графитизированные стали, характеризующиеся хорошим сочетанием износостойкости, пластичности и прочности, используются для изготовления тормозных барабанов, ободов, корпусов электродвигателей, челноков ткацких станков, шестерен и других деталей механизмов передач. Исследования показали, что при получении в отливках шаровидных и компактных графитных и других неметаллических и интерметаллидных включений, зернистого перлита или сорбита их механические и фрикционные свойства улучшаются (табл. 2). В условиях динамических

Таблица 1

Содержание легирующих компонентов в износостойких отливках

Сплавы для износостойких отливок	Максимальное содержание компонентов, % (по массе)												
	Cr	Mn	Si	Mo	Ni	Ti	Cu	V	Al	W	Co	Nb	B
Фрикционные чугуны	1,50	1,3	3	0,3	0,7	0,03	0,3	–	0,03	–	–	–	0,02
Графитизированные фрикционные стали	0,35	2	2,5	0,7	0,5	0,10	0,7	1	0,05	–	0,3	–	0,03
Антифрикционные Fe – C-сплавы	1,10	1,0	3,6	2	1,5	0,50	2,0	1	0,20	–	0,1	0,5	0,01
Инструментальные Fe – C-сплавы	9	1,5	3	2,5	3	1	0,3	6	0,50	8	5	1	–
Конструкционные литейные сплавы	3	2	3	1	12	1	2,5	1	5	1	1,5	1	0,01
Специальные Fe – C-сплавы	30	16	12	2	20	3	5,0	3	30	1	1	3	6

нагрузок и интенсивного трения с повышенными нагрузками они характеризуются более высокой эксплуатационной стойкостью, чем многие стали с пластинчатыми структурами. При повышении температуры контактирующих поверхностей пластинчатые структуры растрескиваются быстрее, чем сфероидизированные.

Таблица 2

Влияние металлической основы на механические свойства и термостойкость графитизированных сталей

Металлическая основа графитизированной стали	Механические свойства				Износ при сухом трении, мг		Термическая стойкость, циклов
	Временное сопротивление, МПа	Твердость, НВ	Относительное удлинение, %	Ударная вязкость, МДж/м ²	Торцовое трение	Трение качения со скольжением	
Феррит	420...560	130...150	10...17	0,3...0,7	750...900	3400...5200	260
Пластинчатый перлит	720...900	221...241	1,0...5,5	0,03...0,06	470...600	1320...2400	210
Зернистый перлит	560...700	214...230	3,0...6,5	0,1...0,2	230...500	820...1300	320
Сорбит	900...1200	280...450	2,0...6,0	0,02...0,05	140...280	480...750	380

Для изготовления тяжело нагруженных зубчатых колес и коленчатых валов с цементируемыми шейками разработана [3] конструкционная сталь, дополнительно содержащая в качестве легирующих добавок, % (по массе): ванадия 0,42...0,88, хрома 0,26...0,93, тантала 0,36...2,3, карбонитридов циркония 0,18...0,37. Испытания в производственных условиях показали, что эксплуатационная стойкость шестерен из этой стали повышается на 26...42%. Усталостная прочность стали при испытании на машине ВМП-10000 при чистом изгибе вращением с частотой 83 об/мин на базе $5 \cdot 10^6$ циклов повысилась с 360...470 до 526...608 МПа за счет дополнительного легирования и карбонитридного упрочнения. Испытания при сухом трении цилиндрических образцов диаметром 40 мм с использованием машины МИ-1М ($1,5 \cdot 10^4$ об/мин с удельным давлением в месте контакта испытываемой пары 400 МПа и скорости вращения 400 об/мин, что соответствует рабочим нагрузкам при работе тяжело нагруженных шестерен) показали повышение износостойкости и ее стабильности в среднем на 21...28%. Структура деталей состоит из высокоуглеродистого мелкодисперсного мартенсита и небольшого количества глобулярных карбидов и карбонитридов. Твердость стали 526...540 НВ₁₀, прокаливаемость 61...80 мм.

В условиях сухого трения с повышенными температурами удовлетворительно работают перлитные высокопрочные чугуны ВЧ70 и ВЧ80 (ГОСТ 7293 – 85), но в условиях интенсивного износа при фреттинг-коррозии их стойкость недостаточна. В этом случае используются белые износостойкие чугуны с низким углеродным эквивалентом, повышенным содержанием марганца (до 1...3%), кремния (до 1,5...2%) и фосфора (до 0,15...0,2%), легирующими и модифицирующими компонентами, обеспечивающими получение в отливках мелкодисперсной перлитоцементитной структуры. Разработан и апробирован в производственных условиях износостойкий чугун дозвтектического состава [4], в котором в качестве микролегирующих добавок дополнительно использованы, % (по массе): карбонитриды титана 0,12...0,9, нитриды ванадия 0,12...0,3, нитриды алюминия 0,1...0,2. Износ чугуна при фреттинг-коррозии – 18...48 мг/гс. Чугун рекомендован для тонкостенных отливок, имеет высокую твердость, но низкую прокаливаемость. Жидкотекучесть расплава по спиральной пробе – 410...540 мм. Наши исследования показали, что в условиях интенсивного износа типа микрорезания (абразивного, ударно-абразивного, абразивно-коррозионного, газо- и гидроабразивного) максимальную стойкость имеют высокоуглеродистые стали и белые чугуны с мартенситной либо мартенситно-аустенитной структурой, в которой повышена концентрация марганца, а аустенит метастабилен. О влиянии остаточного аустенита на износостойкость до сих пор нет единого мнения, а в работах М.Е. Гарбера по белым износостойким чугунам отмечается, что остаточный аустенит оказывает неблагоприятное воздействие. Прокаливаемость – одно из основных свойств, определяющих износостойкость массивных отливок. В табл. 3 приведены результаты исследования прокаливаемости, структуры и механических свойств ряда износостойких сталей и белых чугунов. Уставлено, что прокаливаемость таких сплавов зависит от типа легирующих компонентов, растворенных в металлической основе сплава, и устойчивости аустенита в интервале температур от A_{c1} до M_n .

Для работы в условиях интенсивного износа наряду с низколегированными и более экономичными сталями типа 80ГСФЛ, 45Г2ФЛ и 30ХГСАФЛ используют высокомарганцовистые стали аустенитного класса типа 110Г13Л и 110Г13МФАЛ, а также более дорогие и дефицитные высоколегированные сплавы: стали аустенитного класса типа 130Г14ХМФЛ, 08Х14Г7Н2МЛ, 40Х24Н12Г3СЛ и 12Х18Н9ТЛ (ГОСТ 2176 – 77), коррозионностойкую сталь мартенситного класса 20Х13Л, аустенитно-ферритную сталь 20Х20Н14С2Л, инструментальную сложнолегированную сталь Р9М5ФАЛ и др. Количество легирующих фаз и физико-механические свойства сложнолегированных сталей зависят от содержания легирующих элементов, углерода, азота и интерметаллидных фаз в твердом растворе сплава и вида термической обработки литых заготовок (закалки, отпуска, отжига и нормализации).

Структура, прокаливаемость и механические свойства сложнолегированных износостойких сплавов

Марка сплава	Максимальная толщина стенки отливки, закаленной на воздухе, мм	Микроструктура в литом состоянии металлической основы литых заготовок	Механические свойства после нормализации			
			σ_B	КСУ, Дж/см ²	Твердость, НВ	Износ по ГОСТ 23.207-79, мг/гс
30ХГСАФЛ	20	Перлит, феррит (до 30%)	712	112	214	171...185
20Х13НДАФЛ	32	Мартенсит, феррит (до 15%)	735	40	270	135...142
ИЧ280Х15Г2МФ	150	Аустенит, троостомартенсит (до 15%)	670	35	450	121...127
110Г13МФАЛ	210	Аустенит	720	115	220	126...134
ИЧ350Х17ГМФ	170	Аустенит, перлит (до 20%)	630	27	380	151 ... 166
30Х10Г10МФЛ	180	Аустенит, мартенсит	660	75	260	80...95

Несмотря на различные подходы к объяснению взаимосвязи состава, структуры и свойств сложнолегированных сталей и сплавов, общепризнанным является тот факт, что прочность, твердость, износостойкость, теплоустойчивость и другие их свойства зависят прежде всего от типа и количества упрочняющих фаз – карбидов, карбонитридов, нитридов и интерметаллидов. Эффективность упрочнения литого металла за счет этих фаз и служебные свойства сплавов тем выше, чем выше сопротивление коагуляции в нагретом состоянии и модуль сдвига. По возрастанию сопротивляемости упрочненных фаз коагуляции их можно расположить в следующем порядке: карбиды Me_3C типа Fe_3C , $Me_{23}C_6$, $(Fe, Cr)_{21} \cdot (Mo, Mn)_2C_6$, $(Fe, Cr)_{21} \cdot (W, Mo)_2C_6$; карбонитриды $(Fe, Cr, Mn)_7 \cdot (C, N)_3$, $(Fe, Mo, W)_7 \cdot (C, N)_3$, бориды и интерметаллиды. Однако следует отметить, что свойства и структура многих упрочняющих фаз изучены недостаточно.

Неустойчивые к коагуляции карбиды Me_3C используются в сложнолегированных сталях редко, за исключением графитизированных сплавов. Более устойчивые к коагуляции карбиды $Me_{23}C_6$ и карбонитриды $Me_{23}(C, N)_6$, а также бориды и интерметаллиды являются преобладающими фазами сложнолегированных сплавов и композиционных материалов. Они и определяют основные механические и служебные свойства последних. Карбиды $Me_{23}C_6$, Fe_3C и $(Fe, Cr, Mn)_7C_3$ в процессе термической обработки разлагаются, поэтому в последние годы отмечается тенденция к использованию при изготовлении износостойких отливок упрочняющих интерметаллидных фаз, карбидов типа Me_4C , MeC и Me_2C , боридов, ме-

таллоподобных нитридов с высокой температурой плавления. Значительно повышают плотность и износостойкость Fe – Cr – Mn – C-сплавов бориды WB, MoB и TaB₂, имеющие гексагональные кристаллические решетки и высокие температуры плавления. Повышают плотность Fe – C-сплавов нитриды Mo₂N, Ta₂N, TaN и WN, но они снижают термическую стойкость и редко используются для легирования. Температура плавления нитрида MoN – 895 °С, а нитрид вольфрама WN разлагается при температуре более 700 °С.

Использование комплексно-легированных белых чугунов взамен высокохромистых и высокомарганцовистых сталей позволило во многих случаях увеличить надежность и срок службы быстроизнашивающихся деталей мельниц, дробилок, смесителей, кокильных машин и лопаток дробетных камер.

При производстве литых изделий из высокомарганцевых сплавов необходимо решать проблемы, связанные с повышением склонности таких сплавов к трещинообразованию, хотя многие вопросы, связанные с трещинообразованием в стальных износостойких отливках, остаются спорными и невыясненными.

На основании проведенных исследований можно рекомендовать следующие способы снижения склонности отливок к трещинообразованию: продувка расплавленного металла азотом; использование ванадиевого шлака и других отходов металлургического производства, в частности отходов алюминиевого производства; использование церия и других РЗМ для модифицирования и раскисления нитридообразующих элементов, а также азотированных ферросплавов при выплавке сплавов для методов литья с интенсивным теплоотводом.

Интенсивный теплоотвод от наружных поверхностей отливок и другие факторы в случае использования центробежного и непрерывно-циклического методов литья способствуют получению плотной высокодисперсной структуры износостойких сплавов и повышению их физико-механических и эксплуатационных свойств при значительной экономии лигатур и ферросплавов. Особенности структурообразования полых цилиндрических заготовок диаметром 30...80 мм и длиной 100...250 мм из высокохромистых чугунов (10...18% Cr) изучена при непрерывно-циклическом литье [5] с использованием метода, разработанного в Институте технологии металлов НАН Беларуси. Установлено, что при содержании 12...14% хрома и 2,5...3,5% углерода в структуре отливок преобладают карбиды типа Me₇C₃ микротвердостью H₅₀ 12200...12800 МПа, а их количество достигает 27...30%. После закалки отливок в масле с температуры 1050 °С твердость отливок повышается до 65...66 HRC, что позволяет использовать их в условиях интенсивного ударно-абразивного износа.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Карпенко М.И., Марукович Е.И.* Износостойкие отливки. Мн.: Наука и техника, 1984. 216 с.
2. *Карпенко М.И., Марукович Е.И.* Легирование и модифицирование чугунов для износостойких отливок // Литейное производство. 1999. № 9. С. 27 – 28.
3. А.с. 1420061 СССР, МКИ С22С 38/32. Конструкционная сталь / Р.Н. Адамович, М.И. Карпенко, Е.И. Марукович и др.
4. А.с. 132110 СССР, МКИ С22С 37/10. Износостойкий белый чугун / Е.И. Марукович, М.И. Карпенко, А.И. Карпенко.
5. *Марукович Е.И., Бодяко А.М.* Особенности структурообразования отливок из высокохромистых чугунов при непрерывно-циклическом литье // Литье и металлургия. 1998. № 2. С. 10 – 12.

УДК 621.785: 621.771: 669.046.542

В.А. ЛУЦЕНКО, канд. техн. наук,
А.И. СИВАК (ИЧМ НАН Украины),
Н.В. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук,
В.А. ТИЩЕНКО, канд. техн. наук (РУП «БМЗ»)

ФОРМИРОВАНИЕ ОБЕЗУГЛЕРОЖЕННОГО СЛОЯ В УГЛЕРОДИСТОЙ КАТАНКЕ В ПОТОКЕ ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА ПОСЛЕ РЕГУЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

Обезуглероживание поверхности металла является нежелательным явлением; при этом сопротивление стали знакопеременным нагрузкам обусловлено в большей степени видимой обезуглероженностью (различием микроструктуры ее поверхностных и глубинных слоев), чем истинной (фактическим распределением углерода в поверхностном слое) [1]. Прочность при растяжении термически обработанной стали зависит прежде всего от содержания углерода. Максимальное напряжение при изгибе возникает у поверхности, поэтому в поверхностных слоях необходимо сохранять требуемое содержание углерода [2]. Своеобразное влияние обезуглероживание оказывает на технологические процессы при переработке проката в метизных цехах. При неравномерном обезуглероживании проката наблюдается неравномерный захват технологической смазки, что приводит к налипанию металла на волоку, образованию микронадрывов и обрывности проволоки [3].

Обезуглероживание связано с тем, что углерод имеет большее сродство к кислороду, чем железо. Для того чтобы обезуглероживание произошло, газовая атмосфера должна оказывать не очень сильное окислительное воздействие. Если скорость окисления больше скорости диффузии углерода в стали, происходит окалинообразование, так как в этом случае кислород может окислять одновременно углерод и железо.

Обезуглероженность стали зависит от температуры нагрева ее в окислительной среде. Процесс обезуглероживания начинается при температуре 650...700 °С и интенсивно протекает до температуры 800 °С. Снижение обезуглероживания начинается при температурах 800...900 °С. Нулевая величина обезуглероживания соответствует температуре 900 °С, при которой наблюдается резкое возрастание интенсивности окисления железа (окалинообразование) [4].

В процессе горячей прокатки происходит дробление зерна аустенита и его наклеп за счет повышения плотности дислокаций, что вызывает дополнительное повышение механических свойств стали. После горячей

деформации так называемое рекристаллизованное состояние металла отличается от состояния статической рекристаллизации повышенной плотностью несовершенств. Если при температуре конца горячей деформации металл подвергать последеформационным выдержкам, то в нем могут происходить процессы метадинамической рекристаллизации, статической полигонизации или статической (повторной) рекристаллизации.

Регулируемое ускоренное охлаждение катанки после выхода из стана препятствует развитию процессов рекристаллизации аустенита, ведет к изменению свойств, повышению прочности и сохранению высокой пластичности стали. Все эти явления типичны для термомеханической обработки стали.

Из всех способов регулируемого ускоренного охлаждения с прокатного нагрева в потоке стана следует отметить Стелмор-процесс, поскольку он не связан с особыми техническими проблемами и является достаточно экономичным. Для линии Стелмор характерно то, что катанка при выходе из последней клетки интенсивно охлаждается водой в проводящих трубах до температур, как правило, выше A_1 , а затем разложенные витки, перемещаясь на конвейере, охлаждаются воздухом, нагнетаемым вентиляторами, т.е. происходит так называемое воздушное патентирование катанки.

Однако на первой стадии при ускоренном охлаждении водой [1] поверхностные слои катанки переохлаждаются ниже точки M_n практически независимо от длительности охлаждения. При последующем выравнивании до температур ниже A_1 (рис. 1) на поверхности катанки образуется сорбит отпуска (рис. 2). В случае быстрого разогревания до температур выше A_1 (на 20...150 °С) структура закалки трансформируется в мелкозернистую аустенитно-ферритную или аустенитную структуру, причем в аустените некоторое время сохраняются мелкие глобулы цементита и при последующем охлаждении на воздухе в поверхностном слое формируются структуры, отличаемых от основных является наличие в квазиэвтектоиде мелких глобул цементита.

Глубина распространения структур, определяющих видимое обезуглероживание катанки, увеличивается с понижением температуры окончания ускоренного охлаждения водой.

Было изучено распределение глубины обезуглероженного слоя (ГОСТ 1763) на катанке различных заводов-изготовителей. Исследовали катанку углеродистой стали, подвергнутой различным способам регулируемого охлаждения с прокатного нагрева: Макеевского металлургического комбината (МакМК), ОАО «Северсталь», РУП «Белорусского металлургического завода» (РУП «БМЗ»), СЗАО «Молдавский металлургический завод» (ММЗ), ОАО «Криворожсталь», а также Nippon Steel (Япония) (табл. 1).

Как видно (рис. 2 – 4), обезуглероженный слой по периметру катанки распределяется неравномерно.

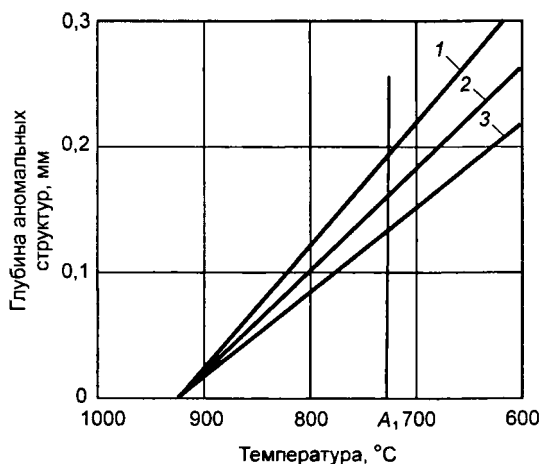


Рис. 1. Зависимость распространения глубины аномальных структур (сорбита отпуска) в поверхностных слоях катанки от температуры окончания водяного ускоренного охлаждения и содержания углерода:
 1 – 0,61% С; 2 – 0,71%; 3 – 0,82%.

Таблица 1

Распределение глубины обезуглероженного слоя (ГОСТ 1763) на катанке

Завод-изготовитель	Марка стали	Максимальная глубина обезуглероженного слоя, %	Способ регулируемого охлаждения
МакМК	Сталь 70	2,7	Двухстадийное
«Северсталь»	То же	2,0	То же
БМЗ	»	1,2	»
ММЗ	»	1,2	»
«Криворожсталь»	Сталь 70	1,2	»
«Криворожсталь»	То же	2,7	Одностайное
Nippon Steel	Сталь 80	0,7	Нет данных

Замкнутый обезуглероженный слой наблюдается (см. рис. 2) в катанке производства (одностайного) МакМК, «Северсталь» и «Криворожсталь». При этом значения обезуглероженного слоя большие, а в отдельных местах наблюдались участки отпущенного мартенсита (сорбита отпуска) (см. рис. 2), что является нежелательной структурой. По всей видимости, охлаждение углеродистой катанки на этих предприятиях на первой стадии (после водяного охлаждения) происходит при температурах ниже A_1 .

В катанке (рис. 3, 4) производства РУП «БМЗ», ЗАО «ММЗ» и ОАО «Криворожсталь» (двухстадийного) при одинаковых значениях

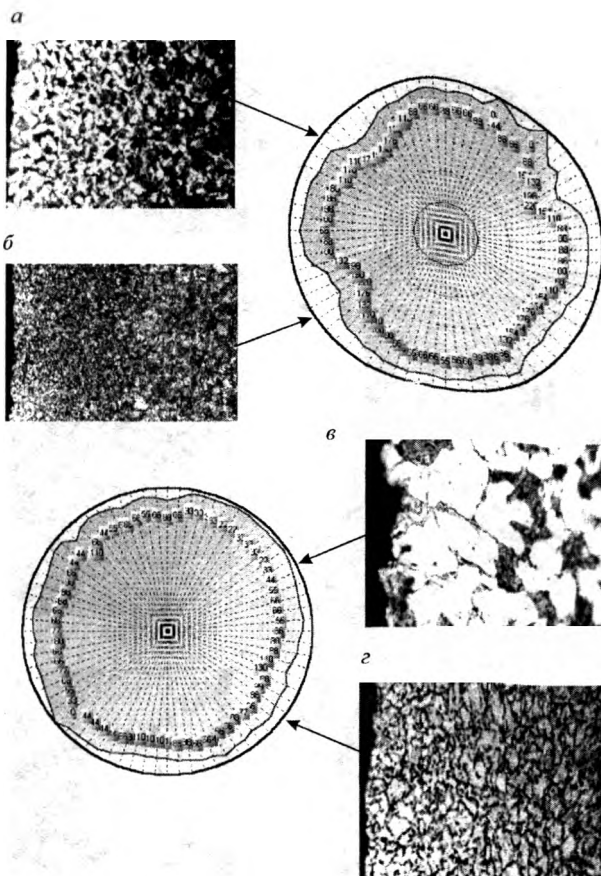


Рис. 2. Микроструктура (*а, б* – $\times 1000$; *в, з* – $\times 2000$) и распределение глубины обезуглероженного слоя (числа у соответствующих экспериментальных точек показывают глубину локального обезуглероживания, 10^3 мм) по периметру углеродистой катанки производства МакМК (*а, б*) и АО «Северсталь» (*в, з*)

обезуглероженный слой распределяется по периметру неравномерно. Так, в катанке РУП «БМЗ» (рис. 3, *а, б*) обезуглероженный слой имеет симметричный «серповидный» вид [5, 6], а в катанке ММЗ (рис. 3, *в, з*) – «мелкозубчатый» [7]. Катанка «Криворожстали» (рис. 4, *а, б*) имеет замкнутый, но неравномерный обезуглероженный слой. На этих предприятиях катанка охлаждается на первой стадии в температурном интервале $A_1 + 100 \dots 200$ °С.

В поверхности катанки производства Nippon Steel (рис. 4, *в, з*), обезуглероженный слой мал и равномерно распределен по периметру.

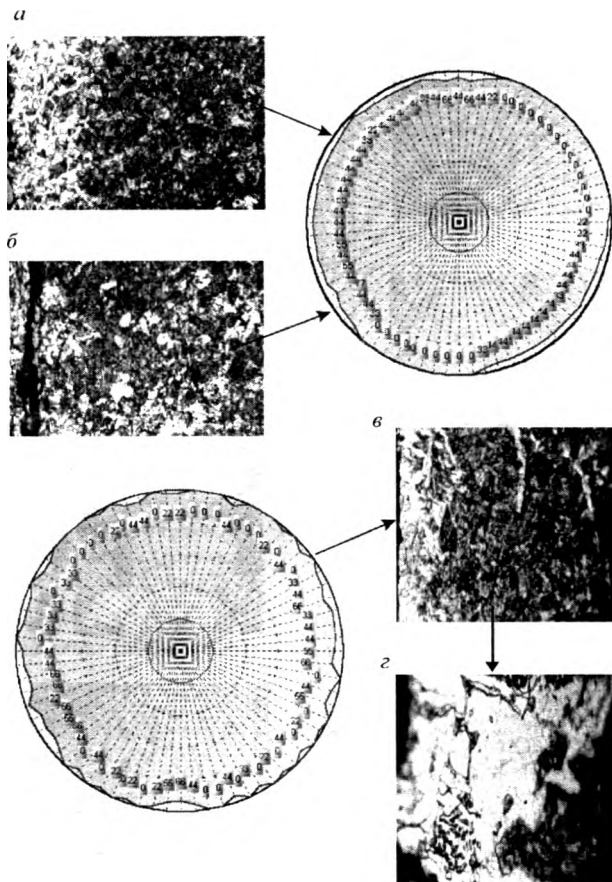


Рис. 3. Микроструктура (*a – в* $\times 1000$; *z* $\times 2000$) и распределение глубины обезуглероженного слоя (числа у соответствующих экспериментальных точек показывают глубину локального обезуглероживания, 10^3 мм) по периметру углеродистой катанки производства РУП «БМЗ» (*a, б*) и СЗАО «ММЗ» (*в, z*)

Как видно из приведенных материалов, дополнительным фактором формирования обезуглероженного слоя является регулируемое охлаждение катанки после чистового блока в потоке проволочного стана. Неравномерное распределение обезуглероженного слоя по периметру обусловлено, скорее всего, конструктивными особенностями устройств водяного охлаждения и спецификой деформации в чистовом блоке.

В настоящее время на РУП «БМЗ» разрабатывается технология обработки, обеспечивающая формирование равномерного по периметру видимого обезуглероженного слоя. Реализация таких мероприятий позволит увеличить производительность, а следовательно, и объемы углеродистой

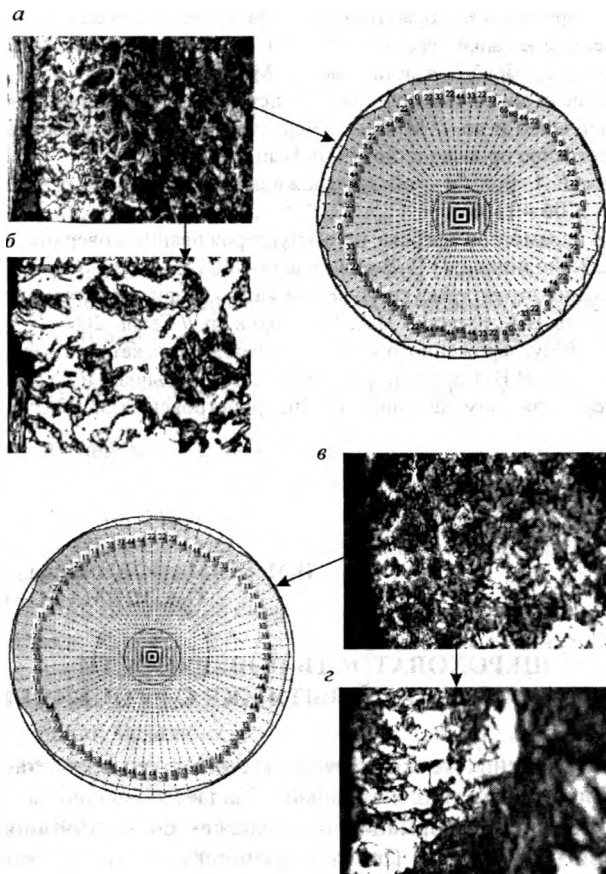


Рис. 4. Микроструктура (*а, в* – $\times 1000$; *б, з* – $\times 2000$) и распределение глубины обезуглероженного слоя (числа у соответствующих экспериментальных точек показывают глубину локального обезуглероживания, 10^3 мм) по периметру углеродистой катанки производства ОАО «Криворожсталь» (*а, б*) и Nippon Steel (*в, з*)

катанки (в частности, для металлокорда) с необходимыми потребительскими свойствами, что повысит технологичность ее на метизном переделе и конкурентоспособность на рынке металлопродукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние режимов двухстадийного охлаждения на качественные характеристики углеродистой катанки / В.В. Парусов, В.А. Луценко, В.К. Бабич и др. // Сталь. 1992. № 4. С. 66 – 68.

2. Влияние термической обработки на глубину обезуглероженного слоя в ускоренно охлажденной катанке класса ВК / А.И. Сивак, В.В. Парусов, В.Н. Прокофьев и др. // Термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1980. № 9. С. 98 – 99.

3. Повышение стойкости волоочильного инструмента / В.П. Фетисов, В.С. Старченко, Н.П. Черненко и др. // М: Ин-т «Черметинформация». Обзорная информация. Сер. 9. Метизное производство. 1976. Вып. 3. 19 с.

4. *Кайстров Е.А.* Борьба с обезуглероживанием в прокатных цехах // Сталь. 1950. № 12. С. 1106 – 1108.

5. Влияние параметров нагрева на обезуглероживание поверхности катанки / И.В. Котов, В.В. Филиппов, Н.В. Воронов и др. // Сталь. 2002. № 10. С. 65 – 69.

6. Оптимизация структуры углеродистой катанки при двухстадийном охлаждении / В.В. Парусов, В.А. Луценко, В.А. Тищенко и др. // Сталь. 2003. № 4. С. 62 – 64.

7. Глубина обезуглероженного слоя на углеродистой катанке различных заводов-изготовителей / В.В. Парусов, В.А. Луценко, А.Б. Сычков и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. Днепропетровск, 2003. № 5. С. 61 – 64.

УДК 621.983.4

И.М. ШИМАНОВИЧ, канд. техн. наук,
О.А. ШИМАНОВИЧ (БНТУ)

ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКЕ С УТОНЕНИЕМ

В случае получения тонких трубчатых оболочек возрастает влияние поверхностного слоя металла, который обладает повышенным сопротивлением пластической деформации и подвержен большому влиянию микронеровностей поверхности. При ротационной вытяжке с утонением шариковыми матрицами планетарного типа (у которых в качестве деформирующего инструмента используются заключенные в обойму шары) существующее представление о микропрофиле как о следе рабочего движения инструмента является далеко не точным. Это обусловливается искажениями, вызываемыми пластическим течением металла в месте контакта инструмента (шаров) с деталью. Дело в том, что пластическое течение происходит как в направлении подачи инструмента, так и в противоположном направлении, вызывая при этом искажение ранее образованного микрорельефа. При этом образуется вторичный микропрофиль, который и характеризует обработанную поверхность [1].

Для расчета высоты микронеровностей поверхности, получаемой после ротационной вытяжки с утонением шариковыми матрицами планетарного типа, рекомендуется ряд формул [2]. Однако они являются далеко не точными, поскольку не учитывают упругой деформации, которая оказывает значительное влияние на шероховатость поверхности, особенно при ротационной вытяжке тонкостенных оболочек.

С целью оптимизации параметров процесса ротационной вытяжки с утонением было проведено теоретическое изучение формирования шероховатости получаемой поверхности и уточнена зависимость для нахождения высоты микронеровностей [3]:

$$R_z = \frac{f^2}{8n^2(R_{ш} + 0,8255\sqrt[3]{\eta P/R_{ш}})} K_e K_v K_Y, \quad (1)$$

где f – величина осевой подачи одного шара на оборот оправки; n – коэффициент утонения при ротационной вытяжке, равный отношению исходной и конечной толщины стенки детали; $R_{ш}$ – радиус деформирующих шаров;

η – упругая постоянная соприкасающихся тел: $\eta = \frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2}$;

μ_1, μ_2 – коэффициенты Пуассона для материала деформирующего шара и оболочки; E_1, E_2 – модули упругости первого рода для материала шара и оболочки; P – усилие деформирования; K_e – коэффициент, зависящий от пластических свойств металла и учитывающий изменение механических свойств от суммарной степени деформации: $K_e = 2,0 \dots 2,8$; K_v – коэффициент, учитывающий отношение скорости ротационной вытяжки к скорости подачи заготовки: $K_v = 1,5 \dots 2,0$; K_Y – коэффициент, учитывающий технологические условия процесса: $K_Y = K_1 K_2 K_3 K_4$; K_1 – коэффициент, зависящий от исходной поверхности заготовки: $K_1 = 1,0 \dots 1,5$; K_2 – коэффициент, зависящий от анизотропии механических свойств металла: $K_2 = 1 \dots 1,4$; K_3 – коэффициент, зависящий от разброса размеров шаров, соосности оправки, смазки: $K_3 = 1,0 \dots 1,5$; K_4 – коэффициент, зависящий от суммарного зазора между шарами и от возможности их проскальзывания: $K_4 = 1,0 \dots 1,4$.

Шероховатость оболочек экспериментально изучалась на профилографе-профилометре типа А1 модели 252 с вертикальным увеличением 10×100 и длиной трассы ошупывания 1,5 мм. При этом исследовались образцы, полученные с различными степенями деформации ($\epsilon = 10 \dots 70\%$), скоростями вращения оправки ($v = 0,098 \dots 0,733$ м/с) и подачами одного шара на ее оборот ($f_1 = 0,00588 \dots 0,04$ мм/шар). Ротационная вытяжка велась с помощью шариковой матрицы, установленной на суппорте токарно-винторезного станка.

Полученные данные (рис. 1, 2) свидетельствуют о существовании для каждого материала определенных степеней деформации за проход (в пределах 25...50%), при которых достигается минимальная шероховатость получаемой поверхности. При сравнении полученных параметров шероховатости с расчетными установлено (рис. 3), что наибольшая сходимость экспериментальных и расчетных значений параметра R_a достигается в интервале деформаций $\epsilon = 30 \dots 40\%$. При дальнейшем росте обжатий точность расчетных значений резко падает.

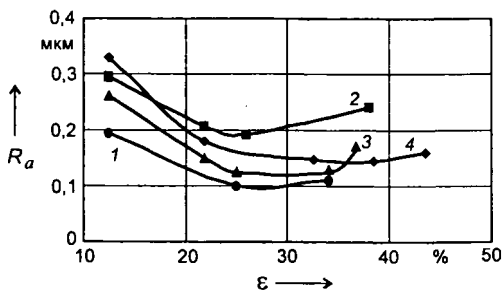


Рис. 1. Зависимость шероховатости поверхности оболочек от степени деформации за проход:

1 – для латуни Л63; 2 – для меди М1; 3 – для стали Ст3; 4 – для алюминиевого сплава Д16; $S_0 = 0,8$ мм; $f = 0,01143$ мм/шар; $v = 0,098$ м/с; $R_{ш} = 4$ мм; $R_0 = 7$ мм; $m = 7$

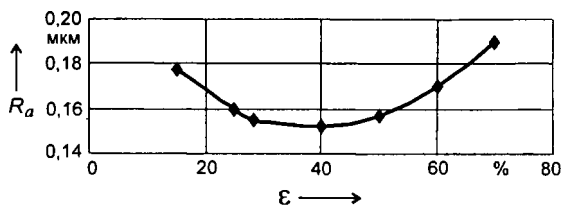


Рис. 2. Зависимость шероховатости поверхности оболочек из сплава 36НХТЮ от степени деформации за проход ($S_0 = 0,35$ мм; $f = 0,00588$ мм/шар; $v = 0,733$ м/с; $R_{ш} = 2$ мм; $R_0 = 9,65$ мм; $m = 17$)

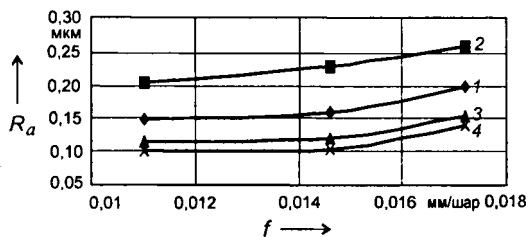


Рис. 3. Зависимость шероховатости поверхности оболочек от подачи шара на оборот оправки:

1 – для стали Ст3 ($\epsilon = 32,5\%$); 2 – для меди М1 ($\epsilon = 21,875\%$); 3 – для алюминиевого сплава Д16 ($\epsilon = 32,65\%$); 4 – для латуни Л63 ($\epsilon = 36,25\%$); $S_0 = 0,8$ мм; $v = 0,098$ м/с; $R_{ш} = 4$ мм; $R_0 = 7$ мм; $m = 7$

Существенное влияние на качество поверхности оказывает величина подачи деформирующих шаров на оборот оправки (рис. 4). В этом случае шероховатость поверхности увеличивается с ростом подачи инструмента, причем при определенных значениях последней на поверхности заготовок появляется ясно различимый след деформирующих шаров (рис. 5). Такие заготовки в дальнейшем не могут использоваться без дополнительной механической обработки.

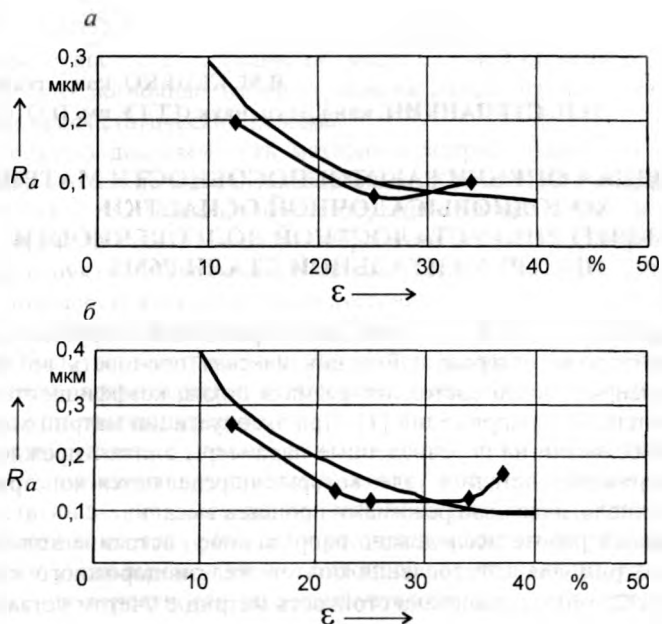


Рис. 4. Расчетные и экспериментальные ($S_0 = 0,8$ мм; $f = 0,01143$ мм/шар; $v = 0,098$ м/с; $R_{ш} = 4$ мм; $R_0 = 7$ мм; $m = 7$) зависимости шероховатости поверхности оболочек из латуни Л63 (а) и сплава Д16 (б) от степени деформации за проход

Рис. 5. Трубка из латуни Л63 со следами деформирующих шаров, полученная ротационной вытяжкой ($S_0 = 0,8$ мм; $f = 0,143$ мм/шар; $v = 0,098$ м/с; $R_{ш} = 4$ мм; $R_0 = 7$ мм; $m = 7$; $\epsilon = 47,5\%$)



ЛИТЕРАТУРА

1. Папиев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным деформированием. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.
2. Королев В.Н. Листовая штамповка молибдена и его сплавов в приборостроении. М.: Машиностроение, 1977. 150 с.
3. Добровольский И.Г., Степаненко А.В., Шиманович И.М. Шероховатость поверхности при ротационной вытяжке // Металлургия. 1985. Вып. 19. С. 6 – 8.

В.М. КЕНЬКО, канд. техн. наук,
И.Н. СТЕПАНКИН, канд. техн. наук (ГГТУ им. П.О. Сухого)

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАТРИЦ ХОЛОДНОВЫСАДОЧНОЙ ОСНАСТКИ ПО КРИТЕРИЮ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ Р6М5

Ресурс работы детали в условиях знакопеременных нагрузок обусловлен выносливостью материала. Его циклическая прочность во многом зависит от напряженного состояния, размаха цикла, коэффициента асимметрии и амплитуды напряжений [1]. При эксплуатации матриц холодновысадочной оснастки на перечисленные параметры влияют прежде всего условия сопряжения детали в узле, которые определяются конструкцией штампа и технологическими режимами процесса высадки.

В настоящей работе исследовано напряженное состояние холодновысадочных матриц для изготовления болтов железнодорожного крепежа М22×70 и М22×140 и определена стойкость матриц с учетом усталостной долговечности материала. Матрицы изготавливали из быстрорежущей стали Р6М5. Экспериментальные исследования были проведены на матрицах третьего перехода, окончательно калибрующих головку болта и обладающих наименьшей стойкостью.

Оценку напряженного состояния матриц проводили путем тензометрирования. Тензодатчики размещали на передней поверхности матриц перпендикулярно к направлению роста усталостных трещин в процессе работы инструмента (рис. 1). Матрицы запрессовывали в обойму с различным натягом и определяли сжимающие напряжения в указанной зоне. Затем измеряли результирующие растягивающие напряжения, возникающие при штамповке головки болта. Для этого обойму с матрицей устанавливали в пресс-автомат и производили высадку болтов в режиме единичных ударов. Для устранения влияния инерции измерительной аппаратуры

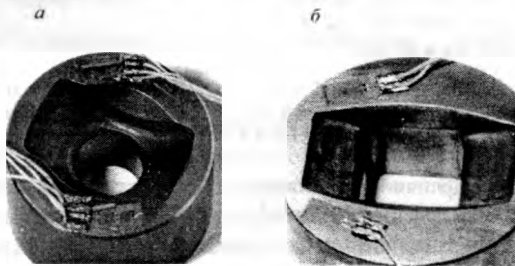


Рис. 1. Холодновысадочные матрицы третьего перехода для высадки болтов М22×70 (а) и М22×140 (б)

ползун фиксировали в положении, соответствующем максимальному сближению пуансона и матрицы, т.е. максимальной степени деформации заготовки, что позволило измерять максимальные напряжения цикла в установившемся статическом режиме.

Усталостную долговечность материала матриц оценивали по схеме растяжение – сжатие на гантелеобразных образцах, изготовленных по ГОСТ 25.504 – 82. Термообработку образцов осуществляли по технологии, аналогичной технологии термообработки матриц. В результате была получена структура, характеризующаяся 2...3-м баллом мартенсита и 11-м баллом действительного зерна аустенита. Твердость образцов составила 60...61 HRC. Нагружение образцов осуществляли на установке УРС 20/600 по асимметричному циклу при напряжениях, аналогичных напряжениям, возникающим в процессе эксплуатации в зонах распространения усталостных трещин.

Экспериментальные данные влияния натяга на уровень сжимающих напряжений, возникающих при запрессовке, и результирующих напряжений, действующих при высадке, приведены на рис. 2. Как видно из графиков, увеличение натяга приводит к росту сжимающих напряжений и значительному уменьшению результирующих растягивающих напряжений. Для снижения вероятности развития усталостного разрушения растягивающие напряжения, возникающие в материале оснастки, не должны превышать предела выносливости материала. Минимальный натяг должен определяться с учетом выносливости материала оснастки. Для определения предела выносливости стали Р6М5 с учетом напряженного состояния матриц соотношение максимального и минимального напряжений цикла устанавливали в соответствии с графиком (рис. 2). Результаты усталостных испытаний приведены на рис. 3.

Вероятностная оценка для условий выживания 95% образцов (вероятность разрушения 5%) показала, что предел выносливости составляет порядка 570 МПа. Это значение удовлетворительно коррелирует с экспериментальными данными, согласно которым из пятнадцати образцов,

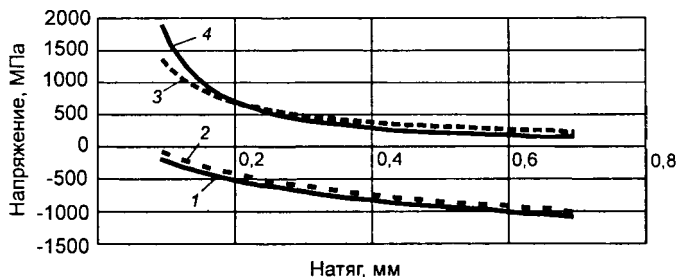


Рис. 2. Влияние натяга на величину напряжений в зоне распространения усталостных трещин:

1, 2 – сжимающие напряжения; 3, 4 – результирующие растягивающие напряжения, возникающие при высадке болтов М22×70 и М22×140 соответственно

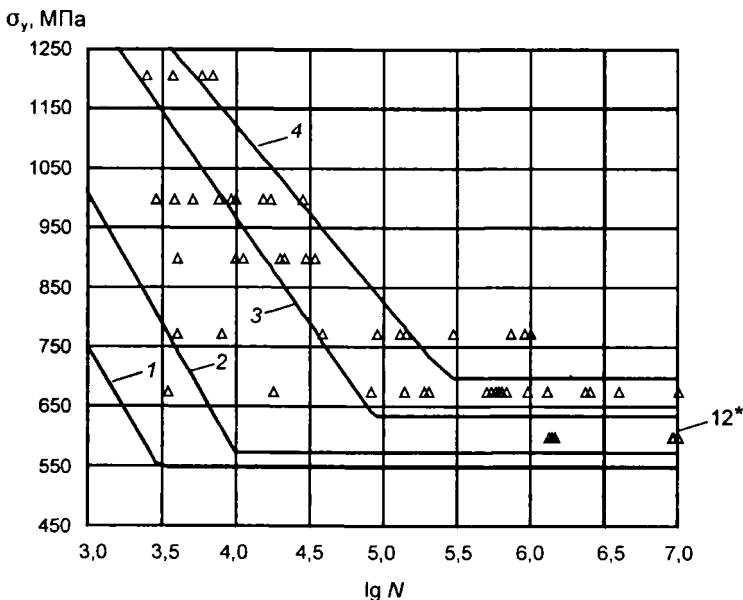


Рис. 3. Результаты усталостных испытаний образцов из быстрорежущей стали P6M5: Δ – экспериментальные данные, отражающие максимальное напряжение цикла (σ) и кривые Велера для вероятностей разрушения (* – число неразрушенных образцов): 1 – $P = 0\%$; 2 – $P = 5\%$; 3 – $P = 50\%$; 4 – $P = 95\%$

подвергнутых циклическому нагружению при напряжениях цикла $\sigma_{\max} = 597,7$ МПа, $\sigma_{\min} = -499,5$ МПа, двенадцать достигли долговечности 10^7 циклов без разрушения.

Характер разрушения образцов зависит от амплитуды растягивающего напряжения. В случае, когда она превышает 1000 МПа, разрушение происходит в результате распространения краевой трещины по механизму хрупкого скола (рис. 4, а). Снижение амплитуды растягивающего напряжения приводит к усталостному распространению краевой трещины, при движении которой наблюдаются участки вязкого разрушения с распространением трещины на некоторых участках под углом, близким к 45° , к поперечному сечению образца (рис. 4, б).

Результаты усталостных испытаний использовали для определения радиального натяга по критерию выносливости материала матриц. Установили, что для обеспечения длительной работы матриц амплитуда растягивающих напряжений в наиболее нагруженных зонах не должна превышать 570 МПа. Это условие выполняется при установке матриц в обойму с натягом порядка 0,2 мм.

Экспериментальная проверка подтверждает сделанные выводы. Матрицы третьего перехода для высадки болтов M22×70 и M22×140, установленные с рекомендуемыми радиальными натягами, отличаются наивысшей стойкостью (рис. 5).

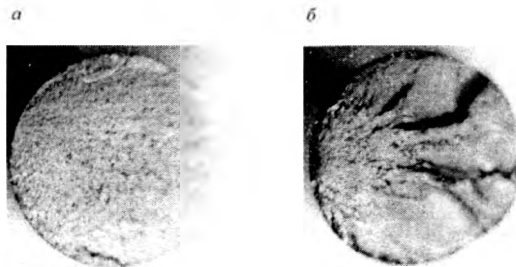


Рис. 4. Излом образцов без упрочнения поверхности:
а – хрупкий; *б* – усталостный

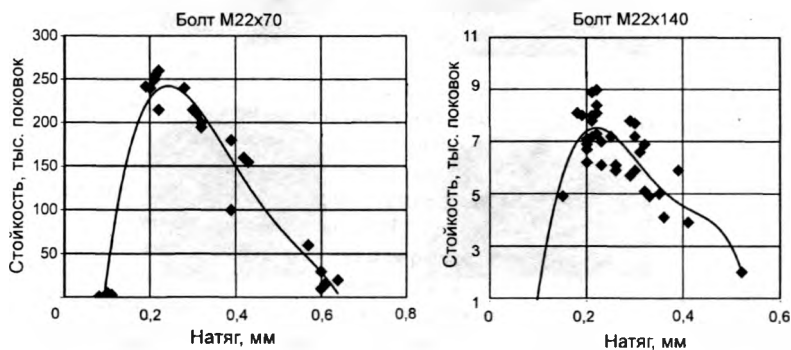


Рис. 5. Стойкость матриц при установке их с различными натягами

Анализ характера разрушения матриц показывает, что в случае установки матриц с натягом менее 0,2 мм причиной их выхода из строя становится усталостное разрушение материала инструмента (рис. 6, *а, б*). Причиной прекращения эксплуатации матриц, имеющих максимальную стойкость (натяг 0,2...0,3 мм) является износ рабочих поверхностей, сопровождающийся незначительными проявлениями усталостных процессов (рис. 6, *в, г*). При увеличении натяга до 0,4 мм и более происходит интенсификация износа ручья инструмента, который сопровождается проявлением контактной усталости поверхностных слоев металла (рис. 6, *д, е*), что снижает стойкость инструмента.

Таким образом, проведена оценка напряженного состояния холодно-высадочных матриц, изготавливаемых из стали Р6М5. Определено влияние величины радиального натяга, с которым матрицы устанавливаются в обоймы, на уровень результирующих растягивающих напряжений, ответственных за усталостное разрушение материала матриц. Определен предел выносливости материала матриц с учетом их реальной схемы нагружения. По критерию усталостной долговечности выявлена величина радиального натяга, что позволило повысить стойкость инструмента за счет

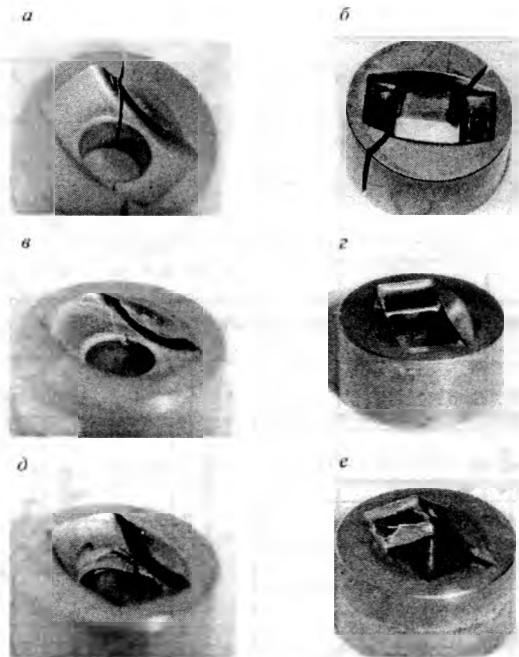


Рис. 6. Характер разрушения матриц третьего перехода, запрессованных в корпус с различными натягами:

a, б – $h < 0,2$ мм; *в, з* – $h = 0,2...0,3$ мм; *д, е* – $h > 0,4$ мм

уменьшения вероятности развития усталостных процессов. Сделанные выводы подтверждены результатами экспериментальной проверки стойкости инструмента в условиях серийного производства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Поведение стали при циклических нагрузках / Под ред. В. Даля. М.: Металлургия, 1983. 568 с.

СОДЕРЖАНИЕ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

<i>Тимошпольский В.И., Андрианов Н.В., Гусенков В.Ю., Годинский Н.А., Трусова И.А., Кабишов С.М.</i> Пути улучшения качества непрерывнолитых заготовок, разливаемых в условиях МНЛЗ-3 РУП «Белорусский металлургический завод».....	3
<i>Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Андрианов Д.Н., Кабишов С.М., Тищенко В.А., Щербаков В.И., Котов И.В.</i> Экспериментальные и теоретические исследования нагревательных печей станов 320 и 850 РУП «Белорусский металлургический завод».....	17
<i>Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И., Андрианов Д.Н., Калиневич Е.В.</i> Учет нелинейности физических свойств стали при анализе термических напряжений в нагреваемых непрерывнолитых заготовках	26
<i>Тимошпольский В.И., Андрианов Д.Н., Ратников П.Э.</i> Методы решения краевых задач нестационарной теплопроводности	34
<i>Немененок Б.М., Каленик О.Н., Трибушевский В.Л., Павлович Г.В.</i> Освоение производства ферроалюминия для раскисления сталей	48
<i>Постольник Ю.С., Зинченко Ю.Н., Тимошпольский В.И., Ратников П.Э.</i> Нагрев термочувствительных тел в условиях теоретического противоточного теплообмена.....	51
<i>Тимошпольский В.И., Стеблов А.Б., Андрианов Д.Н., Тищенко В.А.</i> Непрерывная разливка подшипниковых сталей	60

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

<i>Марукович Е.И., Чой Ки-Йонг, Брановицкий А.М., Анисович А.Г.</i> Исследование принципиальной возможности получения биметаллических отливок методом непрерывного литья в условиях непосредственного соединения компонентов в жидком состоянии.....	68
<i>Демченко Е.Б., Офенгенден А.А.</i> Исследование процесса теплопередачи при вертикальном полунепрерывном литье чугуна	81
<i>Демченко Е.Б., Тутов В.И., Гринберг В.А.</i> Расчет процесса затвердевания поллой цилиндрической отливки при вертикальном непрерывном литье	86
<i>Земсков И.В., Столярова Г.И., Филанович И.К., Королев К.В.</i> Типоразмерный ряд установок вертикального непрерывного литья заготовок машиностроения	93
<i>Галушко А.М., Королев В.М., Слуцкий А.Г., Ситниченко М.М., Галушко А.А., Король А.И.</i> Разработка технологии металлургической переработки цинкового лома на сортовые сплавы.....	99
<i>Кузьгейко М.П., Гринкевич И.В., Рогов С.В., Ковальчук В.Ю.</i> Стабилизация работы дозирующего питателя установки для электромагнитной наплавки	103
<i>Марукович Е.И., Малякво Л.П., Марков А.П., Шварц Е.Г.</i> Оптический контроль внутренних полостей литых изделий	107

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

<i>Калиниченко А.С.</i> Улучшение физико-механических свойств некоторых алюминиевых сплавов при закалке из жидкого состояния.....	115
<i>Кезик В.Я., Калиниченко А.С.</i> Некоторые данные о структуре и свойствах макроготерогенных композиционных материалов на основе легких металлов....	120
<i>Голубцова Е.С., Каледин Б.А.</i> Исследование свойств гранулированных порошковых смесей	132
<i>Голубцова Е.С., Каледин Б.А.</i> Исследование абразивных свойств материала на основе нитрида кремния для шлифования незакаленных сталей.....	138
<i>Комаров О.С., Волосатиков В.И., Проворова И.Б., Комаров Д.О.</i> Рециклинг хрома из хромосодержащих отходов кожевенного производства	143
<i>Слуцкий А.Г., Каледин Б.А., Сметкин В.А., Павлович Г.В.</i> Комплексный модификатор для высокомарганцевистой стали 110Г13Л.....	148
<i>Марукович Е.И., Карпенко М.И., Карпенко В.М.</i> Структура и свойства сложеннолегированных литейных сплавов для износостойких деталей и инструментальной оснастки	152

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

<i>Луценко В.А., Сивак А.И., Андрианов Н.В., Тищенко В.А.</i> Формирование обезуглероженного слоя в углеродистой катанке в потоке проволочного стана после регулируемого охлаждения.....	160
<i>Шиманович И.М., Шиманович О.А.</i> Шероховатость поверхности при ротационной вытяжке с утопением	166
<i>Кенько В.М., Степанкин И.Н.</i> Методика оценки работоспособности матриц холодновысальной оснастки по критерию усталостной долговечности инструментальной стали Р6М5.....	170

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 28

Редактор *Е.В. Малышева*
Художественный редактор *В.А. Ярошевич*
Технический редактор *Н.А. Лебедевич*
Корректор *Т.К. Хваль*
Компьютерная верстка *С.В. Шнейдер*

Подписано в печать с диапозитивов издательства «Вышэйшая школа» 30.11.2004. Формат 60×90/16. Бумага офсетная. Гарнитура Тип Таймс. Офсетная печать. Усл. печ. л. 11. Уч.-изд. л. 12,01. Тираж 200 экз. Заказ 3598.

Республиканское унитарное предприятие «Издательство "Вышэйшая школа"». ЛИ № 02330/0056829 от 02.03.2004. 220048, Минск, проспект Машерова, 11.

Типография «Победа». 222310, г. Молодечно, ул. Тавлая, 11.