

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

**РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ**

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 30

Минск
«Белорусская наука»
2006

УДК 669(082)

MS4

Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. Вып. 30. – Минск: Беларус. наука, 2006. – 202 с.

Представлены материалы в области металлургии, литейного производства, обработки металлов давлением, материаловедения, термической обработки металлов. 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.

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. Ворошини, Л. А. Исаевич, В. М. Королев,
Д. М. Кужуй, Н. Л. Мандель, Е. И. Марукович

Рецензенты:

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

УДК 669.041:621.783

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси),
В. А. МАТОЧКИН, канд. техн. наук (РУП «БМЗ»),
М. Л. ГЕРМАН, канд. физ.-мат. наук (РУП «БелТИ»),
С. М. КАБИШОВ, **Н. Л. МАНДЕЛЬ**, канд.-ты техн. наук (БНТУ),
С. В. КОРНЕЕВ (ИТМО НАН Беларуси)

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИЙ И РАБОТЫ СОВРЕМЕННЫХ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ НАГРЕВА ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК В ТРУБОПРОКАТНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Анализ современных технологий металлургического производства позволяет сделать вывод, что для нагрева заготовок перед пластической деформацией наиболее предпочтительны методические печи. Среди них наибольшее распространение получили печи с механизированным подом, где перемещение заготовок осуществляется при помощи движения пода или отдельных его элементов. К таким агрегатам относятся кольцевые печи, печи с шагающим подом, шагающими балками и др.

Для нагрева заготовок под прокатку и прошивку могут применяться также секционные печи, имеющие преимущества в скорости нагрева, но обладающие более низким КПД. Еще одним существенным недостатком секционных печей является то обстоятельство, что температура рабочего пространства в них значительно выше необходимой температуры нагрева металла, вследствие чего возможны пережог металла и оплавление окалины, а также возникновение значительных температурных напряжений, что недопустимо для заготовок из трещиновувствительных марок сталей.

Методические печи с толкательным и перекатным способами перемещения металла также имеют значительные конструктивные

и технологические недостатки, приводящие к большим потерям металла с окалиной и не позволяющие обеспечить требуемое качество нагрева. В связи с изложенным далее будем рассматривать методические печи с механизированным подом.

Отопление методических печей. Современная методическая печь – это агрегат, в котором присутствуют четыре определяющие ее эффективность системы: система подвода и сжигания топлива, система рекуперации и утилизации теплоты, система перемещения заготовок внутри печи и система управления. Современные методические печи имеют полностью автоматическое управление технологическими параметрами. Основное отличие между ними – в количестве управляемых рядов горелок, вплоть до индивидуального управления каждой горелкой.

В методических печах могут применяться четыре вида отопления: торцевое, боковое, сводовое и комбинированное.

Преимуществом торцевого отопления является сосредоточение горелок в нескольких торцах, которое облегчает их обслуживание и обеспечивает равномерность нагрева по ширине печи. Недостатками торцевого отопления является падение температуры под пережимами между зонами, невозможность управления распределением температуры по длине зоны и невозможность обеспечения равномерного давления по длине печи, возможен перегрев отдельных поверхностей заготовок (крамок) при движении их в зонах перед пережимами.

Боковое отопление применяют либо при небольшой ширине печного пространства, либо в нижних зонах печи. Данный способ обеспечивает хорошую равномерность температур по длине зон печи, простую конструкцию печного пространства, малые затраты на строительство печи, равномерное давление по длине печи и уменьшение подсосов воздуха. Недостатки заключаются в трудности обеспечения равномерности нагрева по ширине печи, в усложнении обслуживания печи по сравнению с торцевым отоплением.

Интересным оказывается вопрос о влиянии скорости истечения газов из горелки на характер и степень выравнивания температур в объеме печи, а также на интенсификацию нагрева. В работе [1] отмечается, что исследования в этой области показали, что увеличе-

ние скорости струй мало сказывается на уменьшении расхода топлива, но при специальной ориентации факела можно организовать эффективный направленный теплообмен.

К достоинствам сводового отопления следует отнести высокую равномерность нагрева заготовок как по длине, так и по ширине, более гибкое управление тепловым и температурным режимами печи при изменяющихся условиях работы (переход на другую марку, размер, изменение производительности), равномерное давление по длине печи, что способствует уменьшению подсосов холодного воздуха в рабочее пространство печи через окно выдачи и различные неплотности в ограждающих конструкциях, простую конфигурацию рабочего пространства, которая позволяет уменьшить высоту стен и как следствие расход огнеупоров и потери теплоты через боковые стены. Результаты ряда исследований отечественных и зарубежных ученых [2 и др.] подтверждают преимущества отопления печей при помощи плоскопламенных горелок.

Несмотря на значительный перечень достоинств, данный тип нагревательных устройств имеет определенные недостатки: большое число горелок, что усложняет конструкцию и эксплуатацию печи; сложная система газо- и воздухораспределения; большие капитальные затраты; повышенная температура свода; повышенный расход электроэнергии на дутьевые вентиляторы для плоскопламенных горелок.

Как известно, тип горелок и их расположение влияют не только на энергетические, но и на экологические показатели печи. Использование плоскопламенных горелок позволяет минимизировать объем вредных выбросов [1].

Выбор способа отопления для конкретной печи осуществляется исходя из размеров печи и условий ее эксплуатации на основе технико-экономического анализа. С точки зрения качества нагрева и управляемости нагревательного устройства для печей с большой шириной наиболее эффективно сводовое отопление. Кольцевые печи по сравнению с печами с шагающим подом и балками имеют меньшую ширину пода (3–5 м) и, как правило, традиционно проектируются с боковым отоплением, что связано со сложностью системы газовой обвязки печи. Кроме того, при хорошей герметичности печи с кольцевым подом, обеспечиваемой при помощи водяных за-

творов, практически исключены подсосы воздуха, а следовательно, недостатки бокового отопления при малой ширине рабочего пространства практически исключаются. Поэтому для кольцевых печей применимость сводового отопления оценивается исходя из параметров конкретной печи.

Способы утилизации тепловой энергии. Очень важными параметрами с точки зрения экономичности работы печи являются температура отходящих газов и температура подогрева воздуха (газа). В связи с этим значительный интерес представляют вопросы выбора конструкции рекуператора, применение экономайзеров и котлоутилизаторов. В данном случае на первый план выходит уже не КПД печи, а общий КПД всей системы.

Тепловая энергия, покидающая печь с уходящими газами при любых оптимальных режимах, довольно значительна, и, следовательно, возникает необходимость в использовании ее различными способами. Существует три основных способа использования теплоты отходящих газов: удлинение методической зоны с целью более полного использования теплоты на прямой нагрев; подогрев в рекуператорах воздуха, подаваемого на горение, и реже низкокалорийного газа; утилизация тепла для выработки вторичных энергоресурсов.

Первый способ в комбинации с подогревом топлива и окислителя с технологической точки зрения является наиболее предпочтительным, однако удлинение печи негативно сказывается на капитальных затратах и увеличивает занимаемую агрегатом площадь. Подогрев до высоких температур воздуха, подаваемого на горение, при высокой температуре уходящих газов может оказаться нерациональным, так как высокая температура подогрева окислителя (и топлива) увеличивает температуру факела, что приводит к росту выбросов в окружающую среду оксидов азота. Утилизация тепла при помощи выработки пара не всегда удобна, так как требует строительства системы парораспределения, потребители которой могут быть удалены от печи на значительное расстояние. Другой вариант использования энергии пара – выработка электрической энергии в паротурбинной установке. Комбинация всех трех способов утилизации тепла уходящих из печи газов может позволить значительно увеличить общий КПД печи, а применение конвективных зон предвари-

тельного нагрева в сочетании с системой рециркуляции дымовых газов позволяет в зависимости от нагреваемого сортамента и материала достичь общего КПД на уровне 90% [3].

Оптимальный коэффициент рекуперации зависит от удельного расхода топлива и температуры дымовых газов и соответствует температурам подогрева воздуха в пределах 250–500 °С. При температурах подогрева ниже 250 °С срок окупаемости строительства системы рекуперации можем оказаться весьма значительным, а при температурах выше 500 °С увеличивается стоимость материалов, необходимых для изготовления рекуператора и воздухопроводов, а также топливосжигающих устройств.

Сравнительный анализ конструктивных особенностей печей с шагающим подом и балками и кольцевых печей. Наибольшее распространение в трубопрокатном производстве для нагрева цилиндрических заготовок перед прошивкой получили кольцевые печи, а также в некоторых случаях печи с шагающими балками и подом. В этой связи представляется интересным выявить преимущества и недостатки этих типов методических печей и возможности повышения эффективности их работы конструктивными и технологическими мероприятиями.

Главной конструктивной особенностью таких печей является перемещение заготовок по длине печи при помощи циклического движения пода либо его отдельных подвижных элементов с некоторым шагом, определяемым шагом раскладки заготовок.

Современные методические печи с шагающим подом (шагающий под, шагающие балки, комбинированный под) достигли высокого уровня использования теплоты в рабочем пространстве и высоких значений КПД. Кроме того, эти печи обладают многими технологическими преимуществами (высокой производительностью, низким уровнем угара металла и др.). С другой стороны, при нагреве заготовок цилиндрической формы в трубопрокатном производстве конструкцию таких печей необходимо усложнять, что повышает капитальные и эксплуатационные затраты.

Основными конструктивными элементами кольцевых печей являются вращающийся под, на котором неподвижно расположены заготовки, неподвижные ограждающие конструкции, сформированные сводом и боковыми стенками печи, совместно с горелочными уст-

ройствами, дымоотводами и комплектом загрузочных и разгрузочных механизмов. Горелки для отопления печи установлены как в наружной, так и во внутренней стене кольцевого рабочего пространства, реже применяется сводовое отопление. Дымовые газы удаляются из печи через дымоотбор, расположенный у окна загрузки. Возможны также варианты конструкций с промежуточными одним или несколькими дымоотборами. Загрузочный и разгрузочный механизмы только кладут заготовку на подину и снимают с нее, не передвигая заготовок.

Известно, что выбор типа печи для конкретных производственных условий осуществляется на основании анализа технологических и эксплуатационных параметров, а также стоимости ее проектирования, строительства и эксплуатации. Кроме параметров печи, характеризующих ее эффективность, на выбор влияют и другие характеристики: технология нагрева, удельные расходы огнеупоров и других материалов, надежность работы печи, стойкость элементов печи, уровень механизации работ по обслуживанию и ремонту, минимальное загрязнение окружающей среды, экономное использование площади цеха.

Для получения объективной оценки эффективности печей различных типов следует проанализировать такие технологические параметры, как производительность, напряженность активного пода, удельные расходы энергоносителей. При этом следует учитывать, что режимы нагрева заготовок в сравниваемых печах должны обеспечивать отсутствие перегрева поверхности заготовок в отдельных зонах печи и равномерность распределения температур по длине и сечению, требуемую температуру металла на выдаче, минимальные потери металла от окисления и обезуглероживания, отсутствие искривления заготовок и т. д.

Сравнение печей с шагающим подом и кольцевых печей по такому параметру, как напряженность активного пода при холодном посяде, показало, что у первых этот параметр, как правило, находится в пределах $0,6-1,1 \text{ т}/(\text{ч}\cdot\text{м}^2)$, а у кольцевых печей – в пределах $0,3-0,6 \text{ т}/(\text{ч}\cdot\text{м}^2)$ [4 и др.]. Это позволяет сделать вывод, что у кольцевых печей есть резервы повышения производительности за счет оптимизации режимов нагрева. Одним из наиболее распространенных ме-

тодов решения данной проблемы с целью сокращения продолжительности нагрева при обеспечении требуемого конечного перепада температур по сечению и коэффициента несимметричности нагрева является кантование заготовок. В этом случае эффективность нагрева заготовок в печи может быть значительно увеличена.

Согласно результатам анализа, проведенного институтом «Сталь-проект», оптимальное значение напряженности активного пода в зависимости от приведенных затрат на нагрев и удельного расхода топлива для печей с шагающими балками находится в пределах 0,6–0,75 т/(м²·ч). При этом с увеличением цены на топливо и продукцию оптимальное значение напряжения пода печи приближается к нижней границе этого интервала [5].

Оценка эффективности использования кольцевой печи и печи с шагающим подом в трубoproкатном производстве. Для трубoproкатного производства традиционно используют нагрев трубных заготовок в кольцевых печах либо в печах индукционного нагрева. Печи с шагающим подом и балками для нагрева трубных заготовок под прошивку применяют крайне редко. Практический интерес представляет сравнение режимов работы печи с шагающим подом с аналогичной ей по характеристикам кольцевой печью.

В работе [6] применимость нагревательных печей с шагающим подом и шагающими балками для нагрева трубных заготовок объясняется такими преимуществами, как возможность более рационально встраивать печь в технологический поток и уменьшение занимаемой производственной площади. Для обоснования эффективности нагрева цилиндрических заготовок в печи с шагающим подом были проведены опытные нагревы. Результаты эксперимента показали возможность использования печи с шагающим подом для нагрева цилиндрических трубных заготовок вместо печей с кольцевым подом [6]. В этом случае конструкцию печи необходимо усовершенствовать. Поду печи необходимо придать специальный профиль, высоту и шаг которого нужно выбирать с учетом сортамента и шага раскладки заготовок.

Несмотря на то что возможность эффективного применения печей с шагающим подом для нагрева заготовок под прошивку основана как на результатах теоретических исследований, так и на опыте

практического применения, использование кольцевых печей имеет неоспоримые преимущества.

1. При прошивке трубных заготовок они должны иметь определенную длину, поэтому нагрев длинных заготовок в печах с шагающим подом требует их дальнейшей порезки на выходе из печи, а следовательно, требуются технические решения, позволяющие производить порезку и при этом сохранять температуру поверхности отдельных заготовок. Нагрев коротких заготовок при многорядном расположении требует сложной конструкции шагающего пода и загрузочно-разгрузочных устройств. Использование однорядного расположения заготовок при одинаковой ширине и производительности кольцевой печи и печи с шагающим подом требует применения печи с шагающим подом большой длины для обеспечения одинаковых режимов нагрева. Кроме того, необходимый профиль шагающего пода для цилиндрических заготовок при эксплуатации печи требует постоянного обновления, что также свидетельствует в пользу применения кольцевых печей.

2. Применение конструкции пода с шагающими балками требует их охлаждения, следовательно, возрастают потери тепловой энергии с охлаждающей водой, которые составляют 5–15%. Кроме дополнительных потерь энергии, при применении конструкции печи с шагающими балками на заготовках появляются пятна с более низкой температурой, что неблагоприятно сказывается на уровне напряжений, возникающих в заготовках.

Для сравнения тепловой работы и эффективности печей с кольцевым вращающимся и с шагающим подом было рассмотрено два варианта: 1) печи, имеющие одинаковую площадь пода и длину и работающие с одинаковой производительностью; 2) реальные нагревательные печи, имеющие разные максимальные производительности и размеры, но работающие с одинаковой производительностью. При расчетах исходные условия принимали одинаковыми. Температуры по зонам печи выбирали согласно технологической инструкции и корректировали их, приводя к оптимальным режимам для конкретных условий.

За основу были взяты габариты кольцевой печи стана 250 ОАО «Днепровский металлургический комбинат». Общая длина тоннеля

такой печи составляет 56,6 м. Внутреннее пространство печи разделено на пять зон, длина каждой из которых составляет 15,3, 10,85, 10,85, 10,85 и 8,74 м. Ширина тоннеля печи – 3,5 м, высота – 1,57 м. Под печи толщиной 300 мм состоит из шамота. Свод и стенки являются комбинированными. Они состоят из двух слоев: слой минеральной ваты толщиной 50 мм и слой шамота толщиной 200 мм. При расчете печи с шагающим подом предполагалось, что она имеет точно такие же размеры и толщины стенок. Существенное различие между этими печами состоит в том, что тоннель кольцевой печи имеет форму кольца, а у печи с шагающим подом вытянут в прямую линию, при этом под кольцевой печи находится в нестационарном тепловом состоянии и испытывает циклический разогрев и охлаждение в процессе вращения. Расчеты выполнялись для производительности 40 т/ч. При расчетах использовали компьютерную программу, включающую расчет сопряженного теплообмена в нагревательных печах с подвижным подом, основанный на физико-математической модели радиационного теплопереноса в печах с учетом геометрии стальных заготовок [7] и решении задачи внутренней теплопроводности методом конечных элементов.

При проведении расчетов были использованы общие для всех режимов геометрические и физические свойства заготовки и ограждающих конструкций печи: материал заготовок – сталь 08; теплота окисления стали $Q = 5$ МДж/кг; под печи – огнеупорный бетон толщиной 200 мм; свод и стенки печи – огнеупорный бетон (200 мм) и легковесный шамот (50 мм); теплота сгорания газа – 33,7 МДж/м³; температура окружающей среды 20 °С. Для кольцевой печи длины зон взяты по средней линии.

Для варианта 1 для сравнения рассмотрена печь с шагающим подом с длинами зон, равными длинам зон кольцевой печи; для варианта 2 – с шагающим подом со следующими размерами: высота – 1,57 м; ширина – 12,4 м; четыре зоны длиной: 5, 5, 5 и 4,5 м; под печи – огнеупорный бетон толщиной 200 мм; свод и стенки печи – огнеупорный бетон (200 мм) и легковесный шамот (50 мм).

Входные параметры варианта 1: производительность 40 т/ч; сечение – круг диаметром 130 мм; длина заготовок 2 м; начальная температура заготовки 20 °С; конечная температура заготовки: 1210 ± 10 °С;

коэффициент избытка воздуха 1,05; температура подогрева воздуха 290 °С; максимально допустимый перепад температуры по сечению заготовки 150 °С; шаг раскладки 95 мм; скорость движения пода 12,4 мм/с. При одинаковых входных параметрах режима 1 были рассчитаны выходные параметры при различных температурах по зонам печи. Результаты расчетов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты расчетов нагрева заготовок в печи с кольцевым и шагающим подом

Тип печи	Температура уходящих газов, °С	Максимальный перепад температур по сечению заготовки на выходе из печи, °С	Максимальный перепад температур по сечению заготовки в процессе нагрева, °С	Температура поверхности на выдвиге / средняя, °С	Потребление газа, м ³ /ч	УРУТ, кг у.т./т	Образование окислы, кг/т
Кольцевая	827	15	143	1218/1211	1993	57	6,9
	828	21	146	1213/1203	1986	56,7	6,7
С шагающим подом	683	8	144	1218/1214	1769	50,5	6,9
	669	5	139	1206/1203	1737	49,6	6,4

Входные параметры варианта 2: производительность 40 т/ч; сечение – круг диаметром 130 мм; длина заготовок – 5 штук по 2 м в один ряд; начальная температура заготовки 20 °С; конечная температура заготовки 1210±10 °С; коэффициент избытка воздуха 1,05; температура подогрева газовой смеси 290 °С; максимально допустимый перепад температуры по сечению заготовки 150 °С. Для входных параметров варианта 2 были рассчитаны выходные параметры при различных температурах по зонам печи, результаты расчетов приведены в табл. 2.

При сравнении результатов расчета, приведенных в табл. 1, очевидно, что при одинаковой температуре в момент выдачи заготовки потребление газа в печи с шагающим подом может быть меньше на 9–12%. При этом окиснообразование находится на том же уровне либо чуть меньше (1–3%), чем в кольцевой печи. Ниже также температура уходящих газов (на 15–18%) и неравномерность нагрева по сечению заготовки (на 30–50%). При сравнении кольцевой печи (табл. 1) с печью с шагающим подом, имеющей короткую длину (20 м)

и большую ширину (12,4 м), результаты расчетов нагрева заготовок в которой приведены в табл. 2, можно видеть, что потребление газа может быть меньше на 10–20%, а температура уходящих газов – на 20–30%. Следует отметить, что в процессе расчетов в печи с шагающим подом не учитывались потери с охлаждающей водой, величина которых составляет в среднем 3–7%.

Таблица 2. Результаты расчетов нагрева заготовок в печи с шагающим подом при различном шаге раскладки (S) и производительности 40 т/ч

Параметры режима	Температура уходящих газов, °С	Максимальный перепад температур по сечению заготовки на выходе из печи, °С	Максимальный перепад температур по сечению заготовки в процессе нагрева, °С	Температура поверхности на выдате / средняя, °С	Потребление газа, м ³ /ч	УРУТ, кг у.т./т	Образование окалины, кг/т
V = 2,48 мм/с, S = 95 мм	540	9	131	1217/1213	1563	44,6	9,9
	510	6	100	1205/1202	1487	42,5	8,3
V = 3,91 мм/с, S = 225 мм	585	6	145	1209/1206	1597	45,6	6,7
	583	7	144	1207/1204	1589	45,6	6,6
V = 4,185 мм/с, S = 250 мм	600	8	149	1210/1206	1625	46,4	6,4

Основным источником потерь тепловой энергии в исследуемых печах являются потери с уходящими газами, а в печах с шагающими балками – еще и потери на водоохлаждаемых элементах. Эти потери тепла зависят в первую очередь от качества изготовления изоляции данных элементов печи. Для охлаждения используются две различные системы: водяная и испарительная. Испарительная система охлаждения имеет преимущества перед водяной, так как резко сокращаются расходы воды и значительно расширяются возможности использования вторичных энергоресурсов. Кольцевая печь имеет малые потери через различные элементы, но высокую температуру уходящих газов (около 800 °С), поэтому основное внимание должно уделяться системе рекуперации и утилизации тепловой энергии уходящих газов.

Из анализа полученных результатов можно заключить, что печь с шагающим подом имеет более высокую эффективность нагрева по сравнению с кольцевой печью. С другой стороны, как это было отмечено выше, для нагрева заготовок круглого сечения требуется изготов-

ление специального профиля пода для исключения перекачивания заготовок, что является существенным недостатком данного типа печи перед кольцевой. Изменяя шаг раскладки, можно нагревать заготовки за одно и то же время, как при высокой, так и при низкой производительности. Это способствует уменьшению обезуглероживания и потерь от угара в периоды, когда стан, а соответственно и печь работают с пониженной производительностью. Если под имеет специальный профиль, то регулирование режима нагрева при помощи изменения шага раскладки существенно усложняется. Кроме того, при профильном поде условия теплообмена изменяются и неравномерность нагрева будет несколько выше, чем в модельных задачах. Также в модельных расчетах использовали одинаковые соотношения газ–воздух, подсосы воздуха принимались равными нулю, однако в кольцевой печи герметичность обеспечить легче, чем в печи с шагающим подом.

Сравнение режимов нагрева цилиндрических заготовок в печах с шагающими балками и кольцевых печах показывает, что нижний нагрев металла в печах с шагающими балками позволяет ускорить нагрев заготовок за счет исключения большого времени выравнивания температуры по сечению. В кольцевых печах интенсивный нагрев нижней стороны заготовки происходит только в начале методической зоны за счет высокой температуры пода, нагретого в зоне томления, а следовательно, ускорить нагрев можно только за счет применения операции кантования заготовки в процессе нагрева [8].

Таким образом, более высокая эффективность нагрева в печи с шагающим подом по сравнению с кольцевой печью связана с тем, что под находится в квазистационарном тепловом состоянии относительно зон печи. А в кольцевой печи, пройдя томильную зону, кольцевой под попадает в неотапливаемую зону предварительного нагрева, где его температура начинает уменьшаться, а теплота, накопленная подом, отдается не только металлу, но и уходящим газам, имеющим более низкую температуру относительно температуры пода.

Полученные при расчетах результаты позволяют сделать следующие выводы:

- 1) по конструктивным и технологическим параметрам для нагрева трубных заготовок под прошивку преимуществом обладает кольцевая печь;

2) по эффективности нагрева печь с шагающим подом (непрофилированным) имеет несколько лучшие показатели, чем кольцевая;

3) для кольцевой печи характерна высокая температура уходящих газов, поэтому особое внимание необходимо уделять системе рекуперации тепла.

Из анализа работы методических печей современных конструкций также можно заключить, что современные печи имеют сравнимые КПД и применимость их необходимо оценивать прежде всего возможностью обеспечения требуемых технологических параметров. Для нагрева цилиндрических трубных заготовок наиболее предпочтительна конструкция кольцевой печи с вращающимся подом, которая имеет резервы по повышению эффективности ее работы при применении кантователей заготовок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сорока Б. С. Интенсификация тепловых процессов в топливных печах. – Киев: Наук. думка, 1993. – 416 с.
2. Сорока Б. С., Еришов А. Е. // Прогрессивная технология и оборудование для нагрева под штамповку: Материалы конф. – М.: О-во «Знание» РСФСР (МДНТП), 1976. – С. 52–61.
3. Витте М. Новые разработки и тенденции в конструировании нагревательных печей для предприятий черной металлургии // Металлургическое производство и технология. – 2005. – № 1. – С. 64–65.
4. Гусовский В. Л., Ладыничев М. Г., Усачев А. Б. Современные нагревательные и термические печи (конструкции и технические характеристики). – М., 2001. – 656 с.
5. Кривошеин А. Д., Оркин Л. Г. Тенденция развития и анализ состояния нагревательных печей прокатного производства // Совершенствование системы отопления и повышение тепловой эффективности металлургических печей: Темат. отрасл. сб. – М.: Металлургия, 1984. – С. 7–15.
6. Денисов М. А., Кузовников А. А., Легенький В. И., Михалев Г. А. Конструктивные и режимные параметры печи с шагающим подом для нагрева трубных заготовок // Совершенствование системы отопления и повышение тепловой эффективности металлургических печей: Темат. отрасл. сб. – М.: Металлургия, 1984. – С. 7–15.
7. Тимошпольский В. И., Герман М. Л., Гринчук П. С., Кабишов С. М. Математическое моделирование сопряженного теплообмена в нагревательных печах с подвижным подом // Инж.-физ. журн. – 2006. – № 3, т. 79.
8. Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Трусова И. А., Андрианов Д. Н. Исследование процессов кантования цилиндрических заготовок в кольцевых печах. Сообщ. 1. Физ.-мат. моделирование // Литье и металлургия. – 2005. – № 3. – С. 93–97.

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси),
И. А. ТРУСОВА, д-р техн. наук (БНТУ),
В. Е. РОТЕНБЕРГ, канд. техн. наук (ВГТУ),
Т. В. ФАЙН, канд. физ.-мат. наук, **С. В. КОРНЕЕВ** (ИТМО НАН Беларуси),
Р. Б. ВАЙС, канд. техн. наук (БНТУ)

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И НАПРЯЖЕННО- ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВКАХ ПРИ НАГРЕВЕ ПЕРЕД ПРОКАТКОЙ

Поскольку фазовые переходы сопровождаются изменением структуры, это может приводить к резким изменениям как теплофизических, так и термомеханических свойств сталей. Сложность проблемы состоит в том, что изменения происходят одновременно, так что необходимо учитывать совместный эффект этих изменений. Другая проблема состоит в том, что диффузионные фазовые превращения растянуты во времени, и скорость превращений зависит от ряда факторов. Хотя имеются некоторые теоретические оценки кинетики превращений, в полной мере описать эти явления теоретически не удастся; на практике используются различные эмпирические зависимости, которые получены при определенных режимах нагрева и охлаждения и не всегда могут быть обобщены на произвольные режимы. В то же время интерес представляет также модельное изучение напряжений и деформаций при фазовых переходах, целью которого является оценка различных факторов, влияющих на термомеханическое состояние заготовок.

В данной работе будут рассмотрены фазовые переходы на примере эвтектоидного превращения сплава железа с углеродом, которое происходит при температуре около 727 °С и характеризуется значительным тепловыделением и изменением плотности сплавов.

Тепловые эффекты при фазовых превращениях. Фазовые превращения сопровождаются значительными тепловыделениями или поглощениями тепла, что приводит к существенным искажениям температурных полей, которые, в свою очередь, меняют распределение деформаций и напряжений в заготовках. Теплота перехода при фазовых превращениях зависит от ряда факторов и прежде всего от

типа перехода и химического состава стали. В табл. 1 [1] приведена теплота перехода для эвтектоидных превращений в углеродистых сталях при различных значениях содержания углерода.

Таблица 1. Теплота эвтектоидного превращения углеродистых сталей в зависимости от содержания углерода

Содержание углерода, %	0,15	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2
Теплота перехода, кДж/кг	4,18	11,85	32,2	51,8	61,3	55,8	46,1

Как видно из таблицы, теплота превращений является немонотонной функцией содержания углерода, максимальное значение соответствует содержанию углерода в сплаве, равному 0,8%. Во всех случаях теплота превращений оказывается весьма значительной и ее нужно учитывать при тепловых расчетах.

Изменения объема. Эвтектоидные превращения сопровождаются значительными изменениями объема, а также изменениями коэффициента линейного расширения, что является причиной появления значительных деформаций и напряжений в стальных заготовках. Из анализа объемных характеристик фаз углеродистых сталей, взятых из работы [2], видно, что изменение объема достаточно велико и составляет до 4% для чистого железа. Интересно отметить, что изменение объема не связано с теплотой выделения: при увеличении процентного содержания углерода вплоть до 0,8% тепловыделение растет, в то время как изменения объема уменьшаются. При эвтектоидном превращении из феррита в аустенит плотность материала возрастает, а коэффициент линейного расширения увеличивается.

На рис. 1 изображены результаты эксперимента по дилатометрическому исследованию относительного удлинения образца из стали 45, проведенного нами при нагреве и охлаждении. Изменение удлинения при фазовом превращении составляло примерно 0,3%, что соответствует изменению объема примерно на 1%. Интересно отметить значительный гистерезис, который испытывает кривая дилатации нагрев–охлаждение.

Изменения упругих и пластических свойств. Фазовые превращения приводят к изменению упругих и пластических свойств материалов, поскольку эти изменения связаны с структурными измене-

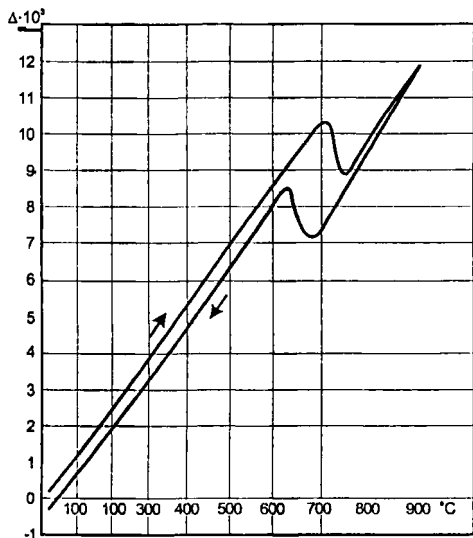


Рис. 1. Относительное удлинение стали 45 при однократном цикле (скорость нагрева и охлаждения 400 °C/ч)

ниями. В дальнейшем будем использовать самые общие оценки этих свойств, которые можно суммировать как следующие:

модуль упругости не претерпевает принципиальных изменений; для оценки можно полагать его постоянным или медленно меняющимся на протяжении фазового перехода [3];

предел текучести падает до минимальных значений, которые с трудом могут быть оценены, поэтому будем полагать его некоторой константой, меньшей значений при 500–700 °C;

коэффициент Пуассона будем считать постоянным, его изменения не являются принципиальными при оценке.

Алгоритм расчета деформаций и напряжений в нагреваемой заготовке с учетом фазового превращения. Для оценки напряжений и деформаций в заготовке используем гипотезу плоских сечений и аддитивность деформаций, которые выражаются формулой

$$\varepsilon(x, y) = \varepsilon_0(T) + \varepsilon_e + \varepsilon_p = A_x y + A_y x + A_0, \quad (1)$$

где $\varepsilon_0(T)$ — начальная деформация, вызванная не только температурой, но и изменением объема при фазовом переходе; ε_e и ε_p — упругая и пластическая деформация; A_x , A_y — кривизны проекций оси бруса на координатные плоскости; A_0 — перемещение центра тяжести сечения.

Начальная деформация описывается следующими соотношениями

$$\varepsilon_0(T) = \begin{cases} \alpha_1 T, & \text{при } T < T_{cr}, \\ \alpha_1 T_{cr} + \Delta + \alpha_2 (T - T_{cr}), & \text{при } T \geq T_{cr}, \end{cases} \quad (2)$$

где α_1, α_2 – коэффициенты линейного расширения для фаз 1 и 2; Δ – изменение линейных размеров при фазовом превращении; T_{cr} – температура фазового превращения. Связь деформаций с напряжениями выражается следующими соотношениями:

$$\sigma = E\varepsilon_e, \quad \varepsilon_p = \text{const} \quad \text{при} \quad |\sigma| < \sigma_T, \quad (3a)$$

$$|\sigma| = \sigma_T, \quad \varepsilon_e = \varepsilon_T = \text{const} \quad \text{при} \quad |\sigma| \geq \sigma_T, \quad (36)$$

где E – модуль упругости первого рода; σ_T – предел текучести, равный σ_T/E . К условиям (1)–(3) следует добавить условия равновесия, заключающиеся в равенстве нулю продольной внутренней силы, а также моментов внутренних сил относительно осей x и y . Таким образом, получаем замкнутую систему уравнений для определения коэффициентов A_0, A_x, A_y .

Интегральное уравнение, получаемое из решения системы уравнений равновесия, даже при отсутствии фазовых превращений в общем случае будет нелинейным в отличие от случая, когда можно свести нелинейное интегральное уравнение к линейному, используя пошаговую линеаризацию в области упрочнения при нелинейной зависимости напряжений от деформаций.

При определении деформаций в упругопластической среде время является параметром, от которого зависит лишь температурное поле, но в случае фазового перехода время является переменной, от которой сильно зависят деформации и напряжения. При численном решении задачи шаг изменения времени является главным фактором, влияющим на точность решения, особенно при определении деформаций в области фазового перехода, где пластичность превращения велика.

Для решения поставленной задачи использовался итерационный градиентный метод (метод наискорейшего спуска) [4].

Численные результаты расчета упругопластических деформаций и напряжений с учетом фазового превращения при нагреве заготовки. Температурное поле внутри заготовки описывается двумерным уравнением теплопроводности с заданными тепловыми потоками на границе. Одним из эффективных методов расчетов является метод конечных элементов, в котором область расчетов

разбивается на некоторое число элементов, а все функции интерполируются внутри элементов с помощью так называемых функций формы. В результате решение, т. е. сеточная функция температуры в узлах элементов, на каждом k -м шаге по времени находится как решение линейной системы алгебраических уравнений вида

$$\sum_i M_{ij} T_i^k = R_j, \quad i, j = 1 \dots N, \quad (4)$$

где M_{ij} – так называемая матрица жесткости, имеющая полосовую структуру; R_j – вектор правой части, зависящий от температурного поля на предыдущем шаге по времени и граничных условий; N – число узлов.

Фазовый переход сопровождается выделением или поглощением теплоты. Эта теплота может быть учтена видоизменением удельной теплоемкости так, чтобы соответствовать интегральному изменению энтальпии при нагреве или охлаждении от температуры T_1 до T_2 :

$$Q = q + \int_T^{T_2} c dT = \int_T^{T_2} (c + \Delta c) dT, \quad q = \int_T^{T_2} \Delta c dT. \quad (5)$$

Так, например, если, согласно табл. 1, теплота превращений составляет 32,2 кДж/кг, а интервал температур перехода 20 °С, это приводит к увеличению теплоемкости в зоне перехода на 1600 Дж/(К·кг), что значительно больше собственной теплоемкости стали.

Симметричный нагрев заготовок. Для исследования взаимодействия фазовых и упругопластических деформаций можно применить различные методы, наиболее полным из которых можно считать метод конечных элементов, точность которого зависит от количества элементов расчетной области. Для качественного исследования взаимодействия фазовых и упругопластических деформаций используем метод плоских сечений и пренебрегаем влиянием поперечной деформации.

Для определения деформация и напряжений при нагреве заготовок была разработана программа расчета деформаций и напряжений с учетом зависимости механических свойств от температуры, при этом температурные поля рассчитывались с использованием метода конечных элементов.

Рассмотрим пример симметричного нагрева заготовки, материалом которой является сталь 35. В табл. 2 указаны теплофизические

свойства этой марки стали. Следует отметить, что, согласно отечественным работам, теплота перехода учитывается в табличных значениях теплоемкости, поэтому мы намеренно не указали теплоемкость в диапазоне 700–800 °С, чтобы избежать двойного учета теплоты перехода. Поскольку сталь 35 содержит 0,32–0,4% углерода, теплота эвтектичного превращения должна составлять 22–32 кДж/кг.

Таблица 2. Теплофизические свойства стали 35

Температура, °С	600	700	800	900
Плотность, кг/м ³	7623	7583	7600	7549
Удельная теплоемкость, Дж/(кг · °С)	703			627
Коэффициент теплопроводности Вт/(м · °С)	38	35	29	28

В ходе численных экспериментов симметричного нагрева заготовки из стали 35 квадратного сечения 10×10 см (плотность теплового потока предполагалась постоянной и равной 50 кВт/м²) было определено, что основные изменения наклонов температурных кривых происходят внутри изделия, а угловые точки практически не «чувствуют» теплоту превращения.

Показательным является рис. 2, на котором изображены изменения температурных полей внутри заготовки. Вне фазовых переходов температурные профили представляют собой параболы. В зоне перехода они «ломаются» и тепловой поток главным образом расходуется на фазовые превращения, существенно уменьшая температурные градиенты в зоне, где переход уже осуществился. Однако при дальнейшем нагреве зона превращений продвигается внутрь заготовки и профиль температуры превращается в трапецидальный.

Этот эффект хорошо виден на рис. 3, А, где изображены температурные поля в поперечном сечении заготовки. При нагреве заготовки температурное поле деформируется из параболоида к усеченному конусу. Соответственно можно ожидать, что температурный контраст возрастет в 2 раза. Фактически изменение разности температур в численных экспериментах было меньшим, но также весьма высоким: от 80 °С при отсутствии переходов до 120 °С в конце превращений.

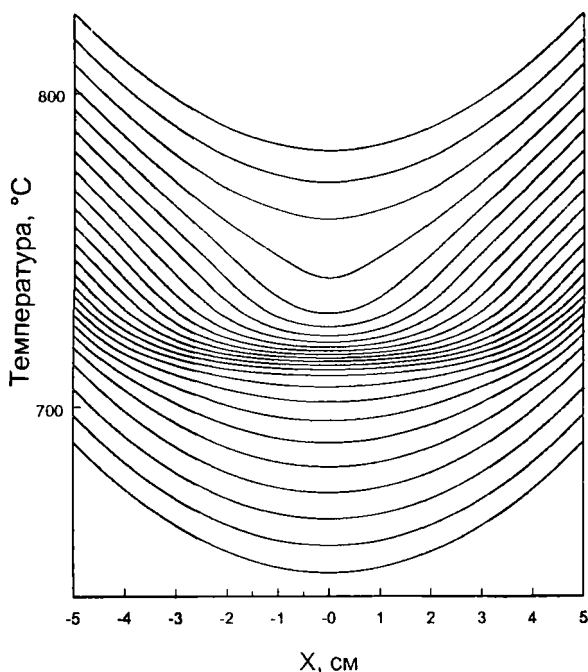


Рис. 2. Поперечные температурные профили при симметричном нагреве заготовки квадратного сечения через 10 с

Резкое увеличение температурного контраста, безусловно, влияет на температурные деформации и напряжения, однако, как указывалось выше, этот эффект невозможно отделить от других эффектов, сопровождающих фазовые превращения, и в первую очередь от эффектов изменения объема и изменения коэффициента линейного расширения. Кроме того, в момент фазовых превращений меняются также механические свойства металлов. Как указывалось выше, мы предполагаем, что модуль упругости остается без изменений в пределах зоны превращений, в то время как предел текучести резко падает.

На рис. 3, *Б* показаны рассчитанные осевые напряжения в заготовке при указанных параметрах. Обращает на себя внимание то, что значительная часть сечений находится в области пластического течения. Сами напряжения резко падают, что следует ожидать вследствие низкого предела текучести.

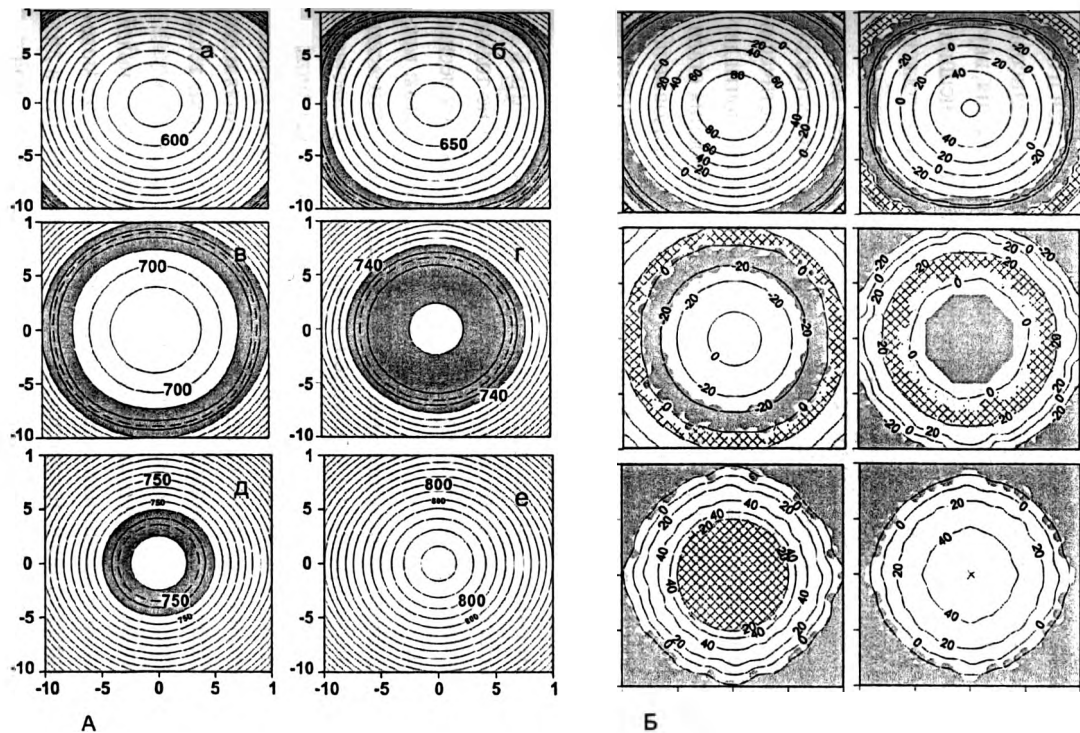


Рис. 3. Температурные поля (А) и поля напряжений (Б) при симметричном нагреве заготовки квадратного сечения через 26 мин (а), 27,5 (б), 29 (в), 30,5 (г), 32 (д) и 33,5 мин (е), прошедших от начала нагрева (заштрихованы зоны фазовых превращений и пластичности)

До фазовых превращений наибольшие напряжения возникают у краев заготовки, образуя зоны пластического сжатия. Фазовые превращения способствуют резкому уменьшению объема в зоне превращений, что приводит к изменению знака напряжений у краев и образованию зоны пластического растяжения. Вследствие балансовых соотношений эта зона вскоре разбивается на две зоны течения, внутренняя из которых соответствует пластическому сжатию, а внешняя – пластическому растяжению. Эта «двоякая» зона сжатия-растяжения продвигается в глубь заготовки по мере продвижением в глубь зоны превращений и затем «схлопывается» в центре. При этом на краю заготовки после завершения превращений образуется и остается значительная зона пластического сжатия. Увеличение зоны пластического течения после превращений обусловлено значительным (почти двукратным) увеличением коэффициента линейного расширения стали.

Таким образом, как показывают численные расчеты, фазовые превращения могут сопровождаться довольно сложными термическими деформациями, образуя внутри изделий зоны пластического течения разного знака.

Несимметричный нагрев заготовок. В реальности нагрев заготовок не является симметричным. Асимметрия нагрева не только приводит к несимметрии температурных полей, но также и к несимметричной деформации заготовок. Последнее является весьма важной характеристикой, определяющей качество нагрева: если асимметрия деформации превышает определенный предел, дальнейшая обработка заготовки может быть затруднена или вообще невозможна.

В данной работе рассмотрен простой пример несимметричного нагрева: три стороны заготовки квадратного сечения – верхняя и две боковые – находятся под воздействием постоянного потока тепла 50 кВт/м^2 , в то время как нижняя грань теплоизолирована.

Как и для симметричного случая, расчет температурных полей проводился методом конечных элементов. Фазовый переход моделировался с помощью изменения эффективной теплоемкости в диапазоне $710\text{--}740 \text{ }^\circ\text{C}$ так, чтобы интегральное изменение удельной энтальпии составило 30 кДж/кг .

На рис. 4 изображены кривые нагрева шести характерных точек изделия. Эти кривые демонстрируют весьма непростой характер на-

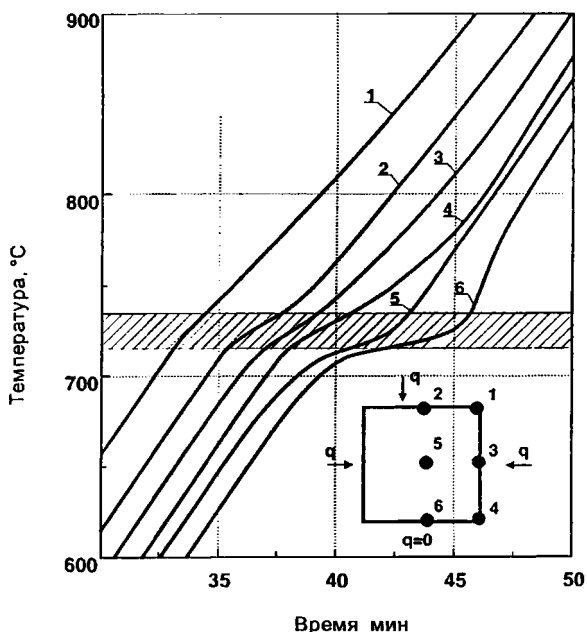


Рис. 4. Кривые (1–6) несимметричного нагрева заготовки квадратного сечения (заштрихована зона фазовых превращений)

грева. Вследствие того что зона фазового перехода проходит через различные точки в разные моменты времени, перепад температур между точками меняется существенно.

Этот эффект хорошо виден также и на рис. 5, где изображены температурные поля в поперечном сечении заготовки в различные моменты времени.

На рис. 6 представлены примеры расчета температурных полей и напряжений.

Время, в течение которого происходят фазовые превращения, в несимметричном случае грубо в 2 раза больше аналогичного времени в случае симметричного нагрева. Существенно выше оказывается также перепад температур между наиболее холодными и наиболее горячими участками изделия.

Расчет напряжений и деформаций в заготовке проводился с использованием гипотезы плоских сечений аналогично тому, как это было

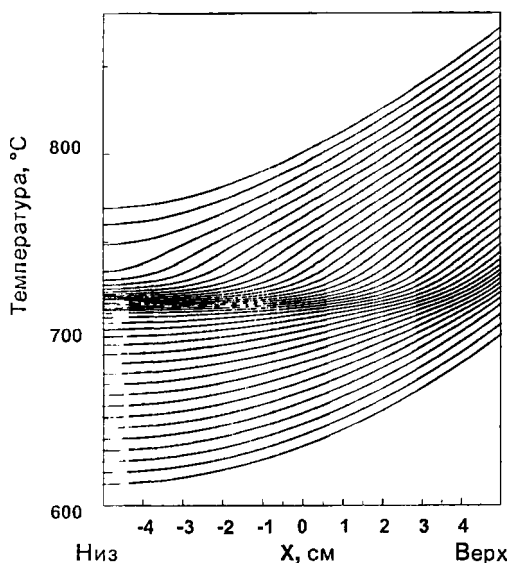


Рис. 5. Поперечные профили температур при несимметричном нагреве заготовки, проведенные с интервалом в 10 с

сделано в случае симметричного нагрева. Для случая заданного нагрева получаем два тождественно не равных нулю уравнения, которые приводят к необходимости решить два трансцендентных уравнения с двумя неизвестными. Эти уравнения решались методом наискорейшего спуска.

Ввиду характера уравнений упругопластичности данные уравнения необходимо решать с минимальными изменениями для каждого температурного поля с минимальным шагом по времени, поскольку решение зависит от предыдущего упругопластического состояния каждого элемента сечения. Однако слишком малый шаг по времени приводит к дополнительному цифровому шуму. Опытным путем было получено, что шаг по времени в 3 с, примерно соответствующий приращению температуры в $1\text{ }^{\circ}\text{C}$, является оптимальным. Оказалось, что характер температурных напряжений существенно зависит от величины предела текучести при фазовых превращениях. Как указывалось выше, известен эффект уменьшения этого предела, хотя количественные значения данного изменения остаются малоизученными. Исходя из этого, был проведен расчет при различных значениях предела текучести при фазовых превращениях 150 МПа

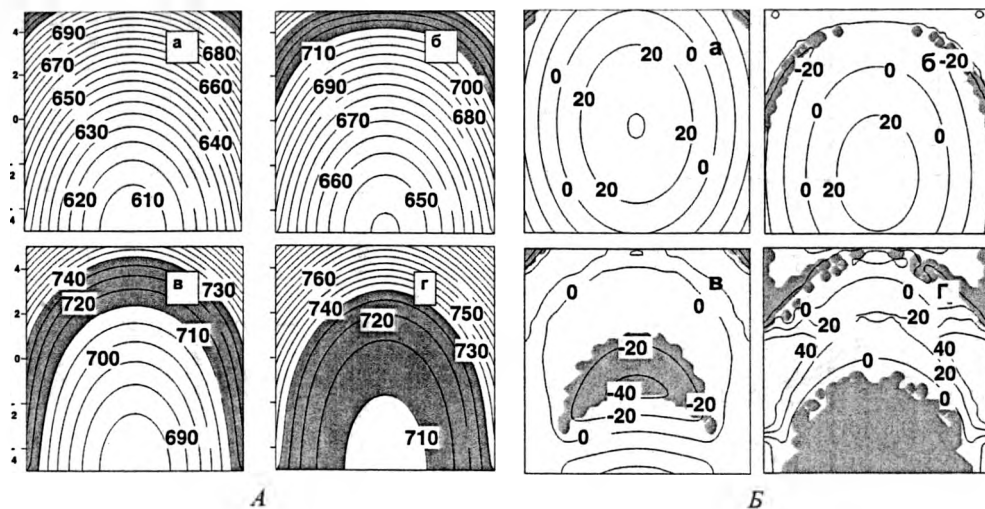


Рис. 6. Температурные поля (А) и поля напряжений (Б) при несимметричном нагреве заготовки квадратного сечения при значении предела текучести при фазовом превращении $\sigma_+ = 150$ МПа через 33 мин (а), 35 (б), 37 (в) и 39 мин (з), прошедших от начала нагрева (заштрихованы зоны фазовых превращений и пластичности)

(рис. 6, Б), 50 и 5 МПа. Оказалось, что характер температурных напряжений существенно меняется при изменении предела текучести.

В начальный период превращений поля напряжений практически идентичны. Через 3 мин после начала превращений возникает зона пластического растяжения, которая движется в центр заготовки одновременно с продвижением к центру зоны превращений. Напряжения, остающиеся после фазовых переходов, существенно зависят от величины предела текучести; в целом эти напряжения снижаются с уменьшением предела текучести. Однако напряжения появляются вновь, потому что предел текучести возвращается к своему «обычному» значению, так что финальное распределение напряжений оказывается в целом такого же порядка, как и до превращений. В расчетах оказалось, что при значении предела текучести 50 МПа эти напряжения выше, чем в других случаях, как при более высоком, так и при более низком пределе текучести, что подчеркивает сложность процессов образования напряжений при фазовых превращениях.

Важнейшей характеристикой является также деформация заготовки при нагреве. Кривизна заготовки k может быть оценена по простому соотношению

$$k = 1/R = A_x, \quad (6)$$

где R – радиус кривизны, A_x – кривизна проекции изогнутой оси бруса (1). Прогиб заготовки длиной L определяется соотношением

$$h = \frac{L^2}{8R} = \frac{1}{8} \kappa L^2 \quad (7)$$

и, таким образом, пропорционален кривизне. На рис. 7 показаны расчеты кривизны заготовки в зависимости от времени при различных значениях предела текучести при фазовых превращениях.

До фазового перехода кривизна постоянна и составляет около $0,0014 \text{ м}^{-1}$, что соответствует примерно 14 см прогиба для заготовки длиной 10 м. При фазовом переходе кривизна уменьшается и может принимать отрицательные значения до $-0,002 \text{ м}^{-1}$ (соответствующая величина прогиба 20 см). По завершении превращения прогиб вновь принимает положительные значения, однако эти значения существенно зависят от величины предела текучести при фазовом переходе.

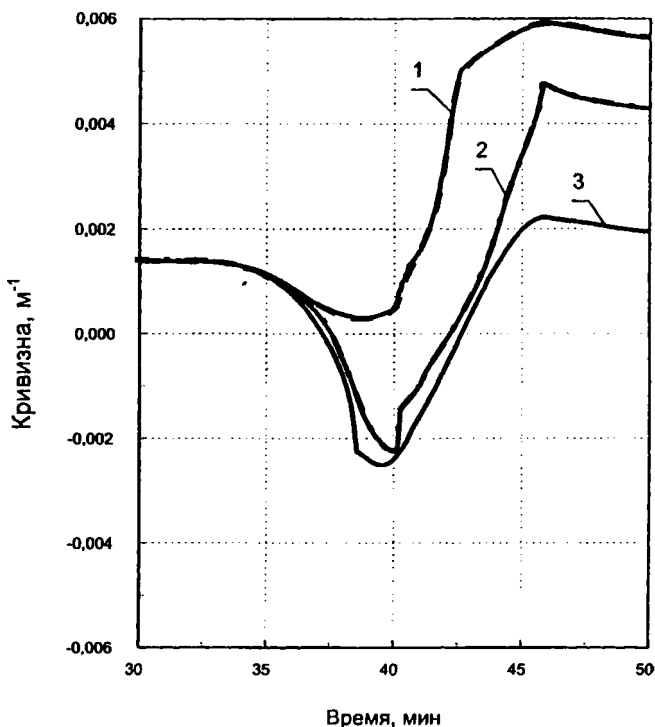


Рис. 7. Зависимость кривизны заготовки от времени при несимметричном нагреве и различных значениях предела текучести при фазовых переходах 1 – $\sigma_T = 5$ МПа; 2 – 50; 3 – $\sigma_T = 150$ МПа

де: при минимальном пределе текучести величина прогиба может достигать 60 см, что является недопустимым с точки зрения технологии, при высоком пределе текучести финальный прогиб составляет около 20 см соответственно увеличению коэффициента линейного расширения для стали.

* * *

В рамках несвязанной квазистатической задачи термоупругости разработан приближенный метод расчета деформаций и напряжений в призматических заготовках прямоугольного сечения с учетом эвтектичных фазовых переходов углеродистых сталей. Приведены

примеры полученных численных решений для симметричного и несимметричного нагрева заготовок из углеродистой стали.

Таким образом, деформация при фазовых переходах в сильной степени определяется не только начальной деформацией (изменением объема и коэффициента линейного расширения), но также и изменением предела текучести при фазовых переходах. Неупругие деформации, возникающие в момент перехода, могут существенно изменить финальную картину деформации и увеличить кривизну заготовки и соответственно ее прогиб в несколько раз.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике:** Справ. / Под ред. Б. Е. Неймарк. – М.; Л.: Энергия, 1967. – 240 с.
2. **Черешин В. Т.** Экспериментальная техника в физическом металловедении. – Киев: Техніка, 1968. – 280 с.
3. **Головин С. А., Пушкар А., Левин Д. М.** Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. – М.: Металлургия, 1987. – 190 с.
4. **Демидович Б. П., Марон И. А.** Основы вычислительной математики. – М.: ГИФМЛ, 1960. – 670 с.

УДК 669.18 (07)

Д. Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук, **В. Н. ПРОХОРЕНКО**,
А. С. ЗАЗЯН (РУП «БМЗ»)

ВЛИЯНИЕ СОВРЕМЕННЫХ СИСТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ ДСП НА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ И ТЕХНИКО- ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ ПЛАВКИ

Металлургия – одна из немногих отраслей промышленности, которая при резком снижении востребованности ее продукции в стране сумела быстро переориентироваться на мировые рынки. Продукция предприятий черной металлургии оказалась не только востребованной, но и конкурентоспособной. Для сохранения и упрочнения завоеванных позиций необходимо постоянное совершенствование и развитие отрасли с учетом мировых научно-технических достижений.

В настоящее время электрометаллургические предприятия в России и странах СНГ осуществляют крупномасштабную реконструк-

цию, ориентируясь на современные отечественные и зарубежные технологии производства.

Особая роль в металлургическом производстве отводится силовому электротехническому оборудованию: специальным электропечным трансформаторам, коммутационному оборудованию, измерительным устройствам, силовым фильтрам гармоник и т. д. От технических характеристик и надежности работы этого оборудования зависит себестоимость металла и экономические показатели металлургического производства.

Трансформатор является основным элементом высокомошной электропечной установки, от его параметров и надежности конструкции зависит эффективность работы электропечи. Помимо общих требований, предъявляемых к трансформаторам, электропечные трансформаторы должны обеспечивать [1] токи большой величины на вторичной стороне; сочетание очень малого напряжения на вторичной стороне со сверхвысоким напряжением на первичной стороне; регулирование напряжения под нагрузкой в широком диапазоне; надежную работу при резких изменениях нагрузки (от минимума при обрыве дуги до максимума при коротком замыкании электродов); малое значение напряжения короткого замыкания; возможность при необходимости раздельного регулирования значений трех фазовых напряжений.

В настоящее время выпускают два типа электропечных трансформаторов: стержневые и броневые (рис. 1). У стержневого

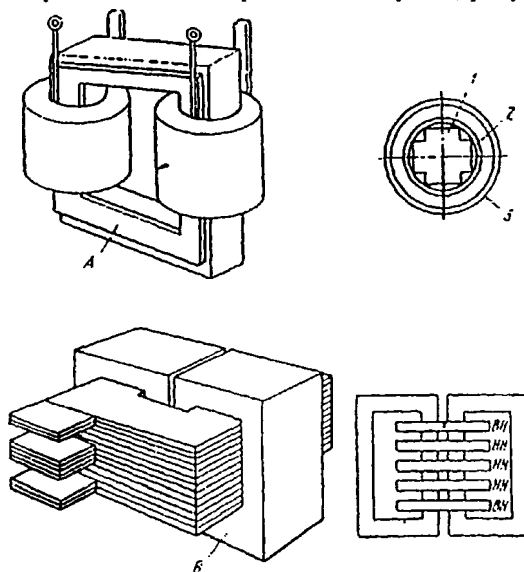


Рис. 1. Типы электропечных трансформаторов: А — стержневой трансформатор; Б — броневой трансформатор; 1 — сердечник; 2 — обмотка высокого напряжения; 3 — обмотка низкого напряжения

трансформатора катушки высшего и низшего напряжений выполнены в виде трубок, которые помещаются одна в другой. В отличие от распределяющих у печных трансформаторов вследствие высоких токов катушка низшего напряжения располагается снаружи.

У броневых трансформаторов катушки имеют пластинчатую (с выемкой по центру) форму; катушки высшего и низшего напряжения расположены внахлестку по высоте сердечника. Достоинством стержневых трансформаторов является удобство ремонта. Броневые трансформаторы обеспечивают более низкое реактивное сопротивление и возможность установки асимметричных напряжений по фазам.

Для питания дуговых печей используют трансформаторы с прямым и косвенным регулированием. У трансформатора с прямым регулированием в результате добавления витков при неизменном входном напряжении магнитный поток в железном сердечнике уменьшается, в связи с чем понижается напряжение вторичной обмотки. Диапазон регулирования вторичных напряжений может быть расширен еще более при схеме соединения обмотки высшего напряжения звезда – треугольник или по параллельно-последовательной схеме. Однако эти переключения должны осуществляться в обесточенном состоянии. При очень высоких первичных напряжениях широкий диапазон вторичных напряжений трансформатора с прямым регулированием получить невозможно.

Для таких случаев печной трансформатор выполняют по схеме с непрямым регулированием. Этот трансформатор объединяет два трансформатора в одном корпусе: основной и автотрансформатор. Автотрансформатор выполняют с переменным уровнем напряжения. Уровень напряжения выбирают таким образом, чтобы при заданном диапазоне регулирования напряжений можно было подобрать оптимальную конструкцию переключателя ответвлений по току и напряжению. Основной трансформатор имеет строго установленный коэффициент трансформации и дает основное вторичное напряжение. Вторичная обмотка автотрансформатора соединяется последовательно с вторичной обмоткой второго (основного) трансформатора. Изменяющееся вторичное напряжение автотрансформатора добавляется к постоянному вторичному напряжению основного трансформатора или вычитается из него.

Более экономично подключать к основному трансформатору автотрансформатор с прямым регулированием вследствие меньших его размеров и массы, а также более низкой стоимости. Однако в некоторых случаях необходимо использовать автотрансформатор с косвенным регулированием, например при использовании стержневого трансформатора, если требуется одинаковый интервал напряжений между ступенями или асимметричное регулирование напряжений по фазам. Трансформатор с косвенным регулированием также требуется, если подключение производится к сети с очень высоким напряжением, когда возникает проблема с изоляцией свободной части обмотки высокого напряжения или не имеется подходящего печного выключателя. При использовании трансформатора с непрямым регулированием печной выключатель может быть выполнен на среднее напряжение в случае, если его поместить в промежуточном контуре трансформатора.

Одним из требований к трансформаторам современных сверхмощных дуговых сталеплавильных печей является возможность обеспечения постоянной мощности на ряде верхних ступеней напряжения. Такое конструктивное решение, хотя и вынуждает иметь несколько завышенную мощность трансформатора, позволяет оптимизировать электрический режим плавки при работе печей в различных технологических условиях и улучшить производственные показатели. Наличие в печном трансформаторе высших ступеней постоянной мощности в достаточно широком диапазоне вторичного напряжения позволяет (в результате работы в период плавления на меньших, чем обычно, токах) уменьшить электрические потери и снизить расход электродов.

В последние годы некоторые зарубежные фирмы перешли к изготовлению трансформаторов с выводами, соответствующими использованию на псчс схемы короткой сети «триангулированная звезда» на электродах, что позволяет избежать установки шинного моста со сложной системой перешихтовки начал и концов всех трех обмоток трансформатора, необходимой для перехода от схемы «треугольник на выводах, трансформатора» к схеме «триангулированная звезда». При переходе на новую систему расположение выводов трансформатора осуществляется также по вершинам треугольника в соот-

ветствии с расположением кабельных гирлянд и подвижных токоподводов. В этом случае при некотором усложнении конструкции трансформатора существенно уменьшается длина вторичного токоподвода.

Одним из путей улучшения технико-экономических показателей работы ДСП является увеличение номинальной мощности печного трансформатора. Помимо роста производительности и сокращения токового времени плавки повышение энергонасыщенности печи путем увеличения вводимой активной мощности позволяет снизить удельный расход электроэнергии.

Полезная мощность (мощность дуг), вводимая в ДСП, рассчитывается по формуле [2]

$$P_d = S K_n \mu_3 \lambda, \quad (1)$$

где S – номинальная мощность печного трансформатора, МВ·А; K_n – средний коэффициент использования мощности в энергетический период плавки; $\mu_3 = P_d/P_a$ – электрический КПД установки, учитывающий потери мощности во вторичном токовом; $\lambda = P_a/S$ – коэффициент мощности ($\cos \varphi$), характеризующий отношение активной мощности цепи низкого напряжения к номинальной мощности трансформатора.

Теоретически ввод 1 МВт дополнительной активной мощности приводит к снижению энергопотребления на 2,2 кВт·ч/т [3].

Время энергетического периода плавки определяется [4] из частного баланса энергии по формуле

$$\tau_3 = (W_{\text{пол}})/(S K_n \mu_3 \lambda - P_{2\text{тп}}), \quad (2)$$

где $W_{\text{пол}} = W_{2\text{у.т}} m_{\text{ш}}$ – полезная энергия, МВт·ч; $W_{2\text{у.т}}$ – теоретическое удельное значение полезной энергии, МВт·ч/т; $m_{\text{ш}}$ – масса металлошихты, т; $P_{2\text{тп}} = k \cdot 0,14 m_0^{0,67}$ – мощность тепловых потерь ДСП за энергетический период [4], МВт; k_2 – коэффициент, учитывающий возможное изменение мощности тепловых потерь, для ДСП-100 $k_2 = 5$; m_0 – номинальная вместимость печи, т.

Согласно данным источника [4], $W_{2\text{у.т}} = 0,26$ МВт·ч/т; для 100-тонной ДСП $m_{\text{ш}} = 120$ т, $m_0 = 100$ т. Находим величину полезной энергии для такой печи:

$$W_{\text{пол}} = W_{2\text{ут}} m_{\text{ш}} = 0,26 \cdot 120 = 31,2 \text{ МВт}\cdot\text{ч.}$$

Рассчитаем мощность тепловых потерь:

$$P_{2\text{т.п}} = k_2 \cdot 0,14 m_0^{0,67} = 5 \cdot 0,14 \cdot 100^{0,67} = 15,3 \text{ МВт.}$$

Используя формулы (1) и (2), можно расписать сокращение времени плавки при замене трансформатора 75 МВ·А на трансформатор 95 МВ·А при его использовании на ДМП-100:

$$\Delta\tau_{\text{Э}} = W_{\text{пол}}/(P_{\text{д}} - P_{2\text{т.п}}) - W_{\text{пол}}/(P'_{\text{д}} - P_{2\text{т.п}}),$$

где $P_{\text{д}}$ и $P'_{\text{д}}$ – мощность дуг соответственно до и после замены трансформатора, МВт.

Для ДСП, работающих в условиях РУП «БМЗ», путем снятия характеристик печного трансформатора и построения круговых диаграмм получены значения коэффициентов использования мощности, коэффициента мощности и коэффициента электропотерь (табл. 1).

Таблица 1. Характеристики печных трансформаторов

Трансформатор 75 МВ·А	Трансформатор 95 МВ·А
$K_{\text{п}} = 1$	$K_{\text{п}} = 0,9$
$\mu_3 = 0,97$	$\mu_3 = 0,97$
$\lambda = 0,84$	$\lambda = 0,82$

Мощность дуг, рассчитанная по формуле (1):

$$P_{\text{д}} = S K_{\text{п}} \mu_3 \cdot \lambda = 75 \cdot 1 \cdot 0,97 \cdot 0,84 \approx 61,11 \text{ МВт,}$$

$$P'_{\text{д}} = S' \cdot K_{\text{п}} \cdot \mu_3 \cdot \lambda = 95 \cdot 0,9 \cdot 0,97 \cdot 0,82 \approx 68,01 \text{ МВт,}$$

откуда сокращение времени плавки

$$\Delta\tau_{\text{Э}} = W_{\text{пол}}/(P_{\text{д}} - P_{2\text{т.п}}) - W_{\text{пол}}/(P'_{\text{д}} - P_{2\text{т.п}}) = 31,2/(61,11 - 15,3) - 31,2/(68,01 - 15,3) = 0,098 \text{ ч, или } 5,9 \text{ мин.}$$

В настоящее время дуговые сталеплавильные печи на РУП «БМЗ» реконструируются.

В ходе проведения реконструкции ДСП-2 ЭСПЦ-1 произведен монтаж и подключение нового печного трансформатора номиналь-

ной мощностью 95 + 10 МВ·А и установлена система управления электродами производства фирмы «SIEMENS» с оптимизацией процесса на базе нейронной сети; к печному трансформатору ДСП-2 подключен дроссель (реактор) дополнительной индуктивности.

Система регулирования SIMELT-AC-NEC выполнена на программируемом контроллере SIMATIK S7-400 и на промышленном компьютере Pentium. Самообучающаяся система регулирования SIMELT-AC-NEC эффективно управляет процессом благодаря использованию гибридной модели, являющейся комбинацией математической модели электропечного контура и нейронной сети. Использование данной системы позволяет автоматически поддерживать максимально допустимый уровень активной мощности на всем протяжении плавки при рациональном распределении излучения дуг внутри печи.

Система регулирования SIMELT-AC-NEC состоит из трех устройств-систем и имеет ряд функций, определяющих оптимальную работу регулятора с трансформатором, печью, электродами, обеспечивая точность регулирования рабочей точки дуги при плавлении металлошихты, состоит из следующих элементов:

1) устройство PLC (программно-локальный компьютер) контроллера S7-400 состоит из корзины «Симатика», в которой размещены ячейки процессора аналоговых и цифровых входов и выходов; в памяти ячейки процессора находится программа регулирования электродами. PLC контроллер осуществляет регулирование движения электродов;

2) устройство «NEC-компьютер» с установленной в нем программой осуществляет оптимизацию ввода мощности путем корректировки задаваемого PLC-контроллером управляющего напряжения на сервоклапан;

3) устройство «компьютер WinCC» с сервером осуществляет отображение настроек и протекающих процессов в PLC-контроллере S7-400 и компьютере NEC. В нем также хранятся архивы прошедших событий.

Начальное проплавление корзины с токами, по величине отличающимися от рабочих, обеспечивает возможность эффективно разбивать металлическую шихту и снижает вероятность поломок электродов в начале плавления металлошихты.

В системе оптимизации NEC для снижения теплового воздействия на стеновую футеровку используется возможность перераспре-

деления излучения фаз, а при достижении температурой стеновых панелей определенного значения (+70 °С) происходит автоматическое снижение рабочей ступени трансформатора для предупреждения перегрева панелей. Технические характеристики установленного оборудования приведены в табл. 2.

Таблица 2. Сервисный реактор

Параметр	Показатель
Количество фаз	3
Проходная мощность, МВ·А	95
Максимальная реактивная мощность, МВ·А	21,5
Номинальное напряжение, В	33000
Номинальная сила тока, А	1662
Реактивность, Ом	0–0,65–1,274–1,664–2,106–2,6
Частота, Гц	50
Трансформатор 95МВ·А	
Номинальная мощность, МВ·А	95
Напряжение первичной обмотки, В	33000
Напряжение вторичной обмотки, В	420–960
Сила тока первичной обмотки, А	923–1662
Максимальная сила тока вторичной обмотки, А	72500
Частота, Гц	50

Основные технико-экономические показатели работы ДСП-2 до и после реконструкции с использованием трансформатора мощностью 75МВ·А и мощностью 95МВ·А с новой системой регулирования электродов показали снижение удельного расхода электроэнергии, электродов снижение времени под током (табл. 3) [5].

Таблица 3. Технико-экономические показатели работы ДСП-2 до и после реконструкции

Параметр	Трансформатор 75 МВ·А («Simelt»)»	Сервисный реактор, трансформатор 95 МВ·А («Simelt-AC-NEC»)»	Улучшение показателя, %
Время под током, мин	46,9	44,70	4,69
Удельный расход электроэнергии, кВт/ч	496,92	474,68	4,48
Удельный расход электродов, кг/т	2,246	2,148	4,36

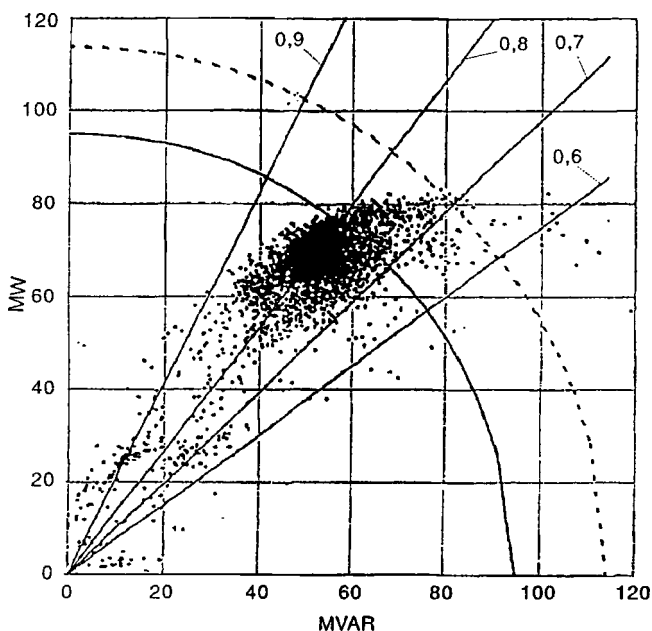


Рис. 2. Круговая диаграмма режима работы трансформатора и устойчивости электрической дуги

Круговые диаграммы режима работы трансформатора и устойчивости электрической дуги показывают, что произошел рост «кучности» рабочих точек, их более плотное группирование подтверждает способность новой системы на более высоком уровне поддерживать стабильность тока (рис. 2) [5]. Устойчивые режимы работы снизили тепловое воздействие на стеновую футеровку и температуру водоохлаждаемых панелей.

При увеличении мощности трансформатора (до 95 МВА) недостатком является малый диаметр рабочего пространства печи (пространства выше уровня откосов ванны, ограниченного внутренней поверхностью футеровки стены и свода), так как дуговая сталеплавильная печь построена и рассчитана для трансформатора мощностью 75 МВ·А. Дело в том, что основой тепловой работы ДП при заданном энергетическом режиме плавки является рациональное распределение в рабочем пространстве тепловых потоков излучения от

электрических дуг в соответствии с тепловоспринимающей способностью ванны, стены и свода.

Работоспособность огнеупорной футеровки, зависящая от механизма разрушения материала (оплавление либо растрескивание) или перегрева водоохлаждаемых элементов, определяется величиной тепловой нагрузки, температурными условиями, физико-химическим взаимодействием с печной атмосферой и т. п. Тепловая нагрузка футеровки стены является следствием теплообменных процессов в свободном пространстве печи и в первую очередь может быть оценена плотностью теплового потока q , падающего от дуги как «точечного» источника излучения на данную площадку футеровки стены в соответствии с законами направления и расстояния [6].

Это приводит к работе трансформатора не в полную мощность, простоям за счет перегрева водоохлаждаемых элементов печи в первую очередь против электродов, потерям тепловой энергии за счет перегрева охлаждающей жидкости, повышенному расходу огнеупорных изделий и низкой стойкости водоохлаждаемых элементов печи.

В результате анализа работы дуговой сталеплавильной печи с новым трансформатором мощностью 95 МВ·А и системой регулирования SIMELT-AC-NEC отмечено снижение времени под током, удельного расхода электроэнергии, удельного расхода электродов, однако до настоящего момента не полно используются возможности трансформатора мощностью 95 МВА. Для увеличения производительности и полного использования возможностей трансформатора мощностью 95 МВ·А необходимо дополнительно изменить конструкцию каркаса и свода ДСП для снижения облучаемости водоохлаждаемых элементов электрическими дугами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Pfeiffer G. Elektrische Auslegung und Auszurustung von Lichtbogenhofen // Radex-Rundschau. – 1984. – N 2. – S. 359–377.
2. Смоляренко В. Д., Девитайкин А. Г., Попов А. Н., Бесчаснова М. А. Энерготехнологические особенности процесса электроплавки стали и инновационный характер его развития // Электromеталлургия. – 2003. – № 12. – С. 12–19.
3. Энергосбережение при электроплавке // Материалы рос.-герм. семинара, 21–30.04.1996 г. / Национальный комитет по электротехнологии, семинар по электроплавке и электропечам. АО «ВНИИЭТО». – 1996.

4. Егоров А. В. Расчет мощности и параметров электроплавильных печей: Учеб. пособие для вузов. – М.: МИСИС, 2000. – 272 с.

5. Патент ВУ 2182 У, 30.09.2005 г.

6. Егоров А. В. Электроплавильные печи черной металлургии: Учеб. для вузов. – М.: Металлургия, 1985. С. 50–55, 60–62, 68, 77–79, 85–88.

УДК 669.1.054.85

Д. Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук (РУП «БМЗ»)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ВОДОРОДА ПРИ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ НА КАЧЕСТВО КАТАНОЙ И НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ

Одним из самых распространенных пороков непрерывнолитых и катаных трубных заготовок является образование флокенов. Флокены представляют собой беспорядочно расположенные трещины различной длины (рис. 1). Расположены они, как правило, в центральной части непрерывнолитой заготовки. В изломе закаленного образца флокены имеют вид светлых пятен округлой или овальной

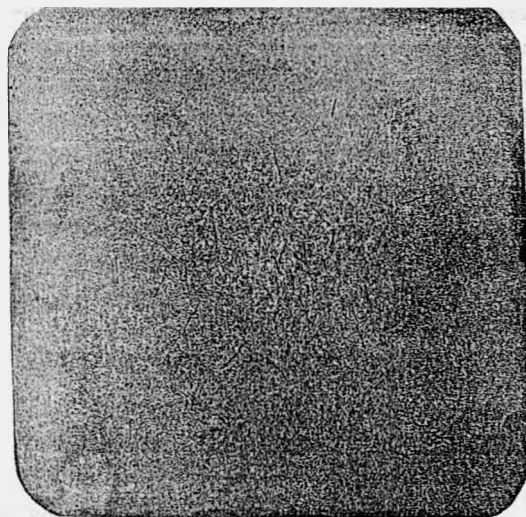


Рис. 1. Флокены – поперечный темплет

формы, отличающихся кристаллическим строением. Поверхность флокена блестящая, более крупнокристаллическая, излом же самого образца матовый, волокнистый. На микрошлифах флокены имеют вид зигзагообразных трещин.

Проблема флокенов в стали до настоящего времени является одной из актуальнейших проблем при получении качественных сталей и за-

готовок. Долгое время металлурги не могли установить не только механизм, но и причины образования флокенов: часто они возникали совершенно неожиданно и вне связи с химическим составом, термической обработкой или характером пластической деформации стали. Впоследствии было показано на значительном экспериментальном материале, что прослеживается четкая связь влажности шихты и воздуха с вероятностью появления флокенов. Это доказывало важную роль водорода в их возникновении. В настоящее время установлено, что ответственными за появление флокенов в стали следует считать водород и внутренние напряжения [2].

Термодинамика растворения водорода в железе. Растворимость водорода в железе изучена достаточно подробно. Характерной особенностью является скачкообразное изменение его растворимости при кристаллизации и полиморфных превращениях в железе и сплавах на его основе (рис. 2). Растворимость водорода при кристаллизации уменьшается с 24,5 ppm ($27,4 \text{ см}^3/100 \text{ г}$) в жидком железе до 7 ppm ($7,8 \text{ см}^3/100 \text{ г}$) в твердом при температуре кристаллизации. Столь резкое уменьшение растворимости приводит в ряде случаев к образованию подкорковых газовых пузырей [3].

Однако более неблагоприятной является очень низкая растворимость водорода при комнатной температуре, что вызывает пересыщение твердого металла водородом, возникновение водородного охруп-

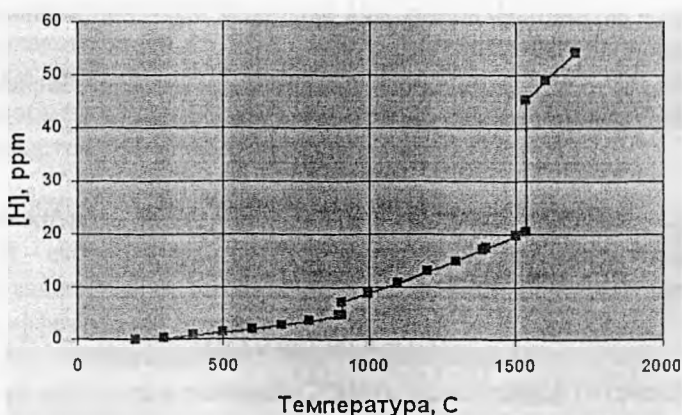
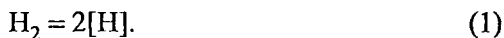


Рис. 2. Зависимость растворимости водорода в железе от температуры

чивания и образование микро- и макродефектов. Эти процессы могут заметно усиливаться вследствие развития ликвационных явлений при кристаллизации.

По характеру влияния на растворимость водорода в жидком железе легирующие элементы можно подразделить на три группы. Первая группа включает элементы Mn, Co, Ni, Cr, Mo, которые по своим свойствам близки к железу и поэтому практически не влияют на растворимость водорода. Вторая группа включает элементы, повышающие растворимость водорода (Ti, Zr, Nb, V). Эти элементы обладают большей силой связи с водородом, нежели с железом, и образуют гидриды в растворе железа. Третья группа включает элементы C, B, Si, Al, P, понижающие растворимость водорода в железе. Подобное влияние на растворимость водорода элементов этой группы объясняется достаточно сильным взаимодействием атомов железа с атомами легирующих элементов и снижением активности атомов железа как сорбентов водорода [4].

Как известно, реакция растворения водорода в железе выглядит следующим образом:



Константа равновесия этой реакции описывается уравнением

$$K_{\text{H}} = a_{[\text{H}]}^2 / p_{\text{H}_2}, \quad (2)$$

где $a_{[\text{H}]}$ – активность водорода в расплаве; p_{H_2} – парциальное давление водорода над расплавом, атм.

Так как раствор водорода в железе является разбавленным, то можно записать

$$a_{[\text{H}]} = f_{[\text{H}]} [\text{H}], \quad (3)$$

где $f_{[\text{H}]}$ – коэффициент активности водорода; $[\text{H}]$ – содержание водорода в расплаве, мас. %.

Из уравнений (2) и (3) следует

$$[\text{H}] = K_{\text{H}} / f_{[\text{H}]} \sqrt{p_{\text{H}_2}}. \quad (4)$$

Уравнение (4) известно как закон Сивертса.

Температурная зависимость константы равновесия реакции (1) имеет следующий вид [1]:

$$\lg(K_H) = -1900/T - 1,577. \quad (5)$$

В процессах производства и разливки стали ее взаимодействие с водородом (парами воды) осуществляется в основном через шлак.

Экспериментально установлено, что при растворении водорода или паров воды в оксидных расплавах выполняется закон Сивертса.

Растворимость осушенного водорода в шлаках системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ различного состава при 1500°C очень мала (около $1 \text{ см}^3/100 \text{ г}$), однако если снизить кислородный потенциал системы (например, раскисляя шлак алюминием), то растворимость водорода существенно возрастает (до $100 \text{ см}^3/100\text{г}$). В окислительных условиях растворимость водорода в шлаках снижается настолько, что при имеющихся погрешностях не удается достаточно надежно определить ее величину [5].

Используя данные по растворимости водорода в шлаках и коэффициенту диффузии, можно определить водородопроницаемость шлаков. Для изученных систем при 1600°C проницаемость шлаков находится в пределах $(5,6-20,1) \cdot 10^{-10}$ моль $\text{H}_2\text{O}/(\text{см}\cdot\text{с})$. В соответствии с экстремальным изменением растворимости и коэффициента диффузии в расплавах системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ водородопроницаемость имеет максимальное значение вблизи состава 45% CaO , 26% Al_2O_3 , 29% SiO_2 . Невелико различие в водородопроницаемости и для промышленных шлаков. Для расплавов, содержащих около 53% SiO_2 , она составляет около $9,5 \cdot 10^{-10}$ моль $\text{H}_2\text{O}/(\text{см}\cdot\text{с})$, а для основных шлаков (около 15% SiO_2) оказывается примерно в 1,5 раза выше – $14,5 \cdot 10^{-10}$ моль $\text{H}_2\text{O}/(\text{см}\cdot\text{с})$ [5].

Массообмен между расплавом и газом, протекающий во времени, описывается уравнением первого порядка [1]:

$$d[\text{H}]/dt = kS([\text{H}]^* - [\text{H}])/V, \quad (6)$$

где $d[\text{H}]/dt$ – скорость реакции (1); t – время; k – коэффициент массопереноса, зависящий от интенсивности перемешивания расплава; S – площадь эффективной поверхности контакта расплава и газа; $[\text{H}]^*$ – равновесное содержание водорода на поверхности расплава; $[\text{H}]$ – содержание водорода в расплаве; V – объем расплава.

Разделяя переменные и интегрируя уравнение (6) в пределах $[\text{H}]_0 - [\text{H}]$ и $0 - t$, получаем

$$\ln\left(\frac{[I]^* - [I]}{[H]^* - [H]_0}\right) = -kSt/V. \quad (7)$$

Из уравнений (4) и (7) следует, что массообмен между металлом и газом (водородом) зависит от давления, устанавливаемого над расплавом, величины удельной поверхности (S/V) контакта металла и газа, а также от времени взаимодействия. Для обеспечения наиболее полной дегазации металла необходимо обеспечить максимально низкое давление за короткое время и иметь развитую удельную поверхность контакта металла и газа, что достигается при кипении вапны или продувкой металла инертным газом.

Для условий циркуляционного вакуумирования уравнение (7) видоизменяется [1]:

$$\ln\left(\frac{[H]^* - [H]}{[H]^* - [H]_0}\right) = t/\{(V - V^*)(1/V + 1/(k^*F^*))\}, \quad (8)$$

где $[H]^*$ – равновесное содержание водорода в металле, находящемся в камере вакууматора; $[H]_0$ – начальное содержание водорода в металле; $[H]$ – содержание водорода в металле в момент времени t ; V и V^* – объем металла в ковше и вакуум-камере; k^* и F^* – коэффициент массопереноса и площадь поверхности раздела металл – газ в камере вакууматора.

Из уравнения (8) следует, что, кроме перечисленных выше условий наиболее полной дегазации, для циркуляционного вакууматора существует специфическое условие – максимально возможный объем металла, находящийся в вакуум-камере.

Методы экспериментального определения содержания водорода в стали. Пробоотбор жидкой стали для определения содержания водорода является одной из самых трудных задач в аналитической практике вследствие резкого падения растворимости водорода в стали при кристаллизации и аномально высокой диффузионной подвижности атомов водорода как в жидком, так и в твердом железе. Этим объясняется то, что до сих пор нет общепринятого стандартного метода данных измерений.

Методы отбора проб можно разделить на открытые и закрытые. При открытом методе металл заливают в медный кокиль или отбирают пробу в кварцевую трубку и охлаждают ее с максимально возможной скоростью, предотвращая выделение водорода. Хранение

образца производят при низких температурах, как правило, в жидком азоте. При использовании этого метода возможны ошибки систематического характера, связанные с одновременным поглощением и удалением водорода при закалке пробы в воде. Поглощение водорода горячей пробой из воды компенсируется некоторой его потерей при кристаллизации. При закрытом или газосборном методе проводится улавливание и сбор выделяющегося в процессе кристаллизации водорода в специальную металлическую или кварцевую ампулу. Этот метод исключает потери водорода при кристаллизации пробы и его поглощение при закалке пробы в воде. Конструктивно метод значительно сложнее открытого способа.

В литературе имеются данные о сравнении этих методов. Установлено, что открытый метод занижает результаты, причем это особенно заметно при повышенных содержаниях водорода в стали (4–5 ppm) [2, 3]. Остаточное содержание водорода в пробах, отобранных обоими способами, как правило, определяется методом вакуум-нагрева.

Все эти методы не отличаются экспрессностью – от момента отбора пробы до получения результатов, как правило, проходит не менее 30 мин, за которые ситуация может значительно измениться. Поэтому оперативный контроль содержания водорода в жидкой стали по ходу процесса производства стали не получил должного развития.

В последнее время на металлургических заводах дальнего зарубежья, производящих качественные стали, контроль содержания водорода в жидкой стали начали производить с помощью системы «Hydris», разработанной фирмой «Heraeus Electro-Nite». Данная система позволяет определить содержание водорода в жидкой стали в течение 1,5–2 мин без трудоемкого процесса отбора проб.

Основными компонентами системы «Hydris» являются сменный блок для ввода в расплав и сбора несущего газа, штанга для погружения, пневматический блок, обеспечивающий циркуляцию несущего газа и его анализ, пневматический кабель между штангой и пневматическим блоком и процессорный блок для управления измерением и обработки его результатов.

В отличие от других зондов погружения (измерение температуры, активности кислорода и т. п.) «Hydris» содержит газопроводящие трубки вместо электрических проводов. Основой сменного блока являются

ся две газопроводящие трубки и пористый колпачок-наконечник. Несущий газ (азот) подается из пневматического блока по пневмокабелю через барботажную трубку в расплав. Растворенный в стали водород диффундирует в пузырьки несущего газа, который затем собирается пористым наконечником. Пористый наконечник пропускает только газ и не пропускает металл. Через всасывающие трубки несущий газ поступает обратно в пневмоблок, где в нем измеряется парциальное давление водорода детектором по теплопроводности (ДТП).

Несущий газ циркулирует по закрытой системе и при прохождении через жидкую сталь насыщается водородом. После некоторого количества циклов циркуляции парциальное давление водорода в нем становится равным парциальному давлению водорода, равновесному с содержанием водорода в жидком металле.

Измерение начинается сразу же после погружения сменного блока в расплав и заканчивается в момент, когда ДТП фиксирует стабилизацию содержания водорода в несущем газе. Содержание водорода в расплаве рассчитывается автоматически путем пересчета парциального давления водорода согласно закону Сивертса (4).

Результаты экспериментального измерения содержания водорода при внепечной обработке стали. Были проведены измерения содержания водорода в стали в процессе внепечной обработки. Измерения производились в начале обработки, по окончании вакуумирования металла и перед передачей плавки на МНЛЗ-3. По ходу обработки фиксировались технологические параметры, а также время и температура металла в момент измерения.

Полученные данные о содержании водорода в основные периоды внепечной обработки стали позволили получить кинетические уравнения процессов дегазации и наводороживания металла после вакуумирования.

Условия дегазации в вакууматоре RH:
для углеродистых сталей

$$\ln([H]/[H]_0) = -0,103 \cdot t - 0,065, \quad (9)$$

где $[H]$ – содержание водорода в металле в момент времени t , ppm;
 $[H]_0$ – содержание водорода в металле перед началом вакуумирования, ppm; t – время вакуумирования, мин;

для легированных сталей

$$\ln([H]/[H]_0) = -0,078*t - 0,031; \quad (10)$$

для стали для металлокорда

$$\ln([H]/[H]_0) = -0,082*t - 0,020. \quad (11)$$

Условия дегазации в вакууматоре VD:

для углеродистых сталей

$$\ln([H]/[H]_0) = -0,028*t - 0,004; \quad (12)$$

для легированных сталей

$$\ln([H]/[H]_0) = -0,041*t - 0,011. \quad (13)$$

Условия наводороживания металла после вакуумирования:

$$\ln([H]/[H]_0) = 0,007*t + 0,055, \quad (14)$$

где $[H]$ – содержание водорода в металле в момент времени t , ppm;
 $[H]_0$ – содержание водорода в металле после вакуумирования, ppm;
 t – время по окончании вакуумирования, мин.

Из уравнений (9)–(13) видно, что константа скорости реакции дегазации в вакууматоре RH выше, чем в вакууматоре VD. Это можно объяснить только тем, что в вакууматоре RH создаются более благоприятные условия для дегазации, чем в вакууматоре VD. Уравнения дегазации в вакууматоре VD имеют более низкий коэффициент корреляции, чем в вакууматоре RH.

Уравнения (9)–(13) позволяют рассчитать длительность вакуумной обработки стали для достижения заданного уровня содержания водорода в стали. Для этого необходимо знать начальное содержание водорода. Уравнение (14) позволяет прогнозировать повышение содержания водорода в стали по окончании вакуумирования. Однако константа скорости наводороживания металла в уравнении (14) довольно сильно зависит от типа и количества присадок в ковш после вакуумирования. Так, установлено, что присадка 150 кг известни и 40 кг плавикового шпата приводит к увеличению содержания водорода на 1 ppm, а отдача силикокальциевой проволоки увеличивает $[H]$ на 0,5–1 ppm в зависимости от количества присаженной про-

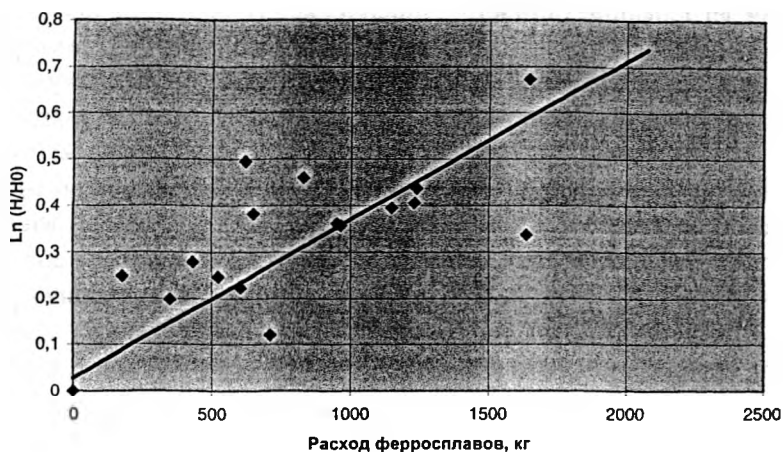


Рис. 3. Изменение содержания водорода при присадке ферросплавов

локи. Изменение содержания водорода при присадке ферросплавов представлено на рис. 3. По полученным данным удалось получить эмпирическое уравнение зависимости повышения содержания водорода в стали при присадке ферросплавов:

$$\ln([H]/[H]_0) = 0,0003 * m - 0,027, \quad (15)$$

где $[H]$ – содержание водорода в металле после присадки ферросплавов, ppm; $[H]_0$ – содержание водорода в металле до присадки ферросплавов, ppm; m – масса присаженных ферросплавов, кг.

Анализ результатов отделки проката показал, что вероятность появления брака при ультразвуковом контроле (УЗК) резко повышается при содержании водорода в металле для углеродистых сталей свыше 4 ppm перед передачей плавки на МНЛЗ-3. Для легированных сталей этот порог находится на уровне 2,0–2,5 ppm в зависимости от диаметра проката. Зависимость среднего брака по УЗК при отделке проката углеродистых и легированных сталей представлена на рис. 4.

Пороговое значение содержания водорода в стали при разливке в зависимости от размера заготовки не должно превышать значений, указанных на рис. 5.

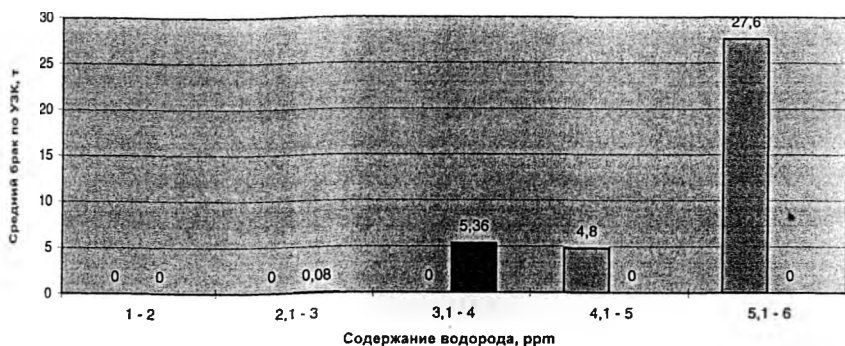


Рис. 4. Среднее значение брака в зависимости от содержания водорода

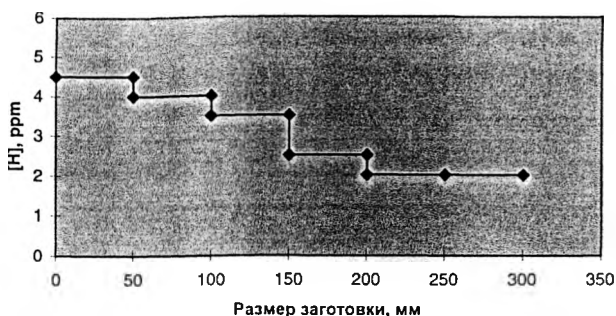


Рис. 5. Зависимость содержания водорода от размеров непрерывнолитой заготовки

Для изучения влияния водорода на образование межкристаллитных трещин и флокенов в макроструктуре проката из легированных сталей были оставлены по одной штанге от нескольких плавков с различным содержанием водорода (от 3 до 5,5 ppm). Остальные штанги плавков проходили противфлокенную обработку в колодцах замедленного охлаждения. От опытных штанг отбирались пробы длиной не менее 300 мм, от которых отрезались темплеты для контроля макроструктуры. Пробы отбирались через 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 10, 20 и 30 сут. Металлографические исследования опытных штанг показали, что независимо от содержания водорода в металле перед передачей плавки на МНЛЗ-3 (в пределах от 3 до 5,5 ppm) межкристаллитные трещины и флокены в макроструктуре проката появляются уже через 1 сут. Дальнейшая выдержка проката не увеличивает числа тре-

щин на макротемплетах. Характерный вид макроструктуры металла легированных марок сталей, прошедших и непрошедших противифлокенную обработку, представлен на рис. 6 и 7.

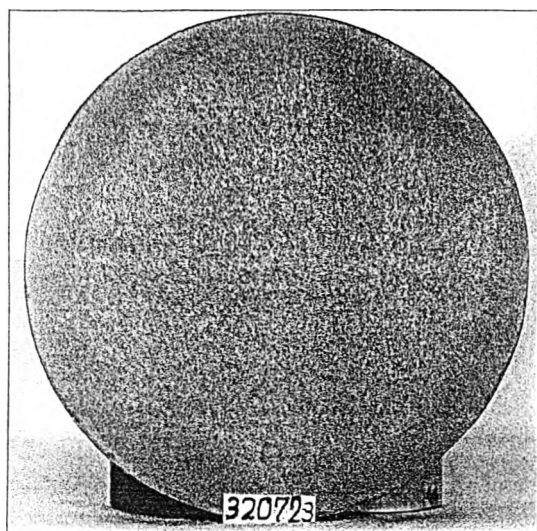


Рис. 6. Макроструктура проката после охлаждения в коiledцах

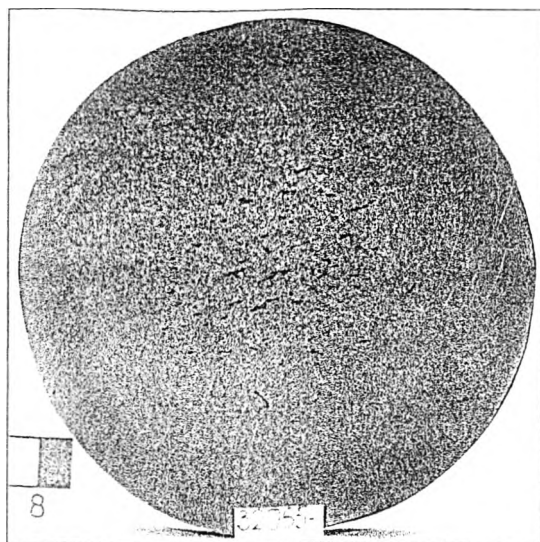


Рис. 7. Макроструктура проката без охлаждения в коiledцах

Таким образом, исследована динамика изменения содержания водорода в металле по ходу выпечной обработки стали. Определены коэффициенты регрессии в уравнении дегазации стали на установках RH и VD, позволяющие рассчитывать длительность вакуумной обработки металла для достижения заданных значений содержания водорода в металле. Установлены пороговые значения содержания водорода перед началом разливки для углеродистых и легированных марок сталей, при превышении которых резко возрастает вероятность появления брака при ультразвуковом контроле готового проката.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кнюпель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. М.: Metallurgia, 1984. – 416 с.
2. Шаповалов В. И., Трофименко В. В. Флюксы и контроль водорода в стали. – М.: Metallurgia, 1987. – 160 с.
3. Лузгин В. П., Явойский В. И. Газы в стали и качество металла. – М.: Metallurgia, 1983. – 230 с.
4. Морозов А. Н. Водород и азот в стали. – М.: Metallurgia, 1968. – 284 с.
5. Понель С. И., Сотников А. И., Бороненков В. Н. Теория металлургических процессов. – М.: Metallurgia, 1986. – 464 с.

УДК 669.046

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси),
Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НИИ «Плазан»)

К ВОПРОСУ РАСЧЕТА ДОПУСТИМОЙ СКОРОСТИ НАГРЕВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ (НА ПРИМЕРЕ СЛИТКОВ СТАЛИ P18)

Быстрорежущая сталь P18 является одной из наиболее твердых и хрупких сталей, в связи с чем нагрев слитков и заготовок данной марки стали ведется с большими предосторожностями. Исследованиями Е. А. Клаустинга [1] показано, что для отожженных слитков стали ЭР (близкой по составу к стали P18) массой 200 кг безопасная по условиям сохранения сплошности металла температура печи при посадке слитков равна 1150 °С. Вместе с тем при посадке в печь сы-

рых (неотожженных) слитков стали ЭР безопасной является температура печи, равная 850 °С (для слитков массой 200 кг, средним диаметром 230 мм) и 650 °С (для слитков массой 300 кг, диаметром 280 мм). Таким образом, в опытах Е. А. Клаустинга показано, что допустимая температура печи при посадке неотожженных слитков заметно уменьшается с увеличением массы и среднего диаметра слитков стали ЭР.

Проблема определения допустимой (по условиям сохранения сплошности металла) скорости нагрева неотожженных слитков стали Р18 приобрела актуальность на Челябинском металлургическом заводе в связи с освоением режимов нагрева в методических печах слитков массой 610 кг, средним диаметром 320–330 мм.

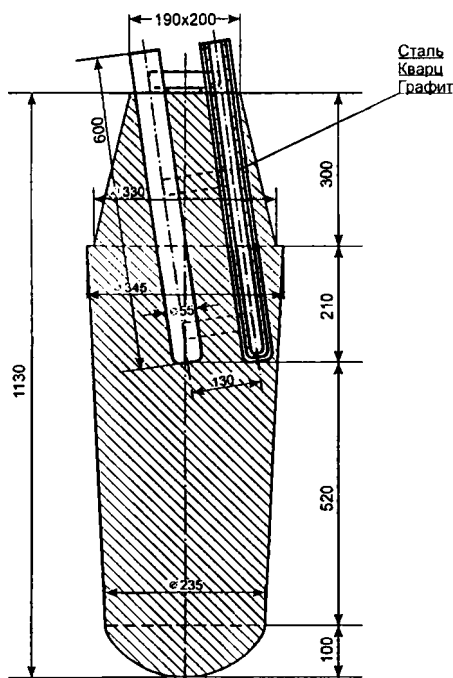


Рис. 1. Схема расположения защитных труб для термомпар, используемых при изучении температур в слитке стали Р18 при его охлаждении и нагреве

Ниже в краткой форме изложены результаты экспериментальных и расчетных работ, посвященных решению указанной проблемы.

К числу важнейших показателей температурного режима стального слитка в процессах его охлаждения и нагрева относятся изменение во времени температур на оси и поверхности слитка, а также максимальная разность температур вдоль радиуса слитка. Для введения термомпар в нагреваемый слиток создавали цилиндрические каналы в теле слитка путем вмораживания глухотонных графитных трубок в тело слитка на стадии затвердевания, как показано на рис. 1. Учитывая возможность частичного растворения углерода в жидкой стали, графитовые трубки

размещали в глухонные кварцевые стаканы, причем нижние концы трубок ориентировали таким образом, чтобы горячие спаянные термопары, размещенные в отверстиях, образованных трубками, попали на линию продольной оси слитка и вблизи от его поверхности.

Защитные чехлы (трубки) вводили в полость изложницы перед началом разливки, причем для необходимой (наклонной) ориентации чехлы помещали в стальные стаканы, которые путем сварки крепились к арматуре прибыльной надставки.

Создание отверстий в теле слитка указанным выше способом позволило избежать весьма трудоемкой операции высверливания отверстий в стали марки Р18, отличающейся весьма высокой твердостью. Кроме того, наличие защитных чехлов позволило выполнить измерение температур

в двух указанных точках слитка в процессе затвердевания и последующего охлаждения, что представляет интерес для теории затвердевания расплава. При проведении экспериментов использовали платино-платинородиевые термопары, фиксация показаний термопар осуществлялась с применением электронных потенциометров типа ЭПП-09.

На рис. 2 представлены результаты измерений температуры на оси (T_0) и вблизи от поверхности слитка (T_1), а также непосредственно температуры поверхности ($T_{поверх}$), найденной путем интерполяции, и максимальной разности температур вдоль радиуса

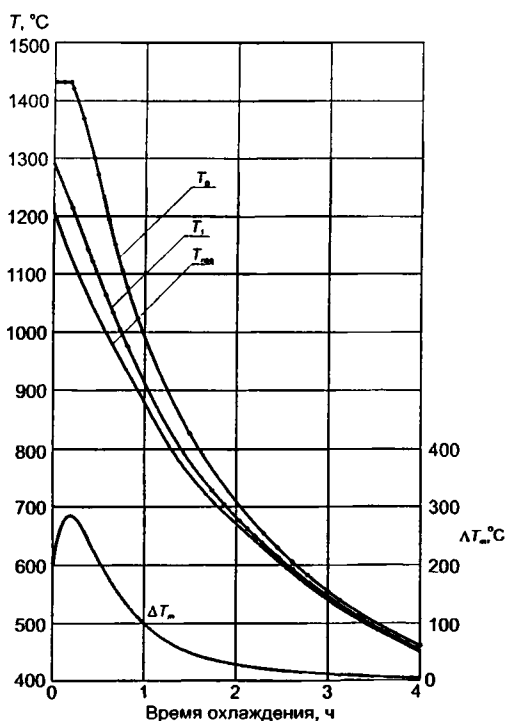


Рис. 2. Изменение температур в слитке стали Р18 при его охлаждении в изложнице после разливки

слитка ($\Delta T = T_0 - T_{\text{пов}}$). Начало отсчета шкалы времени на рис. 2 принято в момент $t = 15$ мин, соответствующий моменту полного снятия начального перегрева расплава, заполняющего изложницу при разливке.

Видно, что максимальная разность температур по радиусу слитка в процессе его затвердевания достигается в момент времени $t = 35$ мин, что, по-видимому, соответствует полной длительности затвердевания слитка на данном его горизонте.

После завершения процесса остывания слитка защитные (кварц-графитовые) чехлы извлекались из тела слитка и полученные отверстия использовались для проведения измерений температуры в ходе нагрева холодных неотожженных слитков в процессе их нагрева в специальной камерной печи, разогретой к моменту посадки слитков до заданной температуры. На данной стадии исследований использовали хромель-алюмелевые термопары, отличающиеся достаточно высокими значениями термоэдс в интервале температур от 50 до 1300 °С.

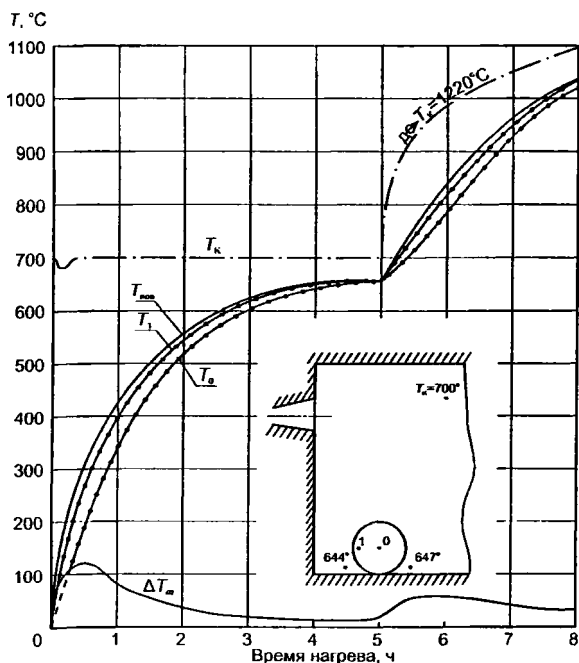


Рис. 3. Результаты измерения температуры в слитке при его нагреве в камерной печи ($T_{\text{печ}} = 700$ °С)

В ходе серии опытов значение начальной температуры печи перед посадом холодных неотожженных слитков стали P18 принимали равной 700, 900, 1000 и 1080 °С.

На рис. 3 и 4 представлены результаты измерений температуры в двух характерных точках, а также изменений температуры греющих газов в верхней части камерной печи и в непосредственной близости от нагреваемого слитка для двух первых, указанных выше температур печи. Видно, что с повышением температуры печи от 700 до 900 °С максимальная разность температур вдоль радиуса слитка возрастает от 115 до 200° градусов, причем никаких признаков нарушений сплошности металла в данных опытах не наблюдали.

Лишь при задании начальной температуры печи, равной 1000 и 1080 °С, зафиксировали разрушение слитка под действием термических напряжений. При этом максимальная разность температур ΔT вдоль радиуса слитка составила, как видно из рис. 5, 350°.

Таким образом, чисто эмпирическим путем установлено, что разность температур по радиусу слитка стали P18 диаметром 330–340 мм (массой 610 кг), соответствующая критической скорости нагрева при которой становится возможным растрескивание слитков, составляет 330–350°.

На рис. 6 представлены фотографии извлеченных из печи обломков слитка, разрушенного под действием термических напряжений. Из исследования этих обломков можно сделать три заключения. Во-первых, разрушение слитка произошло под воздействием напряже-

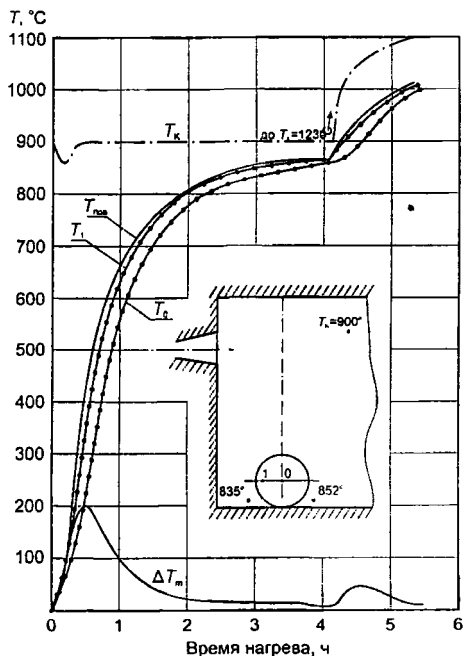


Рис. 4. Результаты измерения температур в слитке при его нагреве в камерной печи ($T_{\text{печ}} = 900^\circ\text{C}$)

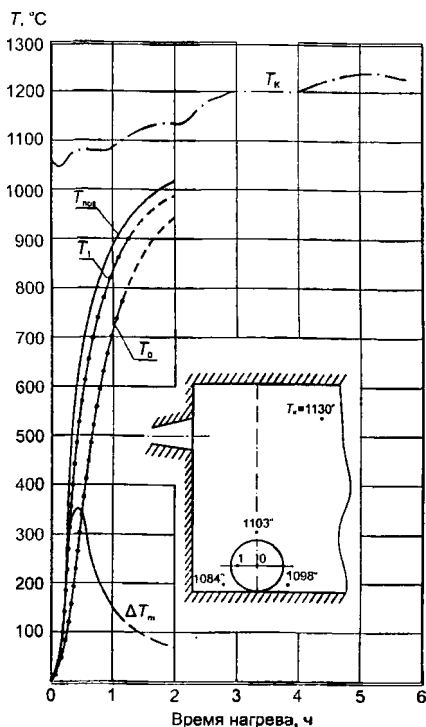


Рис. 5. Результаты измерения температуры в слитке при его нагреве в камерной печи ($T_{\text{печ}} = 1080^\circ\text{C}$)

бенности поля (периодическое образование узлов растягивающих напряжений вдоль продольной оси слитка).

К сожалению, современное состояние теории термических напряжений, возникающих при нагреве стальных слитков в пламенных печах при нагреве под прокатку, не позволяет решать столь сложные задачи нелинейной теории нестационарной термоупругости.

Современные теоретические основы технологии нагрева стали в печах, базирующиеся на трудах А. А. Померанцева, Г. П. Иванцова, В. И. Баптизманского, в наиболее завершенном виде представлены в книге Н. Ю. Тайца [2], опубликованной полвека назад.

В основе предложенных методов расчета термических напряжений [2] лежит использование интегралов линейной теории термоупру-

ний, действующих вдоль продольной оси слитка. Во-вторых, излом металла на поверхности разрушения отличается чистотой, отсутствием грубых зерен, что позволяет сделать заключение о хрупком характере излома. Наконец, в-третьих, слиток разрушился на четыре примерно равных по массе элемента, что позволяет предположить наличие как минимум трех узлов максимальных растягивающих продольных напряжений по длине слитка.

Последнее наблюдение совершенно определенным образом свидетельствует о необходимости изучения объемного трехмерного поля термических напряжений в слитке, подвергнутом термическому воздействию, поскольку только при изучении трехмерного поля напряжений представляется возможным выявить указанные особен-

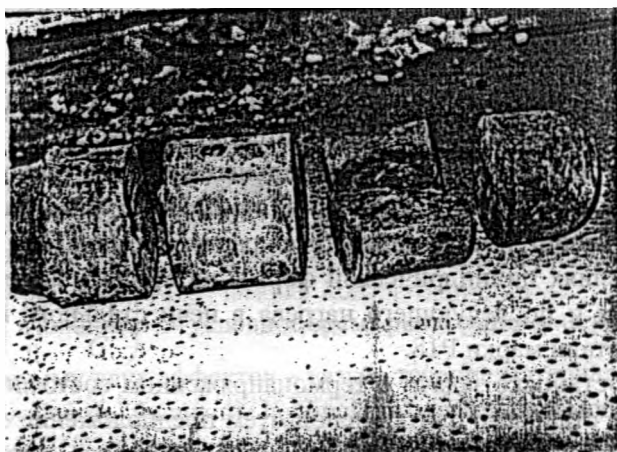


Рис. 6. Внешний вид слитка, разрушенного при посадке в печь с температурой $1080\text{ }^{\circ}\text{C}$

гости для тел простейшей формы—пластины и цилиндра неограниченной протяженности, полученных при допущении о неизменности физических свойств стали в процессе нагрева изделий в печи. Кроме того, определение температурного поля изделий при их нагреве в печи выполнено в предположении неизменной температуры греющей среды (T_S) и коэффициента теплообмена (α_k) на внешней поверхности изделий [2].

Указанные предположения позволяют при вычислении интегралов линейной теории термоупругости использовать известные решения теории нестационарной теплопроводности при задании граничных условий третьего рода на внешней поверхности нагреваемых изделий простой формы [3] и получать весьма простые в практическом применении графики для расчетной оценки допускаемой скорости нагрева изделий. Отмечая несомненную заслугу Н. Ю. Тайца в развитии теории термических напряжений в нагреваемых изделиях, нельзя не отметить, что простота полученных им решений получается за счет очевидных и серьезных упрощений в постановке задач теплопроводности и термоупругости. В этом смысле можно утверждать, что трудами Н. Ю. Тайца в данной области завершается опре-

деленный этап в обосновании рациональных технологических режимов тепловой обработки стальных изделий.

Следующий этап в развитии технологии нагрева стали связан с широким использованием во второй половине XX в. численных методов и цифровых ЭВМ (компьютеров) при решении практических задач по определению рациональных режимов тепловой обработки стальных изделий. В качестве примера открывающихся при этом возможностей ниже приводится расчет термических напряжений в изделиях цилиндрической формы на стадиях затвердевания, охлаждения и последующего нагрева в печи стального изделия – слитка из стали марки Р18.

При постановке задачи о термонапряженном состоянии затвердевающего стального слитка используем предположение о том, что каждая компонента тензора деформаций составлена суммой упругой и вязкой частей:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^E + \varepsilon_{ij}^V \quad (i, j = 1, 2, 3),$$

где

$$l_{i,j}^E = \frac{1}{2G} S_{i,j}; \quad \dot{l}_{i,j}^V = \frac{1}{2\eta} S_{i,j}; \quad (1)$$

$l_{i,j} = \varepsilon_{i,j} - \varepsilon$, $S_{i,j} = \sigma_{i,j} - \sigma$, $\varepsilon = \frac{1}{3} \varepsilon_{i,j}$, $\sigma = \frac{1}{3} \sigma_{i,j}$ – компоненты дивергентов деформаций и напряжений; G – модуль сдвига; точка означает операцию дифференцирования по времени:

$$G' = \frac{dG}{dT}.$$

Дифференцируя первое уравнение (1) и складывая его со вторым, получаем систему уравнений, описывающих поведение материала:

$$2G\dot{l}_{ij} = \dot{S}_{ij} + \left(\frac{G}{\eta} - \frac{G'\dot{T}}{G} \right) S_{ij}, \quad (2)$$

где η – коэффициент вязкости материала.

В частности, для осесимметричной задачи о термических напряжениях в слитке цилиндрической формы система уравнений (2) примет вид

$$\left. \begin{aligned} 2G\dot{l}_r &= \dot{S}_r + \frac{1}{\tau_p} S_r, \\ 2G\dot{l}_\theta &= \dot{S}_\theta + \frac{1}{\tau_p} S_\theta, \\ 2G\dot{l}_z &= \dot{S}_z + \frac{1}{\tau_p} S_z. \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Здесь $\tau_p = \left(\frac{G}{\eta} - \frac{G'T}{G} \right)^{-1}$ – условное время релаксации материала, учитывающее сумму двух эффектов – вязкое течение материала под нагрузкой (ползучесть) и влияние нелинейного изменения модуля сдвига в зависимости от температуры; T – локальная скорость охлаждения.

Помимо уравнений (3), постановка задачи включает уравнение равновесия

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0 \quad (4)$$

и соотношения Коши, связывающие компоненты тензора деформаций с перемещением u :

$$\varepsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r}, \quad \varepsilon_\theta = \frac{u}{r}, \quad \varepsilon_z = \frac{\partial \omega}{\partial z} = \text{const.} \quad (5)$$

Кроме того, используется предположение о том, что средние значения деформаций и напряжений (ε , σ) связаны между собой уравнением

$$\varepsilon = N\sigma + \alpha\delta T, \quad (6)$$

где $N = \frac{1-2\nu}{E}$ (ν – число Пуассона); δT – избыточная локальная температура.

Дополнительное условие плоской деформации в сечении слитка, перпендикулярном его продольной оси, формулируется в виде соотношения

$$2\pi \int_0^R \sigma_z r dr = 0, \quad (7)$$

позволяющего вычислить продольную деформацию $\varepsilon_z = \text{const}$, а затем и продольную компоненту тензора напряжений σ_z в зависимости от двух других компонент тензора напряжений: $\sigma_z = f(\sigma_r, \sigma_\theta)$.

Изложенная выше постановка задачи термовязкоупругости для тел цилиндрической формы предполагает известным нестационарное поле температур в твердой оболочке затвердевающего слитка, а после завершения процесса кристаллизации – в остывающем массиве сплошного слитка. Для определения температурного поля в стальном слитке на стадиях его затвердевания и последующего нагрева используется квазистационарная постановка задачи теплопроводности, при которой эффект выделения теплоты фазовых переходов в металле учитывается путем задания нелинейной зависимости удельной теплоемкости материала от температуры [4].

При постановке задачи теплопроводности граничные условия задаются с учетом конкретных условий теплообмена стального слитка: на первой стадии (затвердевание в изложнице) – теплообмена со стенкой чугунной изложницы через газовоздушный зазор; на второй стадии (нагрев слитка в печи) – теплообмена излучением и конвекцией с печной атмосферой при заданных условиях теплообмена излучением в рабочем пространстве печи.

Таким образом, постановка связанной задачи теплопроводности и термовязкоупругости предполагает учет целого набора нелинейностей как при задании граничных условий задачи теплопроводности (учет закона теплообмена Стефана–Больцмана), так и при учете зависимости физических свойств материала (коэффициентов теплопроводности, удельной теплоемкости, массовой плотности, модуля упругости, коэффициента вязкости, числа Пуассона) от температуры.

Решение поставленной таким образом задачи осуществляется численным методом и позволяет определить текущие во времени значения температур, деформаций и напряжений при заданных технологических параметрах (показатели слитка и изложницы, длительность выдержки слитка в изложнице, длительность пребывания на воздухе и нагрева слитка в печи), а также полученных эмпирическим путем физических свойств материала.

Конкретные примеры решения связанной задачи теплопроводности и термовязкоупругости для стальных изделий цилиндрической формы можно найти в публикациях [5–8].

Для слитка стали Р18 средним диаметром 340 мм решение поставленной выше задачи иллюстрируется графиками на рис. 7 и 8. Отметим, что теплофизические свойства стали Р18, использованные при проведении расчетов, принимались по данным Г. А. Хасина и Л. В. Дьяконовой [9]. В частности принято, что интервал кристаллизации стали Р18 ограничен температурами $T_{лик} = 1450\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T_{сол} = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, начальная температура расплава, заполняющего изложницу при разливке, – $1470\text{ }^{\circ}\text{C}$, толщина стенки изложницы равна 170 мм, продолжительность выдержки слитка в изложнице составляет 5 ч, после чего слиток поступает в печь, где нагревается в течение 2 ч.

Как видно из рис. 8, при остывании слитка после разливки в течение 5 ч разность температур вдоль радиуса слитка уменьшается

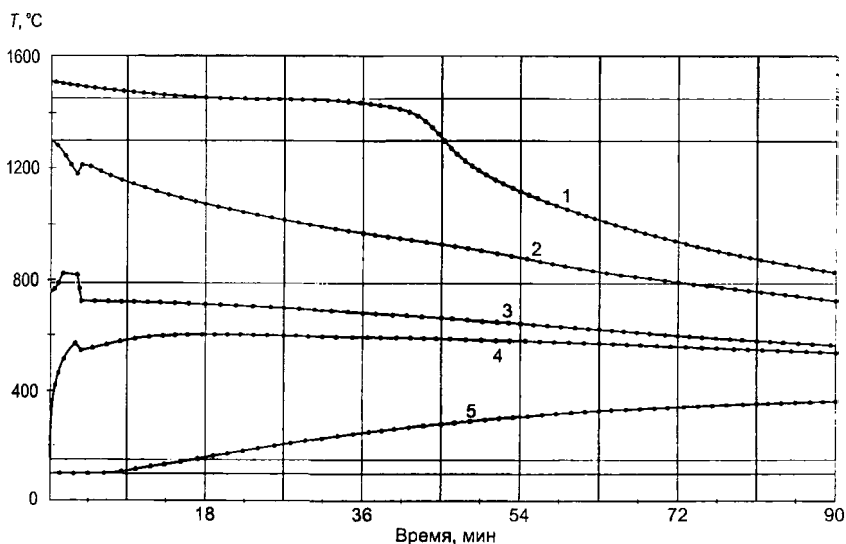


Рис. 7. Результаты расчетов по определению температур на оси (1) и поверхности (2) слитка стали Р18, а также на внутренней (4) и внешней (5) поверхностях стенки изложницы; 3 – температура в газовоздушном зазоре между слитком и стенкой изложницы

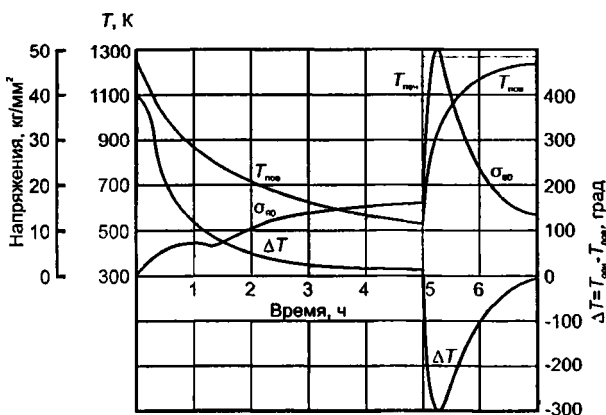


Рис. 8. Результаты расчетов по определению температур и термических напряжений в неотожженном слитке стали P18 диаметром 340 мм на стадиях охлаждения после разливки и последующего нагрева в камерной печи ($T_{печ} = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$): $T_{пов}$ – температура поверхности слитка; $\Delta T = T_{осн} - T_{пов}$ – разность температур вдоль радиуса слитка; $T_{печ}$ – температура печи (---); $\sigma_{\theta\theta}$ – кольцевые (тангенциальные) напряжения на оси слитка

с 400 до 15° , а кольцевые напряжения на оси слитка достигают значений 160 МПа. Согласно расчетам, на оси симметрии тел цилиндрической формы соблюдается следующее соотношение между значениями кольцевой и продольной компонент тензора напряжений:

$$\sigma_{z0} \cong 2\sigma_{\theta\theta}$$

в связи с чем можно считать, что величина остаточных растягивающих напряжений на оси слитка, остывающего в изложнице, составит 320 МПа.

При последующем нагреве слитка в печи наблюдается резкое увеличение растягивающих напряжений на оси слитка. Через 16 – 18 мин от начала нагрева кольцевые напряжения на оси достигают значений 520 МПа и $\sigma_{z0} = 1040$ МПа.

На основании проведенных экспериментов с нагревом сырых (неотожженных) слитков стали P18 следует, что при посадке сырого слитка в печь, разогретую до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, разрушение его произошло в течение первых 8 – 10 мин. Расчеты, результаты которых приведены на рис. 8, показывают, что максимальные продольные растягиваю-

шие напряжения в слитке при этом достигают значений 800–850 МПа. На этом основании можно сделать вывод, что область допустимых значений растягивающих напряжений для литой стали P18 ограничена значениями $\sigma_{\text{доп}} = 600\text{--}800$ МПа.

Этот вывод согласуется с данными Е. А. Клаустинга [1], полученными для слитков стали марки ЭР массой 200–300 кг. Если использовать простейшее соотношение для продольных напряжений на оси цилиндрических тел при их нагреве в печи с постоянной температурой [2]

$$\sigma_{z0} = \frac{\alpha E \Delta T_0}{2(1-\nu)},$$

где $\Delta T_0 = T_{\text{пов}} - T_{\text{осн}}$, то можно получить следующие значения максимальной разности температур по сечению слитка, обеспечивающие сохранение сплошности материала при нагреве: $\Delta T_0 = 300 - 320^\circ$ для отожженных и $\Delta T_0 = 150 - 160^\circ$ для неотожженных слитков стали P18 диаметром 330–340 мм.

Зная допускаемые значения максимальной разности температур по сечению слитков, можно определить и допускаемые значения скорости нагрева слитков $C_{\text{доп}} = \frac{dT_{\text{пов}}}{dt}$ с использованием упомянутых выше графиков Н. Ю. Тайца [2].

ЛИТЕРАТУРА

1. Клаустинг Е. А. Опыт расчета допустимой скорости методического нагрева слитков // *Металлургия*. – 1938. – № 2 (98). – С. 50–61.
2. Тайц Н. Ю. *Технология нагрева стали*. 2-е изд. – М.: *Металлургиздат*, 1962. – 567 с.
3. Лыков А. В. *Теория теплопроводности*. – М.: *Высш. шк.*, 1967. – 600 с.
4. *Стальной слиток*. В 3 т. Т. 2. *Затвердевание и охлаждение* / В. И. Тимошпольский, Ю. А. Самойлович, И. А. Трусова, В. В. Филиппов; Под ред. В. И. Тимошпольского и Ю. А. Самойловича. – Минск: *Белорус. наука*, 2000.
5. Самойлович Ю. А., Ушакова Р. Г. Термические напряжения в стальном слитке, остывающем в изложнице // *Теплофизика и теплотехника в металлургии*: Сб. тр. ВНИИМТ. Свердловск: *Средне-Урал. книж. изд-во*, 1969. – № 19. – С. 199–211.
6. Анисович Г. А., Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Хонова О. Г. Особенности контактного теплообмена в зазоре между слитком и изложницей при наличии шлакового гарниссажа // *Вести НАН Беларуси. Сер. физ.-техн. наук*. – 2001. – № 4. – С. 132–137.

7. Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Маточкин В. А. Теоретические основы расчета температур, вязкоупругих напряжений и деформаций в корке непрерывнолитой заготовки // Энергетика: Изв. вузов и энергетических объединений СІПГ. – 2002. – № 3. – С. 48–56.

8. Расчет температур, напряжений и деформаций при производстве непрерывнолитых заготовок в условиях РУП «Белорусский металлургический завод» / Ю. А. Самойлович, В. И. Тимошпольский, В. В. Филиппов и др. // Металлургическая теплотехника: Сб. тр. – Днепропетровск, 2002. – Т. 7. – С. 104–109.

9. Хасин Г. А., Дьяконова Л. В. Теплофизические и электрические характеристики ряда легированных сталей и сплавов при высоких температурах // Проблемы стального слитка: Тр. 4-й конф. по слитку. – М.: Металлургиздат, 1969. – С. 71–85.

УДК 669.1.054.85

Д. Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук (РУП «БМЗ»)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ИСХОДНОГО СЫРЬЯ НА КАЧЕСТВО ПРОДУКЦИИ РУП «БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД»

Изучение влияния исходного сырья на качество готовой продукции имеет первостепенное значение для принятия обоснованных технических решений по совершенствованию технологии выплавки стали в дуговых сталеплавильных печах.

В качестве металлического сырья в электросталеплавильном производстве в настоящее время используют стальной лом (углеродистый и легированный), чугуны (жидкий и твердый) и железо прямого получения (губчатое железо, горячебрикетированное железо, карбид железа, металлизированные окатыши). В зависимости от происхождения различают три основные категории стального лома:

образующийся при производстве стали (собственные ресурсы лома или оборотный лом);

образующийся при потреблении металлопроката (отходы металлообработки);

амортизационный (товарный) или основной.

Качество лома определяется в основном по трем параметрам. Первый параметр характеризует содержание железа в ломе; второй – содержание загрязняющих элементов, в первую очередь таких, как

медь, хром, никель, мышьяк, кадмий, свинец, висмут, олово, молибден и цинк; третий – его насыпную плотность и максимальные размеры. Существенное значение при оценке качества лома того или иного типа имеет стабильность его состава и геометрия.

Металлолом, предназначенный для шихтовки корзин, предварительно проходит входной контроль в соответствии с требованиями ГОСТ 2787–75. Пробы для определения химического состава отбираются сменным персоналом копрового цеха в присутствии контролера ОТК, отправляются в ЦЗЛ на анализ. Результаты анализа фиксируются в журнале химического анализа металлошихты работниками ОТК.

Наиболее качественным ломом является обрезь прокатных цехов металлургических предприятий. Такой лом имеет высокую насыпную плотность ($> 1,5 \text{ т/м}^3$), практически не содержит примесей цветных металлов и неметаллических примесей, примерный состав его обычно известен. При разливке стали в изложницы доля прокатной обрезки составляет 20–30% от массы слитков. Высококачественный тяжеловесный лом широко используют во всех сталеплавильных процессах. Переход на непрерывную разливку стали в водоохлаждаемый кристаллизатор резко снизил количество прокатной обрезки, поэтому с увеличением количества металла, разливаемого на МНЛЗ, доля высококачественного тяжеловесного лома, используемого в сталеплавильном производстве, неуклонно снижается. Вместе с тем с учетом уменьшения срока морального износа оборудования в настоящее время существует тенденция значительного увеличения накопления и потребления амортизационного лома в электросталеплавильном производстве.

Амортизационный лом имеет обычно небольшую насыпную плотность ($0,8–1,0 \text{ т/м}^3$), загрязнен всевозможными примесями (цветные металлы, пластмассы, резина, мусор), химический состав его, как правило, неизвестен. Амортизационный лом отличается повышенным содержанием серы и меди. Для рационального использования требуется специальная его подготовка. Лом машиностроительных предприятий в значительной степени перерабатывается в литейных цехах этих предприятий, но часть его попадает и на металлургические заводы. Качество такого лома также невысоко: металлическая

стружка загрязнена масляной эмульсией, химический состав лома, как правило, неизвестен. Для рационального использования в сверхмощных дуговых печах такого лома также требуется его специальная подготовка (брикетирование стружки и т. д.) [1].

Чугун традиционно использовался в электросталеплавильном производстве для повышения содержания углерода в шихте. Его можно считать высококачественным железосодержащим шихтовым материалом. Содержание серы и фосфора в нем сравнительно невелико, практически не содержится примесей цветных металлов. В связи с достаточно высокой (по сравнению с ломом) стоимостью чугуна его использование в электросталеплавильном производстве значительно уменьшилось. В качестве науглероживателя шихты обычно применяют кокс и другие дешевые углеродсодержащие материалы. В настоящее время чугун в электроплавке стали применяют, как правило, для разбавления некачественного лома (понижения содержания вредных примесей в расплаве).

На показатели работы сверхмощной печи и качество производимого ею металла существенно влияет качество используемых шихтовых материалов: их насыпная плотность, содержание в них серы, фосфора, цветных и неметаллических примесей. В любом случае повышенное содержание вредных примесей в шихтовых материалах усложняет технологию и ухудшает показатели производства стали в сверхмощной печи. Так, повышенное содержание фосфора в исходном расплаве требует увеличения расхода шлакообразующих и окислителей, возрастает продолжительность дефосфорации металла и всей плавки, увеличивается расход электроэнергии и т. д. Повышенное содержание серы в шихте требует организации довольно сложной и дорогостоящей внепечной десульфурации металла. Высокое содержание примесей цветных металлов в шихте снижает качество производимой стали и затрудняет ее разливку на МНЛЗ.

При работе на сверхмощных дуговых печах стремление получить металл высокого качества часто вызывает необходимость использования в шихте тяжеловесной обрезки прокатных цехов металлургических заводов с низким содержанием вредных примесей. В этом случае возрастает стоимость шихтовых материалов. Результаты анализа работы 100-тонных дуговых печей РУП «БМЗ» пока-

зывают, что при увеличении средней насыпной плотности лома более 2 т/м^3 заметно возрастают расход энергии на плавление шихты и длительность периода плавления, при этом значительно ухудшаются условия работы футеровки стен вследствие доплавления крупных тяжелых кусков шихты открытой дугой и увеличивается число поломок электродов. По указанным причинам количество тяжеловесной обрезки в шихте необходимо ограничивать. При производстве в сверхмощной печи стали обычного качества оптимальным является вариант работы на легковесной хорошо подготовленной (ножничная резка с последующей сортировкой, фрагментация) шихте.

Особое место в практике работы сверхмощных дуговых печей занимает использование металлизированного сырья. Благодаря высокой чистоте металлизированного сырья появляется возможность производить в сверхмощной печи сталь очень высокого качества или, добавляя к металлизированному сырью лом низкого качества, получать сталь обычного качества без дополнительных затрат. Технико-экономические показатели работы печей в таком случае достаточно высоки. Производство электростали с использованием металлизированного сырья постепенно увеличивается, несмотря на некоторое увеличение расхода электроэнергии при работе на шихте с большим количеством такого сырья, связанное с дополнительными затратами энергии на плавление кислой пустой породы, и избыточного количества извести.

При производстве стали в электропечах должны решаться две основные задачи: повышение производительности печей при снижении затрат на производство, повышение качества продукции и соблюдение законов по охране окружающей среды, а также возможность перерабатывать самую различную металлошихту.

Быстрое увеличение количества сверхмощных электропечей и рост доли выплавки легированных сталей в них неизбежно ставят вопрос о переплаве легированных отходов в таких печах. Классическая технология переплава легированных отходов, разработанная для электропечей обычной мощности, не соответствует концепции сверхмощной печи. Но некоторые положения этой технологии могут быть использованы и для сверхмощной печи. В целом же переплав легированных отходов без потерь или с небольшими потерями легирую-

ших связан с понижением производительности сверхмощной печи и требует отказа от некоторых типичных для плавки в сверхмощной печи приемов интенсификации расплавления шихты и корректировки электрического режима плавки, что далеко не всегда технически и экономически оправдано.

При шихтовке плавки на легированных отходах, содержащих хром, марганец, вольфрам и другие легкоокисляющиеся элементы, следует учитывать невозможность дефосфорации легированного расплава без больших потерь легирующих элементов и предусматривать использование некоторого количества низкофосфористого лома для разбавления фосфора (снижения его общего содержания) в шихте.

Использование традиционных способов ускорения расплавления легированного лома в сверхмощной печи затруднено, так как связано с увеличением потерь легирующих элементов. Следует учитывать, что раннее использование газообразного кислорода для интенсификации плавления приводит к повышенному угару легирующих. При переплаве легированных отходов кислород рациональнее использовать в конце плавления, как и в обычных печах. Применение твердых окислителей для ускоренного формирования шлака при работе на легированных отходах невозможно без увеличения потерь легирующих в период плавления. Вспенивание шлака, широко применяющееся при плавлении углеродистого лома, также затруднено при работе на легированных отходах. Необходимое для окисления подаваемого в шлак углерода большое количество оксидов железа неизбежно приведет к повышенному окислению и переходу в шлак легирующих. Связь между содержаниями оксидов железа и легирующих элементов в шлаке отмечалась неоднократно. Это не позволяет в период расплавления легированного лома работать длительное время на длинных дугах при максимальных значениях напряжения и мощности дуги.

После расплавления легированной шихты дальнейшее ведение плавки зависит от содержания легирующих элементов в выплавляемой стали. При производстве низко- и среднелегированных сталей возможно использование монопроцесса плавки. В таком случае необходимое обезуглероживание металла производится в печи продувкой ванны кислородом после расплавления шихты. После оконча-

ния процесса обезуглероживания и одновременно проводимого нагрева металла осуществляют доводку плавки до заданного состава. Доводка, как и в случае работы на углеродистой шихте, может производиться в печи или в ковше.

По результатам статистического анализа химического состава металлошихты, использовавшейся на РУП «БМЗ» в 2004–2005 гг., определены средние значения химического состава различных категорий металлошихты (табл. 1) и извести (табл. 2).

Таблица 1. Химический состав металлошихты, %

Материал	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Чугун передельный ПЛМК	4,3	0,5	0,27	0,043	0,042	0,02	0,03	0,04
Лом категории А	0,27	0,6	0,66	0,04	0,04	0,25	0,2	0,28
Лом категории А (пакеты)	0,27	0,7	0,66	0,04	0,04	0,22	0,2	0,3
Лом категории А (ж/д лом)	0,6	0,3	1,22	0,04	0,04	0,02	0,03	0,05
Лом категории АК (пакеты)	0,04	0,016	0,21	0,011	0,016	0,02	0,03	0,03
Лом категории А (КЧ) (пакеты)	0,04	0,02	0,02	0,011	0,016	0,02	0,02	0,02
Лом категории А (К) (штамповка)	0,04	0,02	0,02	0,011	0,016	0,02	0,02	0,02
Лом категории А (оборотный)	0,15	0,21	0,61	0,02	0,02	0,088	0,08	0,15
Лом категории А(КЧ) (оборотный)	0,75	0,21	0,55	0,005	0,009	0,05	0,05	0,05
Лом категории Б1, Б2, Б3	0,5	0,3	1,0	0,03	0,03	1,2	0,1	0,2
Лом категории Б5	0,18	0,25	0,46	0,02	0,02	1,0	2,5	0,2
Лом категории Б8, Б13	0,5	1,0	1,0	0,02	0,02	1,0	0,8	0,15
Лом категории Б22	0,8	0,8	14	0,02	0,02	0,5	0,1	0,1
Окатыши металлизированные	1,08	0	0	0,105	0,011	0,004	0,003	0,003

Таблица 2. Химический состав извести, %

Материал	S	Fe мет	SiO ₂	MgO	CaO	Al ₂ O ₃
Известь	0,05	0,05	0,6	1,0	93	1,0

В качестве примера приведем расчет усвоения элементов при использовании лома категории А как единственно возможного вариан-

та загрузки до 100% на плавку с возможностью его использования в комбинациях с другими видами лома, при этом на данном ломе можно выплавить любую марку стали для производства труб. Средний химический состав лома категории А приведен на рис. 1, а средний

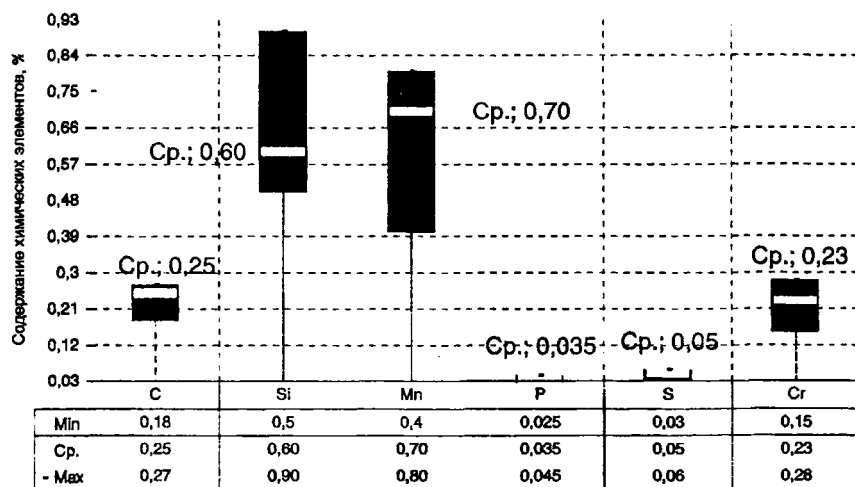


Рис. 1. Химический состав лома категории А

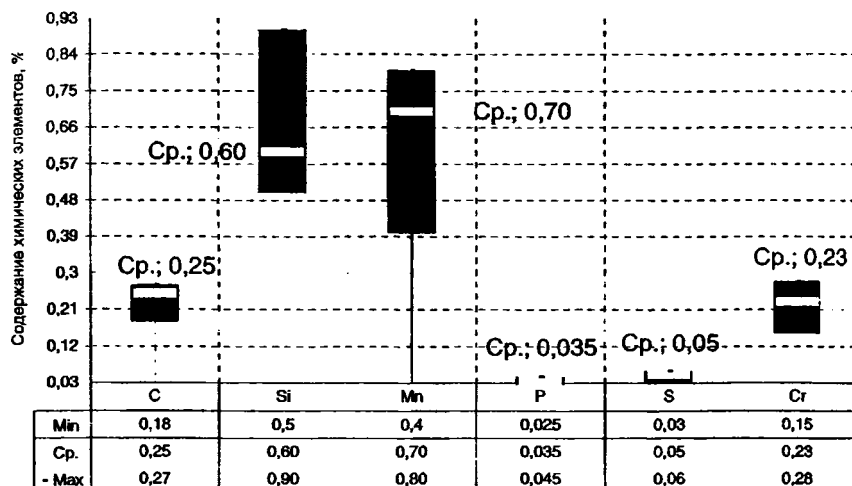


Рис. 2. Химический состав жидкой стали

химический состав полупродукта, выплавленного из этого лома, – на рис. 2.

Рассчитаем угар основных химических элементов лома категории А. Разница между суммарной массой каждого примесного i -го элемента в используемой металлошихте и содержанием примесных i элементов в жидком металле и есть угар элементов в печи (по массе):

$$mY = \sum mR_i^{\text{III}} - mR_i^{\text{II}}. \quad (1)$$

Расчет угара в процентах

$$Y = \frac{mY \cdot 100}{\sum mR_i^{\text{III}}}. \quad (2)$$

Из массива производственных плавов были отобраны значения по химическому составу каждого элемента по пробам жидкого металла в печи. Исходя из этих значений и применяя данную методику определения угара металла и при использовании статистических методов, были получены значения угара металла в печи (рис. 3).

Кроме этого метода, существует и способ определения угара металла исходя из содержания примесных i элементов в жидком ме-

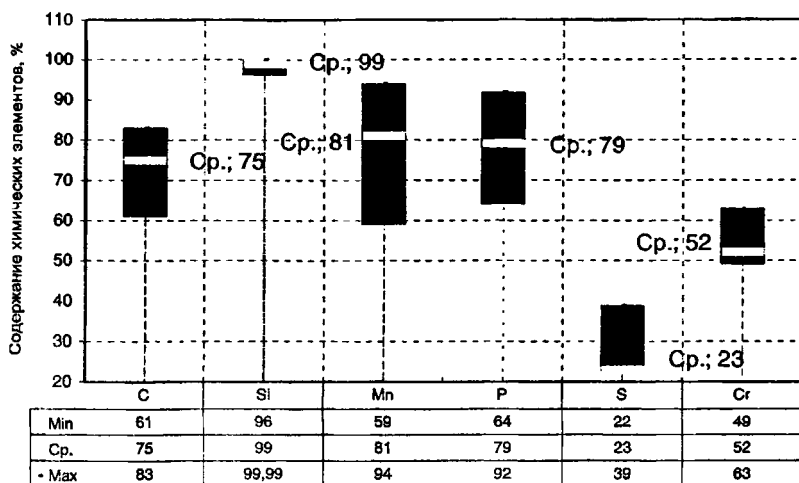


Рис. 3. Расчетные значения угара окисляемых элементов из общей массы шихты при расплавлении в печи (метод 1)

талле и содержания оксидов этих элементов в шлаке и пыли. Исходными данными являются химический состав металла по расплавлению, химический состав шлака по расплавлению металла, химический состав пыли.

На основании этого, используя материальный баланс, определим суммарную массу элементов в металлошихте по формуле

$$\sum mR_i^{\text{ш}} = mR_i^{\text{п}} + mR_i^{\text{шл}} + mR_i^{\text{пыль}}. \quad (3)$$

Суммарная масса элементов в шлаке и пыли и есть угар. Процент угара определим следующим образом:

$$y = \frac{(mR_i^{\text{шл}} + mR_i^{\text{пыль}}) \cdot 100}{\sum mR_i^{\text{ш}}}, \% \quad (4)$$

Расчетные значения угара окисляемых элементов из общей массы шихты при расплавлении в печи представлены на рис. 4–8.

Используя данные, полученные по двум методам нахождения угара в 100-тонной дуговой сталеплавильной печи № 3, определили усредненные значения, которые приведены на рис. 9. Кроме того, для установления процента угара железа необходимо найти его содержание в пыли и шлаке. По отобранным пробам шлака определялось содержание железа в шлаке в зависимости от массы шлака:

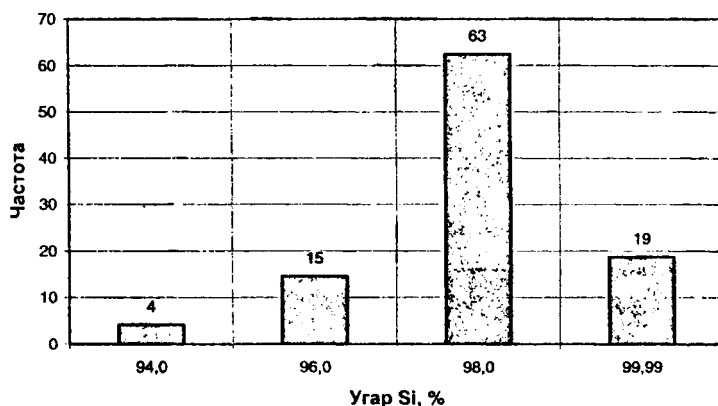


Рис. 4. Угар кремния

$$m_{\text{Fe}}^{\text{шл}} = \frac{m_{\text{шл}}(\% \text{Fe})_{\text{шл}}}{100} = \frac{m_{\text{шл}}(\% \text{FeO})_{\text{шл}} \cdot 56}{100 \cdot 72} = \frac{m_{\text{шл}}(\% \text{FeO})_{\text{шл}} \cdot 0,778}{100}, \quad (5)$$

где $m_{\text{Fe}}^{\text{шл}}$ – содержание железа в шлаке, кг; $(\% \text{FeO})_{\text{шл}}$ – содержание FeO в шлаке.

В зависимости от массы металлошихты определяли процент угара железа, перешедшего в шлак:

$$Y_{\text{Fe}}^{\text{шл}} = \frac{m_{\text{Fe}}^{\text{шл}}}{m_{\text{ТВ}}} \cdot 100\%. \quad (6)$$

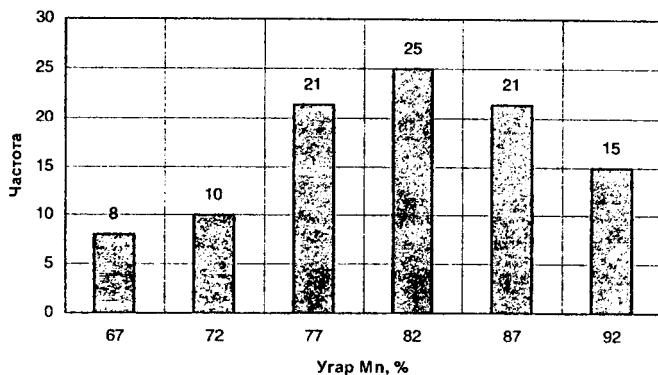


Рис. 5. Угар марганца

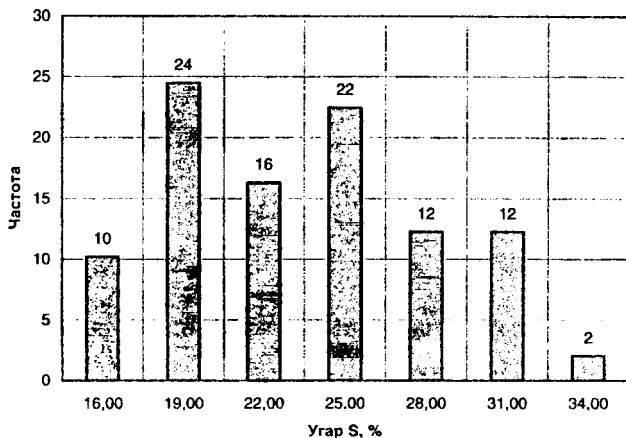


Рис. 6. Угар серы

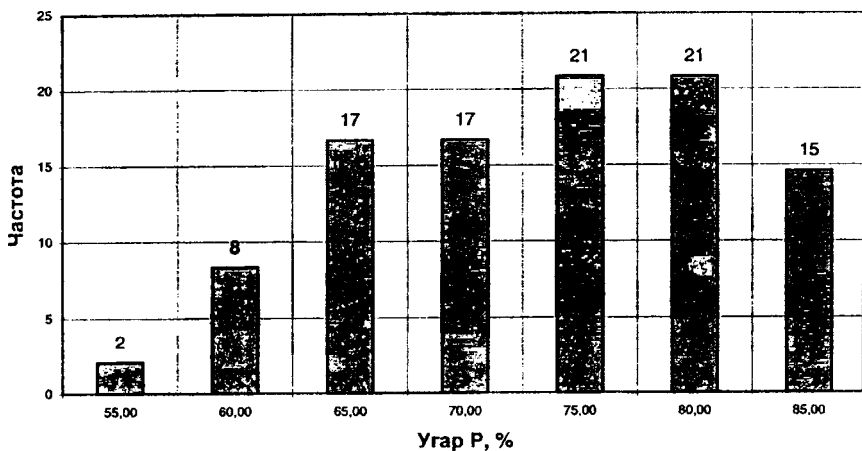


Рис. 7. Угар фосфора

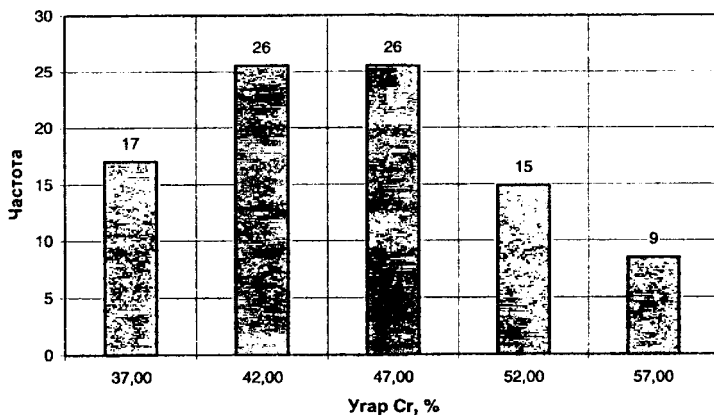


Рис. 8. Угар хрома

Содержание железа в пыли $m_{\text{Fe}}^{\text{пыль}}$ находится по формуле (рис. 10):

$$m_{\text{Fe}}^{\text{пыль}} = \frac{m_{\text{пыль}} (\% \text{Fe}_{\text{общ}})_{\text{пыль}}}{100}, \text{ кг}, \quad (7)$$

где $m_{\text{пыль}}$ – масса пыли, т.

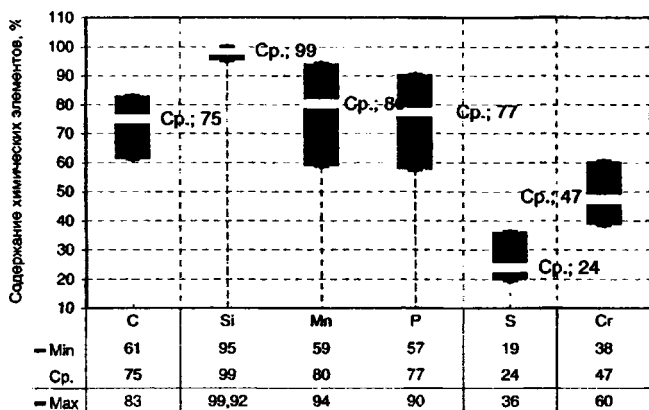


Рис. 9. Расчетные значения угара окисляемых элементов из общей массы шихты при расплавлении в печи (усредненные)

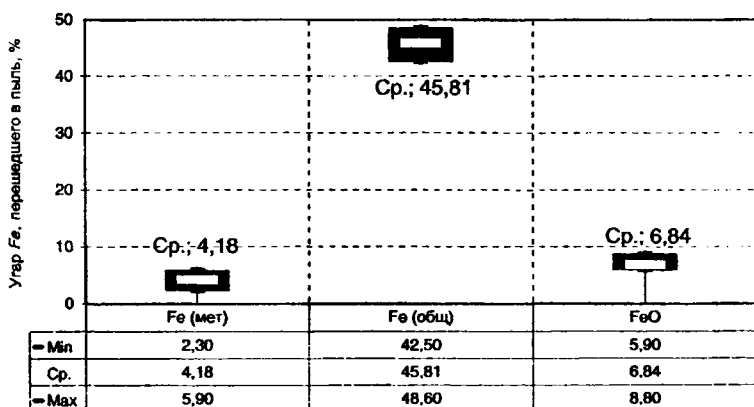


Рис. 10. Процент угара железа, перешедшего в пыль

Суммарное содержание железа в шлаке и пыли $\sum m_{\text{Fe}}^{(\text{шл}+\text{пыль})}$ определяется по формуле

$$\sum m_{\text{Fe}}^{(\text{шл}+\text{пыль})} = m_{\text{Fe}}^{\text{шл}} + m_{\text{Fe}}^{\text{пыль}}, \text{ кг.} \quad (8)$$

Процент угоревшего железа из металлошихты в шлак и пыль $\% \text{Fe}_{(\text{шл}+\text{пыль})}^{\text{ТВ}}$ вычисляется по формуле

$$\% \text{Fe}_{\text{тв}}^{\text{тв}} = \frac{\sum m_{\text{Fe}}^{\text{(шл+пыль)}}}{m_{\text{тв}}} \cdot 100\%. \quad (9)$$

Суммарное содержание железа в шлаке и пыли представлено в табл. 3.

Таблица 3. Суммарное содержание железа в шлаке и пыли

Значение	Масса угоревшего железа из металлошихты в шлак и пыль, т	Процент угоревшего железа из металлошихты в шлак и пыль % Fe _{тв} ^{тв} · %
Минимальное	2,24	2,69
Среднее	2,65	3,18
Максимальное	2,89	3,47

По результатам проделанной работы, базирующейся на значительном статистическом материале, можно предсказать процентное содержание элементов в получаемом полупродукте в зависимости от вида и количества применяемого исходного сырья, что оказывает существенное влияние на производство качественных сталей, в том числе и трубных марок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошпольский В. И. Плавка стали с использованием холоднопрессованных брикетов из стальной стружки категории 7А, 7Б в условиях РУП «БМЗ» / В. И. Тимошпольский, Д. Н. Андрианов, Д. К. Грибок и др. // Литье и металлургия. – 2006. – № 3. – С. 12–15.

УДК 621.074

И. В. ЗЕМСКОВ, канд. тех. наук,
И. К. ФИЛАНОВИЧ (БНТУ)

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СПОСОБА ВЕРТИКАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Приближение отливки по конфигурации и размерам к обрабатываемой детали, снижение припусков на механическую обработку, увеличение выхода годного и снижение брака, повышение коэффициента использования металла – первостепенные задачи литейного производства. Наряду с усовершенствованием традиционного метода литья в песчаные разовые формы эти задачи в настоящее время успешно решают путем разработки и освоения специальных способов литья. Особенно перспективен способ вертикального непрерывного литья, который вписывается в поточное производство, обеспечивает высокое качество отливок, позволяет применять механизацию и автоматизацию технологических процессов, получать литые заготовки с наилучшими технико-экономическими показателями.

Технологический процесс литья может быть непрерывным, когда разделение затвердевающей отливки на заготовки определенной длины происходит без прекращения заливки металла путем ее резки после выхода из кристаллизатора в зону охлаждения, или полунепрерывным, когда процесс заливки и извлечения отливки заканчивается после получения заготовки заданной длины.

Возможность периодичности процесса определила область использования вертикального непрерывного литья – заготовительное производство машиностроения, где постоянно ведется поиск новых технологических разработок, не требующих значительных затрат на освоение и больших производственных площадей.

Непременным условием для осуществления процесса вертикального непрерывного литья в сквозной кристаллизатор скольжения является отсутствие на наружной поверхности отливаемой заготовки поднутрений, поперечных выступов и ребер, уклонов и т. п., т. е. заготовка должна иметь так называемое проходное сечение предпочтительно замкнутого контура. Это ограничение определяет номенклатуру непрерывнолитых заготовок.

На основании анализа характерных групп деталей разработаны принципиальные технологические схемы вертикального непрерывного литья, предназначенные для получения заготовок определенной номенклатуры. За основу принята принципиальная технологическая схема вертикального непрерывного литья заготовок сплошного сечения, используемая для разливки металла в слитки.

Любая схема непрерывного литья включает несколько обязательных элементов и технологических приемов, необходимых для осуществления процесса. Заливочное устройство, формообразующие элементы, механизм перемещения в определенной последовательности выполняют функции заливки, охлаждения в кристаллизаторе поступающего из заливочного устройства расплавленного металла с приобретением заданной формы при затвердевании и постепенное извлечение затвердевающей отливки.

Взаимосвязь элементов и техническое исполнение технологических схем зависят от конфигурации заготовки, ее размеров, сплава. Разработаны и исследованы различные варианты технологических схем, которые позволяют получать заготовки сплошного сечения, с внутренними полостями различного профиля, коробчатого сечения замкнутого и незамкнутого контура, мерные заготовки.

Заготовки сплошного сечения можно получать заливкой металла непосредственно в кристаллизатор открытой струей, под слой шлака или через заливочную воронку под уровень металла в кристаллизаторе. Такую схему используют в литейных цехах машиностроительных предприятий и организаций при переработке неделовых отходов черных и цветных сплавов в заготовки, являющиеся заменителями проката. При необходимости по оси кристаллизатора направляют металлический стержень, являющийся внутренним холодильником для устранения осевой рыхлоты или центральной частью

биметаллической заготовки. По такой схеме отливаются валки для тербления льна, у которых сердцевина выполнена из стали 45, а наружная часть – из хромистого чугуна, и биметаллические полые и сплошные заготовки. Выбор варианта зависит от заливаемого сплава. Одним из вариантов вертикального непрерывного литья сплошных заготовок является схема литья в кристаллизатор с продольными ребрами по всей длине. В перспективе такая схема может быть использована для получения заготовок типа шестерен с литым прямым зубом.

В номенклатуру непрерывнолитых заготовок с внутренними полостями входят цилиндрические заготовки типа труб и втулок с различной толщиной стенок, цилиндрические полые заготовки с профильной внутренней поверхностью, заготовки квадратного и прямоугольного сечения с внутренней полостью.

Для получения полых заготовок разработана и исследована технологическая схема вертикального непрерывного литья с использованием разрушаемого стержня, оформляющего внутреннюю поверхность отливки. Разрушаемый стержень остается в полости отливки до полного ее затвердения, что позволяет получать полые заготовки, имеющие сложный внутренний профиль, замкнутого или незамкнутого цилиндрического и коробчатого сечения, с внутренними ребрами, выступами и поднутрениями. Эта технологическая схема значительно расширяет номенклатуру непрерывнолитых заготовок и позволяет процессу приобретать универсальность традиционного литья в песчаные формы. Сущность процесса вертикального непрерывного литья с разрушаемым стержнем заключается в непрерывной подаче расплавленного металла в полость кристаллизатора с одновременным перемещением вместе с затвердевающей отливкой стержня. Разрушаемый стержень, изготовленный преимущественно из песчаной смеси с упрочнителями, оформляет профильную поверхность и индивидуально или блоком подается в кристаллизатор. Стержень может иметь практически любую фасонную конфигурацию, так как находится в неподвижном состоянии относительно поверхности отливки до полного ее затвердевания и удаляется из нее после снятия с установки и охлаждения. Процесс можно осуществлять по принципу литья с закрытым и открытым уровнем (рис. 1). Наиболее ши-

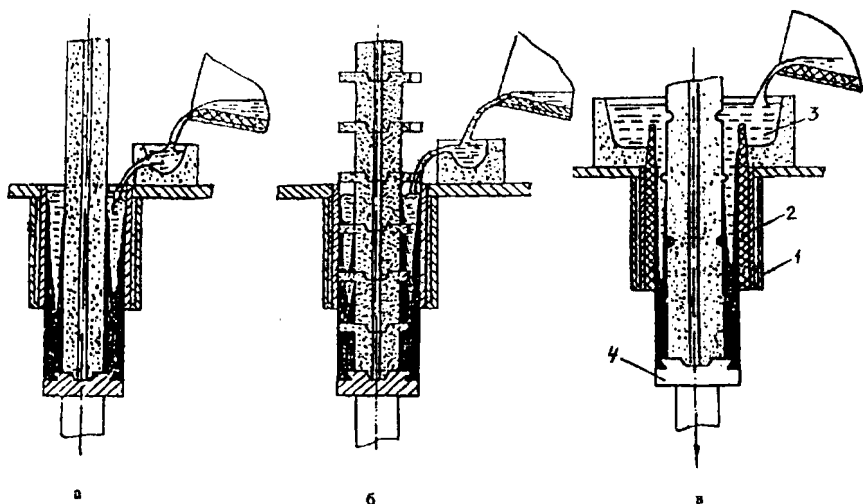


Рис. 1. Открытый (а, б) и закрытый (в) уровень при непрерывном литье заготовок машиностроения

рокое применение из приведенных схем находит схема непрерывного литья трубных заготовок с открытым уровнем (рис. 1, а). По такой схеме получают трубные заготовки из различных марок чугуна, сталей и цветных металлов.

Принципиальная технологическая схема вертикального непрерывного литья с закрытым уровнем предусматривает поступление расплавленного металла по всему сечению рабочей полости кристаллизатора из резервуара, расположенного над ним и полностью его перекрывающего. Возможный вариант такой схемы представлен на рис. 1, в: в водоохлаждаемом корпусе кристаллизатора 1 размещена рабочая втулка 2. Верхняя часть втулки выступает в резервуар 3 с жидким металлом. Уровень металла над выступающей частью должен создавать необходимый напор и обеспечивать стабильность температуры металла, чтобы не допустить намерзания на втулке корки. Быстрое охлаждение металла в резервуаре может привести к полному затвердеванию его в верхней части втулки и прекращению процесса литья. Поэтому при непрерывном литье с закрытым уровнем необходимо, чтобы верхняя часть рабочей втулки не только

не охлаждалась, но даже обогревалась. Подачу стержней в кристаллизатор производят посредством затравочного устройства 4, предназначенного также для сцепления отливки с механизмом перемещения.

Жидкий металл из заливочного ковша непрерывно поступает в резервуар 3 (так называемое литниковое устройство или чашу), заполняя его с поддержанием постоянного уровня, затем в полость кристаллизатора.

Начальная корка отливки образуется на поверхности выступающей части рабочей втулки. При перемещении вниз толщина ее непрерывно увеличивается, и полное затвердевание отливки происходит вне кристаллизатора или на выходе из него. При этом происходит непрерывное образование корки на месте уходящей. Процесс заканчивается в зависимости от варианта его ведения: разделение отливки на мерные заготовки производят, не прерывая подачу металла в кристаллизатор, или прекращают заливку и съем отливки производят после получения заготовки заданной длины.

Принцип вертикального непрерывного литья с закрытым уровнем (рис. 1, в) может быть использован для получения ряда ответственных фасонных отливок (типа поршневых колец, сепараторов подшипников, гильз, втулок с буртами и фланцами и др.) путем протягивания через резервуар с расплавленным металлом непрерывно подаваемых специальных форм, в которых полностью формируется отливка.

При непрерывном литье с разрушаемым стержнем, осуществляемым по принципу литья с открытым уровнем, жидкий металл в рабочую полость кристаллизатора подают струйным способом на мениск. В этом варианте рабочая втулка охлаждается по всей высоте. Образование корки начинается у мениска и в некоторой степени ее формирование зависит от направления, положения и глубины погружения струи заливаемого металла. Ограничение в применении схемы литья с открытым уровнем связано со сложностью подачи металла в полость, образованную рабочей поверхностью кристаллизатора и поверхностью стержня.

Широкое применение нашла схема вертикального непрерывного литья с открытым уровнем цилиндрических мерных заготовок типа втулок (рис. 1, б). Это достигается за счет стержней, имеющих спе-

циальные перегородки в поперечном сечении, расположенных друг от друга на расстоянии, равном высоте отливки, и полностью перекрывающих поперечное сечение рабочей полости кристаллизатора. Образованные таким образом формы для каждой отливки сообщаются между собой посредством прорезей или отверстий, которые выполняют роль каналов для поступления металла, подпитки нижележащих слоев отливок и связей отливок между собой, необходимых для извлечения заготовки из кристаллизатора во время осуществления процесса. Использование такой схемы на установке вертикального непрерывного литья с валковым приводом позволяет осуществить производство мерных полых заготовок производительностью, соизмеримой с производительностью автоматических линий.

Разновидностью схемы вертикального непрерывного литья с открытым уровнем является получение отливок сложного сечения с незамкнутым контуром, одна поверхность у которых профильная, другая соответствует неперемому условию непрерывного литья (наличие «проходного сечения»). Возможны разные варианты исполнения технологической схемы.

Один из вариантов заключается в том, что в кристаллизаторе формируется одновременно несколько отливок, расположенных таким образом, что профильные поверхности выполняются общим стержнем, а гладкие – кристаллизатором, образуя «проходное сечение». При этом полость кристаллизатора разделена знаковыми частями стержня на отдельные формы для каждой отливки (рис. 2). Подачу жидкого металла в такую форму производят литниковой системой с дифференцированным распределением его в каждую отливку и общением полостей форм между собой для выравнивания уровня металла в кристаллизаторе. Такая схема используется при получении реек строгального станка из чугуна СЧ20. В настоящее время разрабатывается технология получения заготовок брони барабанов для производства цемента из стали 110Г13Л, гладкая поверхность которых формируется кристаллизатором, а фасонная – песчаным стержнем. В кристаллизаторе расположены две отливки, разделенные стержнем.

Нашла применение схема получения одной отливки сложного профиля с незамкнутым контуром, имеющая одну наружную поверхность без выступов и поднутрений.

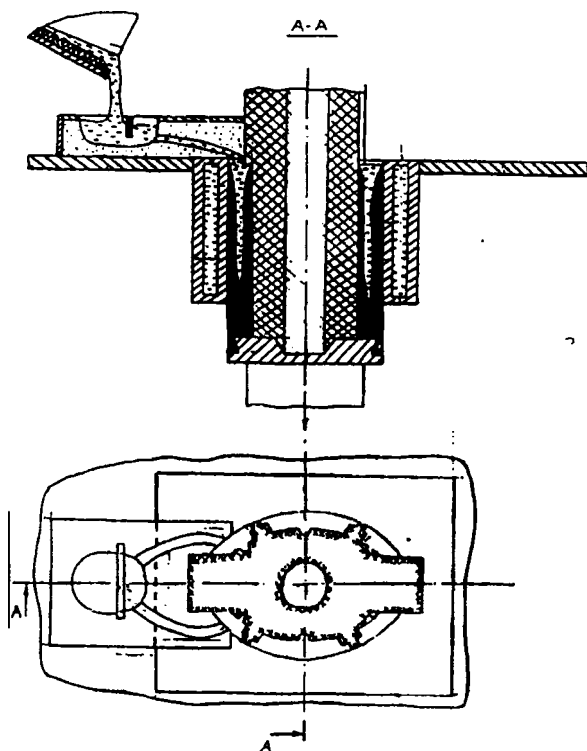


Рис. 2. Схема получения двух отливок

Сущность процесса заключается в том, что отдельный стержень или блок стержней установлен на стационарной заправке. Профильная поверхность стержня обращена к рабочей полости кристаллизатора, образуя с ним форму для отливки. Кристаллизатор связан с тянущим механизмом, перемещающим его в процессе литья вдоль стержня. На верхнем торце кристаллизатора установлено заливочное устройство. Начало процесса производят при нижнем положении кристаллизатора, при этом в нем расположена заправка. В стационарном состоянии подают жидкий металл в заливочное устройство и после выдержки, достаточной для затвердевания связывающих элементов заправки, начинают перемещение вверх, не прекращая подачу жидкого металла до получения отливки заданной длины. После

полного завершения цикла литья и затвердевания отливки формообразователь-кристаллизатор убирают с технологической оси, отливку со стержнем оставляют для окончательного охлаждения, затем снижают и удаляют стержень или его остатки.

Расширению номенклатуры непрерывнолитых заготовок способствует схема непрерывного литья с открытым уровнем в составные кристаллизаторы. Суть схемы заключается в использовании нескольких кристаллизаторов, каждый из которых служит для оформления только определенной части заготовки. По такой схеме получают фланцевые заготовки колонны радиально-сверлильного станка из чугуна СЧ20 и гильзы с буртами судовых двигателей из чугуна СЧ30, разрабатывается технология непрерывного литья заготовок ступицы заднего колеса карьерных автосамосвалов из стали 40Л, где используются кристаллизаторы двух типоразмеров: нижний – для формирования фланцевой части заготовки, а верхний – для остальной ее части.

Каждая из рассмотренных технологических схем вертикального непрерывного литья имеет достоинства и недостатки, не является универсальной, но при разработке и освоении подтвердила свою жизнеспособность и может быть осуществлена для получения широкой номенклатуры отливок из различных металлов и сплавов.

УДК 621.74:669.14

В. Ю. СТЕЦЕНКО, канд. техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

ТЕРМОДИНАМИКА ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИЯ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Термодинамические исследования процессов зародышеобразования при кристаллизации металлов имеют большое значение для теории модифицирования.

Считается, что термодинамическое равновесие между зародышем и расплавом устанавливается мгновенно и не зависит от условий протекания процесса кристаллизации. Поэтому для расчетов свободной энергии образования критического зародыша W используется уравнение Гиббса–Фольмера [1, 2]

$$W = \frac{1}{3} \Pi, \quad (1)$$

где Π – поверхностная энергия критического зародыша.

Известно, что кривизна межфазных границ существенно влияет на термодинамические параметры и равновесие фаз [1, 2]. Поэтому для исследования механизмов зародышеобразования и кристаллизации при затвердевании металлов необходимо провести термодинамические расчеты и сравнительный анализ образования критического кристаллического зародыша на подложках различной кривизны.

Рассмотрим случай зародышеобразования на плоской подложке (рис. 1). Свободная энергия образования гетерогенного зародыша на плоской подложке G_1 равна

$$G_1 = -V_1 \Delta g_1 + S_{11} \sigma_{12} + S_{12} \sigma_{23}, \quad (2)$$

где V_1 – объем зародыша; Δg_1 – разность удельных объемных свободных энергий жидкой и твердой фаз; S_{11} – площадь межфазной поверхности расплав–зародыш; S_{12} – площадь межфазной поверх-

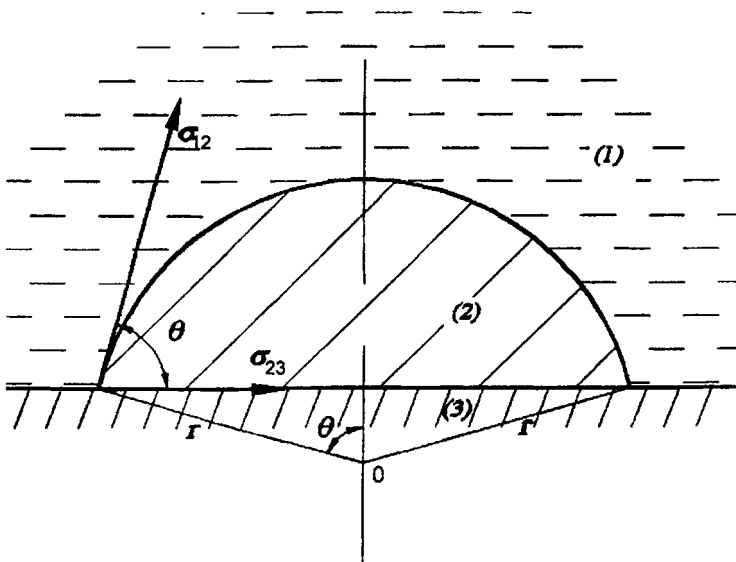


Рис. 1. Зародыш металла на плоской подложке: 1 – расплав; 2 – зародыш; 3 – подложка

ности зародыш–подложка; σ_{12} – межфазное поверхностное натяжение на границе зародыш–расплав; σ_{23} – межфазное поверхностное натяжение на границе зародыш–подложка. Величины V_1 , S_{11} и S_{12} определяются следующими уравнениями [3]:

$$\begin{aligned} V_1 &= \frac{\pi r^3}{3} (1 - \cos\theta)^2 (2 + \cos\theta), \\ S_{11} &= 2\pi r^2 (1 - \cos\theta), \\ S_{12} &= \pi r^2 \sin^2\theta. \end{aligned} \quad (3)$$

Величина Δg_1 находится из уравнения [4]

$$\Delta g_1 = L\Delta T_1/T_0, \quad (4)$$

где ΔT_1 – переохлаждение при кристаллизации зародыша на плоской подложке; L и T_0 – удельная объемная теплота плавления и температура плавления.

Подставляя (4) и (3) в (2), получаем

$$G_1 = \frac{-L\Delta T_1 \pi r^3}{3T_0} (1 - \cos\theta)^2 (2 + \cos\theta) + \pi r^2 \left[2\sigma_{12} (1 - \cos\theta) + \sigma_{23} \sin^2\theta \right]. \quad (5)$$

Критический радиус гетерогенного зародыша на плоской подложке r_{k1} определяем из условия $\frac{dG_1}{dr} = 0$:

$$r_{k1} = \frac{2T_0 \left[2\sigma_{12} (1 - \cos\theta) + \sigma_{23} \sin^2\theta \right]}{L\Delta T_1 (1 - \cos\theta)^2 (2 + \cos\theta)}. \quad (6)$$

Критический радиус гомогенного зародыша r_{k0} определяется из уравнения [4]

$$r_{k0} = \frac{2\sigma_{12}T_0}{L\Delta T_0}, \quad (7)$$

где ΔT_0 – переохлаждение при кристаллизации гомогенного зародыша.

Из уравнений (6) и (7) следует

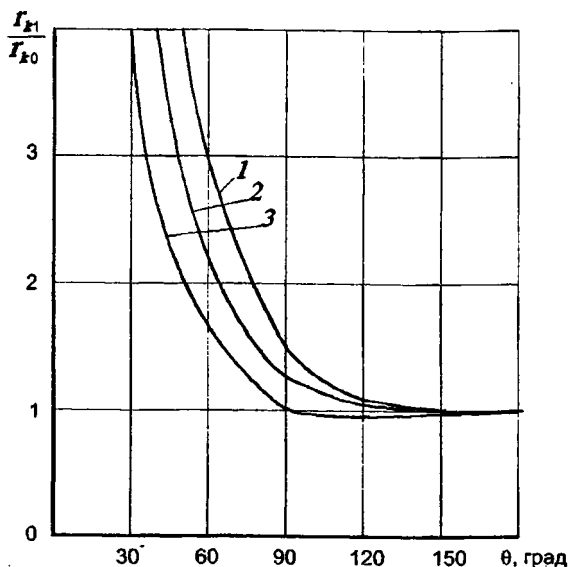


Рис. 2. Влияние θ , σ_{12} , σ_{23} на критические радиусы гомогенного и гетерогенного зародышей: 1 - $\sigma_{23}/\sigma_{12} = 1$; 2 - $\sigma_{23}/\sigma_{12} = 0,5$; 3 - $\sigma_{23} = 0$

$$\frac{r_{k1}}{r_{k0}} = \frac{\left[2(1 - \cos\theta) + \frac{\sigma_{23}}{\sigma_{12}} \sin^2\theta \right] \Delta T_0}{(1 - \cos\theta)^2 (2 + \cos\theta) \Delta T_1} \quad (8)$$

Зависимости r_{k1}/r_{k0} от θ при $\Delta T_0 = \Delta T_1$ и различных σ_{23}/σ_{12} представлены на рис. 2.

Из полученных зависимостей следует, что критический радиус гетерогенного зародыша существенно зависит от σ_{12} , σ_{23} и θ при $\theta < 90^\circ$. При $\theta \geq 90^\circ$ r_{k1} примерно равен r_{k0} .

Вероятность образования гетерогенного и гомогенного критических зародышей пропорциональна их свободным энергиям W_{k1} и W_{k0} . Они определяются в соответствии с уравнением (1)

$$W_{k1} = \frac{1}{3} \Pi_{k1}, \quad W_{k0} = \frac{1}{3} \Pi_{k0}, \quad (9)$$

где Π_{k1} , Π_{k0} - поверхностные энергии критических гетерогенного и гомогенного зародышей, определяемые из уравнений

$$\Pi_{k1} = \sigma_{12}S_{11} + \sigma_{23}S_{12}, \quad \Pi_{k0} = \sigma_{12}4\pi r_{k0}^2. \quad (10)$$

Обозначим $2\sigma_{12}(1 - \cos\theta) + \sigma_{23}\sin^2\theta = A$, а $(1 - \cos\theta)^2(2 + \cos\theta) = B$. Тогда в соответствии с уравнениями (9), учитывая (3), (6), (7) и (10), получаем

$$W_{k1} = \frac{4T_0^2 A^2}{3L^2 B^2 \Delta T_1^2} \left[2\sigma_{12}(1 - \cos\theta) + \sigma_{23}\sin^2\theta \right], \quad W_{k0} = \frac{16\sigma_{12}^3 T_0^2}{3L^2 \Delta T_0^2}. \quad (11)$$

Разделив W_{k1} на W_{k0} , с учетом значений A и B запишем

$$\frac{W_{k1}}{W_{k0}} = \frac{\left[2(1 - \cos\theta) + \frac{\sigma_{23}}{\sigma_{12}}\sin^2\theta \right]^3 \Delta T_0^2}{4(1 - \cos\theta)^4 (2 + \cos\theta)^2 \Delta T_1^2}. \quad (12)$$

Зависимости W_{k1}/W_{k0} от θ при $\Delta T_0 = \Delta T_1$ и различных σ_{23}/σ_{12} представлены на рис. 3.

Гетерогенное зародышеобразование будет происходить при условиях $W_{k1}/W_{k0} < 1$ и $\sigma_{23}/\sigma_{12} < 1$.

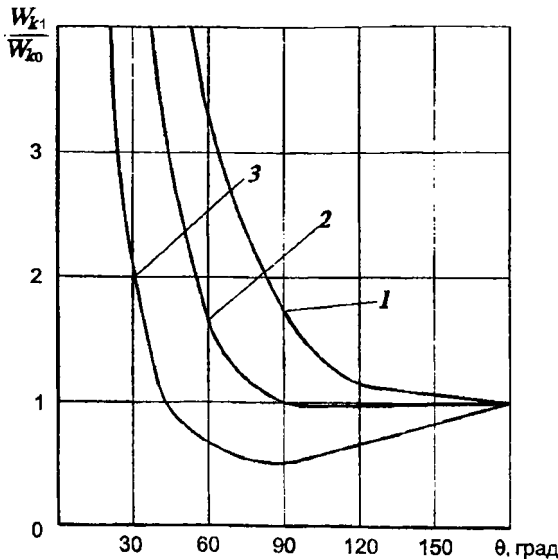


Рис. 3. Влияние θ , σ_{12} , σ_{23} на свободные энергии образования критических гетерогенной и гомогенной зародышей: 1 - $\sigma_{23}/\sigma_{12} = 1$; 2 - $\sigma_{23}/\sigma_{12} = 0,5$; 3 - $\sigma_{23} = 0$

Из рис. 3 следует, что образование гетерогенных зародышей на плоской подложке происходит не при уменьшении θ , а при его увеличении, причем при $\theta \geq 90^\circ$.

Наибольшая вероятность гетерогенного зародышеобразования – при $\sigma_{23} = 0$ ($\sigma_{23} \ll \sigma_{12}$) и $\theta = 90^\circ$. Это, по-видимому, объясняет ортогональность расположения и рост осей и ветвей дендритов друг относительно друга.

Минимальное значение $W_{k1}/W_{k0} < 1/2$ достигается при $\theta = 90^\circ$. Если $\theta = 180^\circ$, то $W_{k1}/W_{k0} = 1$. Из рис. 3 и уравнения (12) следует, что по сравнению с гомогенным зародышеобразованием гетерогенное максимально снижает переохлаждение при кристаллизации зародыша на плоской подложке (в 1,4 раза). Из рис. 3 также следует, что $W_{k1}/W_{k0} < 1$ при $\sigma_{23}/\sigma_{12} < 0,5$. Это означает, что для того чтобы произошло гетерогенное зародышеобразование на плоской поверхности неметаллических включений, межфазное поверхностное натяжение на границе зародыш–подложка должно быть в 2 раза и более меньше аналогичного на границе кристалл–расплав.

На плоской подложке зародыши будут формироваться при $\theta = 90^\circ$, причем в наибольшей степени на собственных кристаллических частицах.

Рассмотрим случай зародышеобразования при кристаллизации зародыша на выпуклой подложке радиусом R_2 (рис. 4). Свободная энергия образования гетерогенного зародыша на выпуклой подложке

$$G_2 = -V_2 \Delta g_2 + S_{21} \sigma_{12} + S_{22} \sigma_{23}, \quad (13)$$

где V_2 – объем зародыша, S_{21} , S_{22} – площади межфазных поверхностей расплав–зародыш и расплав–подложка.

Величины V_2 , S_{21} , S_{22} определяются следующими уравнениями [3]:

$$V_2 = \frac{\pi r^3}{3} (1 - \cos \alpha)^2 (2 + \cos \alpha) - \frac{\pi R_2^2}{3} (1 - \cos \beta)^2 (2 + \cos \beta), \quad (14)$$

$$S_{21} = 2\pi r^2 (1 - \cos \alpha), \quad S_{22} = \pi R_2^2 (1 - \cos \beta).$$

Подставляя (14) в (13) и учитывая, что $\Delta g_2 = L \Delta T_2 / T_0$, где ΔT_2 – переохлаждение при кристаллизации зародыша на выпуклой подложке, получаем

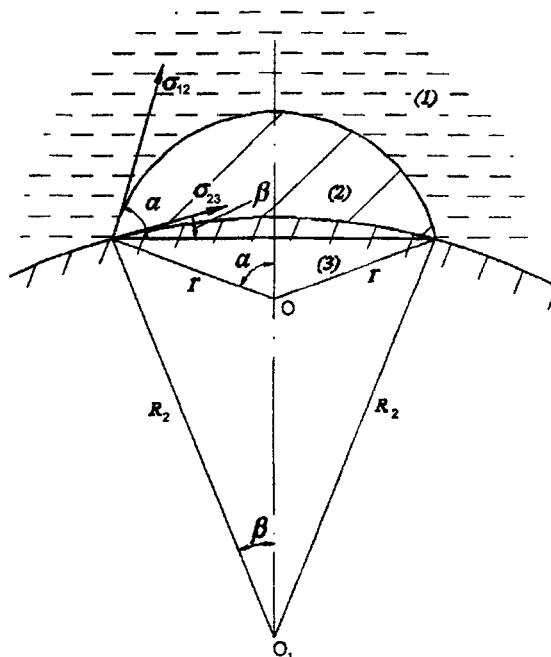


Рис. 4. Зародыш металла на выпуклой подложке: 1 – расплав; 2 – зародыш; 3 – подложка

$$G_2 = \frac{\pi L \Delta T_2}{3T_0} \left[-r^3 (1 - \cos \alpha)^2 (2 + \cos \alpha) + R_2^2 (1 - \cos \beta)^2 (2 + \cos \beta) \right] + \sigma_{12} 2\pi r^2 (1 - \cos \alpha) + \sigma_{23} 2\pi R_2^2 (1 - \cos \beta). \quad (15)$$

Из рис. 4 следует, что $R_2 \sin \beta = r \sin \alpha$. Отсюда $\cos \beta$ находится из уравнения

$$\cos \beta = \sqrt{1 - \frac{r^2}{R_2^2} \sin^2 \alpha}. \quad (16)$$

Из выражения (16) видно, что если $R_2 \geq 5r$, то при $\sin \alpha = 1$ $\cos \beta = 0,98$ ($\beta = 10^\circ$). Поэтому при $R_2 \geq 5r$ можно с погрешностью менее 2% принять, что $\cos \beta = 1$. Тогда уравнение (15) существенно упростится:

$$G_2 = -\frac{\pi r^3 L \Delta T_2}{3T_0} (1 - \cos \alpha)^2 (2 + \cos \alpha) + \sigma_{12} 2\pi r^2 (1 - \cos \alpha). \quad (17)$$

Критический радиус гетерогенного зародыша на выпуклой подложке r_{k2} определяем из условия $\frac{dG_2}{dr} = 0$:

$$r_{k2} = \frac{4T_0 \sigma_{12}}{\Delta T_2 L (1 - \cos \alpha) (2 + \cos \alpha)}. \quad (18)$$

Из уравнения (18) следует, что при $R_2 \geq 5r_{k2}$ радиус критического зародыша не зависит от σ_{23} .

В соответствии с уравнением Гиббса–Фольмера свободная энергия образования критического зародыша на выпуклой подложке

$$W_{k2} = \frac{32\pi T_0^2 \sigma_{12}^3}{3\Delta T_2^2 L^2 (1 - \cos \alpha) (2 + \cos \alpha)^2}. \quad (19)$$

Разделив это выражение на W_{k0} (11), получим

$$\frac{W_{k2}}{W_{k0}} = \frac{2}{(1 - \cos \alpha)(2 + \cos \alpha)^2} \left(\frac{\Delta T_0}{\Delta T_2} \right)^2. \quad (20)$$

Уравнение (20) идентично уравнению (12) для формирования зародыша на плоской подложке при $\sigma_{23} = 0$ ($\sigma_{23} \ll \sigma_{12}$), поскольку $\alpha = \theta$. Поэтому при $R_2 \geq 5r_{k2}$ реализуется случай образования зародышей на плоской подложке: $W_{k2}/W_{k0} = 1/2$ при $\alpha = 90^\circ$. По сравнению с гомогенным зародышеобразованием гетерогенное на выпуклой поверхности при $R_2 \geq 5r_{k2}$ также максимально снижает переохлаждение при кристаллизации (в 1,4 раза). Если $R_2 < 5r_{k2}$ ($\beta < 10^\circ$), то G_2 увеличивается, а $\frac{\Delta T_0}{\Delta T_2}$ будет соответственно уменьшаться, так же как и вероятность образования гетерогенного зародыша. Следовательно, с уменьшением радиуса выпуклой поверхности подложки процесс зародышеобразования затрудняется. Поэтому плоская поверхность ($R_2 \geq 5r_{k2}$) для кристаллизации зародыша более предпочтительна, чем выпуклая ($R_2 < 5r_{k2}$).

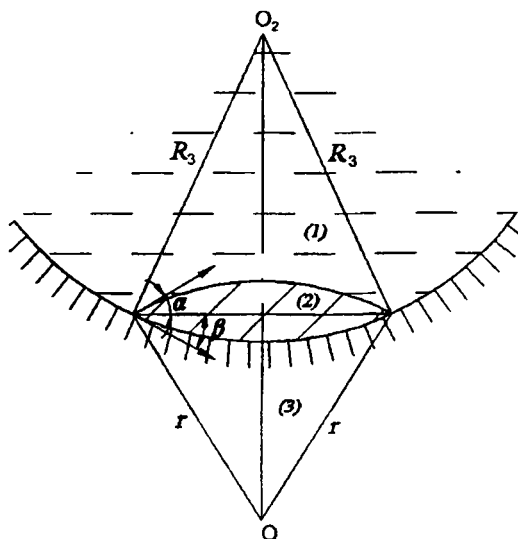


Рис. 5. Зародыш металла на вогнутой подложке: 1 – расплав; 2 – зародыш; 3 – подложка

Рассмотрим случай зародышеобразования на вогнутой подложке радиусом R_3 (рис. 5).

Свободная энергия образования гетерогенного зародыша на вогнутой подложке G_3 определяется уравнением

$$G_3 = -V_3 \Delta g_3 + S_{31} \sigma_{12} + S_{32} \sigma_{23}, \quad (21)$$

где V_3 – объем зародыша; S_{31} , S_{32} – площади межфазных поверхностей расплав–зародыш и расплав–подложка.

Величины V_3 , S_{31} , S_{32} находятся из следующих уравнений [3]:

$$V_3 = \frac{\pi r^3}{3} (1 - \cos \alpha)^2 (2 + \cos \alpha) + \frac{\pi R_3^2}{3} (1 - \cos \beta)^2 (2 + \cos \beta), \quad (22)$$

$$S_{31} = 2\pi r^2 (1 - \cos \alpha), \quad S_{32} = \pi R_3^2 (1 - \cos \beta).$$

Подставляя (22) в (21) и учитывая, что $\Delta g_3 = L \Delta T_3 / T_0$, где ΔT_3 – переохлаждение при кристаллизации зародыша на вогнутой подложке, получаем

$$G_3 = \frac{\pi L \Delta T_3}{3 T_0} \left[-r^3 (1 - \cos \alpha)^2 (2 + \cos \alpha) - R_3^2 (1 - \cos \beta)^2 (2 + \cos \beta) \right] + \sigma_{12} 2\pi r^2 (1 - \cos \alpha) + \sigma_{23} 2\pi R_3^2 (1 - \cos \beta). \quad (23)$$

По аналогии с выпуклой поверхностью рассмотрим случай $R_3 \geq 5r$, тогда $\cos \beta = 1$, а уравнение (23) упростится:

$$G_3 = -\frac{\pi r^3 L \Delta T_3}{3T_0} (1 - \cos \alpha)^2 (2 + \cos \alpha) + \sigma_{12} 2\pi r^2 (1 - \cos \alpha). \quad (24)$$

Критический радиус гетерогенного зародыша на вогнутой сферической подложке r_{k3} определяется из условия $\frac{dG_3}{dr} = 0$:

$$r_{k3} = \frac{4T_0 \sigma_{12}}{\Delta T_3 L (1 - \cos \alpha)(2 + \cos \alpha)}. \quad (25)$$

В соответствии с уравнением Гиббса–Фольмера свободная энергия образования критического зародыша на вогнутой подложке

$$W_{k2} = \frac{32\pi T_0^2 \sigma_{12}^3}{3\Delta T_3^2 L^2 (1 - \cos \alpha)(2 + \cos \alpha)^2}. \quad (26)$$

Разделив это выражение на W_{k0} (11), получим

$$\frac{W_{k3}}{W_{k0}} = \frac{2}{(1 - \cos \alpha)(2 + \cos \alpha)^2} \left(\frac{\Delta T_0}{\Delta T_3} \right)^2. \quad (27)$$

Уравнение (27) идентично уравнению (12) для формирования зародыша на плоской подложке при $\sigma_{23} = 0$ ($\sigma_{23} \ll \sigma_{12}$), поскольку $\alpha = \theta$. Поэтому при $R_3 \geq 5r_{k3}$ реализуется случай образования зародыша на плоской подложке: $W_{k3}/W_{k0} = 1/2$ при $\alpha = 90^\circ$. Отсюда следует, что по сравнению с гомогенным зародышеобразованием гетерогенное на вогнутой поверхности при $R_3 \geq 5r_{k3}$ максимально снижает переохлаждение при кристаллизации (в 1,4 раза).

Если $R_3 < 5r_{k3}$ ($\beta < 10^\circ$), то G_3 уменьшается, а $\frac{\Delta T_0}{\Delta T_3}$ увеличивается, так же как и вероятность образования гетерогенного зародыша. Следовательно, с уменьшением радиуса вогнутой поверхности процесс зародышеобразования ускоряется. Поэтому вогнутая подложка при $R_3 < 5r_{k3}$ более предпочтительна, чем плоская.

Из уравнения (23) с учетом $r \sin \alpha = R_3 \sin \beta$ следует, что минимальное значение G_3^M достигается при $\cos \alpha = 0$, $\cos \beta = 0$ и $r = R_3$. Подставляя эти значения в уравнение (23), получаем

$$G_3^M = -\frac{4\pi L\Delta T_3 r^3}{3T_0} + \sigma_{12} 2\pi r^2 + \sigma_{23} 2\pi r^2. \quad (28)$$

Минимальный радиус гетерогенного зародыша r_{k3}^M на вогнутой сферической подложке определяется из условия $\frac{dG_3^M}{dr} = 0$:

$$r_{k3}^M = \frac{(\sigma_{12} + \sigma_{23})T_0}{L\Delta T_3}. \quad (29)$$

В соответствии с уравнением Гиббса–Фольмера энергия образования критического зародыша радиусом r_{k3}^M

$$W_{k3}^M = \frac{2\pi T_0^2 (\sigma_{12} + \sigma_{23})^3}{3L^2 \Delta T_3^2}. \quad (30)$$

Разделив эти выражения на W_{k0} , получим

$$\frac{W_{k3}^M}{W_{k0}} = \frac{(\sigma_{12} + \sigma_{23})^3}{\sigma_{12}^3 8} \left(\frac{\Delta T_0}{\Delta T_3} \right)^2. \quad (31)$$

При $\Delta T_0 = \Delta T_3$ $\frac{W_{k3}^M}{W_{k0}} < 1$ при $\frac{\sigma_{23}}{\sigma_{12}} < 1$. Это означает, что для того чтобы произошло гетерогенное зародышеобразование на вогнутой поверхности неметаллического включения, поверхностное натяжение на границе зародыш–подложка должно быть меньше, чем аналогичное на границе кристалл–расплав. Таким образом, получено доказательство основного условия гетерогенной кристаллизации на подложке примесного включения.

На вогнутой подложке критические зародыши будут формироваться при $\alpha = 90^\circ$, причем наиболее интенсивно на собственных кристаллических частицах. В этом случае $\sigma_{23} = 0$. Активными центрами гетерогенного образования зародышей могут быть их скоагулированные агрегаты. Из уравнения (31) следует, что по сравнению с гомогенным зародышеобразованием гетерогенное (при $\sigma_{23} = 0$ и $\Delta T_0 = \Delta T_3$) максимально снижает переохлаждение при кристаллизации на вогнутой подложке (в 2 раза). Для плоских поверхностей

этот показатель равен 1,4. Это означает, что гетерогенные зародыши при затвердевании металла будут образовываться в первую очередь в нановпадинах и открытых нанопорах размером $R_3 < 5r_{k3}$ неметаллических частиц (если $\sigma_{23} < \sigma_{12}$) и собственных металлических кристаллических образований.

Как было доказано выше, главным условием образования зародышей на вогнутой подложке является $\sigma_{23} < \sigma_{12}$. Если $\sigma_{23} \geq \sigma_{12}$, то реализуется гомогенный процесс. Для плоской поверхности он проходит при $\sigma_{23} \geq 0,5\sigma_{12}$. Для оценки зародышеобразующей эффективности неметаллических частиц необходимы экспериментальные данные по σ_{23} для металлических расплавов. К сожалению, эти главные оценочные величины в литературе отсутствуют. Однако межфазное поверхностное натяжение σ_{23} можно оценить по трем основным критериям:

1) по правилу Данкова–Конобеевского: межфазное поверхностное натяжение минимально, если кристаллические решетки двух контактирующих фаз идентичны, а по кристаллографическим параметрам отличаются не более чем на 15% [4];

2) по формуле Бачинского: межфазная поверхностная энергия минимальна, если разность плотностей двух контактирующих фаз минимальна [5];

3) по однотипности (родственности) связей между атомами каждой из фаз: межфазное поверхностное натяжение минимально, если между фазами есть взаимодействие [6].

Согласно классической теории модифицирования, гетерогенными центрами зародышеобразования в металлах в основном являются их окислы [7–9]. В табл. 1 для сравнительного анализа по трем перечисленным выше критериям представлены физико-химические параметры металлов и их оксидов. Удельное электросопротивление ковенно характеризует вид связи между атомами.

Из табл. 1 следует, что для системы металлический зародыш-окисел $\sigma_{12} < \sigma_{23}$, поскольку кристалл от своего расплава очень мало отличается по плотности и имеет родственную с ним металлическую связь. Поэтому межфазное поверхностное натяжение между металлом и его расплавом минимально.

Таблица 1. Физико-химические свойства металлов и их оксидов [10, 11]

Фаза	Сингония	Период решетки, нм			Температура плавления, °С	Плотность, кг/м ³	Удельное электросопротивление, Ом · м
		a	b	c			
δ-Fe	Кубическая	0,293	—	—	1538	7860	128 · 10 ⁻⁸
δ-Fe ₃ O ₄	Кубическая	0,838	—	—	1583	5200	77 · 10 ⁻⁴
Al	Кубическая	0,405	—	—	660	2700	11 · 10 ⁻⁸
δ-Al ₂ O ₃	Гексагональная	0,570	—	1,180	2047	2400	4 · 10 ⁸
Cu	Кубическая	0,362	—	—	1084	8920	8,4 · 10 ⁻⁸
CuO	Моноклинная	0,468	0,343	0,513	1336	6400	1 · 10 ⁻³
Zn	Гексагональная	0,267	—	0,495	421	7140	37 · 10 ⁻⁸
ZnO	Гексагональная	0,325	—	0,521	1975	5660	59 · 10 ⁻²
Pb	Кубическая	0,495	—	—	328	9523	103 · 10 ⁻⁸
PbO	Тетрагональная	0,398	—	0,503	886	9530	2,6 · 10 ⁵
Mg	Гексагональная	0,321	—	0,521	650	1740	17 · 10 ⁻⁸
MgO	Кубическая	0,421	—	—	2800	3650	1 · 10 ⁷
Cd	Гексагональная	0,298	—	0,562	321	8650	34 · 10 ⁻⁸
CdO	Кубическая	0,47	—	—	826	6950	67

На основании проведенного термодинамического и оценочного анализа зародышеобразования на подложках с различной кривизной поверхности можно утверждать, что образование критических зародышей в обычных (равновесных) условиях должно идти по гомогенному механизму, поскольку для оксидов выполняется условие $\sigma_{12} < \sigma_{23}$. На основании проведенного анализа следует полагать, что гетерогенное зародышеобразование в основном должно происходить на собственных кристаллах затвердевающего расплава.

Эти положения, следующие из термодинамического анализа процесса зародышеобразования на подложках различной кривизны, определяют существование в расплаве нанокристаллических дозародышей и зародышей металлов. Их стабильное существование в жидком металле будет иметь место в случае существенного снижения σ_{12} при уменьшении радиуса кристалла до значения 5–50 нм. Именно в этом диапазоне находятся критические радиусы зародышей металлов при их кристаллизации [12]. Существенное (во много раз) снижение межфазного поверхностного натяжения на границе кристалл–расплав приводит к стабилизации жидкого металла как

коллоидной системы с нанокристаллами металла [13]. При перегреве расплава они растворяются до определенного минимального наноразмера, а далее его уменьшение термодинамически не выгодно, поскольку затраты энергии на растворение нанокристалла не компенсируются уменьшением поверхностной энергии.

Известно, что с уменьшением размера кристалла его межфазное поверхностное натяжение с собственным расплавом также уменьшается [1]. В области очень малых нанорадиусов кривизны справедливо уравнение Русанова [2]:

$$\sigma_{12}(r) = kr, \quad (32)$$

где k – константа.

Коэффициент k можно определить из условия минимума свободной энергии образования гомогенного сферического зародыша G , которая находится из уравнения

$$G = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta g + 4\pi r^2 \sigma_{12}(r), \quad (33)$$

где Δg – разность удельных, объемных, свободных энергий жидкой и твердой фаз, определяемая уравнением [4]:

$$\Delta g = \frac{L\Delta T_0\rho}{T_0M}, \quad (34)$$

где M и ρ – молекулярная масса и плотность.

Подставляя уравнения (32) и (34) в уравнение (33), из условия $\frac{dG}{dr} = 0$, получаем

$$k = \frac{L\Delta T_0\rho}{3T_0M}. \quad (35)$$

Подставив полученное значение k в уравнение (32), запишем

$$\sigma_{12}(r) = \frac{L\Delta T_0\rho r}{3T_0M}. \quad (36)$$

Определим межфазное поверхностное натяжение на границе критического зародыш–расплав при $\Delta T_0 = 1\text{К}$ и сравним с экспериментальными значениями $\sigma(r)$ при $r \rightarrow \infty$ для различных металлов (табл. 2) [14].

Таблица 2. Межфазные поверхностные натяжения критических зародышей металлов [10, 14]

Металл	ρ , кг/м ³	M, г	T_0 , К	L, Дж/моль	$\sigma_{12}(r) \cdot 10^3$, Н/м		
					$r \rightarrow \infty$	$r = 5$ нм	$r = 50$ нм
Fe	7860	56	1811	13800	204	1,8	18
Cu	8960	64	1357	13100	177	2,3	23
Al	2700	27	934	10800	93	2,0	20
Sn	7300	119	505	7200	59	1,5	15
Pb	11300	207	601	4860	33	0,8	18

Из табл. 2 следует, что уменьшение размеров кристаллов металлов до значений 100–10 нм приводит к уменьшению межфазного поверхностного натяжения с расплавом в 7–70 раз. Особенно большое снижение $\sigma_{12}(r)$ наблюдается для критического зародыша железа радиусом 5 нм – в 113 раз.

Существенное влияние радиуса зародыша на его межфазное поверхностное натяжение с расплавом не изменяет результатов термодинамического сравнительного анализа по зародышеобразованию на различных подложках, поскольку при $\theta \geq 90^\circ$ и $\alpha \geq 90^\circ$ радиусы гомогенного и гетерогенного сферических зародышей примерно равны, а значит, равны и межфазные поверхностные натяжения на границе расплав–нанокристалл.

Следовательно, в жидком металле помимо короткоживущих кластеров могут реально существовать ультрадисперсные стабильные кристаллические частицы металла, имеющие границы раздела с расплавом и находящиеся с ним в равновесии. Кроме того, в жидком металле долгое время будут находиться недорастворившиеся относительно крупные кристаллы металла, поскольку скорость их растворения уменьшается при снижении межфазного поверхностного натяжения. По-видимому, эти частицы определяют структурную наследственность в металлах при их повторном переплаве и затвердевании, поскольку собственные кристаллы являются сильными эффективными катализаторами зародышеобразования. Поэтому наиболее перспективным способом модифицирования металлов является введение в расплав непосредственно перед его затвердеванием неболь-

ших количеств собственных мелких структурно-высокодисперсных частиц. Их поверхность должна быть не круглая, а плоская либо вогнутая с множеством нанопор, в которых в первую очередь будут образовываться зародыши при затвердевании металла. Лучшим способом получения таких модифицирующих частиц является литье методом закалочного затвердевания с последующей механической обработкой отливок на мелкую стружку [15–17]. Высокая скорость затвердевания, которую обеспечивает этот метод, позволяет получать наноструктурные силумины с дисперсностью кристаллов эвтектического кремния 200–250 нм [17]. При давлении охлаждающей жидкости свыше 3 атм можно получать более высокодисперсную структуру. Поэтому метод литья закалочным затвердеванием является перспективным способом получения отливок из металлов с нанопористой структурой, которая наиболее эффективна при модифицировании.

Таким образом, следует полагать, что основными механизмами процессов зародышеобразования при затвердевании металлов являются гомогенный и гетерогенный на собственных нерастворенных нанокристаллах, которые относительно длительное время в расплаве могут находиться в высокодисперсном и (или) стабильно в коллоидном состоянии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жуховицкий А. А., Белашенко Д. К., Бокштейн Б. С. и др. Физико-химические основы металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1973.
2. Русанов А. И. Фазовые равновесия и поверхностные явления. – Л.: Химия, 1967.
3. Выгодский М. Я. Справочник по элементарной математике. – М.: Наука, 1967.
4. Куманин И. Б. Вопросы теории литейных процессов. – М.: Машиностроение, 1976.
5. Семенченко В. К. Поверхностные явления в металлах и сплавах. – М.: Технико-теоретическая литература, 1957.
6. Уманский Я. С., Финкельштейн Б. Н., Блантер М. Е. и др. Физическое металловедение. – М.: Metallurgizdat, 1955.
7. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976.
8. Крещановский Н. С., Сидоренко Н. Ф. Модифицирование стали. – М.: Металлургия, 1970.
9. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1964.

10. Свойства элементов: Справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1976. – Ч. 1.
11. Физико-химические свойства окислов: Справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978.
12. Салли И. В. Кристаллизация сплавов. – Киев: Наукова думка, 1974.
13. Вертман А. А., Самарин А. М. Свойства расплавов железа. – М.: Наука, 1969.
14. Чалмерс Б. Теория затвердевания. – М.: Металлургия, 1968.
15. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Casting of silumins with nanostructure eutectic silicon // The 66th World Foundry Congress 6–9 September 2004 (Istanbul). – P. 1349–1354.
16. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Получение отливок из заэвтектического силумина методом литья закалочным затвердеванием // Литье и металлургия. – 2005. – № 2. – С. 142–144.
17. Стеценко В. Ю., Радько С. Л., Харьков С. А. и др. Повышение эффективности охлаждения отливок из силуминов при литье закалочным затвердеванием // Литье и металлургия. – 2006. – № 2. – С. 128–129.

УДК 621. 74: 669.14

В. Ю. СТЕЦЕНКО, канд. техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТАЛИ

Для модифицирования структуры стали в качестве модификаторов применяют магний, кальций, церий, кремний, алюминий и барий. Они существенно снижают переохлаждение при затвердевании стального слитка [1–3]. В настоящее время теория модифицирования стали недостаточно разработана, многие ее положения носят противоречивый характер.

Классическая теория модифицирования связывает существенное уменьшение кристаллизационного переохлаждения при воздействии модификаторов с активным зародышеобразующим действием изоморфных примесей. При модифицировании стали магнием в основном образуются частицы MgO, MgS и Mg₃N₂. По параметру a их кристаллические решетки более чем на 15% отличаются от δ -Fe ($a = 0,293$ нм). Кроме того, известно, что частицы MgO не смачиваются жидким железом [4]. Следовательно, продукты модифици-

рования стали магнием не могут служить центрами гетерогенного образования зародышей δ -Fe.

В отличие от чугуна в стали примерно на порядок меньше содержания серы и кислорода. Поэтому при модифицировании стали магнием переходит в раствор и снижает поверхностное натяжение расплава. Максимальный модифицирующий эффект отмечается при минимальных поверхностном натяжении и переохлаждении при кристаллизации, что является главной особенностью воздействия на расплав стали таких активных элементов, как Mg, PЗМ и Ca [3]. Это вытекает из термодинамики образования кристалла δ -Fe из расплава, содержащего растворенный модификатор.

Свободная энергия образования зародыша железа G определяется уравнением

$$G = -V \frac{\rho}{M_{\text{Fe}}} \Delta g + S \sigma_{\text{жк}} - \Delta \mu V \frac{\rho}{M_{\text{м}}} C_{\text{ж}}, \quad (1)$$

где V – объем зародыша; ρ – плотность железа; M_{Fe} – молекулярная масса железа; $M_{\text{м}}$ – молекулярная масса модификатора; Δg – разность удельных молярных свободных энергий жидкой и твердой фаз; S – площадь поверхности зародыша; $\sigma_{\text{жк}}$ – межфазное поверхностное натяжение на границе жидкого металла и кристалла; $\Delta \mu$ – изменение химического потенциала при кристаллизации зародыша; $C_{\text{ж}}$ – концентрация модификатора в расплаве.

Величина $\Delta \mu$ находится из следующего уравнения:

$$\Delta \mu = RT_0 \ln a_{\text{ж}} - RT_0 \ln a_{\text{т}}, \quad (2)$$

где $a_{\text{ж}}$, $a_{\text{т}}$ – термодинамические активности модификатора в жидкой и твердой фазах; T_0 – температура плавления; R – константа Ридберга.

Поскольку растворимость модификатора в стали мала, то $a_{\text{ж}} = C_{\text{ж}}$, а $a_{\text{т}} = C_{\text{т}}$ где $C_{\text{т}}$ – концентрация модификатора в твердой фазе.

С учетом этих преобразований уравнение (2) можно выразить так:

$$\Delta \mu = RT_0 \ln \frac{1}{K_{\text{р}}}, \quad (3)$$

где $K_{\text{р}}$ – коэффициент распределения модификатора, равный $C_{\text{т}}/C_{\text{ж}}$.

Разность удельных молярных свободных энергий жидкой и твердой фаз при кристаллизации определяется из уравнения [2]

$$\Delta G = L\Delta T / T_0, \quad (4)$$

где L – молярная теплота плавления железа; ΔT – переохлаждение при его кристаллизации. Тогда уравнение (1) для сферического зародыша радиусом r можно выразить следующим образом:

$$G = -\frac{4}{3}\pi r^3 \frac{\rho}{M_{\text{Fe}}} \frac{L\Delta T}{T_0} + 4\pi r^2 \sigma_{\text{жк}} - \frac{3}{4}\pi r^3 RT_0 \ln \frac{1}{K_p} \frac{\rho}{M_{\text{м}}} C_{\text{ж}}. \quad (5)$$

Критический радиус зародыша $r_{\text{кр}}$ определяется из условия $\frac{dG}{dr} = 0$:

$$r_{\text{кр}} = \frac{2\sigma_{\text{жк}} T_0 M_{\text{Fe}} M_{\text{м}}}{\rho \left(M_{\text{м}} L \Delta T + M_{\text{Fe}} RT_0 \ln \frac{1}{K_p} C_{\text{ж}} \right)}. \quad (6)$$

Из формулы (6) следует, что чем меньше коэффициент распределения модификатора и его молекулярная масса, а также больше растворимость его в железе, тем меньше критический радиус зародыша и тем эффективнее работает модификатор.

Переохлаждение при кристаллизации модифицированного железа (стали) определяется из уравнения (6):

$$\Delta T = \frac{2\sigma_{\text{жк}} T_0 M_{\text{Fe}}}{\rho r_{\text{кр}} L} - \frac{M_{\text{Fe}} RT_0 \ln \frac{1}{K_p} C_{\text{ж}}}{M_{\text{м}} L}. \quad (7)$$

Как видно из выражения (7), модификаторы уменьшают переохлаждение при кристаллизации стали. Чем оно меньше, тем эффективнее работает модификатор. Левая часть уравнения (7) определяет величину переохлаждения немодифицированного железа (стали), а правая показывает уменьшение переохлаждения при кристаллизации зародыша от действия модификатора. Коэффициент его эффективности K_3 можно выразить следующим образом:

$$K_3 = \frac{M_{\text{Fe}} RT_0 \ln \frac{1}{K_p} C_{\text{ж}}}{M_{\text{м}} L}. \quad (8)$$

Чем больше K_3 , тем эффективней работает модификатор и тем меньше переохлаждение при кристаллизации железа (стали). Сравнительную оценку модификаторов по K_3 можно сделать, приняв среднее значение $C_{\text{ж}} = 0,02\%$ для каждого модификатора [5]. Учитывая, что $L = 2000 \text{ Дж/см}^3$, $R = 1,1 \cdot 10^5 \text{ см}$, $T_0 = 1805 \text{ К}$, по уравнению (8) определим коэффициенты эффективности основных применяемых для измельчения первичной структуры стали модификаторов [2, 6, 7]. Результаты приведены в таблице.

Эффективность модификаторов стали

Модификатор	$M_{\text{м}}$	K_p	K_3
Магний	24	0,125	97
Кальций	40	0,12	59
Церий	140	0,127	17
Кремний	28	0,8	8
Алюминий	27	0,9	4
Барий	137	0,63	4

Из формулы (7) и таблицы следует, что такие активные модификаторы, как Mg, Ca, Ce, в зависимости от коэффициентов распределения и концентраций в расплаве существенно снижают переохлаждение при кристаллизации сталей. Это подтверждается многими экспериментальными исследованиями [1–3].

Оценка эффективности модификатора по K_3 определяется для медленно протекающих процессов кристаллизации стали, когда зародыш находится в равновесии с жидкой фазой и в ней нет концентрационного градиента. При повышении скорости кристаллизации этот градиент всегда существует. В таком случае эффективность модификатора необходимо определять не по равновесному, а по эффективному коэффициенту эффективности модификатора $K_{3\text{э}}$:

$$K_{3\text{э}} = \frac{M_{\text{Fe}}RT_0 \ln \frac{1}{k_3} C_{\text{ж}}}{M_{\text{м}}L}, \quad (9)$$

где k_3 – эффективный коэффициент распределения, определяемый из [8]:

$$k_3 = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp\left(-\frac{Rd}{D}\right)}, \quad (10)$$

где R – скорость перемещения поверхности раздела; D – коэффициент диффузии модификатора в жидкой фазе; d – толщина пограничного слоя, через который диффундируют атомы модификатора.

Из уравнений (9) и (10) следует, что при увеличении скорости кристаллизации k_3 повышается от k_0 до 1, а $K_{з3}$ уменьшается от K_3 до 0. Поэтому примесный модификатор наиболее эффективен при относительно небольших скоростях затвердевания стали. Высокая скорость кристаллизации существенно уменьшает модифицирующую способность примесного модификатора, поскольку скорость затвердевания является также модифицирующим фактором. Это подтверждается многими экспериментальными исследованиями [1–3].

При модифицировании стали магнием и кальцием снижение поверхностного натяжения расплава не превышает 35% [1, 3]. Поэтому следует полагать, что снятие переохлаждения при кристаллизации стали после ее обработки Mg, Ca и Ce происходит не в результате действия неметаллических частиц, а вследствие значительного уменьшения химического потенциала при существенном снижении растворимости модифицирующих элементов в стали из-за относительно низких коэффициентов распределения.

Из таблицы следует, что наиболее эффективными модификаторами для стали являются Mg, Ca и Ce, а самым сильным из них – магний. По отношению к расплаву он проявляет поверхностно-активные свойства, снижая поверхностное натяжение на границе жидкий металл–воздух. Но магний не взаимодействует с железом (δ -Fe), поэтому очень слабо будет адсорбироваться зародышами, не мешая их росту при кристаллизации. Такими же свойствами, но в разной степени обладают Ca и PЗМ. Главная роль магния, кальция и PЗМ при модифицировании стали – активно связывать кислород, серу и азот, а также предохранять зародыши от дезактивации этими поверхностно-активными элементами. Это способствует росту возникающих ультрадисперсных частиц δ -Fe и их коагуляции, что значительно интенсифицирует процесс зародышеобразования и измельчает структуру при первичной кристаллизации.

Магний проявляет поверхностную активность по отношению к тем неметаллическим частицам, с которыми он может взаимодействовать. Аналогичное действие проявляют модификаторы, которые являются ПАЭ для расплава стали (ее поверхности). Адсорбируясь на неметаллических включениях, магний дольше остается в жидкой стали, что повышает эффективность процесса модифицирования. Поэтому модифицирующий сплав должен быть комплексным, включающим те элементы, с оксидами, сульфидами, нитридами и интерметаллидами которых могли бы взаимодействовать сильные модификаторы. Поэтому их действие будет усиливаться в присутствии более слабых модификаторов.

Отсюда следует, что время живучести процесса модифицирования во многом будет зависеть от удельного веса и дисперсности активных неметаллических частиц. В стали они являются вторичными модификаторами. Их косвенная активность будет определяться размерами фазовых составляющих модифицирующего сплава. Чем они мельче, тем больше будет образовываться неметаллических частиц (адсорбентов). Поэтому для обработки стали наиболее эффективным будет высокодисперсный комплексный модифицирующий сплав. Лучшими способами его получения являются литье методом заочного затвердевания и в кристаллизатор со струйной системой охлаждения [9–11]. Они позволяют получать отливки с повышенной скоростью кристаллизации и высокой дисперсностью кристаллов эвтектического кремния (200–250 нм) [11].

Струйный кристаллизатор обеспечивает литье заготовок диаметром 50 мм из силуминов со средним размером кристаллов эвтектического кремния 1 мкм [10]. При этом никакие примесные модификаторы не применяются. Высокая скорость охлаждения отливок является универсальным средством для измельчения всех фазовых составляющих модифицирующего сплава. Наиболее перспективными из них для модифицирования стали будут модификаторы на основе алюминия, содержащие магний, кальций, РЗМ и кремний. Легкоплавкая основа такого сплава будет способствовать быстрому усвоению модификатора.

Таким образом, основные термодинамические закономерности модифицирования стали следующие:

в стали модификаторы действуют в основном как рафинирующие и поверхностно-активные элементы;

основная роль неметаллических частиц заключается в способности связывать и адсорбировать кислород и этим препятствовать его адсорбции на зародышах и растущих кристаллах;

модификаторы существенно понижают переохлаждение при кристаллизации стали благодаря значительному уменьшению химического потенциала основных модификаторов, имеющих относительно низкие коэффициенты распределения;

эффективность модификаторов для стали определяется их высокими дегазирующей и поверхностной активностями, низкими коэффициентом распределения и взаимодействием с δ -Fe, растворимостью в расплаве;

эффективность неметаллических частиц определяется их дисперсностью, от которой в основном зависит время живучести процесса модифицирования.

Эти термодинамические закономерности модифицирования стали позволяют понять сущность процесса и выбрать наиболее рациональный состав модификатора.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мачикин В. И., Зборщик А. М., Складановский Е. Н. Повышение качества черных металлов. – Киев: Техніка, 1981.
2. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976.
3. Крещановский Н. С., Сидоренко М. Ф. Модифицирование стали. – М.: Металлургия, 1970.
4. Физико-химические свойства окислов: Справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978.
5. Гуляев Б. Б. Синтез сплавов. – М.: Металлургия, 1984
6. Свойства элементов: Справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978.
7. Справочник химика. – Л.: Химия, 1971. – Т. 1.
8. Чалмерс Б. Теория затвердвания. – М.: Металлургия, 1984.
9. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Повышение эффективности работы кристаллизатора при непрерывном литье слитков // Литье и металлургия. – 2005. – № 2. – С. 139–141.
10. Стеценко В. Ю., Радько С. Л. Литье силуминов в кокиль со струйной системой охлаждения // Литье и металлургия. – 2006. – № 2. – С. 136–138.
11. Стеценко В. Ю., Радько С. Л., Харьков С. А. и др. Повышение эффективности охлаждения отливок из силуминов при литье закалочным затвердванием // Литье и металлургия. – 2006. – № 2. – С. 128–129.

Э. Ф. БАРАНОВСКИЙ, канд. техн. наук,
В. М. ИЛЬЮШЕНКО, канд. техн. наук, Ю. В. ПЕТРУНЯ,
В. А. ПУМПУР, канд. техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

ИССЛЕДОВАНИЯ ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩЕГО СПОСОБА ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК ЦИНКОВЫХ АНОДОВ

В гальванических ваннах цинкования расходуемым электродом является цинковый анод. Из-за отсутствия производства цинковых анодов в республике предприятия закупают в ближнем зарубежье цинковый прокат, стоимость которого почти в 2 раза выше стоимости чушкового цинка. Такая цена обусловлена существующей технологией изготовления проката. Цинковый прокат поставляется на предприятия в виде листов размером 10×500×1000 мм, которые в дальнейшем подвергаются раскрою на аноды необходимого размера. Эта операция влечет за собой образование до 5% отходов в виде обрезки и стружки, а также требует значительных трудовых, временных и энергетических затрат. Следует заметить, что при этом годовая потребность промышленности Республики Беларусь в цинковых анодах составляет около 600 т в год.

Стоимость цинковых анодов, а также затраты, связанные с их изготовлением, могут быть значительно снижены, если изготавливать их с использованием более производительного и ресурсосберегающего технологического процесса. Актуальной является задача по разработке такого технологического процесса и оборудования, конечным продуктом которого будет готовое к употреблению, не требующее дополнительных механических обработок изделие. С целью выбора наиболее эффективного способа литья для получения цинковых анодов проведены патентные исследования и анализ дешевых и производительных способов.

Наиболее широкое распространение получил способ литья слитков в изложницы, или наполнительное литье. Большую часть слитков массой 25–40 кг в настоящее время получают в горизонтальных изложницах чугунных и водоохлаждаемых с медной рубашкой. Пос-

ле заливки металла в изложницы с поверхности его снимают оксидную пленку. Удаляют слитки из изложниц вручную. Размер слитка: толщина 20–25 мм, ширина 240–400 и длина 500–600 мм. Масса – не более 40 кг.

Данный способ литья с применением тяжелого ручного труда примитивен и имеет очень много технологических недостатков. Для паполнительного литья показатель выхода годного, т. е. отношение массы годных заготовок к массе залитого металла, не превышает 80%. Главная причина этого заключается в том, что у каждого слитка срезают головную часть с усадочной раковинной, а иногда и донную часть, пораженную захваченными оксидными пленками и воздушными пузырями. Нередко приходится обрабатывать боковую поверхность слитков для улучшения ее качества. Полученную таким способом плиту затем нагревают и подвергают горячей прокатке за несколько проходов до толщины 10–12 мм. В этом случае прокат превышает стоимость чушкового цинка в 1,5–1,6 раза.

Цинк также отливают в массивные вертикальные наклоняющиеся чугунные и водоохлаждаемые изложницы с медной рубашкой. Изложницы устанавливают на круглом столе или в ряд под углом 5° к вертикали, затем под углом 15°. Такое положение способствует устранению усадочных раковин и пустот при кристаллизации металла. После затвердевания металла изложницу открывают и извлекают слиток. Далее слиток поступает к ножницам, на которых обрезают прибыльную часть, при температуре не ниже 120 °С. Масса прибыльной части составляет 57% массы слитка. Данным способом литья получают цилиндрические слитки диаметром от 50 до 300–400 мм и высотой 500–1500 мм, а также плоские слитки толщиной 50–100 мм, шириной 300–500 и высотой 500–1000 мм.

Такой способ литья требует от литейщика необходимых знаний и опыта. Сложность конструкции вертикальной изложницы и особенно большое количество отходов увеличивают стоимость слитков и прокатных полуфабрикатов.

Известен способ получения заготовок цинковых анодов литьем в кокиль. В ГНУ «Институт технологии металлов» Национальной академии наук Беларуси разработаны технология и оборудование для изготовления заготовок цинковых анодов литьем в кокиль (рис. 1)

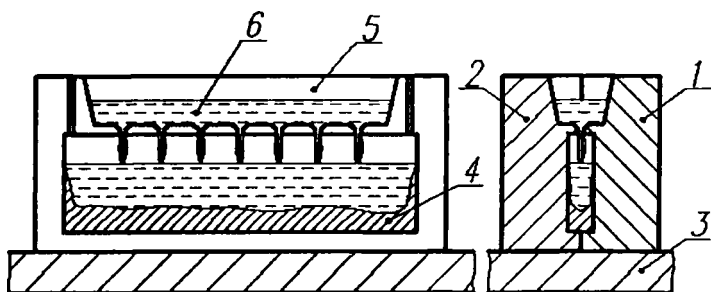


Рис. 1. Схема получения заготовок цинковых анодов литьем в кокиль: 1 – полуформа подвижная; 2 – полуформа неподвижная; 3 – плита; 4 – отливка; 5 – литниковая система; 6 – жидкий металл

[1, 2]. Была принята схема литья в раздвижной кокиль, состоящий из двух чугунных полуформ, подвижной 1 и неподвижной 2, расположенных на массивной плите 3. Заливка вертикально расположенной в кокиле отливки 4 производится через литниковую систему дождевого типа 5. Полученную таким образом заготовку подвергают горячей прокатке за один проход с обжатием 30%.

Такая технология обеспечивает получение анодов с высокими потребительскими свойствами, однако характеризуется большими трудовыми затратами и низкой производительностью. Выход годного литья из-за наличия большого объема литниковой чаши составляет всего 50%.

Предпринимались попытки получения заготовок цинковых анодов под прокатку горизонтальным непрерывно-шаговым литьем [3, 4]. Отличительной особенностью данного способа литья является использование металлического водоохлаждаемого кристаллизатора, длина которого составляет 1,4–2 длины отливаемой заготовки. Слиток из этого кристаллизатора извлекается с шагом, соответствующим длине заготовки под прокатку. Например, для анодов длиной 500 мм длина заготовки составляет 360 мм. Полученный таким способом слиток толщиной 17 мм разрубается на заготовки в местах отсечки и подвергается прокатке с обжатием 30%.

Однако для этого способа литья при такой длине кристаллизатора характерна различная интенсивность теплообмена на контактных поверхностях нижней и верхней полуформ (рис. 2).

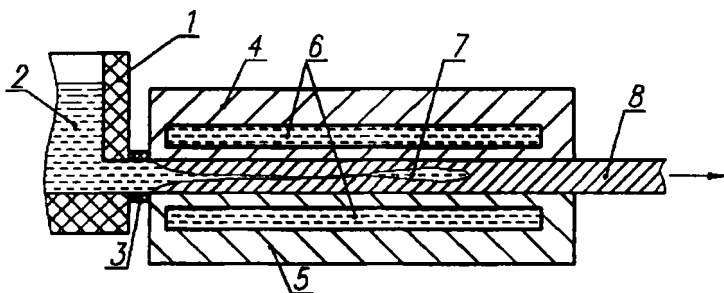


Рис. 2. Схема формирования отливки при горизонтальном непрерывно-шаговом литье: 1 – металлоприемник; 2 – расплав; 3 – соединительный стакан; 4 – полуформа верхняя; 5 – полуформа нижняя; 6 – водяное охлаждение; 7 – не затвердевший металл; 8 – отливка

На нижней полуформе 5 под действием силы тяжести формирующаяся отливка 8 плотно соприкасается с рабочей поверхностью кристаллизатора и теплопередача в этом направлении осуществляется наиболее интенсивно. К верхней полуформе 4 под действием металлостатического давления расплав вначале прилегает к поверхности кристаллизатора также плотно. Однако, как только возникает достаточно прочная корка металла в центральной части и ближе к выходу из кристаллизатора, металлостатическое давление перестает действовать. Происходят усадочные явления в отливке, которые приводят к образованию воздушного зазора, в результате чего теплопередача от верхней поверхности отливки сильно снижается. Это все усугубляется тем обстоятельством, что для лучшего извлечения отливки из кристаллизатора в нем предусмотрена небольшая конусность. В результате этого в центральной части, где образуется достаточно большой воздушный зазор между отливкой и кристаллизатором, остается значительное количество не затвердевшего расплава 7, а на конце отливки, расположенной ближе к питателю, где ее контакт с кристаллизатором значительно лучше и зазор меньше, происходит почти полное затвердевание поперечного сечения заготовки. При таких условиях отливка формируется при значительном дефиците питания, что приводит к образованию усадочных раковин и пор в ее центральной части.

Существенное снижение стоимости цинковых анодов можно получить, если полосу изготавливать из чушкового цинка непрерывным литьем на установках с роторным кристаллизатором типа колесо – лента.

Колесо и лента образуют ручей кристаллизатора, в котором происходят затвердевание и охлаждение непрерывно подаваемого расплава. Водоохлаждаемое колесо в процессе литья подвергается только термическим нагрузкам, а основная механическая нагрузка от давления рабочей ленты на колесо незначительна. Это позволяет использовать для изготовления колеса высокотеплопроводные материалы: медь, ее сплавы, а также термостойкие сплавы алюминия. В таком кристаллизаторе отливка затвердевает в результате теплообмена с высокотеплопроводным материалом массивного колеса и водоохлаждаемой тонкой лентой. В рассматриваемых условиях имеет место высокая интенсивность охлаждения расплава, что обеспечивает формирование мелкокристаллических отливок без раковин, пористости и других литейных дефектов.

Для изучения возможности использования на РУП «БМЗ» анодов, изготовленных непрерывным литьем, в ГНУ «ИТМ НАН Беларуси» была разработана опытная установка непрерывного литья цинковых полос в кристаллизатор, состоящий из водоохлаждаемой стальной ленты и алюминиевого колеса диаметром 540 мм (рис. 3) [5, 6].

Полученные непрерывным литьем полосы разрезали на куски длиной 500 мм. Изготовлен-

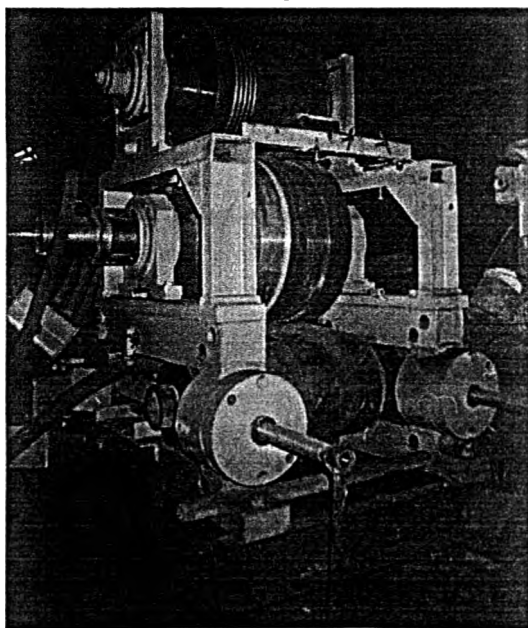


Рис. 3. Экспериментальная установка непрерывного литья в кристаллизатор типа колесо – лента

ные таким образом аноды испытывались на РУП «БМЗ» в ваннах цинкования установки латунирования металлокорда. Было определено, что опытные аноды в ваннах цинкования вырабатываются неравномерно. Часть анодов пассивируется в процессе работы и в дальнейшем не растворяется. Средняя выработка опытных анодов составила 74% по сравнению с 75–80% стандартных анодов, изготовленных из цинкового проката. Качество латунированной заготовки, полученной с использованием опытных анодов, не уступает требованиям технических условий.

Таким образом, аноды, изготовленные непосредственно из непрерывной полосы, не могут использоваться на гальваническом производстве РУП «БМЗ». Для обеспечения требований РУП «БМЗ» заготовку, полученную непрерывным литьем, как и отлитую в кокиль, необходимо подвергать горячей прокатке с обжатием около 30%, т. е. толщина литой заготовки должна составлять 15–17 мм. Получить отливку такой толщины на кристаллизаторе с колесом диаметром 540 мм не представляется возможным из-за проблем, возникающих при ее выпрямлении на выходе из кристаллизатора. Для определения необходимого диаметра колеса были проведены численные эксперименты с использованием разработанного программного обеспечения.

Теоретические расчеты показали, что для получения качественной отливки толщиной 17 мм необходимо увеличить диаметр формообразующего колеса до 1,2 м. Это приведет к существенному увеличению габаритов установки и как следствие к большим затратам на ее изготовление. Кроме того, установки такого типа обладают очень большой производительностью. Бесперебойная работа такой установки также требует дорогого плавильного агрегата большой емкости. Такая установка при нынешнем спросе на цинковые аноды в Республике Беларусь будет не рентабельна.

Таким образом, существующие технологии изготовления цинковых анодов являются либо сложными и высоко затратными, требующими вложения больших капитальных затрат на создание производства и оборудования, либо низко производительными, требующими больших трудовых затрат на изготовление продукции. Решением данной проблемы может быть создание нового простого и дешевого тех-

нологического процесса и оборудования, способного удовлетворить потребности предприятий Республики Беларусь в цинковых анодах.

Одним из наиболее высокопроизводительных способов получения плоской отливки является литье полосы между бесконечными лентами. Метод реализован в 50-х годах XX в. в США К. В. Хазелеттом. Установки «Hazelett» нашли промышленное применение для непрерывного литья листовых заготовок из цветных металлов в ленточных кристаллизаторах. Аналогичные установкам «Hazelett» установки «Hunter Engineering» применяются для непрерывного литья алюминиевой ленты.

На установках с двумя бесконечными лентами получают полосу толщиной 12,7–25,4 мм, шириной до 1000 мм. Но при этом для устранения дефектов, которые возникают в процессе литья, необходима горячая прокатка. К таким дефектам относятся неодинаковая толщина отливки, неоднородная структура и пористость. Основной причиной возникновения этих дефектов является коробление рабочих лент в процессе литья. Способ нашел применение на заводах с большим объемом выпуска проката из-за громоздкости плавильных печей, литейного агрегата и расположенных за ним станов горячей прокатки.

В ГНУ «ИТМ НАН Беларуси» проводятся исследования возможности использования усовершенствованного способа литья между двумя металлическими лентами для получения заготовок цинковых анодов (рис. 4). Сущность способа состоит в том, что жидкий металл 7 подается в полость между двумя водоохлаждаемыми рабочими металлическими лентами 1 и 2 толщиной 1,5 мм, натянутыми на нескольких приводных, опорных и натяжных роликах. Но толщину получаемой заготовки 9 определяет глубина специально выполненной в барабане 3 проточки 4, а ширина заготовки определяется шириной проточки. Для отвода тепла предусматривается мощное водяное охлаждение 10. В результате формирования отливки происходит в основном на участке от точки заливки расплава до той точки, где отливка выходит за пределы боковых реборд.

Очевидно, что данный способ литья является наиболее простым и дешевым, т. е. ресурсосберегающим способом получения заготовок цинковых анодов, характеризуется высокой производительностью.

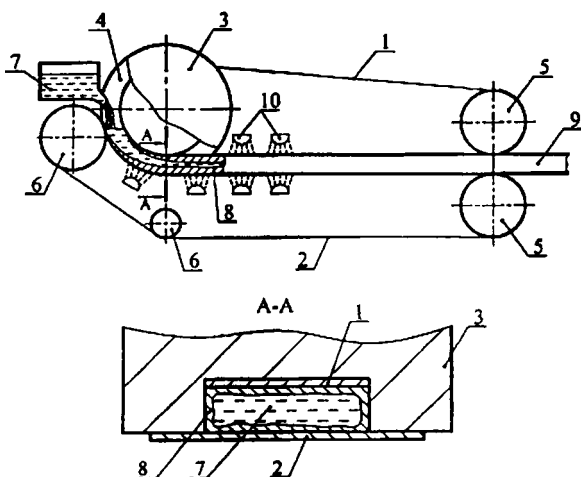


Рис. 4. Схема установки непрерывного литья полос: 1, 2 – лента; 3 – барабан; 4 – проточка; 5 – ролик приводной; 6 – ролик натяжной; 7 – расплав; 8 – начальная корка; 9 – отливка; 10 – водяное охлаждение

В дальнейшем с целью получения заготовок цинковых анодов необходимо решить следующие основные задачи:

разработать математическую модель формирования отливки в кристаллизаторе и в зоне вторичного охлаждения и выполнить экспериментально-теоретические исследования по определению параметров теплообмена;

исследовать основные закономерности затвердевания заготовки цинкового анода;

разработать схему технологического процесса литья полосы из цинка в кристаллизатор, состоящий из барабана и двух бесконечных лент;

изучить температурный режим кристаллизатора и разработать методику определения параметров его охлаждения;

изучить температурный режим извлеченной из кристаллизатора полосы и определить режим ее охлаждения;

установить технологические параметры режимов литья и определить основные параметры оборудования для литья цинковой полосы;

обеспечить внедрение технологии и оборудования в производство.

В настоящее время в ГНУ «ИТМ НАН Беларуси» осуществляется решение указанных задач.

ЛИТЕРАТУРА

1. Барановский Э. Ф., Ильюшенко В. М., Короткин Г. П. Изготовление цинковых анодов литьем в кокиль // *Литье и металлургия*. – 2000. – № 4. – С. 19–20.
2. Марукович Е. И., Барановский Э. Ф., Ильюшенко В. М., Короткин Г. П. Изготовление цинковых анодов на опытном производстве ИТМ НАН Беларуси // *Литье и металлургия*. – 2005. – № 2. – С. 159–161.
3. Барановский Э. Ф., Ильюшенко В. М., Петруня Ю. В., Пумпур В. А. Установка горизонтального непрерывно-шагового литья // *Литье и металлургия*. – 2003. – № 3. – С. 73–74.
4. Барановский Э. Ф., Ильюшенко В. М., Пумпур В. А., Петруня Ю. В. Численные исследования формирования цинковой полосы при горизонтальном непрерывно – шаговом литье // *Литье и металлургия*. – 2003. – № 1. – С. 106–109.
5. Барановский Э. Ф., Пумпур В. А. Математическая модель и программа расчета теплообмена при непрерывном литье полосы в кристаллизатор «колесо-лента» // *Литье и металлургия*. – 2000. – № 1. – С. 28–30.
6. Барановский Э. Ф., Ильюшенко В. М., Пумпур В. А. и др. Разработка непрерывного литья в роторный кристаллизатор цинковой полосы для изготовления анодов // *Литье и металлургия*. – 2001. – № 2. – С. 44–48.

УДК 621.785

В. А. СТЕФАНОВИЧ, канд. техн. наук, С. В. БОРИСОВ (БНТУ),
Е. С. СЕРЕГИНА (БМЗ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО НАСЫЩЕНИЯ УГЛЕРОДОМ И МЕТАЛЛАМИ СТАЛИ 45

Целью настоящей работы является получение диффузионных слоев высокой твердости в системе легирующий элемент – углерод, структура которых представляет вкрапления твердых включений карбидов, интерметаллидов в мартенситной матрице (принцип Шарпи). При этом предполагается получение диффузионных слоев значительной толщины, что позволит проводить шлифование изделий в окончательный размер после их термической обработки. Исследование проводили в порошковых смесях с определенным соотношением хромирующего и цементирующего карбюризатора. Разработанные смеси для комплексной химико-термической обработки можно будет использовать для упрочнения пуансонов с толщиной рабочей части 1–5 мм. При этом поверхностный слой будет обладать высо-

кими твердостью и износостойкостью, а сердцевина – значительной вязкостью, позволяющей воспринимать динамические нагрузки. В качестве материала предполагается использовать углеродистые стали 40, 45, 50, а также низколегированные 40Х, 38ХМА, 40ХН, 40ХНФ и др.

За основу исследований, проведенных ранее на кафедре «Металловедение и термическая обработка металлов» БПИ [1], были взяты результаты насыщения углеродистых сталей хромом и углеродом. В данной работе отмечается, что при насыщении углеродистой стали совместно углеродом и хромом можно получить различные структуры диффузионных слоев.

В настоящей работе выполнены исследования по получению плотных (беспористых) диффузионных слоев, структура которых соответствовала бы принципу Шарпи, в системе углерод – хром с дополнительным введением в реакционную смесь легкоплавких добавок, а также других карбидообразующих элементов.

Для предварительных исследований был выбран состав смеси и параметры насыщения для стали 45 и У8. В качестве хромирующей составляющей был выбран состав на основе феррохрома (50% X75 + 50% Al_2O_3) + 1,5% NH_4Cl , в качестве цементирующей – 85% С (уголь) + 15% $NaHCO_3$. В качестве добавок применяли порошки химических элементов (медь, цинк, сурьма и др.), а также химические соединения тугоплавких карбидообразующих металлов, имеющих температуру плавления ниже температуры насыщения. Химико-термическую обработку проводили при температурно-временных параметрах $t = 1100\text{ }^\circ\text{C}$ в течении $\tau = 5\text{ ч}$. Насыщение осуществлялось в металлических тиглях с плавким затвором.

Предварительные эксперименты диффузионного насыщения стали 45 из порошковой смеси, содержащей 20% цементирующей смеси и 50–60% хромирующей смеси, остальное – активатор и легкоплавкие элементы в определенном соотношении, позволили получить диффузионный слой 1 мм, структура которого представлена на рис. 1. Как видно из рисунка, диффузионный слой состоит из мелкозернистого перлита с наличием карбидной сетки и многочисленных зернистых включений, балл зерна равнялся 7–8.

После термической обработки (закалки $860\text{ }^\circ\text{C}$ + вода и низкого отпуска $180\text{--}200\text{ }^\circ\text{C}$) поверхностная твердость достигала 67–68 HRC.

Выполненный микрорентгено-спектральный анализ показал наличие хрома в диффузионном слое. При химико-термической обработке хром проникает на глубину 50 мкм и его концентрации составляет 1–1,5%, при этом на самой поверхности (толщиной 3–5 мкм) концентрация хрома составляет несколько десятков процентов.

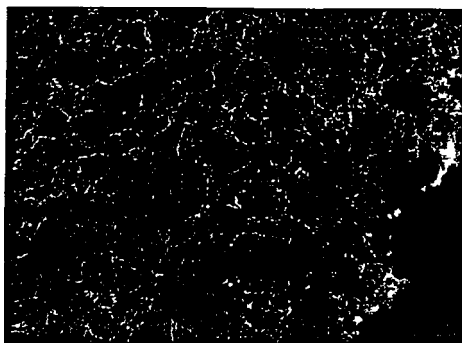


Рис. 1. Микроструктура диффузионного слоя на стали 45 после ХТО. $\times 240$

Исходя из предварительных опытов, были выбраны компоненты для оптимизации насыщающей смеси, в качестве легкоплавких элементов использовались цинк, сурьма, соли $\text{SnCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, а также оксиды ванадия, молибдена, вольфрама и других элементов.

Для дальнейшей оптимизации свойств был применен последовательный симплекс-метод (ПСМ) с использованием правильного симплекса [2]. Для оценки полученных результатов был выбран обобщенный отклик $\sum_{i=1}^m a_i \left(\frac{y_{iu} - y_{i0}}{y_{i0}} \right)^2 = Y_u$, где Y – обобщенный отклик, a_i – «веса» параметров оптимизации (табл. 1).

В качестве параметров оптимизации были выбраны следующие: твердость после закалки ($840^\circ\text{C} + \text{масло}$), твердость после отпуска, толщина слоя, наличие твердых частиц в слое, балл зерна после насыщения. Параметры оптимизации и их желаемые значения представлены в табл. 1.

Таблица 1. Параметры оптимизации

Параметр оптимизации	Желаемое значение	«Вес» параметра
Твердость после закалки HRC	70	0,1
Твердость после отпуска HRC	55	0,2
Толщина слоя, деление	250	0,2
Наличие твердых частиц, балл	5	0,3
Балл зерна после насыщения	10	0,2

В качестве факторов были выбраны компоненты, входящие в состав смеси. Шаги варьирования для факторов представлены в табл. 2. Таким образом, симплекс был составлен для количества факторов $k = 8$. Матрица для симплекса в кодированных координатах приведена в табл. 3.

Таблица 2. Шаг варьирования факторов

Фактор	Шаг, %	Номер опыта	x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	x_6	x_7	x_8
x_1	5	1	-1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1
x_2	5	2	+1	-1	+1	+1	+1	+1	+1	+1
x_3	5	3	+1	+1	-1	+1	+1	+1	+1	+1
x_4	5	4	+1	+1	+1	-1	+1	+1	+1	+1
x_5	5	5	+1	+1	+1	+1	-1	+1	+1	+1
x_6	5	6	+1	+1	+1	+1	+1	-1	+1	+1
x_7	5	7	+1	+1	+1	+1	+1	+1	-1	+1
x_8	2	8	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	-1
		9	0	0	0	0	0	0	0	0

Таблица 3. Координаты точек симплекса

Расчет новой точки симплекса проводился следующим образом:

$$\tilde{x}_{j,N+1} = \frac{2}{k} \sum_{u=1}^k \tilde{x}_{j,u} - \tilde{x}_j^*$$

где $N = k + 1$ – число точек в исходном симплексе; $\tilde{x}_{j,N+1}$ – координата новой точки в натуральных координатах для фактора с номером j (суммирование ведется по всем опытам, кроме отвергнутого).

В соответствии с ПСМ были проведены опыты. Полученные результаты представлены в табл. 4.

Таблица 4. Таблица результатов проведенных опытов

Номер точки	Балл зерна после насыщения	Толщина слоя, дел	Балл твердых частиц	Твердость после закалки, HRC	Твердость HRC после отпуска (400 °C)
1	6	290	1	63	44,5
2	4	140	1	62	44
3	4	280	1	64	45,5

Номер точки	Балл зерна после насыщения	Толщина слоя, дел	Балл твердых частиц	Твердость HRC после закалки	Твердость HRC после отпуска (400 °С)
4	3	350	1	65	46
5	4	70	1	64	45
6	7	~840	2	61	44,5
7	4	210	1	62	45,5
8	4	210	1	63,5	46
9	4	210	1	62,5	45,5
10	4-5	140	1	64	45,5
11	7	70	1	64	46
12	7	300	1	64,5	48
13	7	1050	1	63	48,5
14	6-7	920	1	63,5	47
15	6	1050	0	63,5	48
16	6	480	1	64,5	48,5
17	7	1050	2	64	48,5

В результате проведенных экспериментов с использованием ПСМ были получены диффузионные слои на стали 45 со следующими оптимальными параметрами: температурно-временные параметры $t = 1050$ °С, время насыщения $\tau = 4$ ч, балл зерна перлита – 7, толщина слоя ~1400 мкм. Структура слоя после насыщения представляет собой мелкозернистый перлит с многочисленными включениями мелких твердых частиц (рис. 2).

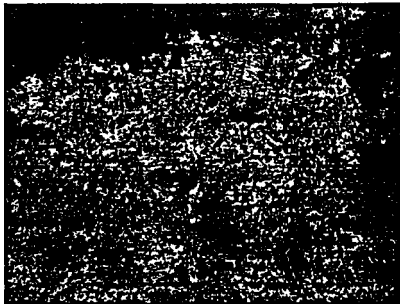


Рис. 2. Микроструктура диффузионного слоя на стали 45 после ХТО. $\times 240$

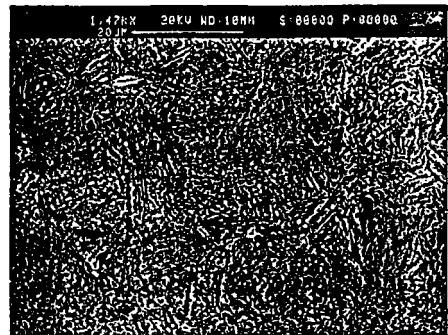


Рис. 3. Микроструктура диффузионного слоя на стали 45 после ХТО и закалки. $\times 1000$

Цементация стали 45 в стандартном карбюризаторе при перечисленных выше параметрах обеспечивает толщину слоя 1300–1400 мкм с наличием в поверхностной зоне грубой цементитной сетки и имеет балл зерна 3–5.

Термообработку–закалку осуществляли в двух средах в воде и масле с температуры 840 °С и последующим низким отпуском 180–200 °С. Структура стали после термообработки – мелкоигльчатый мартенсит с мелкодисперсными включениями твердых частиц (рис. 3).

Более подробное исследование микроструктуры проводили на электронном микроскопе «Stereoscan 200». Как видно из рисунка, мелкодисперсные включения имеют размеры 1–2 мкм. Темные круглые включения на фотографии – углубления в матрице, полученные в результате приготовления шлифов (рис. 4), из-за выкрошивания твердых частиц.

Измерение твердости после ТО показало следующие результаты: экспериментальные образцы при закалке в воду – 67–69 HRC, при закалке в масле – 65–66; образцы после цементации при закалке в воду – 64–67 HRC, после закалки в масло – 61–64 HRC.

Результаты измерения микротвердости экспериментальных образцов после ТО представлены на рис. 5. Как видно из рисунка, микротвердость по глубине диффузионного слоя изменяется в пределах 9400–11000 МПа (микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 200 г), что соответствует 68–70 HRC.

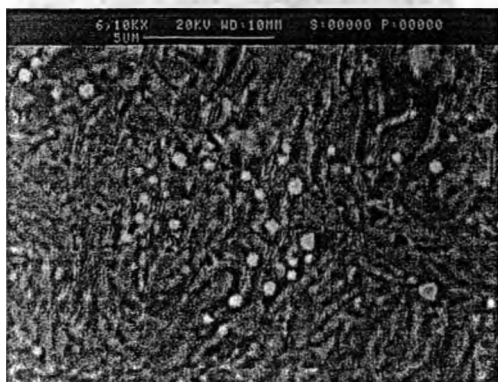


Рис. 4. Микроструктура диффузионного слоя на стали 45 после ХТО и закалки. $\times 4200$

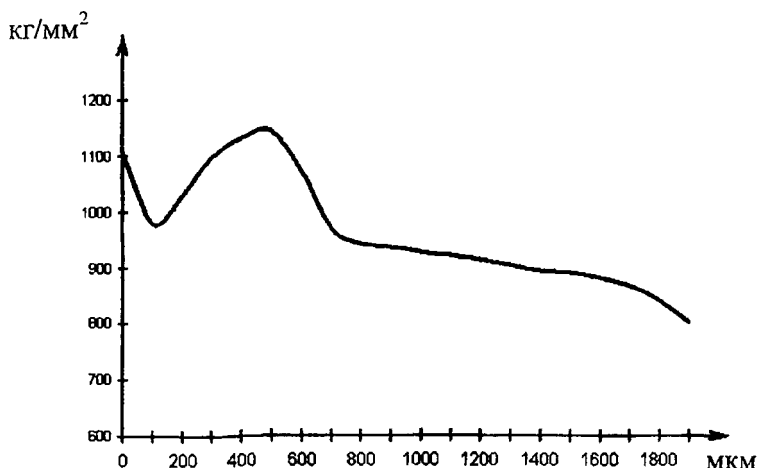


Рис. 5. Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя стали 45

В заключение можно сделать следующие выводы:

1) ХТО из оптимизированных смесей позволяет получить после закалки и отпуска бóльшую твердость (68–70 HRC) стали 45 по сравнению с обычными процессами цементации;

2) в результате применения ПСМ для насыщения из диффузионной смеси, состоящей из хромирующей и цементирующей составляющей, легкоплавких элементов, получены диффузионные слои 1300–1500 мкм, имеющие балл зерна 7 и состоящие из перлита с мелкодисперсными включениями.

ЛИТЕРАТУРА

1. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: Тез. докл. – Минск: БПИ, 1971.
2. Горский В. Г., Адлер Ю. П. Планирование промышленных экспериментов. – М.: Металлургия, 1974.

Р. Э. ТРУБИЦКИЙ (ОАО «Лядский ЛМЗ»), Г. В. ДОВНАР,
А. Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, Б. А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БНТУ)

РАЗРАБОТКА СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА ДЛЯ ГИЛЬЗ ЦИЛИНДРОВ АВТОМОБИЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Для литейного производства характерно совершенствование существующих и создание новых технологических процессов и оборудования, обеспечивающих повышение производительности, точности, низкую шероховатость поверхности литых заготовок, снижение припусков на механическую обработку, получение заранее созданных свойств и структуры. Это особенно актуально для производства отливок гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания, характеризующихся большим объемом механической обработки.

Однако применяемые на некоторых заводах процессы литья гильз центробежным способом в изложницах с применением термоактивной смеси на новейших карусельных машинах фирмы «Рено» не отвечают требованиям современного производства из-за высокого уровня литейного брака, низкого коэффициента использования металла (0,38–0,43), неудовлетворительной обрабатываемости, повышенного расхода режущего инструмента.

В связи с этим возникла необходимость создания нового технологического процесса изготовления отливок гильз цилиндров методом литья в облицованный кокиль. Литье в облицованный кокиль позволяет повысить качество отливки, снизить припуск на механическую обработку, получить заданную структуру и необходимые механические свойства отливки. Но для этого необходимо было оптимизировать химический состав и структуру чугунов. Была поставлена задача получения оптимальной структуры и твердости гильз при малых материальных затратах, что может быть достигнуто подбором состава легирующего комплекса, состава шихтовых материалов, а также технологий плавки и выпечной обработки.

Повышение надежности, долговечности и экономичности двигателей внутреннего сгорания (ДВС) является актуальной задачей со-

временного машиностроения. Увеличение надежности и срока службы двигателей тесно связано с повышением износостойкости материалов основных узлов старения. Непрерывное форсирование двигателей, повышение максимального давления в камере сгорания, числа оборотов при одновременном требовании увеличения ресурса и экономичности двигателя предъявляют высокие требования к материалу деталей цилиндропоршневой группы, в частности к материалу гильз. Гильза во многом определяет срок службы двигателя до капитального ремонта. Поэтому к ней предъявляются весьма жесткие требования: высокие механические свойства, теплопроводность, коррозионная и эрозионная стойкость, низкий коэффициент трения, стабильность свойств во времени, гидрогазонепроницаемость, хорошая обрабатываемость и т. д.

Эти основные требования, предъявляемые к отливкам гильз цилиндров ДВС, можно выполнить путем сочетания оптимального состава чугуна, рациональной технологии его выплавки и получения отливки, статистического моделирования процессов получения гильз ДВС.

Состав чугуна оптимизировали при изготовлении отливки гильзы ГАЗ-66 в облицованный кокиль, параллельно для сравнения заливали гильзы в разовые песчаные формы. Полученные результаты сопоставляли со свойствами гильз из чугуна ИЧГ-33М, полученных центробежным литьем.

Для установления зависимости твердости (НВ) гильз, полученных из базового состава чугуна в облицованном кокиле, от содержания меди, никеля и хрома был проведен двухфакторный эксперимент по плану 3×3 , где 3 – три уровня элементов (Cu, Ni, Cr) и три уровня их содержания (0,1; 0,3 и 0,5%). В качестве параметра оптимизации (Y) была выбрана твердость НВ. Матрица плана 3×3 и результаты испытаний приведены в табл. 1. Ошибка воспроизводимости опытов $S = 2,75$ (1,3% от среднего значения твердости). Во всех случаях перед заливкой подвергали модифицированию 0,6% ФС75.

В табл. 1 X_1 и X_2 – кодированные уровни факторов ($X_1 = -1 - \text{Cu}$; $X_1 = 0 - \text{Ni}$; $X_1 = +1 - \text{Cr}$); Y_3 – экспериментальные значения твердости НВ, а Y_p – расчетное значение этого параметра. Обработку результатов таблицы проводили по методике работы [1].

Таблица 1. Матрица плана 3×3

Номер опыта	x_1	x_2	x_1x_2	x_1^2	x_2^2	y_s	y_p
1	-	-	+	+	+	203	197
2	-	0	0	+	0	205	202
3	-	+	-	+	+	208	207
4	0	-	0	0	+	208	204
5	0	0	0	0	0	210	210
6	0	+	0	0	+	215	215
7	+	-	-	+	+	213	212
8	+	0	0	+	0	218	217
9	+	+	+	+	+	232	223

Кодирование уровней факторов производили по формуле

$$X_i = \frac{\tilde{X}_i - 0,5(\tilde{X}_{i\max} + \tilde{X}_{i\min})}{0,5(\tilde{X}_{i\max} - \tilde{X}_{i\min})}, \quad (1)$$

где X_i – кодированное значение уровня i -го фактора; \tilde{X}_i , $\tilde{X}_{i\max}$, $\tilde{X}_{i\min}$ – текущее, максимальное и минимальное значение каждого фактора в натуральных единицах. При этом X_i может принимать не только значения ± 1 и 0 (как в табл. 1), но и другие кодированные уровни.

Для расчета статистических оценок коэффициентов b_0 , b_i , b_{ij} и b_{ii} будущей математической модели вида

$$Y = b_0 + \sum_{i=1}^R b_i x_i + \sum_{i \neq j}^K b_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^K b_{ii} x_i^2 \quad (2)$$

использовали формулы

$$b_0 = A_0(OY) - A_{01}(11Y) - A_{02}(22Y), \quad (3)$$

$$b_1 = A_1(1Y), \quad b_2 = A_2(2Y), \quad (4)$$

$$b_{12} = A_{12}(12Y), \quad (5)$$

$$b_{11} = A_{11}(11Y) - A_{01}(OY), \quad b_{22} = A_{22}(22Y) - A_{02}(OY), \quad (6)$$

где A_0 , A_{01} , A_{02} , A_1 , A_2 , A_{12} , A_{11} и A_{22} – постоянные коэффициенты, зависящие от числа факторов и их уровней и взятые из работы [1, табл. 2.19, 2.20]. В нашем случае $A_0 = 0,55556$, $A_{01} = A_{02} = 0,33333$,

$A_1 = A_2 = 0,16667$, $A_{12} = 0,25$, $A_{11} = A_{22} = 0,5$ (OY), (1Y), (2Y), (12Y), (11Y) и (22Y) – алгебраические суммы произведений столбца (Y_7) на соответствующие столбцы матрицы.

После расчета указанных коэффициентов уравнения (2) и проверки их значимости получена адекватная модель:

$$Y_p = 209,6 + 7,8X_1 + 5,2X_2 + 4,3X_1X_2, \quad (7)$$

поскольку дисперсия адекватности $S_{ад}^2 = \frac{\sum \Delta Y_u^2}{N - m} = 25,8$ (ΔY_u – разность между расчетным и экспериментальным значением, т. е. $Y_7 - Y_p$; N – число строк в матрице; m – число значимых коэффициентов), а критерий Фишера $F = S_{ад}^2 / S_y^2 = 0,71$.

Из уравнения (1) видно, что наибольшее влияние на твердость оказывает X_1 , т. е. элемент V, Cr; влияние содержания элемента X_2 несколько меньше. Максимальная величина твердости ($Y_3 = 232$ HB) получена, когда все факторы были на верхнем уровне, т. е. когда содержание хрома составляло 0,5%.

Дополнительные эксперименты по комплексному легированию чугуна показали близкое к аддитивному влияние Cu, Ni, Cr на твердость отливок, что позволяет использовать для расчета твердости уточненную зависимость [8]:

$$HB^{лег} = HB + \sum_1^n K_i C_i, \quad (8)$$

где коэффициент K_i характеризует относительное влияние C_i (Cu, Ni, Cr) на твердость отливок ($K_{Cr} = 80$, $K_{Ni} = 35$, $K_{Cu} = 50$).

Анализ влияния Cu, Ni и Cr на структуру и твердость чугуна позволил установить оптимальный уровень легирования базового чугуна (табл. 2).

Таблица 2. Химический состав чугуна ИЧГ-33М

C	Mn	Si	P	Cu	Cr	Ni	V	Ti	B
3,30	0,50	2,20	0,30	0,50	0,50	0,15	0,08	0,05	0,02
3,70	0,70	2,60	0,45	0,80	0,75	0,50	0,15	0,15	0,05

Для получения более оптимального состава чугуна в процессе литья в облицованный кокиль были проведены дополнительные исследования по оценке влияния содержания различных химических элементов на твердость отливки.

Для проведения эксперимента был выбран дробный факторный план (ДФЭ) $N = 2^{7-4}$, где N – общее число опытов (строк матрицы); 7 – количество факторов (C, Cr, V+B, Cu+Ni, Mn, Si, Ti); 2 – два уровня содержания факторов. Факторы и их уровни приведены в табл. 3.

Таблица 3. Уровни исследуемых факторов

Уровень	C	Cr	V+B	Mn	Si	Cu+Ni	Ti	Уровень
	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7	
+1	3,5	0,64	0,07	0,78	2,45	0,71	0,07	Верхний
-1	3,24	0,52	0,04	0,51	2,05	0,62	0,06	Нижний

При проведении эксперимента предполагали, что взаимодействия X_1X_2 , X_1X_3 , X_2X_3 и $X_1X_2X_3$ незначимы и вместо них ввели факторы $X_4 = X_1X_2X_3$, $X_5 = X_1X_2$, $X_6 = X_1X_3$ и $X_7 = X_2X_3$.

Для определения дисперсии параметра оптимизации ($Y = HB$) S_y^2 в каждой строке матрицы проводили три параллельных опыта ($n = 3$).

Матрица плана и результаты опытов приведены в табл. 4. Опыты проводили в случайном порядке.

Таблица 4. Матрица ДФЭ $N = 2^{7-4}$

N	x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	x_6	x_7	y_s	y_p
1	+	+	+	+	+	+	+	235	234
2	-	+	+	-	-	-	+	229	229
3	+	-	+	-	-	+	-	227	228
4	-	-	+	+	+	-	-	224	224
5	+	+	-	-	+	-	-	229	230
6	-	+	-	+	-	+	-	229	229
7	+	-	-	+	-	-	+	225	224
8	-	-	-	-	+	+	+	223	223

В табл. 4 $X_1, X_2, X_3, X_4, X_5, X_6$ и X_7 – кодированные уровни факторов; Y_3 и Y_p – среднее значение экспериментальных и расчетных значений параметра оптимизации (НВ).

После обработки результатов эксперимента по методике работы [3] и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель

$$Y_p = 227,6 + 1,4X_1 + 2,9X_2 + 1,1X_3 + 0,9X_6, \quad (9)$$

так как при дисперсии адекватности $S_{ад}^2 = \frac{1}{n-m} \sum \Delta Y_u^2 = 4,4$ и дисперсии параметра оптимизации $S_Y^2 = 4$ критерий $F = 4,4/4 = 1,1 < F_{кр} = 4,1$ (при $\alpha = 0,05$ и $f = N(n-1) = 16$).

Таким образом, даже при ошибке опытов $S = 24$ НВ (1% от минимального $Y = 223$ НВ) уравнение (9) оказалось адекватным. Из уравнения (9) видно, что наибольшее влияние на твердость оказывает хром (X_2), затем углерод (X_1), V + B (X_3) и Cu + Ni (X_6). Остальные факторы X_4, X_5 и X_7 (Mn, Si, Ti) в этих интервалах варьирования не оказывают влияния на твердость чугуна. Следовательно, для получения максимальной твердости ($Y = 235$ НВ) следует все факторы установить на верхних уровнях, т. е. C = 3,5%, Cr = 0,64%, V + B = 0,07%, Mn = 0,78%, Si = 2,45% (Cu + Ni), Ti = 0,07%.

В результате проведенных экспериментов был разработан новый состав экономнолегированного чугуна для гильз, который приведен в табл. 5.

Таблица 5. Химический состав экономнолегированного чугуна

C	Mn	Si	P	Cu+Ni	Cr	S	V+B	Ti
3,5	0,78	2,45	0,20	0,71	0,64	0,1	0,07	0,07

Кроме твердости в отливках гильз необходимо обеспечить практически полную перлитизацию металлической матрицы (не более 2–5% феррита). Поэтому были проведены исследования по влиянию легирующих элементов ванадия и хрома на содержание феррита в структуре отливки ($Y, \%$). Для этого был проведен эксперимент по

плану 2×3 , где 2 – два уровня элементов (V и Cr), а 3 – три уровня содержания этих элементов (0,1; 0,3 и 0,5%). Матрица плана и результаты опытов приведены в табл. 6. Ошибка воспроизводимости опытов составляет $S = 0,26\%$.

Таблица 6. Матрица плана 2×3

Номер опыта	X_1	X_2	X_1X_2	X_1^2	Y_s	Y_p
1	–	–	+	+	6,4	6,2
2	–	0	0	0	4,5	4,9
3	–	+	–	+	11,6	11,4
4	+	–	–	+	3,0	3,2
5	+	0	0	0	0,6	0,2
6	+	+	+	+	4,9	5,1

В табл. 6 X_1 и X_2 – кодированные уровни элементов ($X_1 = -1 - V$; $X_1 = +1 - Cr$) и их содержания ($X_2 = -1 - 0,1\%$; $X_2 = 0 - 0,3\%$ и $X_2 = +1 - 0,5\%$); Y_s и Y_p – экспериментальные и расчетные значения площади феррита в структуре, %.

После обработки результатов по уже указанной методике [1] и проверки значимости коэффициентов получена адекватная модель

$$Y = \% \text{ феррита} = 2,55 - 2,33X_1 + 1,80X_2 - 0,83X_1X_2 + 3,93X_2^2. \quad (10)$$

Из уравнения (10) видно, что наибольшее влияние на содержание феррита оказывает второй фактор – содержание легирующих элементов (X_2), влияние самого элемента (X_1) меньше, но введение хрома ($X_1 = +1$) во всех случаях дает меньшую величину феррита, чем ванадий. Минимальная величина параметра оптимизации $Y = 0,2\%$ будет при $X_1 = +1$ и $X_2 = 0$, т. е. при введении хрома 0,3%.

Если в уравнение (10) подставим $X_1 = +1$, то получим уравнение параболы

$$Y = 0,22 + 0,97X_2 + 3,93X_2^2 \quad (11)$$

с точкой перегиба $X_{2e} = -0,123$, в которой $Y_s = 0,16\%$, т. е. при содержании хрома 0,27% получим минимальную величину площади феррита.

С учетом результатов этих исследований и металлографического анализа и был установлен оптимальный химический состав чугуна по содержанию в нем основных и легирующих компонентов (см. табл. 5).

На втором этапе работы в условиях действующего производства Лидского литейно-механического завода были проведены испытания технологии получения экономнолегированного чугуна. Опытные плавки осуществлялись в индукционных тигельных печах с кислой футеровкой емкостью 1 т. В качестве основных шихтовых материалов использовали чугунный и стальной лом, возврат собственного производства, ферросплавы, содержащие хром, титан, бор, ванадий, фосфор. Медь и никель применяли в виде специальных легирующих присадок, изготовленных на основе отходов смежных производств. Все легирующие элементы вводили в твердую металлозавалку в количествах, обеспечивающих с учетом усвоения получение чугуна разработанного состава.

В процессе плавки контролировались следующие параметры: содержание основных элементов по расплавлению металла, величина отбела по клиновой пробе, окончательный химический состав чугуна, твердость и микроструктура литых гильз. Результаты исследований приведены в табл. 7, 8.

Испытания технологии показали, что применение медь- и никельсодержащих присадок на основе отходов совместно с другими ферросплавами обеспечивает стабильное легирование железоуглеродистого сплава. Полученные отливки гильз по химическому составу, микроструктуре и твердости соответствуют техническим требованиям.

Таблица 7. Химический состав и твердость чугуна, %

Номер плавки	Углерод	Кремний	Марганец	Хром	Медь + никель	Титан	Ванадий + бор	Твердость НВ
1	3,35	2,44	0,61	0,52	0,62	0,06	0,04	229
2	3,24	2,35	0,52	0,61	0,71	0,07	0,06	223
3	3,45	2,52	0,64	0,64	0,64	0,07	0,05	235
4	3,40	2,05	0,71	0,58	0,71	0,06	0,06	229
5	3,50	2,45	0,78	0,64	0,69	0,07	0,07	229

Таблица 8. Микроструктура чугуна в гильзах

Номер плавки	Основа сплава	Графит			Фосфидная эвтектика		
		распределение	форма	размер	форма	распределение	кол-во, %
1	П(FeO)	ПГр1 ПГр2	ПГф1 ПГф2	ПГд45 ПГд90	ФЭ3-5	Фэр1-2	4-5
2	П(FeO)	ПГр2 ПГр3	ПГф1	ПГд90	ФЭ3-4	Фэр1-2	3-5
3	П(FeO)	ПГр2 ПГр3	ПГф2	ПГд45 ПГд90	ФЭ4-5	Фэр1-2	4-6
4	П(FeO)	ПГр1 ПГр2	ПГф1 ПГф2	ПГд90	ФЭ4-5	Фэр1-2	4-6

Использование на Лидском ЛМЗ медь- и никельсодержащих при-садок, а также оптимизация всего легирующего комплекса позволяют снизить затраты на ферросплавы, исключить поставки первичного никеля и меди, расширить объемы производства гильз, стабилизировать качество отливок, утилизировать образующиеся в РБ отходы (шлаки, отработанные катализаторы, железоникелевые батареи и т. д.).

ЛИТЕРАТУРА

1. Вознесенский В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях. – М., Статистика, 1974. – 162 с.
2. Леках С. Н., Мартынюк М. Н., Слуцкий А. Г. и др. Экономное легирование железоуглеродистых сплавов. – Минск: Наука і техника, 1996. – 176 с.
3. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование экспериментов при поиске оптимальных условий. – М.: Наука, 1971. – 158 с.

УДК 621.74.021

А. М. МИХАЛЬЦОВ, канд. техн. наук, А. А. ПИВОВАРЧИК (БНТУ)

РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Главным направлением развития современной технологии литья под давлением является повышение качества получаемых отливок. Опыт крупнейших отечественных предприятий показывает, что качест-

во отливок, получаемых литьем под давлением, производительность труда, стойкость пресс-форм, санитарно-гигиенические условия труда в цехе и в конечном итоге эффективность производства в значительной мере зависят от используемых составов смазочных материалов для пресс-форм, технологии и режимов их нанесения, надежности механизированных и автоматизированных систем смазывания.

С повышением требований к качеству отливок, усложнением их конфигурации, увеличением объемов производства и созданием автоматических комплексов литья под давлением возникла проблема разработки смазочных материалов, обеспечивающих надежное осуществление технологического процесса и получение отливок заданного качества. Наряду с этим с увеличением объемов потребления смазочных материалов возникла другая не менее важная проблема сокращения выделения вредных паров и газов в окружающую среду – атмосферу цеха, сточные производственные воды.

Смазывание литейной оснастки производят с целью уменьшения усилий, необходимых для удаления отливки из полости пресс-формы и стержней из отливки. Кроме того, смазки препятствуют образованию задигов и привара материала отливки к поверхности пресс-формы. Неудовлетворительная смазка приводит к поломке отливки, прошивке отливки толкателями, выходу из строя пресс-формы [1]. С другой стороны, обильное, избыточное смазывание пресс-формы способствует образованию спаев, «мороза» и следов «пятен» на поверхности отливки, а также увеличению пористости в отливках.

Хороших во всех отношениях смазочных материалов для пресс-форм машин литья под давлением на данный момент не существует.

Цель данной работы – создание новых высокотехнологичных водорастворимых разделительных покрытий на основе кремнийорганических соединений с высокой седиментационной устойчивостью, обладающих хорошими смазывающими свойствами и способствующих улучшению санитарно-гигиенических условий труда.

Многие отечественные предприятия в настоящее время используют водорастворимые смазки, в том числе зарубежные марок Любрик, Петрофер, Треннекс.

На поверхность пресс-форм разделительные покрытия наносят с использованием распылителей различных конструкций. Предпочте-

ние следует отдавать распылителям эжекционного типа, которые обеспечивают требуемое качество распыления и более просты в эксплуатации и обслуживании. Механизированное нанесение водоземulsionных смазок способствует равномерному распределению смазывающего компонента на рабочей поверхности формы и является одним из основных факторов получения качественной отливки.

Смазки для пресс-форм при литье под давлением обычно состоят из смазывающего компонента (основы), наполнителя, разбавителя и поверхностно-активных веществ (ПАВ). В промышленности в качестве смазывающих компонентов (основы) использовались продукты переработки нефти, в основном тяжелые минеральные масла, графит (преимущественно в виде коллоидных препаратов), а также горный воск, различные животные жиры и другие компоненты, близкие по свойствам к перечисленным выше. Существует предположение, что после нанесения смазки на поверхность оснастки разбавитель испаряется, а на оснастке остается тонкий слой смазывающего компонента, который обеспечивает беспрепятственное извлечение отливки. Но на практике данное предположение выполняется не всегда либо не в полной мере.

Однако применение рассмотренных выше смазывающих компонентов зачастую ухудшает внешний вид производимой продукции, наблюдаются различного рода подтеки и пленки на поверхностях отливок, ко всему прочему продукты нефтепереработки ухудшают санитарно-гигиенические условия труда. Используемый в качестве основного смазывающего компонента горный воск налипает на поверхность оснастки пресс-форм, что приводит к короблению отливки.

В настоящее время в качестве смазывающих компонентов широко используются масла на основе кремнийорганических полимеров – полиметилсилоксановые (ПМС) жидкости. Данные полимеры производятся в широкой номенклатуре и обладают высокой термостабильностью (до 320 °С), хорошим разделяющим действием, обусловленным их исключительной текучестью и связанной с ней способностью легко образовывать пленки на различных поверхностях. Интерес представляют кремнийорганические полимеры кинематической вязкостью 100–400 мм²/с с температурой вспышки не ниже 305 °С. Использование ПМС кинематической вязкостью от 5 до 100 мм²/с при литье

под давлением практически исключается, так как температура вспышки данных веществ менее 200 °С, что ниже рабочей температуры оснастки. ПМС жидкости кинематической вязкостью >400 мм²/с являются дорогостоящими и дефицитными. Помимо перечисленных выше достоинств ПМС жидкости являются экологически чистыми продуктами, поэтому их использование позволяет значительно улучшить санитарно-гигиенические условия труда на предприятии.

Однако получить эмульсию на основе ПМС жидкостей, обладающую высокой седиментационной устойчивостью, достаточно трудно. Для этого необходимо использовать поверхностно-активные вещества.

ПАВ можно разделить на ионогенные и неионогенные [2]. К ионогенным относят анионные и катионные ПАВ. К анионным можно отнести арилаты, алкилаты сульфоновой кислоты, соли щелочных металлов, например натриевые соли алкилсерных кислот – это моющие средства, а также моющие вещества, применяемые в народном хозяйстве. К катионным ПАВ относят гидрохлориды алкиламинов или галоиды алкиламмония.

К неионогенным ПАВ относят алкилгликозиды, эфиры сахарозы и жирных кислот, оксиэтилированные моноалкилфенолы [3]. Использование неионогенных ПАВ основано на их биполярности, которая позволяет связывать в устойчивую мицеллу основной смазывающий компонент и молекулы разбавителя, а также на понижении поверхностного натяжения на границе раздела мономер–вода.

Катионные ПАВ для получения эмульсий не использовались, так как они эффективны при наличии кислой среды, которая в производственных условиях приводит к коррозии оснастки.

Анионные ПАВ, образующие комплексы только со смазывающими компонентами, могут быть рекомендованы для получения эмульсий.

Седиментационная устойчивость разрабатываемых смазок определяется тем, насколько удачно будут подобраны ПАВ.

В качестве разбавителей ранее использовались органические растворители. Одним из представителей является уайт-спирит, однако его использование приводит к ухудшению санитарно-гигиенических условий труда, а именно к загрязнению атмосферы цеха вредными газами.

При использовании воды данный недостаток устраняется в полной мере, к тому же применение воды в качестве разбавителя является неременным условием создания новых водоразбавляемых смазок. Но практически все смазывающие компоненты в воде нерастворимы и не смачиваются ею. Для преодоления этого препятствия используются поверхностно-активные вещества.

Получение смазки на основе кремнийорганических полимеров с использованием традиционных ПАВ не удавалось, поэтому пришлось прибегнуть к нетрадиционным подходам. Приготовление эмульсий на основе кремнийорганических полимеров осуществлялось при помощи двухлопастного смесителя с частотой вращения лопаток 6000 мин^{-1} . Перед перемешиванием компоненты, выбранные для получения смазки, подогревали на водяной бане. Температура подогрева составляла $80\text{--}85 \text{ }^\circ\text{C}$, время перемешивания компонентов – 10 мин. Затем производили отбор пробы смазки в пробирку и устанавливали в штатив. Седиментационная устойчивость смазки определялась до появления признаков расслоения.

В данной серии экспериментов для повышения седиментационной устойчивости были опробованы анионные и неионогенные ПАВ в комбинации с различными добавками: этаноламинами (триэтанолламин), одноатомными и двухатомными спиртами (гликолями), содой, жидким стеклом, растительными маслами, жировым гудроном, а также жирными кислотами. Предполагалось, что перечисленные добавки будут способствовать стабилизации эмульсии. Величина добавок во всех экспериментах составляла 5 об. %.

Исходная седиментационная устойчивость эмульсий на основе кремнийорганических полимеров с высокой молекулярной массой при использовании анионного ПАВ составляла примерно 2 ч. При использовании неионогенного ПАВ седиментационная устойчивость эмульсии возросла до 10 ч. В качестве неионогенного ПАВ в данной серии экспериментов использовали оксипропилированный моноалкилфенол на основе триммеров изононила.

Увеличение в составе смазки количества ПАВ не приводило к значительному повышению седиментационной устойчивости эмульсии. Так, при увеличении количества ПАВ в 2 раза седиментационная устойчивость выросла в среднем на 0,5 ч. Экспериментальные

данные по изменению седиментационной устойчивости при вводе различных добавок к анионному и неионогенному ПАВ приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 1. Влияние добавок на седиментационную устойчивость эмульсии при использовании анионного ПАВ

Добавка к ПАВ	Анионный ПАВ (без добавки)	Одноатомный спирт	Многоатомный спирт (гликоли)	Этаноламины (триэтаноламин)	Жидкое стекло	Сода	Растительное масло	Жировой гудрон	Жирные кислоты
Седиментационная устойчивость, ч	2	3	3,1	1,5	2,2	2	3,3	2,8	4,2

Таблица 2. Влияние добавок на седиментационную устойчивость эмульсии при использовании неионогенного ПАВ

Добавка к ПАВ	Неионогенный ПАВ (без добавки)	Одноатомный спирт	Многоатомный спирт (гликоли)	Этаноламины (триэтаноламин)	Жидкое стекло	Сода	Растительное масло	Жировой гудрон	Жирные кислоты
Седиментационная устойчивость, ч	10	22	28	12	11	16	1020	122	2100

Из полученных экспериментальных данных видно, что наилучший результат достигнут при использовании неионогенного ПАВ с незначительной добавкой жирных кислот. Седиментационная устойчивость эмульсии на основе кремнийорганических полимеров с применением упомянутого комплекса ПАВ увеличилась более чем в 200 раз.

Очевидно, данный результат можно объяснить тем, что жирные кислоты по своей природе также являются ПАВ. Кроме того, жирные кислоты обладают хорошими смазывающими свойствами, так как в своем составе содержат жиры органического происхождения. Как известно, органическая основа хорошо удерживается на поверхности наполнителя за счет физической и химической адсорбции.

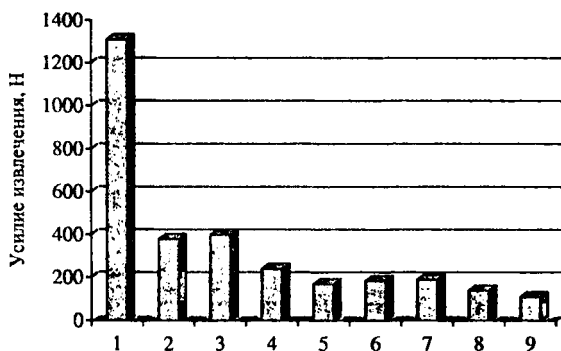
Разработанные составы смазки прошли исследование на морозоустойчивость. Температура замерзания смазки на основе кремнийорганических соединений составила $-0,3$ °С. Необходимо отметить, что коагуляции и коагистенции смазки при переходе из жидкого состояния в твердое и наоборот не наблюдалось. После подогрева эмульсия принимает прежний вид и не изменяет своих эксплуатационных свойств.

Таким образом, для получения водорастворимой смазки на основе кремнийорганических полимеров с высокой седиментационной устойчивостью необходимо использовать неионогенный ПАВ и добавку в виде жирных кислот. Вновь разработанная смазка обладает высокой степенью гидрофильности и перед использованием легко разбавляется водой в соотношении 1:10–1:40 в зависимости от сложности отливки. Седиментационная устойчивость вновь разработанной эмульсии не уступает используемым в производстве зарубежным аналогам.

Проведены также исследования по определению смазывающей способности как компонентов, используемых при производстве смазок, так и вновь разработанных смазок на их основе. Сравнительную оценку прошли такие вещества, как гидрофобизатор ГФК-1, растительное масло, жир животный, жировой гудрон, жирные кислоты, масло Вапор, горный воск и кремнийорганический полимер, а также составы смазок на основе перечисленных компонентов.

Смазывающую способность смазок оценивали по усилию извлечения металлического стержня диаметром 10 мм из кокильной отливки. Смазки наносили на поверхность стержня при помощи квача и распылителя. При проведении исследований применяли алюминиевый сплав АК12М2. Температуру заливки металла контролировали при помощи термопары, и во всех случаях она составляла 680 °С.

В первой серии экспериментов исследовали смазывающую способность исходных веществ. Время до извлечения стержня из отливки во всех случаях составляло 5, 10 и 20 с. Смазывающие компоненты наносили на поверхность стержня квачом. Полученные экспериментальные данные представлены на рисунке. Тяжелые минеральные масла (ГФК-1) и масло Вапор позволяют снизить усилие извлечения стержня из отливки в 4–5 раз. Натуральные



Усилие извлечения стержня при использовании различных смазывающих компонентов: 1 – без смазки; 2 – гидрофобизатор ГФК-1; 3 – масло Вапор; 4 – жировой гудрон; 5 – жир животный; 6 – растительное масло; 7 – жирные кислоты; 8 – горный воск; 9 – кремнийорганический полимер с высокой молекулярной массой

продукты в данных условиях обладают более высокими смазывающими свойствами. Жир, растительное масло и жирные кислоты уменьшают усилие извлечения в 6–7 раз, кремнийорганический полимер – в 12 раз.

Водоэмульсионные смазки, приготовленные с использованием указанных компонентов, также прошли исследование смазывающей способности по приведенной выше методике.

Экспериментальные данные приведены в табл. 3. Видно, что без смазки при уменьшении времени выдержки стержня в отливке с 20 до 5 с усилие извлечения снижается в 4 раза. При использовании

Таблица 3. Определение смазывающей способности различных смазок

t, с	Без смазки	Усилие извлечения, Н, при смазке на основе						
		ГФК-1	масла Вапор	жирового гудрона	жира животного	жирных кислот	кремнийорганического полимера с высокой молекулярной массой	зарубежного аналога
5	360	93/69	102/75	52/39	23/12	36/20	14/8	18/9
10	780	125/85	140/98	84/68	63/44	75/50	32/24	35/26
20	1320	780/600	830/660	635/565	560/470	780/490	410/330	450/354

Примечание. В числителе – смазывание квачом, в знаменателе – распылителем.

смазки усилие извлечения уменьшается от 8 до 45 раз. Наименьшее снижение усилия извлечения отливки наблюдается при использовании ГФК-1, наибольшее – при использовании кремнийорганического полимера в комбинации с жирными кислотами.

Необходимо отметить также более высокую смазывающую способность в составе смазок натуральных продуктов – жира животного и растительного масла. В некоторых случаях жиры и растительные масла обладают более высокими смазывающими действиями, чем нефтепродукты. Однако они более дороги и дефицитны, что значительно ограничивает их использование.

Хорошие смазывающие свойства жирных кислот можно объяснить наличием в их составе органического жира. У жирового гудрона – промежуточное положение из-за присутствия большого количества примесей. Из проведенных исследований видно что, кремнийорганический полимер предпочтителен.

Эксперименты подтвердили предположение о более низкой смазывающей способности водоземulsionных смазок по сравнению с исходными компонентами. В среднем усилие извлечения отливки при переходе от исходных компонентов к эмульсии увеличивается в 2–3 раза. Однако получение качественной отливки связано с использованием водоземulsionных смазок на основе кремнийорганических полимеров и механизированным смазыванием технологической оснастки.

Существенное влияние на усилие извлечения оказывает способ нанесения смазки на рабочую поверхность стержня. Во второй серии экспериментов проводили оценку методов нанесения смазки. Смазку наносили на поверхность стержня при помощи квача в первом случае и при помощи распылителя во втором. Во всех случаях при нанесении смазки распылителем усилие извлечения снижается в результате образования равномерного слоя на поверхности стержня.

Разработанная смазка прошла промышленное опробование и показала хорошие результаты на предприятиях Республики Беларусь, Российской Федерации и Украины.

Таким образом, для получения водоземulsionной смазки на основе полиметилсилоксановых жидкостей необходимо использовать

неионогенный ПАВ с добавкой жирных кислот. Данная смазка обладает хорошими смазывающими свойствами, позволяет механизировать процесс нанесения разделительного покрытия, является экологически безопасной и способствует улучшению санитарно-гигиенических условий труда.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зеленев В. Н., Кисиленко Л. Е. Смазка пресс-форм литья под давлением. – М.: Машиностроение, 1983. – С. 4–5.
2. Артеменко А. И., Тикунова И. В., Малеванный В. А. Справочное руководство по химии. – М.: 2003. – С. 284.
3. Говарикер В. Р., Ршеванатхан В. З., Шридхар Дж. Полимеры. – М.: Наука, 1990. – С. 62–63.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.771

В. В. КЛУБОВИЧ, акад. НАН Беларуси (ФТИ НАН Беларуси),
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси),
Г. М. ЖДАНОВИЧ, д-р техн. наук, **Л. А. ИСАЕВИЧ**, д-р техн. наук,
В. А. ТОМИЛО, канд. техн. наук (БНТУ)

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕСШОВНЫХ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК

Процесс изготовления бесшовных труб является одним из наиболее трудоемких в металлургическом производстве и требует наличия полой заготовки, для получения которой из сплошного деформированного тела применяют преимущественно следующие способы обработки металлов давлением:

обратное прессование (выдавливание пуансоном) заготовки или слитка круглого или многогранного сечения;

заполняющее прессование заготовки квадратного сечения (блоума);

прошивка цилиндрической заготовки на пресс-валковом стане продольной прокатки;

прошивка цилиндрической заготовки винтовой прокаткой.

Наибольшее практическое распространение получил метод прошивки винтовой прокаткой, предложенный братьями Маннесманн в 1885 г. [1]. Винтовая прокатка позволяет получать полую гильзу за один проход, а также прошивать дно и раскатывать стаканы, предварительно полученные прошивкой методом прессования.

Прошивной стан винтовой прокатки включает входную и выходную стороны и главную линию, включающую рабочую клеть с валками и направляющим инструментом. Деформация заготовки осуществляется валками и расположенной по оси стана короткой оправкой обтекаемой формы, закрепленной на длинном стержне, который вращается в упорном подшипнике. Рабочие валки могут быть дисковыми

ми, бочкообразными, грибовидными с положительным либо отрицательным углом раскатки (чашевидными). Следует отметить, что прошивные станы с дисковыми валками в настоящее время устарели и редко применяются на практике.

Прошивка заготовок в прошивных станах осуществляется в рабочих валках, расположенных под углом β и вращающихся в одну сторону. Благодаря этому заготовка и получаемая из нее гильза вращаются и одновременно продвигаются вперед к оправке. Точка на поверхности заготовки в процессе прошивки описывает винтовую линию. Именно поэтому прошивка заготовок в гильзу в прокатных станах называют «косой», «винтовой», «поперечно-винтовой» или «геликоидальной» прокаткой [2, 3]. В прошивные станы поступают цилиндрические заготовки или слитки. Прокатные валки в прошивных станах, как указывалось выше, выполняются различной формы, но с обязательным условием образования калибра, состоящего из двух конусов.

В рабочем положении оси валков для винтовой или косой прокатки не параллельны и не пересекаются с осью прокатываемой (прошиваемой) заготовки, а в проекциях образуют с ней углы подачи β и раскатки γ , которые на современных станах плавно регулируются. На станах с бочкообразными валками угол раскатки может быть нерегулируемым и равным нулю. Грибовидная форма валков ($\gamma \geq 0$) способна обеспечивать наименьшее скольжение металла в очаге деформации, так как окружная скорость валка и ее осевая проекция растут в соответствии с ростом осевой скорости сечения трубы вследствие вытяжки. Чашеобразные валки ($\gamma \leq 0$) обладают лучшей захватывающей способностью и позволяют применять повышенные углы подачи, при которых сокращается рабочее время прокатки и интенсифицируется обработка давлением деформируемого материала по всему поперечному сечению. Но, нагнетая материал в очаг деформации, они способны повышать овализацию труб, ухудшая их качество, поэтому такая форма прошивных валков применима только при небольших вытяжках ($\mu = 1,5-2,5$). При $\mu = 3$ наилучшее качество труб обеспечивают грибовидные валки. Для прошивных станов с бочкообразными валками характерны значения вытяжки $\mu = 1,7-3,0$.

До 1960-х годов углы подачи β обычно не превышали 10° . Известно, что ограничение величины подачи приводит к ограничению скорости прошивки и не всегда обеспечивает отсутствие дефектов на внутренней поверхности гильз. При двухвалковой прокатке оба валка имели привод от одного двигателя через редукторы и универсальные шпиндели. И. Н. Потапов и другие исследователи показали на практике возможность повышения угла подачи β до $15\text{--}20^\circ$ с одновременным повышением скорости прошивки до 1 м/с , частных обжатий, нагрузки на оборудование и снижением неравномерности напряженно-деформированного состояния по сечению заготовки [1].

Для практического решения задачи обеспечения возможности изменения угла подачи β_0 от 5 до 20° валки устанавливают в пустотелых цилиндрических барабанах, способных поворачиваться вокруг оси, перпендикулярной направлению прошивки, с помощью электродвигателей, первичных редукторов и винтовых пар. В определенном положении барабаны фиксируются гидроцилиндрами, системой рычагов и клиновых запоров. Для решения задачи упрощенной замены валков барабаны имеют возможность поворачиваться на 90° . Кассеты с валками перемещаются по направляющим барабанов с помощью механизмов установки с нажимными винтами, расположенными на торцах барабанов с боковых сторон рабочей клетки. Перспективным направлением оптимизации процесса прокатки является одновременное и независимое перемещение валков, для уравнивания которых применяют пружины и тяги, связанные с кассетами валков.

Двухвалковые станы винтовой прокатки отличаются конструкциями направляющего инструмента, неподвижных линеек, холостых валков и вращающихся дисковых проводок, существенно усложняющих процесс прокатки.

Для более перспективных трехвалковых станов не нужен направляющий инструмент. Экспериментальные исследования, выполненные В. Я. Осадчим и другими исследователями, убедительно показали, что в них обеспечивается более надежный захват заготовки и лучшее качество получаемых гильз в силу того обстоятельства, что вероятность вскрытия полостей в заготовке перед оправкой значительно снижается [1]. Однако следует отметить, что трехвал-

ковые станы более громоздки, чем двухвалковые, и менее универсальны, так как получение в них тонкостенных гильз затруднено возможной потерей устойчивости в поперечном сечении, выражающейся в образовании треугольных раструбов. Двухвалковые станы с приводными дисками (так называемые станы Дишера) позволяют применять большие вытяжки (до 9) и получать гильзы длиной до 12 м. Однако станы Дишера сложны в изготовлении и требуют значительно большего времени для замены дисков, что экономически не выгодно при широком сортаменте гильз.

Созданные в последние годы двухвалковые прошивные станы фирмы «Mannesmann-Desmag-Meer» (MDM) с вертикальным расположением валков диаметром 1150 мм с индивидуальным редукторным 6-мегаваттным приводом каждого валка позволяют существенно минимизировать углы наклона шпинделей к оси валков, увеличить длину прокатываемых гильз до 12 м, исключают применение быстроизнашиваемых линеек и уменьшают вспомогательное время до 4–5 с, что позволяет увеличить допускаемую длину гильз [1, 2].

Для определения усилий, действующих на валки, необходимо знать площадь контактной поверхности и среднее давление на прокатываемый материал. Ширина проекции контактной поверхности в произвольном сечении очага деформации может быть определена следующим образом:

$$b = \psi \sqrt{\frac{2rR\Delta r}{R+r}}, \quad (1)$$

где ψ – коэффициент овализации; r – радиус заготовки; R – радиус валка; Δr – частное обжатие (для двухвалкового стана обжатие за полуоборот заготовки, зависящее от полушага винтовой линии t). В конусе прошивки от носка оправки

$$\Delta r = t \operatorname{tg} \alpha = \pi \frac{D_H F_H}{D F} \frac{\eta_0}{\eta_T} r \operatorname{tg} \alpha. \quad (2)$$

Здесь r, D, F – соответственно радиус заготовки, диаметр валка, площадь поперечного сечения заготовки в произвольном поперечном сечении очага деформации; D_H, F_H – диаметр валка и площадь поперечного сечения заготовки у носка оправки; η_0, η_T – коэффициенты

осевой и тангенциальной скорости заготовки, учитывающие ее скольжение по поверхности валков; α – угол наклона образующей входного конуса валка к оси прокатки.

В конусе раскатки

$$\Delta r = t(\operatorname{tg} \varphi_0 - \operatorname{tg} \alpha_2) = \pi \frac{D_n F_n \eta_0}{D F \eta_T} r \operatorname{tg} \beta (\operatorname{tg} \varphi_0 - \operatorname{tg} \alpha_2), \quad (3)$$

где D_n , F_n – соответственно диаметр валка и площадь поперечного сечения заготовки в пережиме валков; φ_0 – угол наклона образующей конуса оправки.

Площадь проекции контактной поверхности определяли методом Симпсона.

Среднее давление винтовой прокатки сплошной заготовки можно определить по формуле А. И. Целикова [2]:

$$P = 2\sigma_s \left[1,25 \ln \frac{2r}{b} + 0,62 \frac{b}{L} - 0,25 \right], \quad (4)$$

которая ограничена следующим соотношением:

$$1 \leq 2r/b \leq 8,5.$$

Попытка В. С. Смирнова [1] уточнить формулу (4) привела к следующему результату:

$$P = 1,15\sigma_s \left(2 - \sqrt{b/2r} \right), \quad (5)$$

где σ_s – напряжение текучести при заданной температуре и скорости деформации.

Крутящий момент, который необходимо приложить к каждому рабочему валку для осуществления винтовой прокатки, может быть определен по следующей формуле:

$$M = \frac{1}{2} P (2r \sin \varphi \cos \beta + b_{cp} \cos \varphi \cos \gamma). \quad (6)$$

Здесь $b_{cp} = F_k/L$; F_k – контактная площадь; L – длина контактной поверхности; $\varphi = \operatorname{arctg} b/2r$ – угол отклонения, равнодействующий от осевой плоскости валков.

Экспериментальные исследования величины усилий при винтовой прокатке позволили установить следующие закономерности:

1) усилия на валок и оправку возрастают с увеличением диаметра исходной заготовки и гильзы, прочности прокатываемого металла, коэффициента вытяжки и с понижением температур;

2) увеличение угла наклона валков к оси заготовки ведет к снижению усилий на валки и к увеличению усилий на оправку;

3) увеличение скорости прокатки незначительно повышает усилия на валки и оправку.

Кинематика процесса винтовой прокатки сводится прежде всего к определению окружной скорости на поверхности валка:

$$V_0 = \frac{\pi D_Z n}{60}, \quad (7)$$

где D_Z – диаметр валка в рассматриваемом сечении; n – число оборотов валка.

Скорость подачи в осевом направлении

$$V_Z = V_0 \sin \beta = \frac{\pi D_Z n}{60} \sin \beta. \quad (8)$$

Скорость вращения заготовки

$$V_3 = V_0 \cos \beta = \frac{\pi D_Z n}{60} \cos \beta. \quad (9)$$

Число оборотов заготовки в минуту в рассматриваемом сечении

$$n_Z = \frac{D_Z}{\psi d_Z} n \eta_\beta \cos \beta, \quad (10)$$

где d_Z – диаметр заготовки в рассматриваемом сечении; η_β – коэффициент скольжения при вращении; ψ – коэффициент овальности заготовки.

Основной особенностью станов с грибовидными валками является непрерывное увеличение диаметра валков в очаге деформации. Вследствие этого разность между скоростью металла, выходящего из очага деформации, и скоростью валков меньше, чем в станах с бочковидными и дисковыми валками, что приводит к снижению коэффициента скольжения, повышает качество получаемой гильзы и производительность стана.

Следует отметить, что дальнейших теоретических исследований требует разработка расчета осевого усилия, действующего на оправку, величина которого зависит от геометрических параметров рабочей части оправки, валков и основных геометрических параметров контактного взаимодействия валков и заготовок. Требуется уточнения и расчет величины крутящего момента, который необходимо приложить к каждому рабочему валку для осуществления винтовой прокатки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Смирнов В. С. Поперечная прокатка. – М.: Машгиз, 1948. – 194 с.
2. Прокатные станы и технология прокатки / Под ред. А. И. Целикова. – М.: Металлургиздат, 1955. – 560 с.
3. Чекмарев А. П. и др. Прошивка в косовалковых станах. – М.: Металлургия, 1967. – 239 с.

УДК 621.762

Е. Б. ЛОЖЕЧНИКОВ, д-р техн. наук,
А. К. ГАВРИЛЕНЯ (БНТУ)

МОДЕЛИ РАЗРУШЕНИЯ И ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ИХ ДЕФОРМАЦИИ

Эффективность использования и переработки сырьевых материалов во многом зависит от их физико-химической активности, определяемой степенью их дисперсности. Высокая дисперсность материала обуславливает их относительно большую удельную поверхность и энергетическое насыщение. Это повышает их физико-химическую активность с окружающей средой, в качестве которой могут быть как другие компоненты производимого продукта, так и вводимые технологические присадки, обеспечивающие при определенных технологических условиях получение требуемого продукта, выделение энергии или разделение частиц на более мелкие, разнородные по составу частицы.

Из известных многочисленных способов и устройств механической активации-размола материала можно выделить те, которые обес-

печивают наиболее организованное и управляемое силовое разрушающее воздействие, обеспечивающее достижение требуемой цели.

Работа, затраченная на пластическую деформацию, может в $10-10^5$ раз превышать работу образования поверхности. Согласно современным представлениям, она расходуется на образование и развитие в твердом теле различных дефектов [1-3]. Применительно к переработке технических отходов именно пластическая деформация вызывает повышение их физико-химической активности за счет дефектообразования на контактных поверхностях частиц. Процесс усиливается при переходе от хрупкого разрушения к стадии пластического течения. При больших интенсивностях подвода энергии реализуется режим пластического течения для реагирующих компонентов, контакты из точечных превращаются в поверхностные. При этом процесс физико-химического взаимодействия резко активизируется.

Таким образом, скорость реакции на границе раздела определяется в значительной степени пластической деформацией твердых частиц, которая находится в прямой зависимости от энергии внешнего воздействия. Изменение энергетического состояния вещества при его измельчении принято называть активацией.

Диспергирование твердых тел вызывает ряд физических явлений: электромагнитное излучение, в широком диапазоне звуковые и световые волны, повышение температуры. При помолке твердых диэлектриков происходит эмиссия электронов с энергией до 10^5 эВ, которые могут играть существенную роль в химических реакциях, изменяющих свойства образующихся поверхностей.

Пластические деформации вызывают искажение кристаллических решеток и возникновение точечных дефектов и дислокаций, несущих соответствующий запас избыточной энергии. При измельчении кварца на его поверхности появляется аморфизированный слой, толщина которого изменяется от 2 нм при грубой дисперсности до 10 нм и более у высокодисперсных порошков. Через нарушение сплошности измельчаемого материала происходят разрыв химических связей вещества и возникновение свободных радикалов на вновь образуемых поверхностях. Причем этот процесс инициируется акустическими волнами в результате автовозбуждений вблизи дефектов кристаллической решетки.

Разрушение твердых тел – процесс сложный, требующий определенного уровня «накачки энергии» и ее релаксации за счет пластической деформации материала, образования и развития трещин. Коэффициент полезного действия процесса во многом определяется коэффициентом трансформации энергии искажений кристаллической решетки в акустическую энергию. Величина последней не превосходит отношения максимальной плотности акустического излучения $W_a = \rho c V_v$ к плотности энергии межатомного взаимодействия $W_o = \rho c^2$, где ρ – плотность материала, c – средняя скорость звука, V_v – предельная скорость перестройки кристаллической решетки. Из этого следует, что коэффициент полезного действия измельчения не превышает величину $\eta = V_v / c = 10^{-3} - 10^{-2}$.

Эксперименты показали, что высокая эффективность измельчения достигается в том случае, если в мельницу подводится энергия плотностью V_v , достаточной для разрушения частиц исходной крупности согласно установленному динамическому размерному эффекту. Для кварцевых материалов с размером исходных зерен 1–5 мм $W_v = 10 - 12$ МДж/м³ (5–7 кДж/кг). При этом в локальных зонах возникает спонтанное саморазрушение с диспергированием на микроуровне и плотностью энергии $10^3 - 10^4$ МДж/м³, соответствующей условиям учета пластической деформации, потребляющей в $10 - 10^3$ раз больше энергии.

Системы подвода энергии к материалам можно разделить на два больших класса: в первом материал разрушается под действием на него мелющих тел или кусков того же материала, во втором материал разрушается под воздействием на него окружающей среды – жидкости или газа (см. таблицу). Для промышленных целей мельницы выбирают с учетом конкретных свойств материала и условий его применения.

Деформация связно-сыпучей дисперсной среды, происходящая в результате внешнего силового воздействия, заключается во взаимном перемещении и более плотной упаковке частиц (уплотнение среды) с их деформацией и разрушением.

Условие действия сил на отдельную частицу, распространение в ней упругой, а затем пластической деформации вызывают растягивающие разрушающие напряжения на свободных участках поверх-

Способы силового воздействия на измельчаемый материал

Класс измельчителя	Характер действия	Помольные агрегаты
Механические	Ударного действия	Дезинтеграторы, дисмембраторы, ударно-центробежные мельницы, струйные мельницы, импульсные пневмоизлучатели
	Ударно-истирающего действия	Шаровые мельницы, вибрационные мельницы, бисерные мельницы, атриторы, планетарные мельницы, аппараты вихревого слоя
	Сдвигового и истирающего действия	Роликовые мельницы, мельницы с упругодеформируемыми рабочими органами
	Сминающего действия	Валковые мельницы
Физические	Разрушение в жидкой среде, разрушение под действием поля	Электрогидравлические дробилки, кавитационные мельницы, ультразвуковые мельницы

ности. В отличие от условий подобных решений А. Гриффитса, Е. Орована и Ф. Мак Клинтонка в [4] определены поля линий скольжения с выделением областей, вырождающихся в новые, более дисперсные частицы. В зависимости от параметров упругих свойств материала распространение напряжений с пластическим формоизменением и образованием физических разрывов, зарождающихся и распространяющихся в дальнейшем по всей частице трещин, происходит лишь в приконтактных локальных объемах, а затем охватывает центральную часть с разрывами-разрушением кольцевой периферии (рис. 1) [4, 5].

В случае высокопластичных материалов, например резины или пластмасс, обрабатываемых в условиях всестороннего сжатия со сдвигом, органические материалы «охрупчиваются» и разрушаются на частицы, дисперсность которых определяется их диссипативным

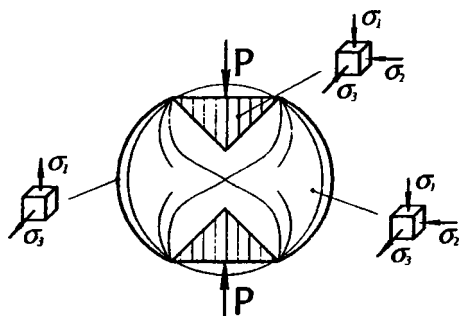


Рис. 1. Схема напряжений деформируемой частицы

энергонасыщением. При этом возможны разрывы молекулярных цепей с образованием исходных молекул сырьевого материала [6].

Обработка в режиме размола гетерогенных композиций приводит к разделению частиц по границам фаз с образованием более мелких частиц [2, 3]. Последнее предопределяет способы и режимы силовой обработки–размола производственных отходов сложного состава с последующим разделением или выделением компонентов композиций [7].

Различие физических и механических свойств твердых компактных и порошковых связно-сыпучих материалов предопределило существенные отличия условий и механизма их обработки давлением. Порошки по своему определению представляют массу частиц, каждая из которых находится с окружающими их частицами в контактном взаимодействии, определяемом критерием прочности Мора–Кулона – математическим описанием криволинейной огибающей кругов Мора:

$$\tau_n = \sigma_n \operatorname{tg} \varphi + c = (\sigma_n + \sigma_c) \operatorname{tg} \varphi, \quad (1)$$

где σ_n и τ_n – нормальное и касательное напряжения к поверхностям сдвига; φ и c – соответственно угол межчастичного трения и сцепление частиц; σ_c – напряжение разрыва контактов между частицами [4, 5].

Восприятие связно-сыпучим материалом внешней нагрузки сопровождается ростом контактных напряжений между частицами, деформацией и увеличением поверхностей контактов. Это приводит к уменьшению его объема и увеличению плотности, описываемому выражением [5] $\rho_\sigma = \rho_n + k p^m$, где ρ_n – насыпная плотность порошка; m и k – устанавливаемые экспериментально параметры, зависящие от свойств материала частиц порошка, способа нагружения (обработки) порошка и др. С увеличением давления p и плотности порошка ρ_σ параметры его прочности (c и φ) изменяются: угол межчастичного трения уменьшается, а сцепление увеличивается. Это предопределяет отличие условий деформации связно-сыпучей среды от поликристаллического твердого тела, условие пластичности которого в главных напряжениях описывается формулой Сен-Венана–Трески [7]:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \beta \sigma_S, \quad (2)$$

где σ_1 и σ_3 – большее и меньшее главные напряжения; σ_S – предел текучести материал; β – коэффициент, учитывающий условия деформации, равный 1–1,15.

Вытекающее из критерия прочности (1) соотношение компонент напряжений деформируемой связно-сыпучей среды описывается выражениями [4]

$$\left. \begin{aligned} \frac{\sigma_x}{\sigma_y} \right\} &= \sigma (1 \pm \sin \varphi \cos 2\delta) - \sigma_c, \\ \tau_{xy} &= \sigma \sin \varphi \sin 2\delta, \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

где σ – среднее напряжение, равное $0,5(\sigma_1 + \sigma_3)$; δ – направление большего главного напряжения относительно базовой оси координат в двумерном пространстве.

Из огибающей кругов напряжения Мора–Кулона (рис. 2), математическое описание которой представляет (1), вытекает условие пластичности (предельное состояние) связно-сыпучей среды в главных напряжениях [4, 5]:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = (\sigma_1 + \sigma_3) \sin \varphi + \cos \varphi. \quad (4)$$

Следовательно, в отличие от компактных тел условие пластичности связно-сыпучих определяется не только свойствами обрабатываемого материала (σ_S , φ и c), но и величиной возникающего в нем меньшего главного напряжения. Поскольку с увеличением давления и плотности обрабатываемого связно-сыпучего материала до компактного состояния угол его межчастичного трения уменьшается до нуля ($\varphi \rightarrow 0$), а $2c \rightarrow \sigma_S$, выражение (4) приобре-

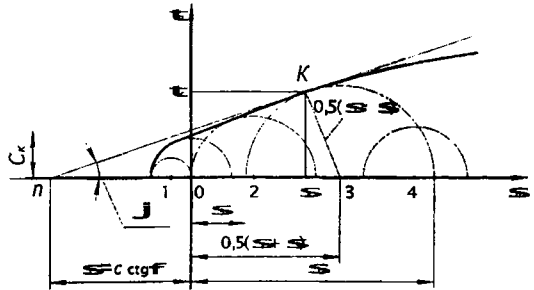


Рис. 2. Диаграмма кругов предельного состояния Мора: 0 – чистый сдвиг, $\tau_n = c$; 1 – одноосное растяжение, $\sigma_n = -\sigma_1$; 2 – одноосное сжатие, $\sigma_n = \sigma_1$; 3 – двухосное сжатие; 4 – двухосное сжатие без сдвига

тает физический смысл и значение (2), т. е. выражение (4) можно рассматривать как обобщенное условие пластичности для твердых компактных и порошковых материалов, состоящих из твердых частиц.

Вследствие того что прочность сцепления обрабатываемых в холодную частиц порошка обычно меньше прочности материала частиц механизм деформации и уплотнения порошка условно разделяют на три следующих по мере уплотнения стадии. В начале нагружения преобладает структурная деформация – деформация за счет взаимного перемещения частиц порошка с уменьшением объема в результате их более плотной упаковки. Вторая стадия характеризуется сочетанием структурной деформации и возрастающей пластической деформацией частиц. При дальнейшем росте внешней нагрузки деформация и незначительное уплотнение порошкового тела происходят в основном за счет пластической деформации и разрушения составляющих его частиц.

Поскольку сцепление частиц уплотненного в холодную порошка меньше прочности его частиц ($2c \leq \sigma_s$), условие (4) свидетельствует о возможности деформации ранее уплотненного порошка внешним нагружением, меньшим предшествующей обработки при условии уменьшения меньшего главного напряжения σ_3 , следовательно, и среднего σ . В этом случае структурная деформация вызывает разрыв ранее образовавшихся и образование новых контактов между частицами, площадь и прочность сцепления которых определяются действующими между ними напряжениями. При малых величинах σ_3 , например, при одноосном действии сосредоточенной нагрузки ранее уплотненное из порошка тело разуплотняется с возможностью его разрушения в порошок, размер частиц которого меньше исходного. Последнее является следствием их предшествующей обработки давлением в условиях интенсивных сдвигов по пересекающимся поверхностям скольжения.

Поскольку частицы порошка представляют твердые тела, пластическая деформация с разрушением которых наступает при разности главных напряжений, описываемых условием (2), такая же разность главных напряжений должна быть в массе этих частиц, представляющих обрабатываемый давлением порошок, условия деформации которых зависят от величины среднего напряжения, что вытекает из

условия (4). Подстановкой значений разности главных напряжений из (2) в (4) определена величина среднего напряжения, вызывающего деформацию и разрушение частиц ($\beta = 1$):

$$\sigma = (\sigma_s - 2c \cos \varphi) v_\sigma / 2 \sin \varphi. \quad (5)$$

Введенная в числитель (5) величина относительной плотности порошка $v_\sigma = \rho_\sigma / \rho$, где ρ – плотность (удельный вес) материала частиц, учитывает реальную площадь сечения порошка. При этом большее главное напряжение, вызывающее уплотнение порошка до ρ_σ (внешнее давление p принято равным большему главному напряжению):

$$\sigma_1 = \sigma(1 + \sin \varphi) - \sigma_c. \quad (6)$$

Выражения (5) и (6) позволяют определить величину давления и по конфигурации и размерам размалывающего инструмента – технологические усилия, обеспечивающие разрушение и дробление частиц в массе, представляющей порошок. В случае гетерогенной смеси обработка в определенном энергосиловом режиме обеспечит размол лишь менее прочных компонентов смеси с сохранением более прочных металлосодержащих, например в шлаке [7]. Это обуславливает упрощение способа выделения с последующей металлургической переработкой более крупных и тяжелых металлосодержащих компонентов смеси [7].

ЛИТЕРАТУРА

1. Физика прочности и пластичности / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1972. – 304 с.
2. Дзигутов М. Я. Напряжения и разрывы при обработке металлов давлением. – М.: Металлургия, 1974. – 280 с.
3. Пранч А. С. Сдвиг в неоднородных средах. – Рига: Знание, 1982. – 109 с.
4. Соколовский В. В. Теория пластичности. – М.: Высш. шк., 1960. – 608 с.
5. Ложечников Е. Б. Прокатка в порошковой металлургии. – М.: Металлургия, 1987. – 184 с.
6. Макаров В. М., Дроздовский В. Ф. Использование амортизированных шин и отходов производства резиновых изделий. – Л.: Химия, 1986. – 249 с.
7. Ложечников Е. Б., Гавриленя А. К., Ласанкин С. В. Технологический комплекс для размола шлаков и компактирования извлекаемых из них металлов. – Металлургия. – 2005. – Вып. 29. – С. 67–72.

И. В. КАЧАНОВ, д-р техн. наук, М. В. СТЕПАШКО, канд. техн. наук,
В. Н. ШАРИЙ (БНТУ)

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ РАСЧЕТА ДИНАМИЧЕСКОГО ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ МАТЕРИАЛОВ ИНЕРЦИОННОЙ НАГРУЗКОЙ

Современное развитие промышленного производства требует применения высокопроизводительных энерго- и ресурсосберегающих технологий, обеспечивающих получение изделий с высокими физико-механическими и эксплуатационными свойствами. В этой связи большими потенциальными возможностями обладают технологические процессы, основанные на использовании высоких скоростей деформирования. К их числу относятся скоростное горячее выдавливание, магнитно-импульсная штамповка, высокоскоростная ковка на молотах, штамповка взрывом и др., позволяющие за один удар получать высокоточные, не требующие дальнейшей механической обработки изделия широкого промышленного назначения (пуансоны, выталкиватели, прошивники, фрезы, электрод-инструменты и т. д.), отвечающие требованиям эксплуатации в экстремальных условиях. Эффективность указанных процессов значительно возрастает за счет их реализации в режиме высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), позволяющей дополнительно снизить трудо- и энергозатраты и зафиксировать в изделиях благоприятные структурные изменения, вызванные высокой скоростью деформации [1, 2].

Использование материалов в условиях ударных нагрузок, а также разработка новых технологических процессов, основанных на применении импульсного нагружения, требуют знания динамических характеристик материала, в частности предела текучести σ_T и постоянной пластичности k , при различных температурно-скоростных режимах формоизменения. Однако использование предела текучести, полученного при статических испытаниях $\sigma_{T,ст}$, приводит к существенным ошибкам в расчетах, так как в ряде случаев динамический предел текучести $\sigma_{T,д}$ в 2–3 раза превышает статический. К тому же извест-

но, что предел текучести не может быть использован в расчетах как некоторая константа, так как его значение зависит от скорости нагружения. Для целого ряда материалов величина $\sigma_{тд}$ вообще не определена, что весьма усложняет расчеты технологических процессов [3].

В настоящее время для определения динамического предела текучести $\sigma_{тд}$ и постоянной пластичности k в основном используются разнообразные экспериментальные методы ударного растяжения стандартных образцов, которые в ряде случаев дополняются данными о поведении материалов при скоростной осадке, кручении, технологических испытаниях [4–6]. Оценивая современные методы испытаний на ударное растяжение, следует отметить их трудоемкость (для проведения испытаний необходимо использование специальных опытных образцов), недостаточно высокую корректность (при высоких скоростях нагружения регистрируемая нагрузка в момент шейкообразования или разрушения включает инерционную составляющую, величина которой соизмерима с определяемой нагрузкой [6]), сложность реализации (при испытаниях с разрывом необходимо использовать системы охлаждения, устраняющие влияние источника высокой температуры на показания тензодатчиков, а также дополнительные устройства, исключающие теплопотери нагретого образца в захватах машины [5]).

Лишенным подобных недостатков является новый теоретически обоснованный способ определения динамического предела текучести при одноосном растяжении образца инерционной нагрузкой. Указанную инерционную нагрузку можно получить при деформации образцов по схеме ударного выдавливания на установках импульсного действия при нагружении образцов пуансонами переменной массы, которые разгоняются до скорости $v_0 = 90 - 140$ м/с [1].

Для решения поставленной задачи используем метод верхней оценки, основанный на применении разрывных полей линий скольжения, учитывающий кинематику и динамику процесса и позволяющий получить конечное уравнение в замкнутой аналитической форме. Поскольку в процессе деформирования скорость пуансона носит затухающий характер, это приводит к замедленному движению (с отрицательным ускорением) стержневой части на выходе из очага матрицы. Результатом такого движения является формирование инер-

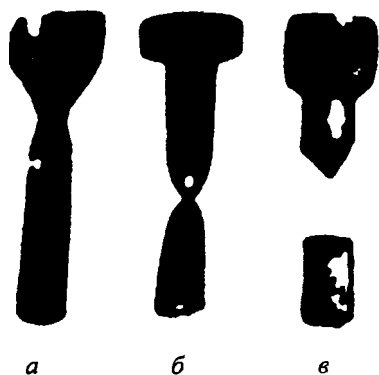


Рис. 1. Шейкообразование (а), пластическое разрушение (б), хрупкое разрушение (в) под действием инерционной растягивающей нагрузки: а – 5ХНМ, $T = 860^\circ\text{C}$; б – 5ХЗВЗМФС, $T = 1150^\circ\text{C}$; в – КЧ37-12, $T = 950^\circ\text{C}$

ционной растягивающей нагрузки, под действием которой происходит шейкообразование (рис. 1, а) или разрушение стержневой части изделия (рис. 1, б, в) по схеме одноосного растяжения [3].

Для проведения расчета используем кинематически возможное разрывное поле скоростей (рис. 2, а), состоящее из жестких однородных блоков 0, 1, 2, 3. Вид разрушения при динамических испытаниях образцов на разрыв при выдавливании их через очко матрицы, как показали наши исследования, с высокой степенью точности характеризует при-

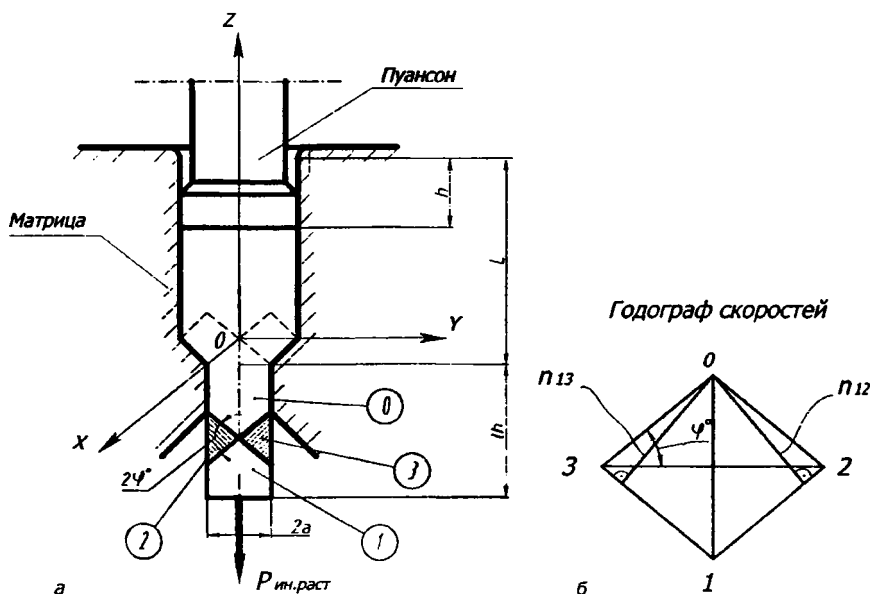


Рис. 2. Схема нагружения образцов, принятая для анализа процесса одноосного растяжения инерционной нагрузкой: а – кинематически возможное поле линий скольжения; б – его годограф скоростей

нятое для расчетов разрывное поле скоростей. Это поле для расчета напряжения при статическом растяжении рекомендовано в работе [5]. Разрушение происходило с образованием характерного конуса (рис. 1), отвечающего тому, который образован линиями границ блоков 0-2 и 0-3 (рис. 2, а).

В кинематически возможном поле, принятом для теоретического анализа, очаг пластической деформации находится внутри треугольных блоков 2 и 3 (рис. 2, а). Для полей такого класса характерно постоянное значение скорости и ускорения для всех точек данного блока. В то же время на граничных поверхностях между выделенными жесткими блоками допускается разрыв векторов скорости и ускорения. Рассмотрим разрыв вектора скорости при прохождении деформируемой среды через такую поверхность.

На рис. 3 показан след l_{rs} поверхности разрыва скорости, перпендикулярной плоскости течения, которая совпадает с плоскостью рисунка. Линия l_{rs} разделяет две области деформируемой среды r и s . В точке M на поверхности разрыва скорость области r задана вектором \vec{v}_r . При переходе в область s скорость меняется скачком до значения \vec{v}_s . Из условия неразрывности деформируемой среды следует, что ее поток до и после поверхности разрыва остается неизменным. Вследствие этого нормальные компоненты скорости $(\vec{v}_n)_r$ и $(\vec{v}_n)_s$ должны быть постоянными, а разрыв вектора скорости от \vec{v}_r до \vec{v}_s должен проходить только за счет его касательной к поверхности разрыва составляющей, т. е.

$$\vec{v}_{rs} = \vec{v}_{\tau s} - \vec{v}_{\tau r}. \quad (1)$$

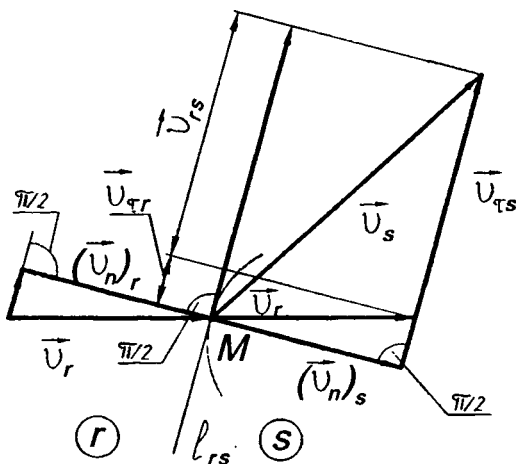


Рис. 3. Скачок вектора скорости точек деформируемой среды при пересечении поверхности разрыва

Для теоретического исследования процесса разработана расчетная физико-математическая модель, основанная на следующих допущениях: материал заготовки однородный, несжимаемый, изотропный, жесткопластический, удовлетворяющий критерию Губера-Мизеса; формирование очага пластической деформации происходит в начальный момент одноосного растяжения образца под действием инерционной нагрузки; вид поля линий скольжения в каждый момент времени не зависит от абсолютной скорости и ее изменения в процессе растяжения (квазистатическая задача); силы инерции не оказывают влияния на кинематику формоизменения (псевдостационарное течение). Из последнего допущения следует, что принимаемый для расчета и соответствующий данному полю годограф скоростей (рис. 2, б) сохраняет свое первоначальное направление.

Для построения годографа вначале из точки O (полюс годографа) в точку 1 проводился направленный отрезок $\vec{v}_{01} = \vec{v}_0$ (v_{01} – скорость блока 1, v_0 – скорость пуансона). Затем из этой же точки O проводился луч, параллельный вектору скорости во втором блоке, а из точки 1 – луч, параллельный линии раздела первого и второго блоков. Пересечение лучей происходит в точке 2. Вектор \vec{v}_{02} является скоростью во втором блоке, а вектор \vec{v}_{12} – скачком (разрывом тангенциальной составляющей) скорости на границе блоков 1 и 2. Далее из точки O проводился луч, параллельный вектору скорости в третьем блоке, а из точки 1 – луч, параллельный линии раздела блоков 1 и 3. Пересечение лучей происходит в точке 3. Вектор \vec{v}_{03} является скоростью в блоке 3, а вектор \vec{v}_{13} – тангенциальным разрывом скорости на границе блоков 1 и 3. В соответствии с рекомендациями [2, 7] при решении динамических задач определяются нормальные компоненты скорости на поверхностях разрыва, для чего из полюса годографа опускаются перпендикуляры на соответствующие поверхности разрыва и впоследствии в принятом масштабе определяются длины этих отрезков (перпендикуляры n_{12} и n_{13} на рис. 2, б).

При решении задачи процесс динамического растяжения представим как мгновенную задержку верхней части профиля силами сопротивления деформации, возникающими при выдавливании заготовки через очко матрицы. При этом будем считать, что зона 1 продолжает движение со скоростью v_{01} . Дальнейшее решение задачи

проведено исходя из условия баланса мощностей внешних W_a и внутренних $W_{\text{внт}}$ сил:

$$W_a = W_{\text{внт}}. \quad (2)$$

Мощность внешних (активных) сил, определяемая как произведение удельного усилия растяжения $q_{\text{дин}}$ на параметры поля a , b и на скорость v_{01} отрывающейся части образца:

$$W_a = q_{\text{дин}} 2abv_{01}, \quad (3)$$

расходуется на преодоление внутренних реактивных сил, создающих сопротивление пластической деформации при динамическом растяжении.

Уравнение мощности внутренних (реактивных) сил имеет вид

$$W_{\text{внт}} = W_{\text{разр}} + W_{\text{дин.р}}, \quad (4)$$

где $W_{\text{разр}}$ – мощность сил собственного сопротивления скольжения на поверхностях разрыва скорости, определяемая из уравнения

$$W_{\text{разр}} = \sum 2kbl_{rs}v_{rs}. \quad (5)$$

Здесь k – постоянная пластичности; b – параметр поля; l_{rs} – длины линий разрыва кинематически возможного поля линий скольжения, где r и s – номера областей, разделяемых соответствующей линией; v_{rs} – разрывы скоростей на линиях, разграничивающих области r и s .

Мощность динамического воздействия $W_{\text{дин.р}}$ на поверхностях разрыва скорости в соответствии с рекомендациями [2] определяется из выражения

$$W_{\text{дин.р}} = \sum \rho (v_n)_{rs} (v_{rs})^2 bl_{rs}, \quad (6)$$

где ρ – плотность материала (для стали $\rho = 7850 \text{ кг/м}^3$); $(v_n)_{rs}$ – нормальные компоненты скорости на линиях разрыва.

Для определения входящих в уравнения (5), (6) величин используется поле, приведенное на рис. 2, а. Отличительным признаком такого поля является наличие у его годографа нормальных компонент скоростей, проведенных к линиям разрыва скорости (рис. 2, б, отрезки 1–2 и 1–3). Учитывая данный факт при определении $W_{\text{разр}}$ и $W_{\text{дин.р}}$ после преобразований и подстановки в (4) получаем

$$\begin{aligned}
 W_{\text{внт}} &= \sum 2kbl_{rs}v_{rs} + \sum \rho b(v_n)_{rs}(v_{rs})^2 l_{rs} = \\
 & kb(l_{02}v_{02} + l_{03}v_{03} + l_{12}v_{12} + l_{13}v_{13}) + \\
 & \rho b \left[(v_n)_{13}(v_{13})^2 l_{13} + (v_n)_{12}(v_{12})^2 l_{12} \right].
 \end{aligned} \tag{7}$$

Выражая длины границ блоков l_{rs} и скорости v_{rs} , $(v_n)_{rs}$ на поверхностях разрыва через ширину выдавливаемого профиля $2a$ и величину варьируемого параметра φ , получаем систему зависимостей

$$\left. \begin{aligned}
 v_{02} = v_{03} = v_{12} = v_{13} &= \frac{v_{01}}{2 \sin \varphi}, \\
 (v_n)_{13} = (v_n)_{12} &= v_{01} \sin(90 - \varphi) = v_{01} \cos \varphi, \\
 (v_n)_{02} = (v_n)_{03} &= 0, \quad l_{02} = l_{03} = l_{12} = l_{13} = \frac{a}{\cos \varphi},
 \end{aligned} \right\} \tag{8}$$

где v_{01} — скорость движения блока l .

Система уравнений (8) позволяет однозначно установить связь между кинематическими параметрами блоков пластической области и зоны l (рис. 2, а, б).

Произведя подстановку значений кинематических и геометрических параметров системы (8) в уравнение (7) и выполняя соответствующие преобразования, находим

$$W_{\text{внт}} = 2abk \frac{v_{01}}{\sin \varphi \cos \varphi} + 2ab\rho \frac{(v_{01})^3}{4 \sin^2 \varphi}. \tag{9}$$

Подставляя значения выражений (3) и (9) в (2), нетрудно найти величину удельных усилий $q_{\text{дин}}$, затраченных на динамическое растяжение образца:

$$q_{\text{дин}} = \frac{k}{\sin \varphi \cos \varphi} + \frac{\rho v_{01}^2}{4 \sin^2 \varphi} = q_{\text{стат}} + q_{\text{кин}}. \tag{10}$$

Уравнение (10) содержит статическую $q_{\text{стат}}$, определяемую постоянной пластичности k , и кинематическую составляющую $q_{\text{кин}}$ удельного усилия растяжения.

Оптимальное значение варьируемого параметра φ , приводящее к минимуму динамическое удельное усилие растяжения, найдем, приравняв производную $\frac{\partial q_{\text{дин}}}{\partial \varphi}$ нулю. В этом случае после взятия производной из уравнения (10) и проведения преобразований приходим к следующему уравнению:

$$\operatorname{tg} 2\varphi - 4 \operatorname{ctg} \varphi = 1, \quad (11)$$

из которого находится оптимальное значение угла φ , составляющее в данном случае угол $60^{\circ}49'$. Экспериментальный угол φ , определяемый нами при динамическом растяжении чугуна, равен $56-57^{\circ}$ (рис. 1, ϵ). При $\varphi = 60^{\circ}$ уравнение (10) принимает вид

$$q_{\text{дин}} = \frac{4}{3} \sqrt{3} k + \frac{1}{3} \rho v^2, \quad (12)$$

где v – скорость течения материала.

Если учесть, что динамическое удельное усилие $q_{\text{дин}}$ представляет собой динамическое напряжение $\sigma_{\text{дин}}$ при скоростном растяжении, то уравнение (12) запишется

$$q_{\text{дин}} = \sigma_{\text{дин}} = \frac{4}{3} \sqrt{3} k + \frac{1}{3} \rho v^2 = \frac{4}{3} \sigma_{\text{ст}} + \frac{1}{3} \rho v^2, \quad (13)$$

где $\sigma_{\text{ст}} = \sqrt{3} k$ – статический предел текучести, определяемый по критериальной зависимости Губера – Мизеса.

При определении динамического предела текучести $\sigma_{\text{т.д}}$ примем во внимание выводы, изложенные в [9]. Автор этой работы отмечает, что при ударном растяжении материалов, нагретых до температуры штамповки, динамический предел текучести $\sigma_{\text{т.д}}$ достаточно близок к динамическому пределу прочности $\sigma_{\text{в.д}}$ и при испытаниях практически не выявляется. Учитывая сказанное, при определении величины $\sigma_{\text{в.д}}$ будем исходить из условия, что $\sigma_{\text{т.д}} = \sigma_{\text{в.д}}$, т. е. устанавливая по (13) величину $\sigma_{\text{дин}} = \sigma_{\text{в.д}}$, считаем, что полученные результаты без большой погрешности можно использовать для определения динамического предела текучести $\sigma_{\text{т.д}}$ исследуемых материалов.

Из изложенного выше можно сделать следующие выводы:

1) из уравнения баланса мощностей внешних и внутренних сил получена зависимость для определения динамических напряжений $\sigma_{дин}$ в образце при одноосном растяжении выдавливаемого стержня силами инерции;

2) будучи полученной для условий одноосного растяжения, величина $\sigma_{дин}$ может быть использована для определения динамического предела текучести $\sigma_{тд}$ и постоянной пластичности k исследуемых материалов;

3) установлена удовлетворительная сходимость теоретических и экспериментальных данных при определении параметра поля – угла φ , принятого для решения задачи.

ЛИТЕРАТУРА

1. Качанов И. В. Скоростное горячее выдавливание стержневых изделий / Под ред. Л. А. Исаевича. – Мн.: УП «Технопринт», 2002. – 327 с.

2. Алюшин Ю. А. Теории обработки металлов давлением: Учеб. пособие. – Ростов н/Д, 1977. – С. 12–61.

3. Исаевич Л. А., Качанов И. В., Кондратюк В. Ф. Экспресс-метод динамических испытаний материалов на одноосное растяжение // Инженер-механик. – 2002. – № 2(15). – С. 9–12.

4. Агеев И. П., Каратушин С. И. Механические испытания металлов при высоких температурах и кратковременном нагружении. – М.: Металлургия, 1969. – 280 с.

5. Волошенко-Климовицкий Ю. А. Динамический предел текучести. – М.: Наука, 1965. – 179 с.

6. Высокоскоростное, малоотходное деформирование металлов в штампах / Под ред. В. Г. Кононенко. – Харьков: Вища шк., 1985. – 176 с.

7. Томленов А. Д. Теория пластического деформирования металлов. – М.: Металлургия, 1972. – 408 с.

8. Тутышкин Н. Д. Анализ напряженного состояния и удельных усилий при плоском выдавливании с учетом сил инерции // Технология машиностроения. – Тула, 1972. – Вып. 22. – С. 25–41.

9. Жученко А. Н. Влияние сил инерции на процесс высокоскоростного выдавливания поковок // Высокоскоростная объемная штамповка. – М.: Машиностроение, 1969. – С. 59–84.

ПОВЕРХНОСТНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПЛОСКИХ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ

При знакопеременной нагрузке разрушение упругих элементов может происходить постепенно при напряжениях, значительно меньших пределов прочности. Этот процесс постепенного разрушения металла, обычно называемый усталостным, заключается в том, что наиболее нагруженные участки претерпевают микродеформации, приводящие к местному деформационному упрочнению. Со временем в этой зоне возникают микротрещины, которые, постепенно развиваясь, приводят к полному разрушению металла. Поэтому одним из основных требований, предъявляемых к упругим элементам, а следовательно, и к пружинным материалам, из которых они обычно изготавливаются, является сопротивление малым пластическим деформациям в условиях длительного переменного нагружения. Возможность сопротивляться малым пластическим деформациям зависит не только от химического состава нагруженного сплава и его термической обработки, но и во многом от технологии получения деформирующего элемента и, в частности, от методов окончательной обработки его поверхности.

Неравномерное распределение напряжений и деформаций, обусловленное неравномерным нагревом, действием сил контактного трения, неоднородностью химического состава и механических свойств металла заготовки, неравномерным остыванием заготовки после деформации и термообработки, снижает эксплуатационные характеристики упругих элементов, усталостную прочность и ударную вязкость, коррозионную стойкость, вызывает поводку и коробление, особенно длинных и узких полос, применяемых в автомобильных подвесках.

Для рессорных листов, твердость которых составляет 42–52 HRC, во всех странах мира применяют дробеструйную обработку. Основные недостатки этого метода – низкая производительность, невозможность регулирования толщины упрочняемого слоя и его механи-

ческих свойств, необходимость постоянной очистки, сортировки и обновления дроби, а также наличие пыли, шума и вибрации. С целью устранения этих недостатков предложен принципиально новый способ поверхностного упрочнения упругих элементов подвески транспортных средств, в частности мало- и многолистных рессор автомобилей МАЗ.

Сущность способа заключается в прокатке сформованного и термообработанного листа рессоры в профилированных определенным образом валках. При этом в очаге деформации поверхностного слоя возникает напряженное состояние всестороннего сжатия. Снятие остаточных растягивающих напряжений и поверхностное упрочнение рессорной полосы осуществляются только с одной стороны. Поэтому и инструмент для обработки полос рессор обеспечивает поверхностную пластическую деформацию с одной стороны и упругую – с другой.

Наиболее полно указанным требованиям удовлетворяет процесс продольной прокатки между двумя валками, один из которых имеет гладкую рабочую поверхность, а другой – винтовую с профилем, показанным на рис. 1. При прокатке в валках, один из которых является гладким, а второй имеет профильную винтовую нарезку, поверхностная пластическая деформация происходит при контакте полосы с профилированным валком, а при контакте с гладким – только упругая.

Полное давление, необходимое для внедрения клина в полосу:

$$P = 2ph_x l_x \sin \gamma,$$

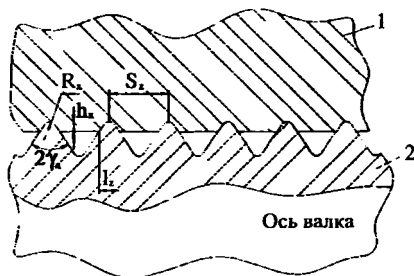


Рис. 1. Схема взаимодействия полосы (1) с профилированным валком (2)

где $p = \sigma_m(1 + \varphi)$ – нормальное контактное напряжение; l_x – длина дуги контакта.

Из уравнения видно, что давление, необходимое для внедрения клина, зависит от его угла γ и глубины внедрения h_x . С уменьшением γ давление снижается, однако оптимальную величину γ следует выбирать исходя из стойкости инструмента.

При прокатке полосы между профилированным и гладким валком пластическая деформация возникает при внедрении клиновидного профиля в полосу. Металл полосы течет, как видно из рис. 2, в зазор между клиньями, обжимается по высоте в результате внедрения клина в полосу, а также в продольном направлении.

Таким образом, в очаге деформации, примыкающем к рифленому валку, в поверхностном слое возникает напряженное состояние всестороннего сжатия. Если предшествующая пластическая деформация вызвала в поверхностном слое растягивающие остаточные напряжения, то такой деформацией они могут быть в различной степени уменьшены или их знак может быть изменен на обратный.

После прокатки между профилированным и гладким валком полоса будет иметь профиль, показанный на рис. 3, *а*. По всему рифленому контуру полосы будут действовать сжимающие напряжения. Для увеличения их необходимо провести последующую прокатку с обжатием Δh_x в гладких валках. В обоих случаях прокатка осуществляется в холодном состоянии. Металл полосы предварительно подвергается закалке и среднему отпуску. После такой обработки твердость составляет 42–45 HRC, пластичность металла низкая. Однако всестороннее сжатие при обработке в соответствии с теорией пластичности резко повышает пластичность и позволяет, как показали предварительные исследования, производить поверхностное пластическое деформирование на глубину до 0,8 мм, что в 2–3 раза превышает необходимую.

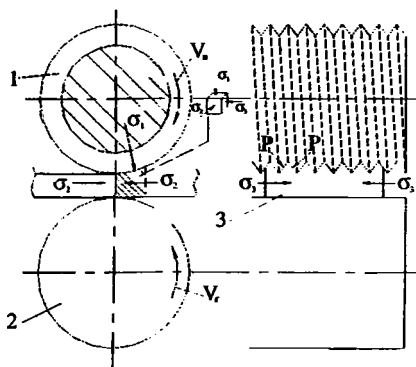


Рис. 2. Схема кинематического и напряженного состояния: 1 - рифленый валок; 2 - гладкий валок; 3 - полоса

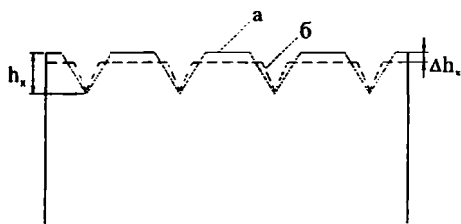


Рис. 3. Поперечное сечение полосы после прокатки между рифленым и гладким (*а*), а затем между двумя гладкими валками (*б*)

Основными технологическими параметрами при таком способе обработки являются шаг винтового профиля S_z , угол клина 2γ , глубина внедрения h_x и величина Δh_x последующей прокатки в гладких валах. Шаг винтового профиля в процессе экспериментальных исследований изменяется от 1,0 до 3,0 мм, что позволяет изменять площадь обработанной поверхности полосы, глубина внедрения – от 0,1 до 0,4 мм; угол клина от 30 до 120° и $\Delta h_x = 0,1-0,4h_x$.

В описанных выше способах после обработки на поверхности полосы остаются следы от рифленого вала в виде канавок. Наличие их повышает усталостную стойкость полосы, так как после зарождения трещины она будет локализована на этих углублениях, потому что растягивающие напряжения, возникающие при рабочем изгибе рессоры, будут по величине меньше в углублениях, чем в вершинах.

Рассмотрим влияние поверхностной пластической обработки на микроструктуру и свойства образцов из пружинно-рессорной стали 50ХГФТ. Исследованиям подвергались образцы:

закаленные в заневоленном состоянии и отпущенные по технологии Минского рессорного завода;

обработанные по новому способу предварительно закаленные в заневоленном состоянии и отпущенные.

Закалка и отпуск образцов проводились на базе Минского рессорного завода по типовой технологии. Химический состав материала образцов представлен в таблице.

Элементный состав образцов, %

Марка	C	Si	Mn	Cr	V	Ni	Cu	P	S
50ХГФА	0,441	0,279	0,870	1,08	0,194	0,086	0,07	0,009	0,030

Химический анализ состава материала образцов проводился на приборе «Спектролак М-5».

Микроструктурные исследования проводили на поперечном и продольном сечении образцов. Для этой цели на указанных сечениях по стандартной методике изготавливали шлифы. Выявление микроструктуры материала осуществляли методом окисления в реактив-

ных средах, в качестве которых использовали травители: 4%-ный раствор азотной кислоты в спирте и 4%-ный раствор пикриновой кислоты в спирте. Определение твердости образцов проводили на приборе ТК алмазным конусом по методу Роквелла.

Для определения микротвердости использовали прибор ПМТ-3. Нанесение отпечатка производили вдавливанием алмазной пирамиды под нагрузкой 0,2–0,5 кг. Микроструктурные исследования проводили на приборах «Neofot 24» и «Микро-200». Средние значения твердости исследуемых и отпущенных образцов составили 42–45 HRC.

Микроструктура закаленных и отпущенных образцов представлена на рис. 4. У поверхности образца имеется обезуглероженный слой с ферритной структурой толщиной до 80 мкм. Размер зерен феррита 8 мкм. Микротвердость феррита 2040 HV. За зоной обезуглероживания следует зона со структурой бейнита и небольшим количеством ферритных зерен. Толщина зоны составляет 938–1200 мкм. Микротвердость поверхностного феррита 2400 HV, бейнита 3400 HV. Микроструктура центральной части полосы – скрытокристаллический мартенсит с размерами бывших аустенитных зерен у поверхности 8 мкм, в центре 19 мкм. Микротвердость мартенсита 6620 HV. В центральной зоне образцов на срезе скрытоигольчатого мартенсита выявляются участки крупно- и мелкоигольчатого бейнита в виде сильно травящихся игл, которые в плоскости шлифа располагаются



х 400



х 2000(центр)

Рис. 4. Микроструктура рессорных полос стали 50ХГФА после стандартной термообработки (закалка и отпуск)

полосами параллельно верхней и нижней поверхностям, – так называемые ликвации.

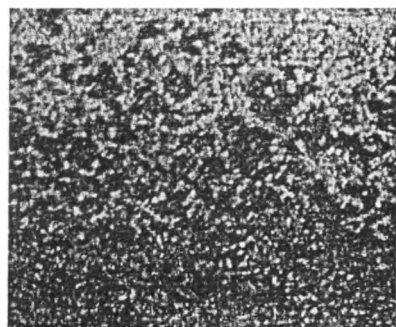
Способ обработки поверхности предполагает нанесение на поверхность при помощи накатки ряда параллельных полос, в поперечном сечении имеющих вид треугольных углублений (рис. 5). Глубина рельефа достигает 90 мкм. В результате нанесения рельефа изменяется глубина проникновения переходной бейнитной структуры в толщину обрабатываемого образца. Глубина такого проникновения согласуется с усилением нанесения поверхностного рельефа. Так, при нагрузке на валки 2,85 т толщина бейнитной зоны составляет 900 мкм, при нагрузке 12,5 т – 930–1500 мкм, при нагрузке 22,0 т – 1750–2300 мкм.

Были проведены исследования по влиянию давления металла P на валки при упрочнении полос из стали 50ХГФА сечением 8×60 мм и длиной 600 мм. Полосы были подвергнуты закалке (850 °С) в масле с последующим отпуском при температуре 420 °С. Поверхностную обработку производили рабочим валком с метрическим винтовым профилем ($S = 2$ мм) и опорным с шагом метрического профиля 1,25 мм.

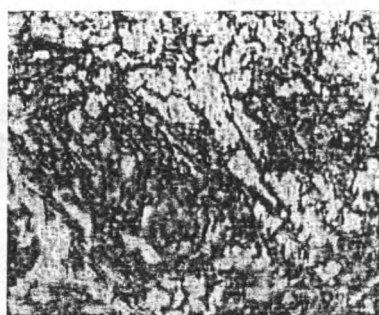
Валки изготавливались из стали Р6М5, твердость после термообработки 64 HRC. Скорость обработки составляла 2,5 м/с. Полосы перед термообработкой были подвергнуты формовке по дуге окружности с максимальной стрелой изгиба посередине 26–27 мм, т. е. представляли собой рабочий лист многолистовой стандартной рессоры. После обработки полосы подвергали испытаниям на сравнительную циклическую прочность на стенде. Амплитуда перемещения центральной части от спрямленного состояния в одну и другую сторону составляла 20 мм. Расстояние между опорами 550 мм. Для сравнения испытывали аналогичные образцы рессор после дробеструйной обработки. Результаты испытаний представлены на рис. 6.

Из рис. 6 видно, что с увеличением давления на валки усталостная прочность полосы повышается до определенного предела, а затем падает. Как показал анализ усталостного разрушения образцов, подвергнутых обработке при давлении на валки 17,3 т, оно имеет многофрагментарный профиль с признаками хрупкого разрушения. Это указывает на то, что под действием такой нагрузки деформация происходит по всей толщине полосы с образованием микротрещин.

a

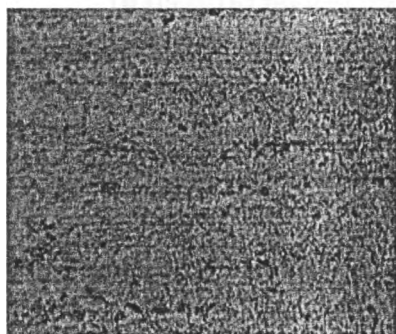


x400

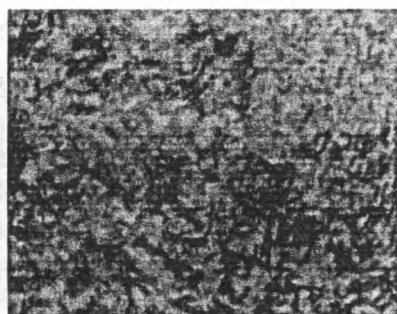


x2000

б

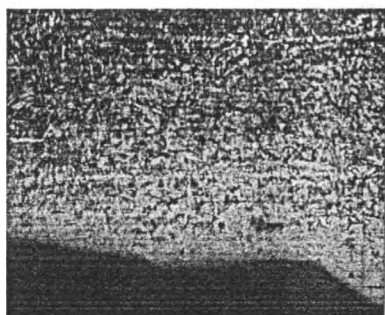


400



x2000

в



x400



x 400

Рис. 5. Микроструктура образцов рессорных полос без нанесения рельефа и с рельефом: *a* – на расстоянии 70 мкм от рабочей поверхности образцов; *б* – середина рессорной полосы; *в* – поверхность образцов с нанесенным рельефом

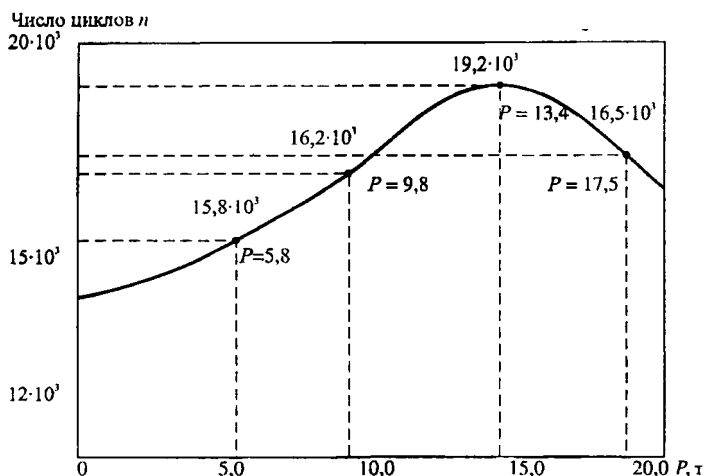


Рис. 6. Зависимость усталостной прочности образцов от давления на валки

Максимальное повышение усталостной прочности составляет 42% и достигается при однократном пропуске полосы между валками с винтовым профилем.

ЛИТЕРАТУРА

1. Северденко В. П. Основы теории прокатки. – Минск: Наука и техника, 1969.
2. Целиков А. И., Никитин Г. С., Рокотян С. Е. Теория продольной прокатки. – М.: Metallургия, 1980.
3. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. – М.: Metallургия, 1970.
4. Бернштейн М. Л., Рахштадт А. Г. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. – М.: Metallургия, 1961.

УДК 621.785.539

В. Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд. техн. наук,
Н. Г. КУХАРЕВА, канд. техн. наук (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМОТЕРМИЧЕСКОЙ ПОРОШКОВОЙ СРЕДЫ ДЛЯ ОДНОФАЗНОГО БОРИРОВАНИЯ

Одним из видов химико-термической обработки, используемым в современном промышленном производстве является борирование. Существует два метода твердофазного борирования – порошковый и металлотермический [1].

Порошковый метод насыщения можно осуществлять в герметизируемых контейнерах в смесях различных борсодержащих веществ (карбид бора, ферробор, ферроборал) или в вакууме в порошке аморфного бора. Этот метод не нашел применения в производстве из-за низкой технологичности и высокой стоимости насыщающих борсодержащих порошков.

Металлотермический метод борирования имеет ряд преимуществ по сравнению с борированием в борсодержащих порошках. Во-первых, стоимость смесей на основе оксида бора в 6–15 раз ниже стоимости смесей, содержащих карбид бора, ферробор, аморфный бор [2]. Результаты исследований [1] и опыт промышленного использования показали, что борирование в алюмотермических смесях не уступает по насыщающей способности смесям с борсодержащими компонентами, а по технологичности и возможности получения разных по фазовому составу и строению боридных слоев превосходит их. В металлотермическом методе борирования поставщиком бора является борный ангидрид (B_2O_3). Насыщающую смесь получают в ходе прохождения металлотермических реакций.

Процесс борирования из алюмотермических порошковых сред в настоящее время нашел применение при упрочнении инструментальной и технологической оснастки, используемой в кирпичном производстве. Здесь успешно могут быть использованы двухфазные боридные покрытия для упрочнения пресс-форм, пазо- и пустотообразователей, направляющих при прессовании керамических изделий.

Однофазные боридные покрытия хорошо зарекомендовали себя для упрочнения прессштампового инструмента и деталей машин: шнеков, экструдеров и т. д.

Отличительной особенностью алюмотермической смеси является изменение ее первоначального фазового состава и строения в процессе восстановления. Исходя из расчета реакций, предположительно протекающих в процессе восстановления, можно предсказать окончательный фазовый состав смеси. Однако установить точный фазовый состав, а тем более строение порошковой среды после металлотермического восстановления можно только в результате проведения соответствующих исследований.

Целью настоящей работы явилось исследование фазового и химического состава, строения и магнитных свойств порошковой смеси для однофазного борирования. При получении порошковой среды использовали следующие компоненты: оксид бора, оксид алюминия, оксид хрома, алюминий, железо и активатор. Процесс насыщения стали проводили в металлических контейнерах с герметизацией плавким затвором при температуре 950 °С в течение 4 ч.

Исследования порошковой среды были выполнены в соответствии с разработанной методикой [3].

Разделение порошка на фракции проводили ситовым методом. В работе использовали набор сит 0,8; 0,4; 0,2; 0,16; 0,1; 0,05. Для выделения фракции менее 0,01 проводили отмучивание смеси в дистиллированной воде. Порошок в количестве 200 г насыпали в фарфоровую чашку, заливали водой, взбалтывали и отстаивали 90 с. Затем взвесь сливали в отдельную банку. Процесс проводили до тех пор, пока вода при взбалтывании не становилась прозрачной. Раствор выпаривали на электрической плитке в фарфоровых чашках. В результате были отделены частицы смеси размером менее 0,01 мм. Остальной порошок сушили и сепарировали через набор сит.

Микроструктурный анализ порошка (по цвету, форме и строению отдельных зерен) проводили при помощи микроскопа марки МБС-1, который позволяет получать объемное изображение предмета в отраженном свете при увеличении до 100 раз.

Микрорентгеноспектральный анализ поверхности зерен осуществляли на электронном микроскопе, а рентгеноструктурный фазовый анализ порошков – на установке ДРОН-УМ1. Порошки измельчали (растирали), наклеивали на стекло, покрытое тонким слоем вазелина.

Магнитная сепарация смеси была проведена с использованием магнита «Сочнева», плоскости которого имеют разную магнитную силу. В результате отмучивания и последующего разделения ситовым методом смесь была разделена на следующие фракции: 0,8–0,4; 0,4–0,2; 0,2–0,16; 0,16–0,1; 0,1–0,05; 0,05–0,01; менее 0,01 мм. Гранулометрический состав смеси представлен на рис. 1. На рисунке показаны также кривые распределения по фракциям смесей для процессов двухфазного борирования ($39\% \text{B}_2\text{O}_3 + 30\% \text{Al} + 30\% \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{NH}_4\text{Cl}$) [3] и однофазного борирования с железом ($21\% \text{B}_2\text{O}_3 + 19\% \text{Al} + 30\% \text{Al}_2\text{O}_3 + 30\% \text{Fe}$) [4].

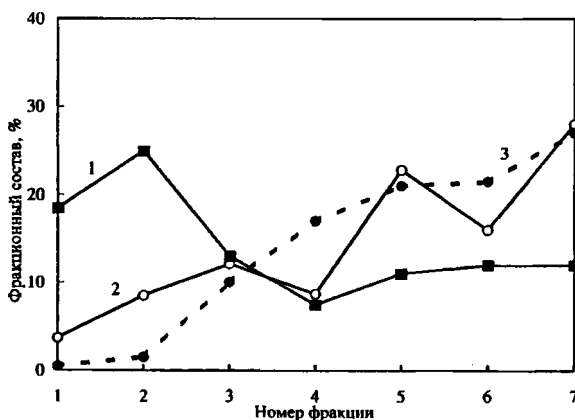


Рис. 1. Фракционный состав смесей для процесса борирования. Номер фракции: 1 – 0,8–0,4; 2 – 0,4–0,2; 3 – 0,2–0,16; 4 – 0,16–0,1; 5 – 0,1–0,05; 6 – 0,05–0,01; 7 – <0,01 (1 – двухфазное борирование; 2 – однофазное борирование, 30% Fe; 3 – добавки железа и оксида хрома)

Анализ фракционного распределения исследуемой смеси показал, что оно отличается от распределения, которое было получено для процесса двухфазного борирования, где максимум приходится на фракцию 0,4–0,2 [3]. В смеси же с добавками железа и оксида хрома идет постепенное повышение количества смеси с уменьшением размера фракции. Максимум достигается для фракции менее 0,01 мм. Исследованная смесь отличается сыпучестью и отсутствием спекания ее частиц в процессе насыщения.

По структуре смесь после восстановления состоит из трех видов зерен (шары, осколки шаров и пористые шлакообразные агрегаты). Состав смеси по видам зерен в зависимости от размера фракции представлен в таблице.

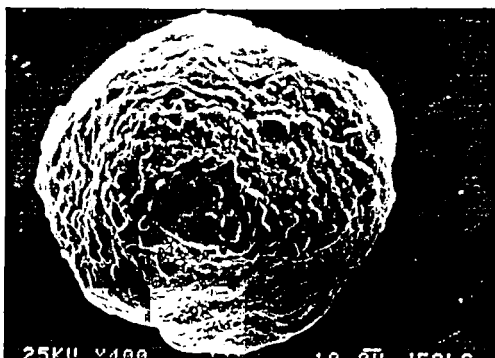
Состав смеси по видам зерен, %

Размер фракции, мм	Шары	Осколки шаров	Пористые агрегаты
0,8–0,4	1	–	99
0,4–0,2	63	9	28
0,2–0,16	35	8	57
0,16–0,1	11	11	78
0,1–0,05	6	8	86

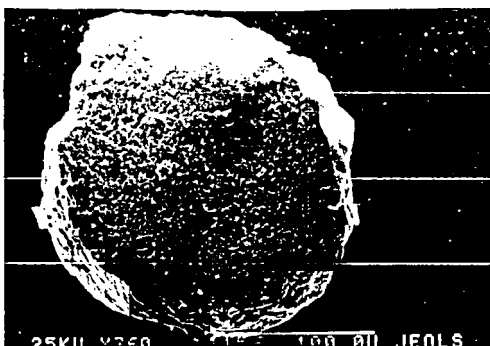
Микроструктура поверхностей зерен представлена на рис. 2. Зерна в виде шаров – блестящие, серые или с желтым оттенком. Осколки шаров по плоскости скола имеют сильный блеск. Зерна в виде шаров и осколков состоят из железа и хрома. Пористые агрегаты содержат алюминий и следы хрома и железа (до 1%).

Предыдущие исследования [3, 4] показали, что алюмотермическая смесь для двухфазного борирования состоит из оксида алюминия (Al_2O_3), двойного оксида ($Al_2O_3 \cdot B_2O_3$) и аморфного бора. Железоборсодержащая среда для однофазного борирования после восстановления имеет в составе оксид алюминия (Al_2O_3), двойной оксид ($Al_2O_3 \cdot B_2O_3$), борид железа (FeB) и железо (Fe).

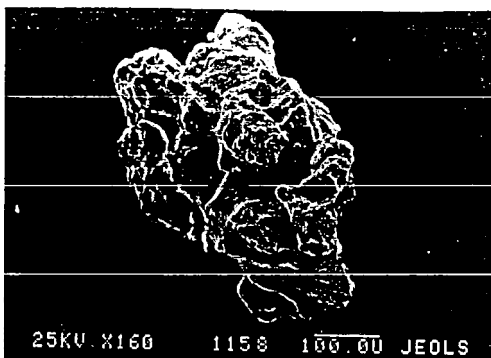
По данным рентгеноструктурного анализа, проведенного для исследуемой смеси, пористые агрегаты – это окись алюминия. Зерна-шары, по-видимому, представляют собой тройные соединения



a



б



в

Рис. 2. Микроструктура поверхностей зерен: *a* – шар ($\times 400$); *б* – осколок шара ($\times 360$); *в* – пористый агрегат ($\times 160$)

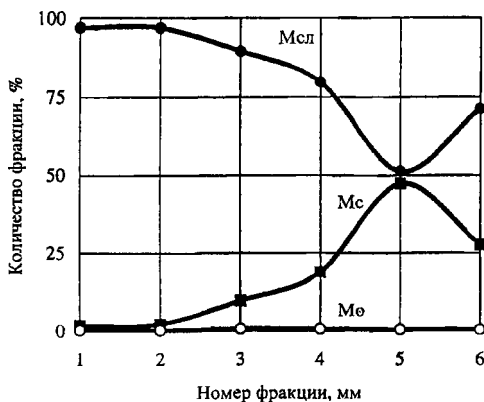


Рис. 3. Магнитное разделение смеси с 30% железа. Номер фракции: 1 – 0,4–0,2; 2 – 0,2–0,16; 3 – 0,16–0,1; 4 – 0,1–0,05; 5 – 0,05–0,01; 6 – менее 0,01. Магнитная проницаемость: M_c – сильная, $M_{сл}$ – слабая, M_0 – нулевая

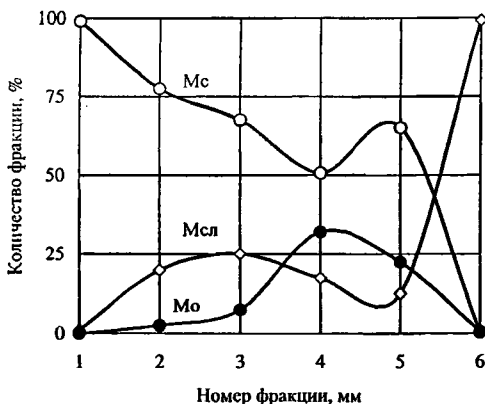


Рис. 4. Магнитное разделение смеси. Номер фракции: 1 – 0,4–0,2; 2 – 0,2–0,16; 3 – 0,16–0,1; 4 – 0,1–0,05; 5 – 0,05–0,01; 6 – менее 0,01. Магнитная проницаемость: M_c – сильная, $M_{сл}$ – слабая, M_0 – нулевая

Fe–Cr–B, так как образование двойных соединений типа Fe–B, Fe–Cr, Cr–B в исследуемой смеси не подтверждено.

Присутствие в смеси железа позволяет разделить порошок в зависимости от степени магнитных свойств. Как видно из результатов магнитной сепарации смеси для однофазного борирования с 30% железа, с уменьшением размера фракции происходит рост доли порошка в смеси с высокой магнитной проницаемостью (рис. 3). Фракция размером 0,05–0,01 состоит из равного количества порошка с высокой и слабой магнитной проницаемостью. Введение в смесь дополнительно оксида хрома приводит к изменению характера магнитной сепарации: с уменьшением размера фракции количество порошка с высокими магнитными свойствами уменьшается (рис. 4). Фракция размером менее 0,01 полностью состоит из порошка со слабыми магнитными свойствами.

Таким образом, на основании проведенных исследований порошковой среды для однофазного борирования, содержащей железо и оксид хрома, установлено, что по структуре порошковая смесь со-

стоит из трех видов зерен: шары, осколки шаров и пористые агрегаты. Смесь отличается повышенной сыпучестью и технологичностью. С уменьшением размера фракции магнитные свойства порошка снижаются.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ворошин Л. Г.** Борирование промышленных сталей и чугунов. – Минск: Беларусь, 1981. – 204 с.
2. **Глухов В. П.** Борированные покрытия на железе и стали. – Киев: Наукова думка, 1970. – 208 с.
3. **Протасевич В. Ф., Кухарев Б. С.** Исследование алюмотермических смесей для двухфазного борирования // *Металлургия*. – 1989. – № 23. – С. 106–108.
4. **Протасевич В. Ф., Кухарева Н. Г., Воронович Г. К.** Особенности структурообразования алюмотермических железоборосодержащих сред. – Минск, 2005. – Деп. в ВИНТИ 11.03.05, № 330-В2005.

УДК 691.891

В. М. КОНСТАНТИНОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
А. Н. ЛУКАШОК (Полоцкий государственный университет)

РОТАЦИОННЫЙ СПОСОБ ФРИКЦИОННОГО ЛАТУНИРОВАНИЯ ГИЛЬЗ ЦИЛИНДРОВ ДВИГАТЕЛЯ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

Известно, что основными видами изнашивания деталей цилиндропоршневой группы являются микросхватывание, окислительное и водородное изнашивание. При эксплуатации температура на поверхности гильзы доходит до 450 °С, давление – до 10 МПа. Условия смазывания в процессе трения могут меняться от жидкостного до сухого. Применение фрикционного латунирования в качестве финишной операции обработки гильзы обеспечивает улучшение приработки (сокращение времени и уменьшение износа до установившегося режима изнашивания), повышение износостойкости цилиндров и сокращение расхода топлива [2].

Несмотря на перечисленные достоинства, фрикционное латунирование гильз цилиндров не находит широкого применения в автомобилестроении и ремонте автомобилей. Это связано с тем, что су-

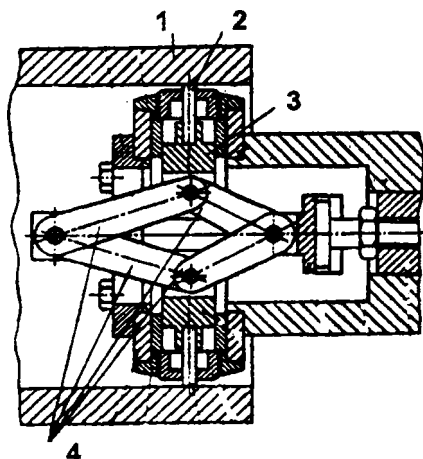


Рис. 1. Приспособление для фрикционного латунирования гильзы цилиндра стержнями

ществующие методы обработки имеют низкую производительность и не обеспечивают необходимого упрочнения рабочей поверхности гильзы.

Известны различные конструкции устройств для фрикционного латунирования. О. В. Чекулаевым и С. А. Терезкиным разработана оснастка (рис. 1) для латунирования гильз на заводе КамАЗ [1].

В приспособлении латунные стержни 2 диаметром 4 мм, закрепленные в плужерах 3, прижимаются к рабочей поверхности гильзы 1 под действием рычажного механизма 4. Давление прижатия инструмента, необходимое для осуществления процесса переноса, составляет $\sigma = 80$ МПа. При соответствующем этому давлению усилия прижатия $P = 1000$ Н стержни деформируются и теряют свою форму. Площадь контакта увеличивается, что приводит к снижению давления и недостаточному упрочнению рабочей поверхности гильзы. Малый внутренний диаметр гильзы двигателя (например, у ЗМЗ-53 $d = 92$ мм) не допускает присутствия во внутренней полости гильзы мощного механизма с большими усилиями прижатия. Кроме того, диаметр стержня лимитирует скорость латунирования. При скорости $V = 0,5-0,6$ м/с и продольной подаче $S = 0,22$ мм/об машинное время для гильзы диаметром $d = 92$ мм и длиной $l = 170$ мм составляет $t = 35,3$ мин (4 прохода инструмента). Повышение скорости обработки приводит к вибрациям стержней – увеличиваются пористость и шероховатость покрытия.

Г. Польцер (Германия) разработал технологический процесс и оснастку для латунирования гильз автомобиля «Фиат-1300» [3]. В приспособлении МВ-3А (рис. 2) гильза 1 закреплена в шпинделе токарного станка. Латунные перекрещивающиеся стержни 2, за-

крепленные в зажимном устройстве 4, приводятся во вращение от электромеханического привода 6. Прижатие стержней осуществляется гидроцилиндром 5, а натирочная головка 3 ориентирует прутки под углом к оси гильзы, не давая им возможности изгибаться.

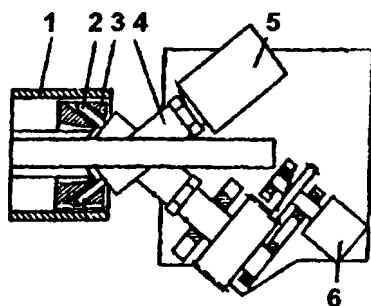


Рис. 2. Приспособление МВ-3А для фрикционного латунирования гильзы цилиндра

Постоянное липейное касание и малая площадь контакта инструмента с деталью позволяют достичь давления $\sigma = 80$ МПа при небольших усилиях прижатия. Кроме того, поверхности контакта постоянно обновляются, что обеспечивает лучшие условия для протекания химических реакций. Недостатком является относительно низкая производительность способа.

Б. В. Намаконов разработал оснастку для латунирования, которая по расчетам автора позволяет сократить время обработки одной гильзы до 30–40 с [4]. Устройство для латунирования реализовано на базе серийной хонинговальной головки (рис. 3).

В качестве инструмента выступают латунные ролики 1, установленные на осях 2 колодок 3. От хонинговального станка к штоку 4 подается усилие, под действием которого колодки разжимаются

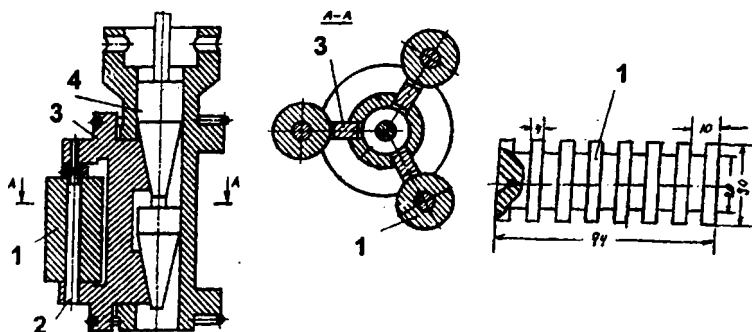


Рис. 3. Приспособление к хонинговальному станку для латунирования гильзы цилиндра

и прижимают ролики к гильзе. Сочетание вращательного и возвратно-поступательного движений приводит к проскальзыванию роликов и переносу латуни на поверхность гильзы. Линейный контакт, как было отмечено выше, снижает усилие прижатия, сохраняя достаточные контактные напряжения (600–900 МПа).

По данным автора, покрытие наносится за 15 двойных ходов (скорость обработки $V_{oc} = 0,20$ м/с, окружная скорость вращения $V_{окр} = 1,0$ м/с). Расчетное машинное время на обработку одной гильзы двигателя КамАЗ-740 (диаметр $d = 120$ мм, длина $L = 224$ мм) при этом составляет всего 37,5 с.

Практическая проверка способа на указанных режимах показала, что для нанесения сплошного латунного покрытия хотя бы в один слой требуется не менее 130 двойных ходов головки (5,4 мин). Также стоит отметить, что износ латунного ролика неравномерный, цилиндрическая поверхность после длительной работы приобретает огранку и область контакта перестает регулярно обновляться.

Авторами предложен способ латунирования гильз вращающимся кругом [5]. При этом реализуется контакт детали и инструмента

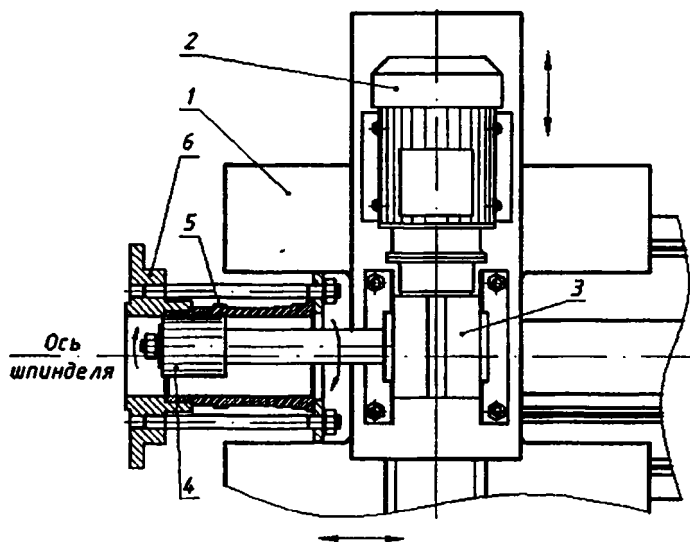


Рис. 4. Схема фрикционного латунирования гильз цилиндров вращающимся кругом

по линии и увеличивается производительность за счет контактирования детали и круга по большей длине.

Разработано, запатентовано [6] и изготовлено устройство для нанесения покрытий. Схема оснастки представлена на рис. 4. Расположенный на суппорте 1 токарного станка привод, состоящий из электродвигателя 2 и червячного редуктора 3, приводит во вращение латунный круг 4. Гильза 5 установлена на планшайбе в шпинделе станка и закрепляется в приспособлении 6.

Равномерный износ круга и постоянная смена области контакта инструмента и детали позволяют повысить качество латунирования: уменьшить пористость и снизить шероховатость поверхности гильзы. Возможность обработки на универсальных токарно-винторезных станках расширяет область применения способа. Подбором формы и размеров инструмента можно достичь необходимых скоростей обработки. Меньшая по сравнению с перечисленными выше способами вибрация инструмента позволяет увеличить продольную подачу до $S = 2-4$ мм/об и увеличить производительность в 5-50 раз.

Таким образом, применение ротационного способа фрикционного латунирования позволяет повысить качество и производительность обработки, что делает этот способ пригодным для внедрения в автомобилестроение и авторемонт.

ЛИТЕРАТУРА

1. Терешкин С. А., Чекулаев О. В. Фрикционное латунирование деталей двигателей // Повышение износостойкости на основе избирательного переноса. – М.: Машиностроение, 1977. – С. 152–155.
2. Гаркунов Д. Н. Триботехника (конструирование, изготовление и эксплуатация машин): Учеб. – 5-е изд., перераб. и доп. – М.: МСХА, 2002. – С. 453–473.
3. Польцер Г., Фирковский А. и др. Финишная антифрикционная безабразивная обработка (ФАБО) и избирательный перенос // Долговечность трущихся деталей машин. – М.: Машиностроение, 1990. – Вып. 5. – С. 85–122.
4. Намаконов Б. В., Кисель В. В., Лялякин В. П. Повышение долговечности гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания способом ФАБО // Долговечность трущихся деталей машин. – М.: Машиностроение, 1990. – Вып. 4. – С. 139–144.
5. Лукашок А. Н. Повышение износостойкости прецизионных пар трения скольжения фрикционно-механическим нанесением покрытий на основе медноцинковых сплавов: Дис. ... канд. техн. наук. – Новополоцк, 2005. – 73 с.
6. Константинов В. М., Лукашок А. Н. Устройство для фрикционно-механического нанесения покрытий // Пат. РБ № 2154. МПК C23C 26/00.

В. М. КОНСТАНТИНОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
М. В. СЕМЕНЧЕНКО (Полоцкий государственный университет),

ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГИРОВАННОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ЭЛЕКТРОХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Восстановление изношенных рабочих поверхностей деталей является актуальной задачей. Основными способами восстановления изношенных деталей являются наплавка и напыление, в результате которых формируется защитное покрытие, обладающее определенными эксплуатационными свойствами. Для обеспечения заданного комплекса свойств применяют наплавочный материал определенного химического состава. Но легированные наплавочные материалы отличаются повышенной стоимостью, и их применение экономически не выгодно в случае восстановления дешевых быстроизнашиваемых деталей.

Одним из путей решения указанной проблемы является снижение стоимости сплавов для защитных покрытий. По мнению авторов, разработка принципиально новых составов наплавочных сплавов в ближайшее время затруднительна. Учитывая современную экономическую ситуацию, следует снижать стоимость известных, ранее используемых наплавочных сплавов за счет разработки новых способов их получения. Принципы диффузионного легирования наплавочных порошков открывают широкие перспективы синтеза экономно-легированных сплавов заданного состава [1].

Переход от диффузионного легирования полидисперсных порошковых систем к легированию стальной проволоки имеет ряд технологических преимуществ, обусловленных спецификой объекта. Это в первую очередь повышение равномерности обработки и простота последующего нанесения покрытия. Однако существуют определенные сложности, требующие исследований. Диффузионное легирование проволоки в традиционных порошковых насыщающих смесях трудоемко и энергозатратно. Предварительные расчеты свидетельствуют, что стоимость такой проволоки становится сопоставимой с тра-

диционными наплавочными проволоками. Поэтому для получения конкурентоспособной наплавочной диффузионно-легированной проволоки необходимо радикально ускорять процесс диффузионного легирования.

Альтернативой традиционному насыщению в печи является электрохимико-термическая обработка (ЭХТО) [2, 3]. ЭХТО используется уже довольно продолжительное время. Первым попытался применить электрический ток для ускорения цементации А. С. Гельфонд в 1936 г. [2]. Развитие процессов ЭХТО обусловлено возможностью резкого сокращения длительности легирования, получения самых разнообразных состояний диффузионных слоев и сердцевин изделий и хорошей технологичностью этих процессов.

По виду источника нагрева все способы ЭХТО можно разделить [4] (рис. 1):

на ЭХТО при нагреве внутренним источником нагрева;

на ЭХТО при нагреве внешним источником нагрева.

По способу подвода энергии ЭХТО можно классифицировать также следующим образом:

осуществляемая с помощью прямого пропускания тока через изделие;

осуществляемая с помощью индуцирования тока в изделии;

нагрев производится за счет передачи энергии электронов окружающей среды.

Для обработки проволоки наиболее простой с точки зрения технической реализации является ЭХТО, осуществляемая с помощью прямого пропускания тока через изделие. Электроконтактный нагрев позволяет вести непрерывную обработку проволоки, не требует столь значительных затрат на оборудование, обеспечивает достижение значительных температур (1100–1200 °С и выше) за незначительный промежуток времени (1–2 с). В настоящее время можно выделить следующие виды ЭХТО с использованием электроконтактного нагрева: в порошковой среде; в жидкости, расплаве; с использованием паст; с использованием обмазок; в газовой среде; в экзотермических смесях; в электротермическом кипящем слое.

Кроме соответствия по химическому составу проволока для защитных покрытий должна обладать удовлетворительной пластич-

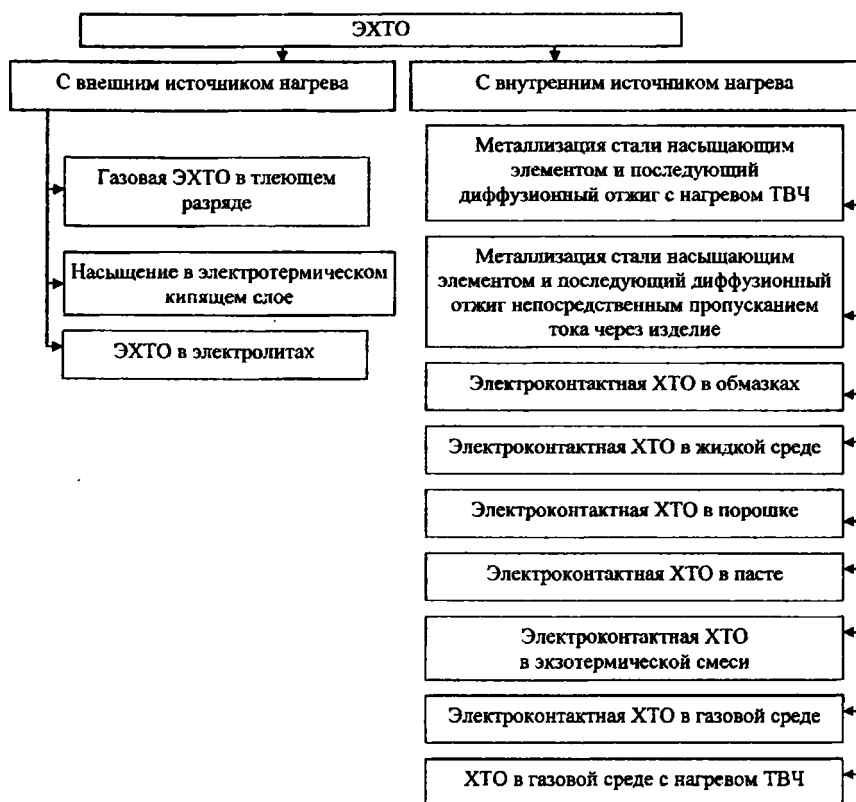


Рис. 1. Классификация способов электрохимико-термической обработки

ностью в сочетании с достаточной прочностью. Улучшить структуру проволоки и как следствие повысить уровень ее свойств термической обработкой при температурах ниже температуры гомогенизации можно термоциклированием (ТЦО) – периодически повторяющимися нагревом и охлаждением по режимам, учитывающим внутреннее строение материала.

Технологические процессы ТЦО состоят из операций многократных нагревов и охлаждений, режимы которых имеют два характерных отличия от традиционного метода термической обработки: отсутствие выдержки при постоянной температуре нагрева; осуществление многократных нагревов и охлаждений с оптимальными скоростями.

В самом общем виде все виды способы ТЦО можно подразделить на три основные группы [5]: обработка, основанная на термоциклировании через линию растворимости; обработка с полным или частичным прохождением диффузионного фазового превращения при ТЦО; обработка при ТЦО сначала через интервал диффузионного, а затем бездиффузионного (мартенситного) перехода. Также можно выделить в зависимости от температуры процесса низко-, средне- и высокотемпературную ТЦО; в зависимости от условий нагрева и охлаждения маятниковую ТЦО и ТЦО с промежуточными охлаждениями до комнатной температуры.

ТЦО при совмещении с химико-термической обработкой во многом устраняет основные недостатки традиционной химико-термической обработки. Во-первых, те структурные изменения, которые получаются в результате ТЦО, ускоряют последующую диффузию атомов в основной материал. Во-вторых, проведение ХТО в температурном режиме ТЦО является наиболее эффективным методом интенсификации химического насыщения поверхностей деталей при одновременном улучшении их качества. В-третьих, использование ТЦО после ХТО в одном технологическом процессе исправляет перегрев (крупнозернистость) и другие дефекты структуры, получаемые обычно при высокотемпературной химико-термической обработке.

Был осуществлен диффузионный электротермоциклический отжиг борированной в печи проволоки [6, 7]. Металлографические исследования показали качественное изменение диффузионных слоев. У них в зависимости от режимов обработки наблюдается полное или частичное устранение игольчатости борированного слоя. На границе слоя боридов со сталью появляется характерная темная прослойка (боридная эвтектика), причем ее толщина тем больше, чем меньше разность между максимальной и минимальной температурами нагрева. Это обусловлено большим количеством термоциклов (термоциклсуммарное время охлаждения и нагрева), так как в данном случае проволока большее количество раз претерпевает фазовые превращения и более длительное время находится при более высоких температурах.

Следует отметить, что плавление борированного слоя начиналось на границе диффузионный слой – основной металл, так как эта зона имеет наиболее низкую температуру плавления. Кроме того, так как

в данном случае используется внутренний источник нагрева (электрический ток, пропускаемый непосредственно через проволоку), тепловой поток распространяется от сердцевины проволоки, имеющей меньшее электрическое сопротивление, к диффузионному слою, что предотвращает деборирование поверхностного слоя, характерное для традиционного диффузионного отжига в печи. Независимо от режима ТЦО происходит увеличение среднего значения микротвердости сердцевины от 1600 МПа у неотожденного образца до 2900–3200 МПа у образца после диффузионного отжига. Среднее значение микротвердости сердцевины тем выше, чем больше разность между максимальной и минимальной температурами нагрева, что, вероятно, обусловлено большими термическими напряжениями, возникающими в процессе термоциклирования.

Определенный интерес вызывают диффузионные слои со структурой эвтектического типа. По мнению многих исследователей, этот тип структуры обладает наибольшей износостойкостью в различных условиях контактного взаимодействия. Формирования таких диффузионных слоев можно достичь, например, диффузионным электротермоциклическим диффузионным отжигом в интервале температур солидус – ликвидус.

Нами был проведен диффузионный отжиг борированной проволоки в интервале температур 1075–1260 °С (интервал ликвидус – солидус). Металлографические исследования показали, что у образца практически отсутствует характерная для борированного слоя игольчатость слоя. Толщина диффузионного слоя возросла приблизительно в 1,5 раза (рис. 2, а). Плавление борированного слоя также началось на границе диффузионный слой – основной металл, распространяясь как в сторону поверхности, так и в глубь проволоки. Однако вследствие того что обработка происходила в интервале ликвидус – солидус, возможно образование участков выхода жидкости на поверхность, что может вызвать искажение формы проволоки, ухудшив ее технологические свойства (рис. 2, б).

Были проведены исследования возможности реализации непосредственного диффузионного насыщения проволоки Св.08 алюминием и бором на разработанной и изготовленной лабораторной установке для термической обработки проволоки.

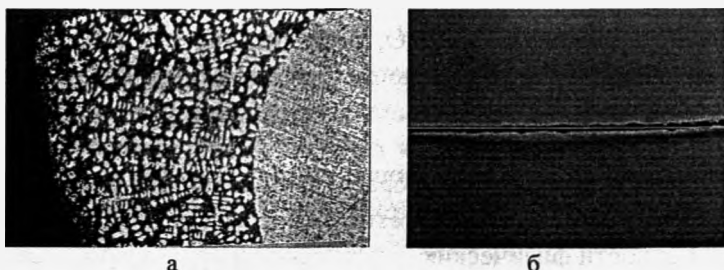


Рис. 2. Проволока после обработки в интервале ликвидус – солидус: а – микро-структура. $\times 100$; б – внешний вид

Алитирование осуществлялось в смеси (70% Al_2O_3 + 30% Al) 99% + NaF 1%. Диффузионный слой представляет собой твердый раствор алюминия в α -железе. Следует отметить, что для электрохимико-термической обработки характерно получение твердого раствора в диффузионном слое, так как фазовые превращения смещаются в область более высоких температур и требуется нагрев до более значительных температур, чтобы обеспечить формирование химического соединения в диффузионном слое.

Из рассмотренного выше можно сделать следующие выводы.

1. Электрохимико-термическая обработка является перспективным способом получения экономно-легированной стальной проволоки для нанесения защитных покрытий. Электронагрев позволяет радикально интенсифицировать процесс диффузионного насыщения, так как при быстром нагреве фазовые превращения смещаются в область более высоких температур и их продолжительность снижается. Это дает возможность увеличить рабочую температуру (т. е. температуру процесса) без ущерба для структуры глубинных слоев насыщаемого металла на 150–200 °С. Кроме того, процесс насыщения повышает многократное прохождение через границу α - γ -перехода в процессе термоциклирования, которое вызывает значительное измельчение зерна, повышение плотности дислокаций и концентрации вакансий.

2. Использование ТЦО после ХТО в одном технологическом процессе исправляет перегрев (крупнозернистость) и другие дефекты структуры, получаемые обычно при высокотемпературной химико-

термической обработке, а ТЦО, совмещенная с электронагревом, позволяет произвести диффузионный отжиг в большом температурном интервале, в том числе в интервале ликвидус – солидус, в результате которого формируется диффузионный слой со структурой эвтектического типа. Однако обработка в указанном температурном интервале требует разработки технологических режимов, учитывающих особенности физических, химических и других процессов, протекающих при скоростном электронагреве и ТЦО, а также свойства насыщаемой проволоки, вводимого элемента для предотвращения искажения формы проволоки.

3. Существенным отличием электрохимико-термической обработки проволоки является формирование диффузионного слоя с низколегированными фазами преимущественно твердорастворного типа с малым количеством карбидов. Толщина диффузионного слоя при этом достигает 80–100 мкм, и качество поверхностного слоя не ухудшается.

4. Учитывая тот факт, что при электрохимико-термической обработке происходит нагрев преимущественно проволоки, в качестве насыщающей среды следует использовать среды, которые уже содержат активные атомы насыщающего элемента, либо среды, получение активных атомов из которых не требует значительного времени и температур (порошки чистых металлов, ферросплавы).

Таким образом, электрохимико-термическая обработка – один из перспективных способов получения экономно-легированной стальной проволоки для нанесения защитных покрытий путем напыления, наплавки и методом электроискровой обработкой. Потенциальные возможности этого метода велики, что позволяет прогнозировать расширение работ в указанной области.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пантелеенко Ф. И. Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия из них. – Минск: УП «Технопринт», 2001. – 300 с.

2. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И. Н. Кидин, В. И. Андриюшечкин, В. А. Волков, А. С. Хомин. – М., 1978. – 320 с.

3. Семенченко М. В., Красиков В. Л., Дашкевич В. Г. Электрохимико-термическая обработка проволок для напыления и наплавки // Вестник Полоцкого гос. ун-та. Сер. В. Прикладные науки. Материаловедение. – 2003. – Т. 2, № 2. – С. 12–17.

4. Прогрессивные методы ХТО / Под ред. Г. Н. Дубинина, Я. Д. Когана. – М., 1979. – 184 с.

5. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов / Под ред. М. Х. Шорошова. – М., 1984. – 187 с.

6. Семенченко М. В., Губанов А. С. Электротермоциклический отжиг диффузионно-легированной проволоки для защитных покрытий // Материалы, технологии и оборудование для упрочнения и восстановления деталей машин: Тем. сб. – Минск: УП «Технопринт», 2003. – С. 131–133.

7. Патент на полезную модель РБ № 696. Установка для термической обработки проволоки / В. М. Константинов, А. С. Губанов, С. Н. Абраменко, М. В. Семенченко.

УДК 669.14-156:621.785.5

Е. С. ГОЛУБЦОВА, канд. техн. наук,

Б. А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БНТУ), **Н. Б. КАЛЕДИНА** (БГТУ)

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ ПУТЕМ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ

Современное машиностроение неразрывно связано с использованием материалов. Из года в год увеличиваются и потребность в различного рода материалах, и необходимость их беречь и экономить. Главные пути сокращения расхода материалов хорошо известны – это улучшение технологии производства, совершенствование конструкций машин и оборудования, снижение их массы. Поднять эффективность использования, например, металлических материалов можно за счет повышения их качества, разработки и внедрения в производство новейших методов упрочнения.

Существенным резервом экономии металлов является широкое применение в машиностроении высокопрочных конструкционных сталей, позволяющих снизить материалоемкость производства благодаря увеличению надежности и рациональному понижению запаса прочности деталей машин, аппаратов и конструкций [1].

Опыт последних лет показывает, что проблема обеспечения новой техники высокопрочными сталями не может быть решена с помощью одних лишь традиционных способов воздействия на структуру и свойства металла (легирование, термическая обработка). За-

дача усложняется повышением требований к подобным материалам, поскольку в сложных условиях работы современных конструкций они испытывают действие разнообразных факторов: высокого давления, низкой и высокой температуры, химической активности окружающей среды, сложного напряженного состояния и др.

В связи с этим очевидна необходимость разработки методов комплексного улучшения свойств сталей для повышения их конструктивной прочности и работоспособности. Проводимые в этом направлении исследования показывают перспективность методов, базирующихся на реализации потенциальных возможностей металлов, определяемых их структурой в широком ее понимании.

К числу наиболее результативных способов воздействия на различные структурные элементы (от макроскопических до субмикроскопических) относится термомеханическая обработка (ТМО). Комбинирование в разной последовательности пластической деформации с закалкой позволяет повышать прочностные характеристики стали при сохранении, а в некоторых случаях даже при увеличении ее пластичности и вязкости. Такое улучшение свойств является гарантией повышения конструктивной прочности сталей и их долговечности.

В данной работе исследуются технологичные схемы комбинированной обработки, основанные на пластической деформации сталей различных классов после закалки. Увеличение плотности дефектов в кристаллической решетке стали под действием такой обработки способствует ускорению диффузии, что интенсифицирует процессы старения при последующем нагреве.

Для исследования эффективности пластической деформации после закалки были выбраны низкоуглеродистые стали 10ХСНД (0,9% С) и 18Х2Н4ВА (0,17% С). Образцы из этих сталей деформировали прокаткой со степенью обжатия до 25%. Закалку поковок из стали 10ХСНД, которые имели квадратное сечение со стороной 20 мм, проводили от 900 °С. Перед деформацией их зачищали с двух противоположных сторон от окалины в соленой воде. После деформации проводили старение при 200 °С в течение 2 ч. Образцы стали 18Х2Н4ВА закаливали при температуре от 850 °С в воде и после деформации подвергали старению при температуре 200 °С в течение 2 ч.

Пределы текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности σ_B , а также относительное удлинение δ и сужение ψ определяли из диаграмм растяжения по стандартной методике.

Для проведения эксперимента был выбран план 2×3 , где 2 – два уровня сталей ($x_1 = -1$, сталь 10ХСНД; $x_1 = +1$, сталь 18Х2Н4ВА), а 3 – три уровня степени деформации (0; 12,5 и 25%). В качестве параметра оптимизации были выбраны показатели механических свойств этих сталей: $y_1 = \sigma_{0,2}$, МПа, $y_2 = \sigma_B$, МПа, $y_3 = \delta$, %, и $y_4 = \psi$, %.

Опыты проводились в случайном порядке во избежание влияния систематических ошибок. Ошибки воспроизводимости опытов брались из ранее проведенных испытаний шести образцов при $\epsilon = 25\%$. Они соответственно равны $S_1 = 25$ МПа, $S_2 = 20$ МПа, $S_3 = 0,6\%$ и $S_4 = 0,97\%$.

Матрица плана 2×3 и результаты эксперимента приведены в табл. 1. Обработку результатов эксперимента проводили по методике работы [2].

Таблица 1. Матрица плана и результаты эксперимента

N	x_1	x_2	$x_1 x_2$	x_1^2	$y_1 = \sigma_{0,2}$	$y_2 = \sigma_B$	$y_3 = \delta$	$y_4 = \psi$
1	-	-	+	+	520	720	20	66
2	-	0	0	0	850	965	12	60
3	-	+	-	+	1050	1100	9	51
4	+	-	-	+	1300	1460	13	61
5	+	0	0	0	1770	1825	9	58
6	+	+	+	+	1830	1910	8	55

Пр и м е ч а н и е. 1 N – число опытов (строк в матрице), x_1 и x_2 – кодированные уровни факторов (сталь и степень деформации).

Кодирование уровней степени деформации ($x_2 = \epsilon, \%$) проводили по формуле

$$x_i = \frac{\tilde{x}_i - 0,5(\tilde{x}_{i\max} + \tilde{x}_{i\min})}{0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}, \quad (1)$$

где x_i – кодированный уровень; \tilde{x}_i , $\tilde{x}_{i\max}$ и $\tilde{x}_{i\min}$ – натуральные значения текущего, максимального и минимального уровней i -го фактора (в данном случае x_2).

Первый фактор (x_1) кодировался так: $x_1 = -1$, сталь 10ХСНД, $x_1 = +1$, сталь 18Х2Н4ВА.

После статистической обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнения были получены адекватные модели (расчетные критерии Фишера F оказались меньше табличного значения $F_{кр}$ при уровне доверия $\alpha = 0,05$ и степени свободы $f_1 = 2$ и $f_2 = 6$):

$$y_1 = \sigma_{0,2}, \text{ МПа} = 1310 + 413x_1 + 265x_2 - 135x_2^2, \quad (2)$$

$$y_2 = \sigma_b, \text{ МПа} = 1395 + 405x_1 + 208x_2 - 98x_2^2, \quad (3)$$

$$y_3 = \delta, \% = 10,5 - 1,8x_1 - 4x_2 + 1,5x_1x_2 + 2x_2^2, \quad (4)$$

$$y_4 = \psi, \% = 59 - 5,3x_2 + 2,3x_1x_2. \quad (5)$$

Из уравнений (2) и (3) видно, что на пределы текучести и прочности большее влияние оказывает марка стали (x_1) (вернее содержание в ней углерода), хотя и влияние степени деформации (x_2) тоже велико. Максимальные величины $\sigma_{0,2} = 1830$ МПа и $\sigma_b = 1910$ МПа получены, когда оба фактора были на верхнем уровне ($x_1 = -1$ и $x_2 = +1$), т. е. для стали 18Х2Н4ВА и степени деформации 25%.

Таким образом, обе эти характеристики в результате пластической деформации после закалки увеличились соответственно в 1,5–2 раза у стали 10ХСНД ($x_1 = -1$) и в 1,4 раза у стали 18Х2Н4ВА при вполне допустимом снижении пластичности.

Следовательно, значения показателей прочности стали 18Х2Н4ВА путем деформации в закаленном состоянии можно поднять до уровня показателей прочности стали с более значительным содержанием углерода, например стали 30ХГСА, имеющей после обычной закалки $\sigma_b = 1860$ МПа и $\sigma_{0,2} = 1750$ МПа. При этом пластические свойства низкоуглеродистой стали, деформированной в мартенситном состоянии, даже несколько лучше ($\delta = 9\%$, $\psi = 56\%$), чем стали 30ХГСА ($\delta = 10\%$, $\psi = 46\%$).

Анализ уравнений (4) и (5) показывает, что на пластичность обеих сталей большое влияние оказывает степень деформации (x_2): с ее увеличением δ и ψ уменьшаются. Минимальные значения этих ха-

рактических будут у стали 10ХСНД ($x_1 = -1$) при степени деформации 25% ($x_2 = +1$), $\delta = 9\%$ и $\psi = 51\%$; у стали 18Х2Н4ВА ($x_1 = +1$) (при той же степени деформации) $\delta = 8$ и $\psi = 55\%$.

Рост упрочнения с увеличением степени деформации после закалки вызван повышением плотности дислокаций, их взаимодействием с атомами углерода и распадом тетрагонального мартенсита [3]. Определенный вклад в упрочнение при деформации дает превращение остаточного аустенита в мартенсит.

Дополнительный статистический анализ табл. 1 показывает, что между исследуемыми параметрами оптимизации существует определенная корреляционная связь, поскольку расчет коэффициентов парной корреляции по формуле

$$r_{i,j} = \frac{\sum_1^N (y_i - \bar{y}_i)(y_j - \bar{y}_j)}{\sqrt{\sum_1^N (y_i - \bar{y}_i)^2 \sum_1^N (y_j - \bar{y}_j)^2}}, \quad (6)$$

где y_i, y_j, \bar{y}_i и \bar{y}_j — текущие и средние значения i -го и j -го параметров оптимизации, показали, что они соответственно равны $r_{1,2} = 0,995 \approx 1,0$; $r_{1,3} = -0,79$; $r_{1,4} = -0,50$; $r_{2,3} = -0,735$; $r_{2,4} = -0,43$ и $r_{3,4} = 0,875$.

Коэффициенты $r_{1,2}, r_{1,3}, r_{2,3}, r_{3,4}$ больше табличных значений $r_{кр} = 0,729$ (при $\alpha = 0,1$ и $f = 6 - 2 = 4$). Следовательно, зависимость между пределом текучести (y_1), пределом прочности (y_2), относительным удлинением (y_3) и сужением (y_4) можно, пользуясь методикой работы [4], выразить следующими корреляционными уравнениями:

$$y_1 = \sigma_b = 200 + 0,93y_1(\sigma_{0,2}), \quad (7)$$

$$y_2 = \delta = 20,1 - 0,007y_1, \quad (8)$$

$$y_3 = \delta = 21,1 - 0,007y_2(\sigma_b), \quad (9)$$

$$y_4 = \psi = 46,5 + 1,02y_3(\delta). \quad (10)$$

Зная величину одного из параметров (например, δ), можно рассчитать остальные параметры без их измерения. Рассчитанные коэффициенты парной корреляции приведены в табл. 2, где звездочкой обозначены коэффициенты $r_{ij} > r_{кр}$.

Таблица 2. Коэффициенты парной корреляции

Параметр	$\sigma_{0,2}$	σ_s	δ	ψ
$y_1 = \sigma_{0,2}$		0,995*	-0,79*	-0,50
$y_2 = \sigma_s$	0,995*		-0,735*	-0,43
$y_3 = \delta$	0,79*	-0,735*		0,875*
$y_4 = \psi$	-0,50	-0,43	0,875*	

Таким образом, деформационное упрочнение сталей 10ХСНД и 18Х2Н4ВА после закалки позволяет значительно увеличить их прочностные характеристики при сохранении достаточных пластических свойств ($\delta = 8-9\%$, $\psi = 51-55\%$).

Рост упрочнения с увеличением степени деформации ($>5\%$) объясняется интенсификацией выделения дисперсной карбидной фазы при последеформационном отпуске при $200\text{ }^\circ\text{C}$ и наклепом металлической основы закаленной стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бернштейн М. Л., Смоляков К. Г. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки и деформации мартенсита на механические свойства углеродистых и кремнистых сталей // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1972. – № 1. – С. 136–140.
2. Вознесенский В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях. – М.: Статистика, 1974. – 192 с.
3. Васильева А. Г. Деформационное упрочнение закаленных конструкционных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 232 с.
4. Жарский И. М., Каледин Б. А., Кузьмицкий И. Ф. Планирование и организация эксперимента: Учеб. пособие. – Минск: Изд-во БНТУ, 2003. – 179 с.

УДК 621.789

Е. С. ГОЛУБЦОВА, канд. техн. наук,
Б. А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БНТУ), Н. Б. КАЛЕДИНА (БГТУ)

ЭФФЕКТИВНОСТЬ УПРОЧНЕНИЯ УГЛЕРОДИСТЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Исследованию усталостной прочности посвящены многие работы как у нас в стране, так и за рубежом [1–3]. Не рассматривая мно-

гих теорий и гипотез, посвященных усталостному разрушению, остановимся лишь на некоторых важных положениях, которые получили признание у многих исследователей.

И. А. Одинг [3] впервые обратил внимание на то, что в результате циклически меняющихся нагрузок в материале возникают явления упрочнения и разупрочнения, что можно объяснить ростом числа дислокаций в теле и их движением. При этом упрочнение можно рассматривать как первую подготовительную фазу процесса усталостного разрушения. Разупрочнение связывают с дроблением кристаллитов на блоки, разрыхлением материала, появлением и разветвлением субмикроскопических и магистральных трещин. Очаги трещин образуются в тех зонах, которые подвержены наибольшему по величине растягивающим напряжениям и микроструктура которых обладает меньшим сопротивлением разрушению. В большинстве случаев поверхностный слой деталей подвергается наибольшему нагружению, что чаще всего приводит к образованию в этом слое очагов разрушения. Однако в случае структурной неоднородности металла и при наличии дефектов трещины могут также возникать и на некотором расстоянии от поверхности (внутри поверхностного слоя).

Поскольку большинство упрочняющих обработок относится к таким способам поверхностного упрочнения, которые существенно повышают долговечность деталей, рассмотрим эффективность некоторых способов этого упрочнения.

Для этого по схеме «изгиб с вращением» упрочненные различными способами образцы из стали 40Х диаметром 8–30 мм с кольцевыми концентраторами напряжений испытывали до разрушения, определяя таким образом предел выносливости σ_r . По этой же схеме испытывали образцы диаметром 8–30 мм без концентраторов напряжений.

Перед испытаниями образцы подвергались трем видам обработки: закалка токами высокой частоты (ТВЧ); азотирование при глубине слоя 0,2–0,4 мм, твердость слоя HRC 73–97; цементация при толщине слоя 0,2–0,6 мм. Эффективность упрочнения оценивалась коэффициентом $\beta = \sigma_{r_{уп}} / \sigma_r$, где $\sigma_{r_{уп}}$ – предел выносливости упрочненных образцов; σ_r – предел выносливости неупрочненных образцов.

Для проведения эксперимента был выбран план $2 \times 3 \times 3$, где 2 – два типа образцов: без концентрации напряжений ($\alpha_1 = -1$) и с кон-

центрацией напряжений ($x_1 = +1$)), а 3 – три диаметра образца (8, 19 и 30 мм) и три вида обработки (ТВЧ, азотирование, цементация). Ошибка воспроизводимости опытов определялась по результатам испытаний пяти азотированных образцов с концентраторами напряжений. Она оказалась равной $S = 0,084$.

Матрица плана и результаты эксперимента приведены в табл. 1. Опыты проводились в случайном порядке.

Таблица 1. Матрица плана 2×3×3

N	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	x_1^2	x_2^2	x_3^2	$y_i = \beta$
1	-	-	-	+	+	+	+	+	+	1,50
2	-	-	0	+	0	0	+	0	0	1,70
3	-	-	+	+	-	-	+	+	+	2,00
4	-	0	-	0	+	0	0	0	+	1,25
5	-	0	0	0	0	0	0	0	0	1,10
6	-	0	+	0	-	0	0	0	+	1,11
7	-	+	-	-	+	-	+	+	+	1,30
8	-	+	0	-	0	0	+	0	0	1,20
9	-	+	+	-	-	+	+	+	+	1,25
10	+	-	-	-	-	-	+	+	+	2,50
11	+	-	0	-	0	0	+	0	0	2,55
12	+	-	+	-	+	+	+	+	+	2,50
13	+	0	-	0	-	0	0	0	+	1,80
14	+	0	0	0	0	0	0	0	0	1,60
15	+	0	+	0	+	0	0	0	+	1,55
16	+	+	-	+	-	-	+	+	+	2,40
17	+	+	0	+	0	0	+	0	0	2,00
18	+	+	+	+	+	+	+	+	+	1,90

В таблице x_1, x_2, x_3 – кодированные уровни факторов (± 1 для двух уровней и $x_1 = \pm 1$ и 0 для трех факторов). Для количественных факторов (диаметр образцов x_2) кодированные уровни определяются по формуле

$$x_i = \frac{\tilde{x}_i - 0,5(\tilde{x}_{i\max} + \tilde{x}_{i\min})}{0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}, \quad (1)$$

где x_i – кодированный уровень i -го фактора; \tilde{x}_i , $\tilde{x}_{i\max}$ и $\tilde{x}_{i\min}$ – текущее, максимальное и минимальное значения i -го фактора в натуральных единицах.

Для качественных факторов выбор уровня произвольный. После статистической обработки результатов эксперимента по методике работы [5] и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель

$$y = \beta = 1,38 + 0,41x_1 - 0,23x_2 - 0,09x_1x_2 - 0,13x_2x_3 + 0,5x_2^2 \quad (2)$$

$(S_{ад}^2 = \sum_1^N \Delta y_u^2 / (N - m) = 0,02159, F_{расч} = S_{ад}^2 / S_y^2 = 2,08 < F_{кр} = 2,3$ при $\alpha = 0,05, f_1 = 12$ и $f_2 = 18$). Здесь N – число строк (опытов) в матрице; Δy_u – разность расчетного и экспериментального параметра оптимизации в u -й строке ($\Delta y_u = y_{расч} - y_{эксп}$); m – число значимых коэффициентов в уравнении (2); F – критерий Фишера; α – уровень значимости (доверия); f_1 – число степеней свободы дисперсии адекватности $S_{ад}^2$, равное $a = N - m$; f_2 – число степеней свободы параметра оптимизации S_y^2 .

Анализ уравнения (2) показывает, что наибольшее влияние на коэффициент эффективности β оказывает форма образца (без концентратора и с концентратором напряжений), т. е. фактор x_1 ; затем диаметр образца (x_2). Влияние способа упрочнения невелико и проявляется лишь во взаимодействии с первым и вторым факторами. Максимальная эффективность ($\beta = 2,55$) получена при $x_1 = +1$ (образец с концентратором), $x_2 = -1$ (диаметр образца 8 мм) и $x_3 = 0$ (азотирование), т. е. упрочняющая обработка наиболее эффективна на образцах с концентраторами (см. табл. 1, опыты 10–12). При этом следует отметить, что во всех случаях упрочнение образцов, имеющих меньший диаметр, наиболее эффективно.

Из двух способов упрочнения деталей следует обратить внимание на электромеханическую обработку (ЭМО), которая позволяет еще больше повысить надежность и долговечность деталей [6].

Сравнительные испытания усталостной прочности проводились по методике, установленной ГОСТ 2860–85 на машине НУ при $n = 3000$ об/мин, которая позволяет исследовать явление усталост-

ной прочности чистым изгибом не только в опасном сечении, но и на всей длине рабочей части образца.

Образцы изготавливали из стали 40X (HB 212). Диаметр рабочей части $9,48 \pm 0,01$ мм, длина 96 мм. Все образцы после токарной обработки были подвергнуты нормализации, а затем шлифовались. Одна из групп шлифованных образцов подвергалась ЭМО в два прохода со следующим режимом: $I = 210$ А; $n = 246$ об/мин; $S = 0,2$ мм/об. Этим обеспечивались высокая поверхностная микротвердость ($H_{\mu} 546$) и светлая микроструктура поверхностного слоя образца.

Наибольшее напряжение изгиба определялось по формуле

$$\sigma_{\max} = M/W = Pl_0/W, \quad (3)$$

где M – изгибающий момент в рабочих сечениях образца; W – момент сопротивления изгибу сечения образца; l_0 – расстояние между центрами опорного и грузового подшипников; P – нагрузка на каждый грузовой подшипник.

Для проведения эксперимента был выбран план 2×3 , где 2 – два уровня способа обработки (шлифование и ЭМО), а 3 – три уровня рабочего напряжения (320, 340 и 360 МПа). В качестве параметра оптимизации было выбрано число циклов до разрушения ($y = N \cdot 10^6$), а в качестве факторов – способ обработки.

Ошибка воспроизводимости определяли по результатам пяти параллельных опытов при испытании шлифованных образцов при $\sigma = 340$ МПа. Она оказалась равной $0,04N \cdot 10^6$ циклов.

Матрица плана и результаты эксперимента приведены в табл. 2. В таблице x_1 и x_2 – кодированные уровни способа обработки ($x_1 = -1$, шлифование; $x_1 = +1$, ЭМО) и напряжений ($x_2 = -1, 320$ МПа; $x_2 = 0, 340$ МПа и $x_2 = +1, 360$ МПа).

После статистической обработки результатов эксперимента по методике работы [5] и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель

$$y_2 = N \cdot 10^6 = 0,75 + 0,50x_1 - 0,58x_2 - 0,33x_1x_2 + 0,13x_2^2. \quad (4)$$

Из уравнения (4) видно, что второй фактор (x_2) оказывает большее влияние на долговечность, чем способ обработки (x_1).

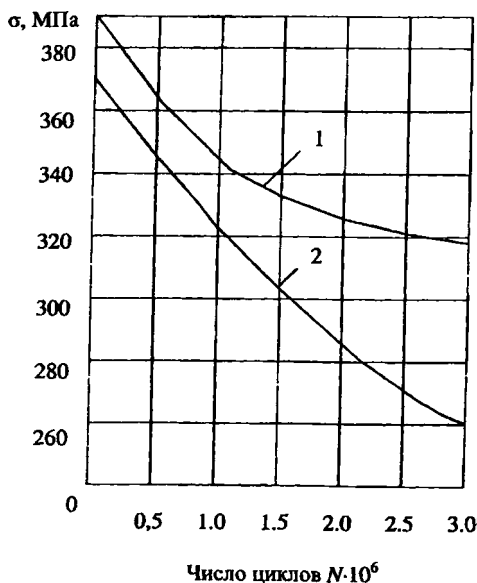
Таблица 2. Матрица плана 2×3

<i>N</i>	x_1	x_2	x_1x_2	x_2^2	$Y_{уст}$	$Y_{расч}$
1	-	-	+	+	0,6	0,63
2	-	0	0	0	0,3	0,25
3	-	+	-	+	0,1	0,14
4	+	-	-	+	2,3	2,70
5	+	0	0	0	1,2	1,25
6	+	+	+	+	0,5	0,44

Максимальная долговечность ($\hat{y}_2 = 2,7 \cdot 10^6$ циклов) получена при $x_1 = +1$ (ЭМО) и $x_2 = -1$ ($\sigma = 320$ МПа), что видно из результатов опыта 7. Из табл. 2 и уравнения (4) также видно, что ЭМО при всех напряжениях обеспечивает гораздо большую долговечность по сравнению со шлифованными образцами (в 4–5 раз).

Кривые усталостной прочности образцов стали 40Х после ЭМО и шлифования представлены на рисунке.

Таким образом, электромеханическая обработка (ЭМО) позволяет значительно повысить усталостную прочность и долговечность сталей и деталей.



Кривые усталостной прочности образцов стали 40Х: 1 — после ЭМО; 2 — после шлифования

ЛИТЕРАТУРА

1. Терентьев В. Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.
2. Кравчук В. С., Абу Айаш Юсеф, Кравчук А. В. Сопротивление деформированию и разрушению поверхностно-упрочненных деталей машин и элементов конструкций. – Одесса: Астропринт, 2000. – 160 с.
3. Одинг И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов. – М.: Машгиз, 1962. – 260 с.
4. Серенсен С. В., Когаев В. П., Шнейдерович Р. М. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность. – М.: Машгиз, 1963. – 451 с.
5. Вознесенский В. А. Статистические методы исследования в технико-экономических исследованиях. – М.: Статистика, 1974. – 192 с.
6. Аскинази Б. М. Упрочнение и восстановление деталей электромеханической обработкой. – Л.: Машиностроение, 1977. – 184 с.

СОДЕРЖАНИЕ

Черная металлургия

<i>Тимошпольский В. И., Маточкин В. А., Герман М. Л., Кабишов С. М., Мандель Н. Л., Корнеев С. В.</i> Сравнительный анализ конструкций и работы современных нагревательных печей в трубопрокатном производстве.....	3
<i>Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Ротенберг В. Е., Файн И. В., Корнеев С. В., Вайс Р. Б.</i> Фазовые превращения и напряженно-деформированное состояние в стальных заготовках при нагреве перед прокаткой.....	16
<i>Андреанов Д. Н., Прохоренко В. Н., Зазян А. С.</i> Влияние современных систем управления электрическими параметрами ДСП на производительность и технико-экономические показатели плавки.....	30
<i>Андреанов Д. Н.</i> Исследование влияния содержания водорода при внепечной обработке стали на качество катаной и непрерывнолитой трубной заготовки.....	40
<i>Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А.</i> К вопросу расчета допустимой скорости нагрева быстрорежущей стали (на примере слитков стали Р18).....	51
<i>Андреанов Д. Н.</i> Исследование влияния состава исходного сырья на качество продукции РУП «Белорусский металлургический завод».....	64

Литейное производство

<i>Земсков И. В., Филанович И. К.</i> Технологические возможности способа вертикального непрерывного литья.....	77
<i>Стеценко В. Ю.</i> Термодинамика зародышеобразования при кристаллизации металлов.....	84
<i>Стеценко В. Ю.</i> Термодинамические закономерности модифицирования стали.....	100
<i>Барановский Э. Ф., Ильющенко В. М., Петруня Ю. В., Пумпур В. А.</i> Исследования по определению ресурсосберегающего способа литья заготовок цинковых анодов.....	107
	201

<i>Стефанович В. А., Борисов С. В., Серезина Е. С.</i> Исследование процесса многокомпонентного насыщения углеродом и металлами стали 45	115
<i>Трубицкий Р. Э., Довнар Г. В., Слуцкий А. Г., Каледин Б. А.</i> Разработка состава и технологии выплавки экономнолегированного чугуна для гильз цилиндров автомобильных двигателей.....	122
<i>Михальцов А. М., Пивоварчик А. А.</i> Разделительные покрытия на основе кремнийорганических полимеров для литья под давлением алюминиевых сплавов	130

Обработка металлов давлением

<i>Клубович В. В., Тимошпольский В. И., Жданович Г. М., Исачевич Л. А., Томило В. А.</i> Особенности технологии изготовления бесшовных трубных заготовок	140
<i>Ложечников Е. Б., Гавриленя А. К.</i> Модели разрушения и измельчения материалов в условиях их деформации	146
<i>Качанов И. В., Степашко М. В., Шарий В. Н.</i> Решение задачи расчета динамического предела текучести при одноосном растяжении материалов инерционной нагрузкой.....	154
<i>Томило В. А.</i> Поверхностная пластическая обработка плоских упругих элементов	163

Металловедение

<i>Протасевич В. Ф., Кухарева Н. Г.</i> Исследование аллотермической порошковой среды для однофазного борирования	171
<i>Константинов В. М., Лукашок А. Н.</i> Ротационный способ фрикционного лагунирования гильз цилиндров двигателя внутреннего сгорания	177
<i>Константинов В. М., Семенченко М. В.</i> Перспективы получения легированной проволоки для защитных покрытий электрохимико-термической обработкой	182
<i>Голубцова Е. С., Каледин Б. А., Каледина Н. Б.</i> Повышение прочностных характеристик закаленных сталей путем деформационного упрочнения	189
<i>Голубцова Е. С., Каледин Б. А., Каледина Н. Б.</i> Эффективность упрочнения углеродистых и легированных сталей	194

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 30

Редактор *Г. В. Малахова*

Художественный редактор *Т. Д. Царева*

Технический редактор *Т. В. Летьен*

Компьютерная верстка *С. Н. Костюк*

Подписано в печать 29.01.2007 г. Формат 60×84^{1/16}. Бум. офсетная № 1. Гарнитура Times New Roman. Ризография. Усл. печ. л. 11,86. Усл. кр.-отт. 12,3. Уч.-изд. л. 9,4. Тираж 200 экз. Заказ 22.

Республиканское унитарное предприятие «Издательский дом «Белорусская наука».
ЛИ № 02330/0131569 от 11.05.2005 г. 220141. Минск, ул. Ф. Скорины, 40.

Отпечатано в РУП «Издательский дом «Белорусская наука».