

Министерство образования Республики Беларусь
БЕЛОРУССКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 32

Минск
2009

УДК 669(082)

МБЧ

Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. Вып. 32. – Минск: БНТУ, 2009. – 289 с.

Представлены материалы в области металлургии, литейного производства черных и цветных металлов, материаловедения, металловедения и термической обработки металлов и сплавов, обработки металлов давлением. Рассмотрены вопросы математического моделирования технологических процессов, исследованы и установлены закономерности повышения качества слитков, отливок и заготовок, определены перспективные направления создания новых материалов, технологий и оборудования.

Результаты исследований нашли широкое применение в условиях металлургических и машиностроительных производств республики.

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

Редакционная коллегия:

В. И. Тимошпольский (гл. редактор), *Б. М. Немененок* (зам. гл. редактора),
И. А. Трусова (отв. секретарь), *К. Е. Белявин*, *А. И. Гордиенко*,
Н. И. Иващицкий, *Л. А. Исаевич*, *Д. М. Кужуй*,
А. М. Лазаренков, *Е. И. Марукович*, *В. К. Шелег*

Рецензенты:

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

УДК 621.1.016:669

С.В. КОРНЕЕВ, канд.техн.наук,
И.Н. ПЛЮЩЕВСКИЙ, канд.техн.наук,
И.А. ТРУСОВА, д-р техн.наук (БНТУ),
А.В. МАТОЧКИН (ГНПО «Белстанкоинструмент»)

ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ В ДСП ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ В ШИХТЕ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ

Известно, что в последние десятилетия широкое развитие получило применение электродуговых печей для выплавки стали в условиях как металлургических, так и машиностроительных предприятий. В настоящее время, учитывая высокие требования к свойствам выплавляемой стали, остро стоит вопрос использования качественных шихтовых материалов, что обусловило распространение процесса выплавки стали с использованием железа прямого восстановления в дуговой печи с целью передела металлizedованного сырья в высококачественную сталь. Применение данного сырья стало возможным, когда были разработаны и внедрены промышленные способы прямого восстановления железа.

Металлизированное сырье (окатыши) как шихтовой материал для плавки стали в электродуговых печах обладает определенными преимуществами. Их химический состав известен и однороден: отсутствуют нежелательные примеси, окатыши обычно содержат 2–8% пустой породы, остальное количество составляет железо и его оксиды (приблизительно 3 – 12%). Степень металлизации окатышей ($Fe_{мет}/Fe_{общ}$) варьируется в пределах 0,9 – 0,97%. С ростом степени металлизации на 1% обычно наблюдается снижение удельного расхода электроэнергии в дуговой печи на 2,5 – 5 кВт·ч/т стали. Общее содержание примесей цветных металлов приблизительно в 10 – 15 раз меньше, чем в металлломе, кроме того, металлизированное сы-

рье имеет достаточно низкое содержание таких вредных примесей, как сера (0,005 – 0,025%) и фосфор (0,011 – 0,035%). Это дает возможность использовать металлизированное сырье для получения стали высокого качества при относительно высокой его доле в шихте. Также возможен вариант получения стали обычного качества при использовании вместе с окатышами дешевого скрапа невысокого качества для снижения стоимости конечного продукта.

Плавление металлизированного сырья в дуговых сталеплавильных печах, особенно при его непрерывной загрузке, происходит при более устойчивом горении дуг, полезная мощность увеличивается на 10 – 14%, в то время как неравномерное размещение лома в печи вызывает большие колебания мощности при плавлении, непрерывные изменения длины дуги, что обуславливает увеличение электрического сопротивления печной установки и снижение эффективной мощности.

В то же время, пустая порода (SiO_2) в металлизированном сырье способствует увеличению расхода энергии на плавку из-за дополнительного расхода извести для обеспечения необходимой основности шлака. Низкая теплопроводность (для единичного окатыша – 2,3 – 2,5 Вт/(м · К), для слоя окатышей – 0,35 – 1,05 Вт/(м · К)) затрудняет процесс нагрева и плавления в ванне дуговой печи и усложняет технологию плавки стали [1]. Вследствие развитой удельной поверхности металлизированные окатыши имеют большую склонность к окислению при хранении и перегрузках, особенно в условиях высокой атмосферной влажности, а также, в отличие от лома, быстро окисляются при повышенных температурах, что может привести к увеличению степени окисления железа окатышей во время плавления шихты. Для уменьшения развития этого процесса увеличивают содержание углерода в окатышах и уменьшают продолжительность нагрева и плавления.

На производительность дуговой сталеплавильной печи при работе на металлизированном сырье влияет не только его количество в шихте, но и способ загрузки, который может быть порционным или непрерывным. Максимальное увеличение производительности печи наблюдается при 20 – 50% содержании металлизированного сырья в шихте при использовании непрерывной системы подачи в электродуговую печь. В процессе производства легированной высококачественной стали оптимальным с технологической точки зрения явля-

ется подача металлизированных окатышей в составе шихты в количестве 50 – 70%.

При установленном соотношении количества металлолома и окатышей в шихте технологический процесс ведения плавки выгоднее начинать на ломе. В этой связи первоначально в печь обычно за один прием загружается весь лом, после его частичного расплавления загружается металлизированное сырье. Попытки подавать его в печь корзинами порциями по 30 – 40% от массы всей шихты приводят к резкому снижению показателей плавки [3], поскольку вследствие малой теплопроводности слоя окатышей нагрев протекает медленно, часть их спекается с образованием крупных конгломератов, соответственно период плавления увеличивается, что приводит к снижению стойкости футеровки печи. По этой причине наиболее целесообразной и используемой технологией является плавка с непрерывной загрузкой металлизированных окатышей, плавлением их на жидкой ванне с совмещением управляемого окислительного рафинирования расплава. Это способствует сокращению продолжительности плавления вследствие ускорения процессов теплопередачи к плавящемуся окатышу.

Количество углерода в металлизированных окатышах в большинстве случаев недостаточно для восстановления оксидов железа, поэтому целесообразно дополнительное введение в печь углерода с чугуном или коксом. Количество кокса для науглероживания, загружаемого на подину после присадки извести или после проплавления колодцев электрическими дугами, следует рассчитывать исходя из требуемого содержания углерода при расплавлении, количества углерода в ломе и окатышах. Загрузка металлизированного сырья начинается после проплавления колодцев в ломе и образования ванны жидкого металла на подине. Непрерывная подача осуществляется, как правило, через отверстия в своде или в стене печи, причем чем раньше начинается завалка окатышей, тем большее время высвобождается для работы с длинными дугами, так как на откосах или у стен печи сохраняется нерасплавленный лом, защищающий футеровку от излишнего теплового облучения [4].

Важнейшая характеристика электроплавки металлизированных окатышей в ванне дуговой печи – создание условий по максимально возможному энергосбережению в ванне путем заглупления электрических дуг в объеме вспененного шлака по ходу процесса и оп-

тимизации хода процесса плавления при загрузке окатышей в печь [5]. Для уменьшения длительности периода плавления и улучшения его показателей большое значение имеет правильный выбор скорости окисления углерода расплава, влияющий на скорость плавления окатышей. Кроме того, на скорость плавления при непрерывной подаче металлizedанного сырья в ванну дуговой сталеплавильной печи оказывает влияние температура металла ванны, которая определяется мощностью электрических дуг и уровнем их положения во вспененном шлаке, распределением теплового излучения в зоне соприкосновения дуги с металлом, у поверхности стен и свода, что требует решения задачи определения результирующего теплового потока на поверхность металла. Максимальная скорость подачи металлizedанного сырья в жидкую ванну может быть установлена по изменению температуры металла во времени. При неизменной активной мощности температура металла должна сохраняться на одном уровне (1540 – 1570°C). Расход теплоты на плавление и довосстановление окатышей компенсируется энергией дуг, усваиваемой жидкой ванной. Поэтому предельная скорость подачи выражается в кг/мин на 1 МВт активной мощности (кг/(МВт·мин)). Оптимальная скорость непрерывной загрузки окатышей при степени металлizationи 90% должна составлять на уровне 33 кг/(МВт·мин) [6].

Интенсивность окисления углерода и кипение ванны регулируют добавками окислителей (окисление окатышей и газообразный кислород) или науглероживателя. Температура ванны во время плавления окатышей остается сравнительно невысокой, так как в ванне постоянно находится большое количество нерасплавившихся окатышей. Содержание оксидов железа в шлаке периода плавления определяется содержанием углерода в окатышах: при содержании углерода 0,2 – 0,4% содержание оксидов железа в шлаке обычно составляет 12 – 18%, при меньшем содержании углерода оксидов железа в шлаке – больше и наоборот. Типичный состав шлака периода плавления при работе на металлizedанных окатышах следующий, %: FeO – 10 – 25; MgO – 8–20; SiO₂ – 10–25; CaO – 35–40; Al₂O₃ – 5–10. При малой скорости окисления вследствие слабого перемешивания ванны снижается интенсивность теплопередачи в ванне и уменьшается скорость плавления окатышей. При увеличении скорости окисления углерода больше определенной величины наблю-

дается интенсивное газовыделение, процесс окисления становится неуправляемым и приходится уменьшать скорость завалки окатышей в печь. Для крупных печей оптимальной считается скорость окисления углерода 30 – 35 кг/ч на 1 м² площади зеркала ванны.

Высокая окисленность и достаточная основность шлака периода плавления, сравнительно невысокая температура металла, интенсивное перемешивание расплава пузырями оксида углерода, увеличение вследствие этого поверхности контакта металл–шлак и скорости массопереноса в шлаке и металле, постоянное частичное обновление шлака способствуют быстрой и достаточно глубокой дефосфорации металла. По опыту работы дуговых сталеплавильных печей для низкого содержания фосфора достаточно получить высокую основность шлака незадолго до выпуска, т.е. когда проплавится 60 – 80% окатышей. Необязательно поддерживать эту основность в течение всего периода плавления. При этом для более глубокой дефосфорации необходимо полное обновление шлака к концу периода плавления, он должен быть жидкоподвижным и равномерно удаляться по мере расплавления окатышей, что порой достигается присадкой плавикового шпата. Раннее удаление большого количества шлака нарушает и замедляет равномерное плавление окатышей и может привести к увеличению тепловой нагрузки на стены печи вследствие уменьшения степени экранирования дуг шлаком. Иногда для более полного удаления шлака периода плавления в печь присаживают плавиковый шпат.

Устранение подвалок шихты благодаря возможности непрерывной загрузки окатышей, совмещения плавления окатышей с окислением углерода и других примесей уменьшают общую длительность плавки. Тем не менее, вследствие упоминавшихся ранее ухудшения условий теплопередачи и необходимости проплавления пустой породы при работе на металлизированном сырье наблюдается увеличение расхода электроэнергии. Существенно понизить его возможно загрузкой в печь горячих металлизированных окатышей.

Влияние металлизированного сырья на свойства стали проявляется по-разному. Улучшаются показатели пластичности вследствие снижения содержания примесей цветных металлов, фосфора и серы, то есть повышается относительное удлинение, ударная вязкость, усталостная прочность, обрабатываемость, свариваемость стали. Технология плавки при использовании металлизированных

окатышей (длительное интенсивное кипение ванны под толстым слоем окисленного шлака невысокой основности, имеющего малую газопроницаемость) и низкое содержание азота в окатышах позволяет получать сталь с очень низким содержанием газов, особенно азота. Содержание азота находится в прямой зависимости от доли металлизированных окатышей в объеме печи. Длительное интенсивное перемешивание ванны в результате ее окисления дает возможность получать к концу плавки сталь, практически чистую по неметаллическим включениям. При этом большое влияние имеет выбор рациональной схемы окончательного рафинирования расплава (раскисление и внепечная обработка).

Поскольку стоимость металлизированного сырья в 2 – 2,5 раза выше стоимости лома, большое значение имеет выбор относительного соотношения количества окатышей и лома в шихте. При малом количестве окатышей не удастся получить необходимую степень повышения качества металла, в то время как при слишком большом их содержании в шихте несколько замедляется процесс плавления и повышается расход электроэнергии. Поэтому рациональное использование окатышей особо важно, когда требуется улучшить качество металла или требуется получить сталь со специальными свойствами.

Особенно важно осуществлять выплавку с использованием металлизированного сырья для получения высококачественной стали с жесткими требованиями по содержанию серы и азота [6], а именно, для выплавки следующих групп сталей:

- конструкционных сталей с гарантированной прокаливаемостью, размером зерна, низкой загрязненностью по включениям, высокой пластичностью, пониженной склонностью к хрупкому разрушению;

- подшипниковых сталей;

- котельных сталей с высокой жаропрочностью и низкой загрязненностью по включениям;

- сталей для высокопрочных метизов и для сварочной проволоки со стабильно низким содержанием азота;

- пружинно-рессорных сталей с повышенным пределом усталости и пониженной склонностью к хрупкому разрушению.

Таким образом, выплавка стали из металлизированных окатышей является перспективным процессом для получения высококачественных сталей, при этом одним из путей уменьшения стоимости яв-

ляется снижение удельного расхода энергии на тонну при сохранении производительности. То есть необходимо увеличить полезную мощность печи, сохранив или уменьшив время плавки и снизив удельный расход электроэнергии. Для снижения удельного расхода электроэнергии имеется несколько путей:

– оптимизация расплавления лома до начала подачи окатышей в печь с целью снижения общего времени плавки и оптимизации расхода электроэнергии;

– повышение КПД дуги за счет оптимальной скорости подачи окатышей.

Литература

1. **Морозов, А. Н.** Современное производство стали в дуговых печах / А. Н. Морозов. – М.: Металлургия, 1987. – 174 с.

2. **Кайбичева, М. Н.** Футеровка электропечей / М. Н. Кайбичева. – М.: Металлургия, 1975. – 280 с.

3. **Трахимович, В. И.** Использование железа прямого восстановления для выплавки стали / В. И. Трахимович, А. Г. Шалилов – М.: Металлургия, 1992. – 248 с.

4. **Поволоцкий, Д. Я.** Выплавка легированной стали в дуговых печах / Д. Я. Поволоцкий, Ю. А. Гудим. – М.: Металлургия, 1987. – 136 с.

5. **Макаров, А. Н.** Энергосбережение при выплавке стали в машиностроительных и металлургических производствах / А. Н. Макаров [и др.] // Энергосбережение в промышленности: сб. тр. – Тверь: ТГТУ, 1999. – С. 4–7.

6. **Затаковой, Ю. А.** Совершенствование работы дуговых сталеплавильных печей, использующих в шихте металлизированные окатыши / Ю. А. Затаковой, Н. К. Анисимов // Сталь. – 2000. – №7. – С. 24–28.

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн.наук,
И.Н. ПЛЮЩЕВСКИЙ, канд. техн. наук,
С.М. КАБИШОВ, канд. техн. наук (БНТУ)

К ВОПРОСУ О НАПРАВЛЕНИЯХ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВУЮЩИХ ПРОИЗВОДСТВ

Несмотря на то, что в последнее время технические достижения в области непрерывной разливки стали позволяют получать широкий сортамент стали высокого качества, одним из актуальных вопросов остается производство высококачественного стального листа. Например, важным условием работы труб газопроводов является сведение к минимуму вероятности их разрыва. Соответственно для их получения необходимо производство листа, характеризующегося высокими показателями по качеству поверхности, микро- и макроструктуре, прочности, ударной вязкости и свариваемости с однородностью свойств по плоскости, что и должно обеспечивать в совокупности надежность эксплуатации конструкций.

Одним из важнейших преимуществ технологии непрерывной разливки является возможность воздействия на механизмы формирования слитка и управления ими на протяжении периода затвердевания с целью получения заготовки требуемых геометрических размеров, структурных и физико-механических параметров. Это особенно важно для сталей, к которым предъявляются определенные требования исходя из их эксплуатационного назначения. Среди мероприятий, направленных на модернизацию конструкций МНЛЗ и технологию получения непрерывно-литых заготовок, можно отметить совершенствование использования промежуточного ковша, модернизацию погружных стаканов, использование теплоизолирующих и шлакообразующих смесей, совершенствование конструкции кристаллизатора и методов его качания, использование мягкого обжата слитка с неполностью затвердевшей осевой зоной, оптимизацию системы вторичного охлаждения и др.

Основными дефектами внутренней структуры сляба (листовой заготовки) после непрерывной разливки являются экзогенные и эндогенные неметаллические включения, осевая рыхлость и химическая неоднородность, кристаллизационные трещины, основными поверхностными дефектами – следы качания кристаллизатора, поверхностные и приповерхностные неметаллические включения, трещины. Определенная часть дефектов является следствием нарушения технологии процесса непрерывного литья, обусловлена низким качеством огнеупоров, недостаточностью подготовки стали к разливке и др. Многие дефекты связаны с недостаточной проработкой особенностей эксплуатации основных узлов МНЛЗ, а также несоблюдением технологического процесса непрерывного литья. Например, дефекты точечной неоднородности и загрязненности неметаллическими включениями могут быть вызваны нерациональной организацией (гидродинамикой) подачи расплава через промежуточный ковш и далее через промежуточный стакан в кристаллизатор [3, 4], а также использованием несоответствующих требований к условиям разливки теплоизолирующей и шлакообразующих смесей и футеровки промковша. Важную роль в образовании поверхностных и приповерхностных трещин играет конструкция механизма качания кристаллизатора и режим качания. Например, неправильно подобранная конусность внутренних стенок кристаллизатора приводит к нарушению теплоотвода от формирующейся оболочки слитка, истиранию поверхности стенок, что способствует формированию продольных и паукообразных трещин.

Подобные негативные последствия также обусловлены неравномерностью температур стенок по периметру и длине кристаллизатора. Неэффективная тепловая работа кристаллизатора приводит к значительному нагреву медных стенок и их разупрочнению, захвату частиц меди коркой слитка, которые становятся очагами зарождения паукообразных трещин. Наличие люфтов в приводных механизмах управления кристаллизатора способствует несовпадению траектории качания с направленным движением слитка, что создает поперечное деформирование оболочки слитка, вызывающее трещины на фронте кристаллизации, а также грубые следы качания, вдоль которых затем развиваются поперечные трещины.

На внутреннюю микроструктуру слитка оказывает также влияние правильная организация вторичного охлаждения МНЛЗ с ис-

пользованием водовоздушных форсунок. Нерациональное размещение форсунок вдоль движущегося слитка, необоснованное распределение охлаждающей смеси по зонам способствует возникновению кристаллизационных трещин в температурном интервале хрупкости стали. Циклические изменения температуры поверхности слитка, связанные с расположением форсунок и наличием поддерживающих роликов при общем снижении до температур твердофазных превращений, приводят к образованию и распространению сетчатых трещин. При несогласованности скорости движения слитка и режима вторичного охлаждения возникает вспучивание при деформировании сляба поддерживающими роликами и валками тянущей клетки, приводящие к внутренним трещинам и зональной ликвации. Для снижения дефектов непрерывно-литых заготовок, связанных с неметаллическими включениями, необходимо совершенствование технологии на всех участках производства стали: выплавка – внепечная обработка – непрерывная разливка.

Одним из элементов МНЛЗ, влияющим на конечное содержание неметаллических включений, является промежуточный ковш. Повышение физической однородности непрерывно-литых заготовок в значительной степени зависит от способа и технологических факторов подвода металла и его дальнейшего движения в кристаллизатор [2, 5]. Промежуточный ковш современных МНЛЗ снабжен приспособлениями, позволяющими устранить влияние таких источников загрязнения, как вторичное окисление, эрозия огнеупоров, попадание части покрывного шлака в поток расплава. При этом обеспечивается всплывание и поглощение неметаллических включений шлаком за счет правильной организации движения металла, исключающей появление застойных зон, использования продувки инертными нейтральными газами, применения специальных крышек и покрывных шлаков из специальных флюсов, регулирования температуры и микролегирования стали [6, 7]. На современных установках сталь заливают в промежуточный ковш через удлиненный погружной стакан с поддувом нейтрального газа. С этой же целью для уменьшения взаимодействия металла с воздухом, а также для теплоизоляции ковш накрывают крышкой, на зеркало металла присаживают флюсы, из которых формируется шлак умеренной основности, способный поглотить продукты раскисления и эффективно препятствовать насыщению стали газами [1].

Активному удалению неметаллических включений способствует правильный выбор наклона стенок ковша и расстановки перегородок, продувка металла аргоном через вращающиеся насадки для дробления газовой струи и эффективного перемешивания расплава, установление порогов-стенок, перегородок, обеспечивающих лучшее окисление металла от неметаллических включений [8]. На степень удаления неметаллических включений значительное влияние оказывает температура металла в промежуточном ковше. Существует оптимальная температура перегрева металла в промежуточном ковше, которая обеспечивает максимальное снижение неметаллических включений [11]. Эффективной мерой по удалению неметаллических включений является совершенствование геометрии внутренней полости промежуточного ковша с целью создания оптимальной гидродинамики потока жидкой стали.

Чтобы обеспечить всплытие включений из жидкой стали и захвата их покрывным шлаком, реализуются следующие меры:

- обеспечение необходимого времени для всплывания включений за счет укрупнения промежуточного ковша;
- оборудование промежуточного ковша перегородками для улучшения в нем характера потоков жидкой стали;
- обеспечение всплытия включений путем подогрева жидкой стали;
- продувка жидкой стали аргоном;
- электромагнитное перемешивание;
- герметизация промежуточного ковша;
- применение для футеровки рабочего слоя ковша высокоосновных огнеупорных масс;
- регулярное обновление покрывного шлака по мере насыщения его неметаллическими включениями.

Следует также в дальнейшем исследовать надежность процесса рафинирования в период нестабильности разливки (замена разливочных ковшей) при изменении температурного режима разливки в процессе опорожнения разливочного ковша и изменении скоростного режима разливки. Эти методы требуют дальнейшей оптимизации гидродинамических характеристик. Оптимизация гидродинамики разливки с помощью конструктивного изменения погружных стаканов позволяет получить максимально равномерное распределение интенсивных циркуляционных потоков вдоль фронтов за-

затвердевания в верхней части кристаллизатора при уменьшении вероятности затягивания неметаллических включений в жидкую лунку. Конструкция эффективно влияет на управление потоком поступающего в кристаллизатор расплава. Теплота перегрева, рассеиваемая потоком расплава, оказывает большое влияние на рост кристаллизующейся корочки, распределение неметаллических включений, развитие микротрещин. Применение погружных стаканов различных конструкций позволяет:

- резко снизить глубину проникновения потоков из стакана;
- получать однородное распределение скоростей потоков на малой глубине;
- способствовать более равномерному распределению теплоты перегрева в верхней области кристаллизатора;
- получать наиболее рациональное направление потоков;
- активизировать направленный массо- и теплоперенос.

Эффективным способом воздействия на кристаллизующийся металл является мягкое обжатие непрерывно-литой заготовки с неполностью затвердевшей осевой зоной. Данная технология позволяет повысить производительность МНЛЗ с одновременным улучшением макроструктуры заготовки, а именно – уменьшить осевую ликвацию и пористость. Пористость в непрерывно-литых заготовках вызывается усадкой стали и практически всегда сопровождается химической неоднородностью. Она проявляется в виде рассеянной пористости или сосредотачивается в центральной зоне сечения слитка. Усадочная пористость, особенно рассеянная, обычно обнаруживается при развитой зоне равноосных кристаллов и ограниченной зоне столбчатых дендритов. В этом случае она сосредотачивается в виде многих мелких пор и может сопровождаться химической неоднородностью. Осевая пористость в непрерывно-литых заготовках образуется в том случае, если скорость перемещения жидкого металла в центральной зоне слитка уменьшится настолько, что усадка стали не компенсируется полностью. Неравномерность стали по высоте и периметру кристаллизатора вызывает неравномерность роста затвердевающей корочки. Далее неравномерность теплоотвода может проявиться в зоне вторичного охлаждения. При большой неравномерности фронта затвердевания возрастает вероятность появления участков осевой усадочной пористости. Осевая пористость распространяется неравномерно и прерывисто, размеры

пор изменяются в широких пределах. Поры по длине заготовки отделяются друг от друга участками плотного металла длиной от нескольких мм до 200 – 300 мм. В осевой зоне непрерывно-литых заготовок пористость сопровождается ликвацией. Шнуровая ликвация имеет протяженность 100 – 300 мм и является областью с повышенной концентрацией легирующих элементов.

При обжатии незатвердевшей сердцевинной слитка происходит выдавливание ликватов из междендритного пространства, способствующее разрушению ликвационного слоя, а также разрушение ветвей дендритов, которые становятся центрами зарождения кристаллов при объемной кристаллизации. Причем обжатие рационально начинать с того участка, где гетерогенная сталь теряет свое сопротивление (доля твердой фазы составляет около 30%). Конец зоны мягкого обжатия должен располагаться на участке между долей твердой фазы 70 и 100% (полное затвердевание). Влияние мягкого обжатия существенно зависит от доли твердой фазы в сердцевине, при которой прикладываются обжимающие силы.

Литература

1. **Достижения** в области непрерывной разливки стали // Тр. междунар. конгресса. – М.: Металлургия, 1987.
2. **Обработка** стали на установках непрерывной разливки / В. А. Кудрин // Итоги науки и техн. Сер. Производство чугуна и стали. – М.: ВИНТИ, 1990. – С. 61–116.
3. **Improvement of surface defect of CC slab by a new submerging nozzle** / Т. Tetsuju // Zaizyoto Prosesu. Current Advances in Materials and Processes / 1996.9. – N 4. P. 606–607.
4. **Исследование** гидродинамики разливки стали в кристаллизаторы УНРС / А. Д. Акименко // Проблемы стального слитка. Тр. 5-й конф. – М.: Металлургия. С. 640–653.
5. **Казачков, Е. А.** Исследования количественных характеристик потоков и размыва оболочки непрерывного слитка при разливе затопленной струей // Сб. науч. тр. Непрерывная разливка стали. – № 4. – М.: Металлургия, 1977. – С. 76–83.
6. **Китаев, Е. М.** Затвердевание стальных слитков / Е. М. Китаев – М.: Металлургия, 1983.

7. Манохин, А. И. Получение однородной стали / А. И. Манохин – М.: Металлургия, 1978.

8. Ефимов, В. А. Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов / В. А. Ефимов – М.: Машиностроение, 1998.

9. Ефремов, Г. В. Управление процессом рафинирования стали в промежуточном ковше / Г. В. Ефремов // Сталь. – 2001. – №4.

10. Nakasima, H. Equipment and materials for tundish wet gunning / H. Nakasima // Refractories, 1995. – Vol. 47. – N 6. – P. 315–320.

УДК 669.187

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук,
И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук,
П.Э. РАТНИКОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
О.А. КОНДРАШЕВА (ДГТУ)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ СКОРОСТИ НЕПРЕРЫВНОЙ ПОДАЧИ МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ В РАСПЛАВ СТАЛИ ПРИ ПЛАВКЕ В ДСП МАЛОЙ ЕМКОСТИ

В настоящее время повышение качества выплавляемой стали в дуговых сталеплавильных агрегатах (особенно печах малой емкости машиностроительных производств) является весьма актуальной задачей. Вместе с тем все реконструктивные мероприятия связаны со значительными финансовыми издержками. Наименее затратный путь – переход к использованию современных шихтовочных материалов и совершенствование технологий плавки. Например, установка на печах малой емкости дозаторов непрерывного действия для подачи металлизированных окатышей не требует больших финансовых инвестиций, а применение высококачественного сырья в значительной мере повысит качество металла.

Как известно, металлизированные окатыши являются качественными шихтовочными материалами, имеющими известный химический состав, что во многом предопределяет получение высоко-

качественных марок стали. Подача металлизированных окатышей в дуговую сталеплавильную печь осуществляется двумя путями: 1) загрузочными бадьями вместе с остальной шихтой; 2) через загрузочное окно на зеркало жидкого металла. При этом на энерготехнологические показатели плавки (такие, как продолжительность плавки под током, расход электроэнергии и т.д.) существенно влияют следующие технологические параметры: объем металлизированных окатышей и скорость их подачи. Увеличение скорости подачи металлизированного сырья может приводить к так называемому эффекту «айсберга», когда будет происходить спекание отдельных кусков в довольно массивные глыбы и медленное их плавление в жидкой стали, что увеличивает продолжительность плавки.

В данной статье приведены расчеты по определению оптимальной скорости (расхода) непрерывной подачи металлизированных окатышей в расплав стали. Для установления скорости подачи металлизированного сырья в печь необходимо вначале определить время плавления отдельных кусков в расплаве жидкой стали. Для этого была использована математическая модель плавления кускового лома в расплаве [1–3].

Время прогрева, нагрева и плавления кускового материала в соответствии с используемой схемой термического слоя (рис.) имеет вид (в безразмерных величинах):

Продолжительность инерционного этапа

$$(0 \leq \tau \leq \tau_0, \beta_1(\tau) \leq \rho \leq 1)$$

$$\tau_0 = [1 - 0,15(\varepsilon_\lambda - \varepsilon_c)Ki] / 6. \quad (1)$$

Продолжительность регулярно-го этапа ($\tau_0 \leq \tau \leq \tau_2 = \tau_\Phi^0$); ($0 \leq \rho \leq 1$) определяется путем решения трансцендентного уравнения

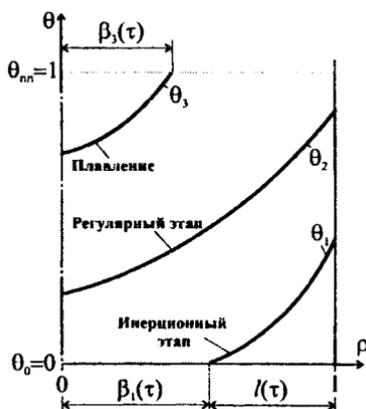


Рисунок — схема теплового пограничного слоя при расплавлении кускового материала

$$(1+m) \int_0^{\tau_\phi^0} \text{Ki}(\tau) d\tau \approx \frac{\varepsilon_\lambda}{\varepsilon_c} \left[\frac{(1+\varepsilon_\lambda)^2 - 1 + 2(1+\varepsilon_\lambda) \left(1 - \frac{\varepsilon_\lambda}{\varepsilon_c}\right)}{2\varepsilon_\lambda} - \text{Ki}(\tau_\phi^0)/3 \right] + \left(1 - \frac{\varepsilon_\lambda}{\varepsilon_c}\right) \text{Ki}(\tau_\phi^0)/6. \quad (2)$$

Продолжительность этапа плавления определяется из уравнения

$$\int_{\tau_\phi^0}^{\tau} \text{Ki}(\eta) d\eta + \text{Ko}\beta_3(\tau) + D = -\frac{(1+\varepsilon_c)\beta_3^2(\tau)}{3(1+\varepsilon_\lambda)(1+m)} [\text{Ki}(\tau) + \text{Ko}\dot{\beta}_3(\tau)], \quad (3)$$

$$\text{где } D = -\left[\text{Ko} + \frac{1+\varepsilon_c}{1+\varepsilon_\lambda} \frac{\text{Ki}(\tau_\phi^0) + \text{Ko}\dot{\beta}_3^0}{3(1+m)} \right].$$

В формулах (1)–(3) использованы обозначения:

$$\theta(\rho, \tau) = \frac{T(\rho, \tau) - T_0}{T_\phi - T_0}; \quad \text{Ki}(\tau) = \frac{q_n(\tau)h}{\lambda_0(T_\phi - T_0)}; \quad \rho = \frac{x}{h}; \quad \beta_j(\tau) = \frac{B_j(\tau)}{h};$$

$$\tau = \frac{a_0 t}{h^2}; \quad \text{Bi} = \frac{\alpha_k h}{\lambda_0}; \quad \text{Ko} = \frac{q_\phi}{c_p^0(T_\phi - T_0)},$$

$$\lambda(T) = \lambda_0 + \delta_\lambda(T - T_0) = \lambda_0(1 + \varepsilon_\lambda \theta); \quad \varepsilon_\lambda = \frac{\delta_\lambda}{\lambda_0}(T_\phi - T_0);$$

$$c(T) = c_0 + \delta_c(T - T_0) = c_0(1 + \varepsilon_c \theta); \quad \varepsilon_c = \frac{\delta_c}{c_0}(T_\phi - T_0).$$

Здесь T_0 , $T_\phi = T_{\text{ликв}}$; T_c – начальная температура металла, температуры плавления и перегрева расплава, К; q_ϕ – скрытая теплота плавления, кДж/кг; α_k – коэффициент теплоотдачи конвекцией, Вт/(м²·К); $a_0 = \lambda_0/(c_p \gamma)$ – коэффициент температуропроводности, м²/ч; c_p – удельная теплоемкость, кДж/(кг·К); x – координата, м; $H = 2h$ – размер тела, м; t – время, ч; $B_j(\tau)$ – непрогретая ($j = 1$) или неоплавленная ($j = 3$) зона, м.

Принимая во внимание тот факт, что металлизированные окатыши имеют примерно одинаковую форму и размеры, примем за характерную форму шар, а характерный размер составит 2 см. Кажущаяся плотность металлизированных окатышей составляет порядка 5000 – 5500 кг/м³.

Результаты расчетов по формулам (1) – (3) приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Продолжительности различных периодов процесса «прогрев–нагрев–плавление» металлизированных окатышей

Период	Продолжительность, мин (%)
Время прогрева	0,018793 (0,612245 %)
Время нагрева	2,384946 (77,69648 %)
Время плавления	0,665828 (21,69127 %)
Суммарное время процесса	3,069568 (100 %)

Как видно из таблицы, продолжительность расплавления окатышей составляет около 3 минут.

После установления продолжительности расплавления отдельных окатышей определим их расход таким образом, чтобы скорость подачи была равна скорости плавления.

При попадании окатышей в жидкую сталь они нагреваются за счет отбора теплоты от жидкого металла. Энергия, полученная окатышами, будет равна

$$\Delta E = \int_0^{\tau_k} P_{\text{ок}} \cdot c_{\text{эфф.ок}} \cdot (t_{\text{кон.ст}} - t_{\text{нач.ок}}) \cdot d\tau, \quad (4)$$

где $P_{\text{ок}}$ – расход металлизированных окатышей кг/с; $c_{\text{эфф.ок}}$ – эффективная теплоемкость металлизированных окатышей с учетом теплоты фазового перехода; $t_{\text{кон.ст}}$, $t_{\text{нач.ок}}$ – соответственно температура стали и начальная температура окатышей, τ – время подвалки окатышей.

В дальнейшем будем считать расход окатышей постоянной величиной (независящим от времени), что позволит вынести его за знак интегрирования.

Чтобы предотвратить остывание расплава, необходимо подводить к нему энергию (за счет электроэнергии, теплоты экзотермических реакций и т.д.)

$$\eta(W + E_{\text{экз}}) \int_0^{\tau_k} d\tau = P_{\text{ок}} \cdot c_{\text{эфф.ок}} \times \\ \times (t_{\text{кон.ст}} - t_{\text{нач.ок}}) \cdot \int_0^{\tau_k} d\tau, \quad (5)$$

где η – коэффициент полезного действия; W – мощность подаваемой электроэнергии (мощность трансформатора); $E_{\text{экз}}$ – мощность экзотермических реакций.

Рассмотрим плавку металлизированных окатышей на примере печи малой емкости (емкость ДСП 6 тонн). Технические характеристики печей малой емкости [4] приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Основные параметры ДСП малой емкости

Наименование параметра	ДСП-1,5	ДСП-3	ДСП-6	ДСП-12
Номинальная масса плавки, т	1,5	3	6	12
Мощность печного трансформатора, МВА	1,6	2,5	5	8 (+20%)
Расчетное время расплавления твердой завалки, мин	60	60	60	60
Диаметр графитированного электрода, мм	150	200	300	350
Тип выпуска	выпуск через сливной носок			
Напряжение высокой стороны трансформатора, кВ	6–10	6–10	35–40	35–40

Как правило, загрузка металлизированных окатышей происходит по непрерывным дозаторам через технологическое отверстие в своде печи (диаметром 300–600 мм). Попадая на зеркало жидкого металла, окатыши имеют «пятно» диаметром около 1 м. Так как кажущаяся плотность окатышей составляет порядка 5 – 5,5 т/м³, то они плавают на поверхности, погруженные в металл на 2/3 (при этом насыпная плотность окатышей равна 2 – 2,5 т/м³). По производственным данным считается, что глубина слоя окатышей на металле не превышает 25 см. Таким образом, масса одновременно находящихся окатышей в печи равна

$$M_{\text{ок}} = \frac{\pi d^2}{4} l \cdot \rho = \frac{3,14 \cdot 1^2}{4} \cdot 0,23 \cdot 2500 = 451 \text{ кг.}$$

Так как время плавления металлизированных окатышей составляет 3 минуты, то рекомендуемый расход окатышей 150,3 кг/мин (или 30 кг/(мин·МВт), или 0,5 кг/(сек·МВт)). Эти данные подтверждаются работой [5], согласно которой оптимальный расход металлизированных окатышей (соответственно и удельная скорость плавления) находится в пределах 28 – 32 кг/(мин·МВт).

Определим количество подводимой энергии (мощность трансформатора), необходимой для осуществления процесса расплавления металлизированных окатышей при их непрерывной загрузке исходя из формулы (5). В расчетах положим, что мощность тепловыделения от экзотермических реакций составляет 20 % от мощности подводимой трансформатором, а коэффициент полезного действия печи составляет 0,65, эффективная теплоемкость металлизированных окатышей равна 1060 Дж/(кг·К), температура расплава 1540 °С, начальная температура окатышей 0°С.

Необходимая подводимая мощность составляет

$$W = \frac{P_{\text{ок}} \cdot c_{\text{эфф_ок}} \cdot (t_{\text{кон_ст}} - t_{\text{нач_ок}})}{1,2 \cdot \eta} = \frac{0,5 \cdot 1060 \cdot 1540}{1,2 \cdot 0,65} = 1,046 \text{ МВА.}$$

Литература

1. Тимошпольский, В. И. Теоретические основы теплофизики и термомеханики в металлургии / В.И. Тимошпольский, Ю.С.Постольник, Д.Н. Андрианов. – Мн.: Бел. наука, 2005. – 560 с.
2. Постольник, Ю. С. Метод расчета процессов плавления кусковых материалов в жидкой ванне / Ю.С. Постольник, В.И. Тимошпольский, О.А. Кондрашова // Металлургическая теплотехника: история, современное состояние, будущее. К столетию со дня рождения М.А.Глинкова: Тр. III Междун. науч.-практ. конф. (1–3 февраля 2006 г. – МИСиС).– М.: МИСиС, 2006. – С. 580–583.
3. Тимошпольский, В. И. Методика расчета продолжительности расплавления кускового лома в расплаве жидкой стали / В.И. Тимошпольский, П.Э. Ратников // Мат-лы V междунар. науч.-техн. конф. «Наука – образованию, производству, экономике» (Минск, 2007). – Т. 1. – С. 235–241.
4. <http://www.sibelectrotherm.ru/Product/EAF/EAF.htm>.

5. Федина, В. В. Разработка энергосберегающего режима плав-ления металлизированных окатышей в дуговой сталеплавильной печи с целью повышения эффективности производства: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02. / В.В. Федина. – М., 2003.

УДК 559.041

И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук,
И.Н. ПЛЮЩЕВСКИЙ, канд.техн.наук,
П.Э РАТНИКОВ, канд.техн.наук,
Н. Г. МАЛЬКЕВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ)

ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ И ОПТИМИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ НАГРЕВА МЕТАЛЛА В ПРОХОДНЫХ ПЕЧАХ ПОД ОБРАБОТКУ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

В кузнечных цехах машиностроительных предприятий Республики Беларусь в настоящее время используются нагревательные печи проходного типа (толкательные печи) устаревшей конструкции. Модернизация парка нагревательных печей, помимо ввода нового оборудования, предполагает также реконструкцию действующих печей, которая в большинстве случаев подразумевает максимально возможное сохранение самой конструкции печи (чаще всего металлоконструкции). Учитывая, что нагревательная печь предназначена для обеспечения нагретыми заготовками какого-либо агрегата – пресса, прокатного стана, молота и др., основным ее показателем является производительность, которая должна согласовываться с производительностью конкретного агрегата. Вместе с тем интенсификация процессов теплообмена в нагревательной печи, и как следствие, повышение производительности, может привести к необходимости после нагрева заготовок выдерживать их в печи для поддержания ее температуры на уровне, необходимой для дальнейшего передела, что приведет к перерасходу топлива. Это требует разработки оптимальной технологии нагрева, обеспечивающей как топливосбережение, так и требуемые свойства заготовок для дальнейшей обработки. Основными статьями, влияющими на себестои-

мость получения металлопродукции в кузнечном цехе, являются стоимость металла, потери с окалиной, а также стоимость топлива, израсходованного на нагрев.

При расчете непрерывно действующих малых нагревательных газопламенных печей кузнечных цехов обычно используют следующие исходные данные: производительность печи G , т/ч; начальная температура металла t_0 , °С; конечная температура поверхности металла t_k , °С; конечный перепад температур по сечению заготовок, Δt_M^k ; способ нагрева (односторонний, двусторонний, трехсторонний) и соответствующая ему расчетная толщина заготовки $s_{расч}$; теплота сгорания топлива, Q , кДж/м³ (кг).

Температура печи $t_{печ}$, соответствующая конечному перепаду температур по сечению заготовки, рассчитывается через удельный тепловой поток к поверхности металла в конце нагрева [3] и расчетную температуру газов в печи:

$$q = \frac{2\lambda_M^k \Delta t_M^k}{s_{расч}}, \quad (1)$$

где q – удельный тепловой поток к поверхности металла; λ_M^k – теплопроводность обрабатываемой марки стали при конечной температуре заготовки.

Расчетная температура газов в печи определяется по выражению:

$$t_g = 100 \sqrt[4]{\frac{q}{\sigma} + \left(\frac{T_{п}^k}{100}\right)^4} - 273, \quad (2)$$

где σ – коэффициент излучения при степени черноты металла $\epsilon_M = 0,8$.

Температура уходящих газов $t_{y,r}$ находится во взаимосвязи с температурой печи:

$$t_{y.g.} = \sqrt{t_{печ} t_{п}^k}. \quad (3)$$

Температуру уходящих газов небольших печей кузнечных производств рассчитывают исходя из заданной производительности печи и активной площади пода печи [4]:

$$t_{yx} = 625 + 0,68 p_{a.п} \frac{nl}{B} \left(1 + \frac{B}{nl}\right) - 300 \frac{nl}{B},$$

где $p_{a.п}$ – напряженность активного пода, кг/(м²·ч); n – число рядов заготовок в печи; l – длина заготовки, м; B – ширина печи, м.

Расход топлива определяют из уравнения теплового баланса, после чего рассчитывается удельный расход топлива по формуле:

$$b = \frac{BQ_H^p}{G}, \quad (5)$$

где Q_H^p – низшая теплотворная способность топлива; G – производительность печи; B – расход газа.

Коэффициент полезного действия печи:

$$\eta = \frac{Q_M}{BQ_H^p}, \quad (6)$$

где Q_M – теплота, поглощенная металлом при нагреве.

Максимальная температура рабочего пространства печи определяется стойкостью футеровки, технологией нагрева и не может быть выше действительной температуры горения топлива.

Снижение затрат тепловой энергии обеспечивается снижением требуемых температур нагрева для обработки металлов давлением, проведением мероприятий, направленных на уменьшение потерь через конструкцию печи и с отходящими газами, применением современных систем управления тепловым режимом. Энергосберегающие режимы нагрева предусматривают оптимизацию затрат топлива на нагрев за счет организации оптимального распределения пода-

чи топлива во времени и по длине рабочего пространства печи, оптимизации процесса сжигания топлива и гидравлического режима печи.

Нагревательные печи машиностроительных производств часто работают в переходных режимах, вызванных изменением сортамента, марки нагреваемых заготовок, темпа их выдачи, что вызывает трудности с определением теплового режима нагревательной печи при обработке разнономенклатурных изделий. Поэтому требуют решения следующие основные задачи:

- обеспечение требуемых температурных параметров нагреваемых заготовок при минимизации расхода энергии;
- реализация гибкого режима нагрева с учетом требований минимальной температуры выдачи заготовок;
- оптимизация режимов работы печи при простое агрегатов обработки давлением;
- полное сжигание топлива.

Для их решения применяются различные способы управления нагревательными печами, различающиеся как по структуре, так и по техническим средствам. Так как нагревательная печь и агрегаты обработки давлением связаны между собой темпом выдачи из печей и температурой заготовок, выданных из печи, то при автоматизации нагревательных печей должно быть предусмотрено управление как транспортировкой заготовок, так и тепловым режимом печи. Основные функции управляющих процессоров должны быть следующие:

- слежение за положением заготовок и управление транспортировкой заготовок;
- управление процессом нагрева заготовок;
- управление процессом сжигания топлива и гидравлическим режимом рабочего пространства печи.

Задачей системы управления нагревом заготовок является выбор и поддержание такого теплового режима печи, который обеспечит нагрев заготовки до заданных температур при колебаниях производительности молота и изменении теплофизических параметров заготовок. При этом система должна обеспечить график нагрева заготовок, основываясь на принятой стратегии управления и предлагаемом времени нагрева с соблюдением нормированных показателей по расходу топлива. Система управления сжиганием топлива и гидравлическим режимом должна обеспечивать качественное сжигание топлива, достижение оптимальных условий теплообмена фа-

кела с металлом и кладкой, поддержание в печи газовой атмосферы определенного состава.

Комплексное управление нагревательными печами позволяет синхронизировать работу печи и агрегатов обработки металлов, в частности обеспечить своевременную выдачу заготовок с заданной температурой. В условиях нагрева заготовок с переменными геометрическими и теплофизическими параметрами, а также при переменном темпе выдачи заготовок из печи, получение требуемого качества нагрева заготовок возможно лишь при эффективном управлении работой участка нагревательных печей. Под качеством нагрева следует понимать получение заданного распределения температуры по сечению заготовки. В более широком смысле качественный нагрев металла можно характеризовать следующими показателями:

- температура поверхности заготовок на выходе из печи соответствует заданному значению с точностью $\pm 10^{\circ}\text{C}$;
- заготовки прогреты по сечению так, что перепад температур по толщине крупных отливок не превышает допустимых значений ($20\text{--}30^{\circ}\text{C}$) и соответствует применяемой технологии ковки-штамповки;
- скорость нагрева металла от исходного теплового состояния до температур $500\text{--}700$ град не превышает максимально допустимую величину.

Требуемый график нагрева определяется скоростью продвижения заготовок, ее размерами, маркой стали. Чем выше средняя температура заготовки на выходе из печи, тем больше пластичность металла, меньше усилие деформации и расход электроэнергии на его деформацию. Для каждой марки стали имеется максимально допустимые значения данной температуры, исключающей перегрев. Минимальная температура ограничивается мощностью прессы.

При увеличении средней температуры нагрева металла повышается расход топлива на нагрев, возрастают потери металла с окалиной и степень обезуглероживания поверхности заготовок, возрастает риск оплавления окалины и свариваемости заготовок, а также увеличивается износ печи. Вследствие этого возрастает количество металла, который, будучи нагрет за счет расходования топлива и использования производственных мощностей, отбраковывается, то есть возникают дополнительные затраты. Перепады температур по толщине повышаются с уменьшением времени нагрева металла и с

увеличением толщины заготовки. Равномерный нагрев обычно обеспечивается тем, что для заготовки каждой толщины и каждой марки стали устанавливается минимальный предел допустимого времени нагрева.

При интенсивном нагреве заготовок большой толщины из высокоуглеродистых или легированных сталей, обладающих низкой теплопроводностью, между сердцевиной и поверхностью заготовки возникает большой перепад температур, который приводит к появлению значительных термических напряжений. Поэтому скорость нагрева таких сталей до температур 500 – 700°C ограничивается. В целом, существует три области нагрева стали для последующего обработки металлов или термообработки. Начальная область соответствует температурам до 730°C, характерная для нагрева стали с холодного или теплого состояния. Промежуточный интервал температур нагрева составляет 730 – 900°C и сопровождается протеканием фазовых превращений. Особенностью данного периода является замедление скорости роста температуры металла в области фазовых превращений (перлитно-аустенитного) во временном интервале. Замедление скорости нагрева связано с эндотермическим эффектом при фазовых превращениях. Неодновременность протекания эндотермического эффекта по толщине нагреваемого изделия может привести к формированию значительной неравномерности температурного поля. Конечный период нагрева (900 – 1100 – 1300°C) показателен тем, что интенсифицируются процессы окисления, обезуглероживания, роста зерна, обеспечивается необходимая пластичность и сопротивление пластической деформации, возникает опасность перегрева и пережога.

Значительному сокращению расхода топлива способствует применение специального подхода управления печью во время простоев и в периоды, предшествующие простоям и последующие за ним. Также сокращению расхода топлива способствует осуществление динамически согласованной производительности агрегата для пластической деформации и печи с целью компенсации случайного изменения производительности печи. Оптимизация режимов нагрева металла в период простоя агрегата позволяет получить значительную экономию топлива за счет снижения температуры печи по сравнению с рабочим режимом. В работе [2] отмечается, что при оптимизации управления печью во время простоев экономия топли-

ва может достигать до 4 – 7%. На практике бывают запланированные и незапланированные простои. Длительность запланированных простоев регламентирована, но не всегда соблюдается. Незапланированные простои происходят при возникновении аварийных ситуаций и их длительность – величина случайная. Поэтому актуальным является задача расчета и реализации такой подачи топлива по зонам печи во время простоев, при которой можно минимизировать его расход и в то же время иметь нагретый металл сразу же после простоя.

Следует отметить, что эффект по экономии топлива может наблюдаться при равномерно-распределенном нагреве за счет применения сводового отопления плоскопламенными горелками. Согласно данным [5] реальная экономия топлива в этом случае составляет до 5 – 6 %. Экономия топлива до 10 % может быть получена в печах, характеризующихся высокими тепловыми потерями из рабочего пространства печи на охлаждение элементов печи.

Поскольку при нагреве в печах для непосредственного измерения доступна только температура поверхности металла, то информация о температуре внутренних слоев заготовки может быть получена только с помощью математических моделей, адаптированных к реальным процессам, либо по разработанному на ее основе алгоритму контроля процесса. В принципе экономически целесообразным является режим нагрева, при котором основной нагрев происходит в конце назначенного времени нагрева. Сдвиг тепловых нагрузок в зону выдержки проходной печи позволяет сократить расход топлива на нагрев и добиться уменьшения окалинообразования. Оптимальная кривая нагрева должна рассчитываться при соблюдении ограничений, налагаемых на процесс нагрева.

Функция энергосберегающего оптимального управления нагревом заготовок в проходных печах сводится к расчету или температур греющей среды, или температуры поверхности металла в каждой зоне печи и передачи рассчитанных значений в качестве задания в систему автоматического регулирования, где осуществляется управление расходом газа в зоне. При этом основная задача управления нагревом металла состоит в экономии энергоресурсов (топлива) при заданном качестве нагрева и обеспечении наилучших условий сжигания топлива, что определяется оптимальным показателем коэффициента избытка воздуха.

Литература

1. Бутковский, А. Г. Управление нагревом металла / А. Г. Бутковский, С. А. Малый. – М.: Metallurgia, 1981.
2. Кламмер, Г. Системы управления процессом в камерных печах / Г. Кламмер, В. Шуппе // Черные металлы. – 1984. – № 19. – С.10-17.
3. Григорьев, В. Н. Повышение эффективности использования топлива в промышленных печах / В.Н. Григорьев. – М.: Metallurgia, 1977. – 282 С.
4. Мастрюков, Б. С. Теория, конструкции и расчеты металлургических печей / Б.С. Мастрюков. – М.: Metallurgia, 1986. – 370 С.
5. Лазич, Л. Влияние высоты печи на ее характеристики при косвенном радиационном теплообмене / Л. Лазич, Н.П. Свинолобов, В.Л. Бровкин // Сб науч. трудов: Металлургическая теплотехника. – Днепропетровск, 2006. – С. 194 – 208.

УДК 669.04

И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук,
Д.В. МЕНДЕЛЕВ,
П.Э. РАТНИКОВ, канд. техн. наук,
С.В. КОРНЕЕВ, канд. техн. наук (БНТУ)

ПОДБОР КОНСТРУКТИВНЫХ И ТЕХНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОХОДНОЙ НАГРЕВАТЕЛЬНОЙ ПЕЧИ ДЛЯ НАГРЕВА ЗАГОТОВОК ПОД ШТАМПОВКУ С ЦЕЛЮ СОЗДАНИЯ ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ

Выбор оптимальных конструктивных и технических параметров проходной нагревательной печи должен базироваться на математическом моделировании процессов, происходящих при нагреве металла, проведении соответствующих расчетов и анализе полученных результатов.

В типовых нагревательных проходных печах машиностроительного производства заготовки конструктивно располагаются в виде длинных ручьев (расположение заготовок: торец к торцу). На-

грев заготовок происходит за счет процессов излучения футеровки печи и других заготовок, а также излучения и конвекции дымовых газов. Поэтому в качестве моделируемого процесса рассмотрен процесс радиационно-конвективного нагрева неограниченных цилиндров в количестве n штук (n – количество ручьев) с граничными условиями, учитывающими теплообмен с торцов заготовки. В связи со сложностью решения такой задачи, как аналитическим путем, так и численными методами, целесообразно упростить ее до двухмерной постановки: нагрев неограниченных цилиндров с переменными теплофизическими свойствами при граничных условиях третьего рода.

Такой переход от трехмерной к двухмерной постановке задачи, при котором рассматривается только сечение заготовки, возможен,

если длина цилиндра значительно больше его диаметра $\frac{L}{d_B} \gg 1$.

Математическая модель нагрева цилиндрических заготовок в проходной печи в двухмерной постановке с учетом представления выражений, констант и переменных для расчетного программного пакета «FemLab Comsol Multiphysics» имеет следующий вид:

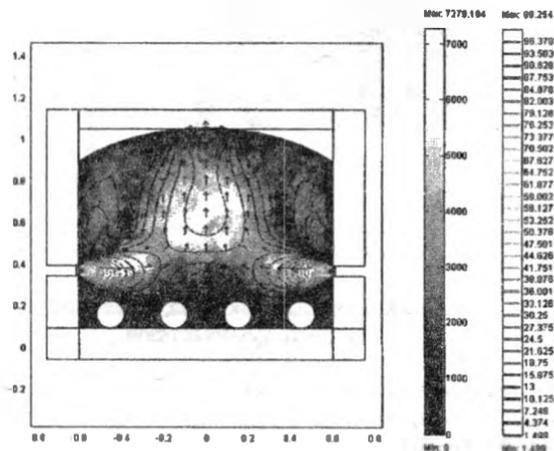
$$\left\{ \begin{array}{l} -\frac{\partial}{\partial x} \left(\eta_1 \frac{\partial u}{\partial y} \right) - \frac{\partial}{\partial y} \left(\eta_1 \frac{\partial u}{\partial x} \right) = -\rho_1 u \frac{\partial u}{\partial x} - \rho_1 v \frac{\partial u}{\partial y} - \frac{\partial p}{\partial x}; \\ -\frac{\partial}{\partial x} \left(\eta_1 \frac{\partial v}{\partial x} \right) - \frac{\partial}{\partial y} \left(\eta_1 \frac{\partial v}{\partial y} \right) = -\rho_1 u \frac{\partial v}{\partial x} - \rho_1 v \frac{\partial v}{\partial y} - \frac{\partial p}{\partial y}; \\ \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} = 0; \\ \nabla \cdot (-k_1 \nabla T_1) = \rho_1 c_{p1} T_1 \sqrt{u^2 + v^2}; \\ \delta_{is} \rho_2 c_{p2} \frac{\partial T_{2j}}{\partial t} + n \cdot (k_1 \nabla T_1 - k_2 \nabla T_{2j}) = h_j (T_1 - T_{2j}) + \sum_{i=3}^{l+2} \varepsilon_i \sigma (T_i^4 - T_{2j}^4); \\ (u, v) = (u(P), v(P)); \\ T_{2j, t=0} = T_{2j0} \quad T_1 = \text{const}, \end{array} \right. \quad (1)$$

где t – независимая переменная (время); u, v – компоненты вектора скорости дымовых газов (определяются через мощность P горелок); ρ_2, c_{p2}, k_2 – плотность, теплоемкость и теплопроводность заготовок; $\eta_1 = 0,272 \cdot T_1^{0,7265} \cdot 10^{-6}$ (Пуаз), $\rho_1 = 439,98 \cdot T_1^{-1,0319}$ $\left(\frac{\text{кг}}{\text{м}^3}\right)$, $k_1 = 0,126 \left(\frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{К}}\right)$, $c_{p1} = 1544 \left(\frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{К}}\right)$ – динамическая вязкость, плотность, теплопроводность, теплоемкость дымовых газов; h_j – коэффициент конвективной теплоотдачи от дымовых газов к j -й заготовке; T_1 – температура дымовых газов; T_{2j} – температура j -й заготовки; $\sum_{i=3}^{l+2} \epsilon_i \sigma (T_i^4 - T_{2j}^4)$ – сумма падающих потоков излучения на j -ю заготовку от всех объектов в количестве l , участвующих в теплообмене, с учетом переизлучения j -й заготовки.

При решении уравнений Навье-Стокса, входящих в систему (1), можно получить распределение чисел Рейнольдса и поля скоростей дымовых газов при заданном рабочем температурном режиме печи. Полученное поле скоростей учитывается при расчете конвективной составляющей теплового потока, передаваемого заготовкам. Таким образом можно оценить вклад конвективной составляющей при различных конструктивных и технических параметрах проходной печи и тем самым определить оптимальные параметры технологии нагрева, что особенно важно при определении места расположения горелочных устройств.

С этой целью для совершенствования технологии тепловой обработки цилиндрических заготовок и снижения удельного расхода топлива в проходных нагревательных печах с помощью мультифизического расчетного программного пакета «Femlab Comsol Multiphysics» была разработана газодинамическая модель обтекания заготовок дымовыми газами в поперечном сечении проходной печи (конструктивные размеры печи аналогичны нагревательной печи ГНП-1 ПО «МАЗ»). На рисунках 1, 2 отображены стационарные поля скоростей и чисел Рейнольдса для дымовых газов при различных схемах удаления дымовых газов из рабочего пространства. При

детальном анализе рисунков 1, 2 можно сделать однозначный вывод об обоснованности проектирования и строительства проходных печей с удалением дымовых газов через щелевую конструкцию пода, по сравнению с существующей схемой удаления дымовых газов для печей машиностроительного производства через свод.

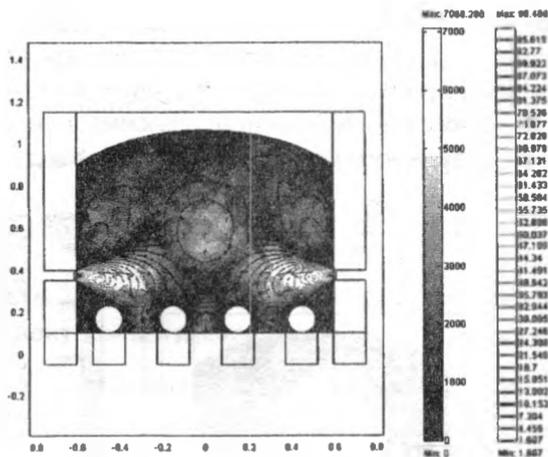


левая шкала – числа Рейнольдса; правая шкала – скорость дымовых газов

Рисунок 1 – Решение задачи газодинамики для сечения проходной печи при удалении дымовых газов через свод печи

При выбранном способе удаления дымовых газов необходимо решить следующую задачу: подбор конструктивных (высота установки боковых горелок h_B и характерный размер щели подины x_s) и технических (мощность горелок P) параметров печи, при которых нагрев заготовок диаметром d_B будет проходить в допустимом диапазоне интенсивностей температурных напряжений, возникающих в заготовке.

Для решения задачи определения интенсивностей температурных напряжений в j -й заготовке необходимо получить при решении системы (1) температурное распределение по ее сечению $T_{2j} = T_{2j}(r, \varphi)$. Для этой цели можно использовать любые доступные расчетные методы.



левая шкала – числа Рейнольдса; правая шкала –
 скорость дымовых газов

Рисунок 2 – Решение задачи газодинамики для сечения
 проходной печи при удалении дымовых газов
 через подину печи

Рассмотрим в качестве расчетных методов при решении поставленной задачи метод конечных элементов (МКЭ) и метод эквивалентных источников (МЭИ).

С точки зрения точности решения исходной задачи и объективного учета всех факторов целесообразно ее решать методом конечных элементов. Однако математическое моделирование и решение задачи с учетом многих технологических и конструктивных факторов не гарантирует быстрого и адекватного решения. Поскольку на этапе решения поставленной задачи в программном пакете «Femlab Comsol Multiphysics» могут возникать ошибки, не связанные с адекватностью постановки физической части задачи, а с установкой параметров решающего устройства, это значительно усложняет расчет.

С точки зрения простоты вычислений представляет интерес воспользоваться методом эквивалентных источников, однако этот метод оправдывает себя лишь при осесимметричном нагреве заготовок. Поэтому необходимо при конкретной постановке задачи обоснованно подходить к выбору того или иного метода решения.

С целью выбора метода решения был осуществлен расчетный эксперимент, в ходе которого была решена двухмерная задача нагрева цилиндра с помощью методов «МКЭ» и «МЭИ» при одинаковых начальных и граничных условиях третьего рода.

На рисунке 3 отображены температурные графики нагрева цилиндрической заготовки из стали марки 45, диаметром 130 мм в случаях расчета с помощью методов «МЭИ» или «МКЭ» при одинаковых начальных и граничных условиях (средняя температура по зонам печи 1250°C).

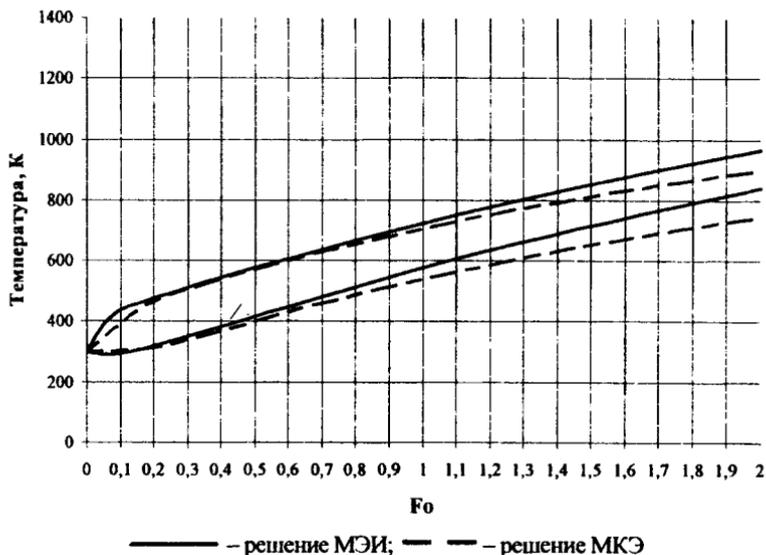


Рисунок 3 – Температурный график нагрева цилиндрической заготовки из стали марки 45, диаметром 130 мм в случаях расчета с помощью методов «МЭИ» и «МКЭ» при одинаковых граничных и начальных условиях

Из рисунка 3 видно, что результаты решений, полученных при использовании методов «МКЭ» и «МЭИ» практически идентичны в пределах чисел Фурье от 0 до 0,7. То есть в этих пределах можно обоснованно использовать метод «МЭИ» при решении данного типа задач вместо метода «МКЭ». В этих же пределах чисел Фурье на поверхности и в центре заготовки возникают максимальные температурные напряжения, которые при осесиммет-

ричном нагреве рассчитываются следующим образом:
радиальные температурные напряжения:

$$\sigma_r(r) = E \left[-\frac{1}{r^2(1-\nu)} \int_0^r \alpha T(x) x dx + A \right]; \quad (2)$$

тангенциальные температурные напряжения:

$$\sigma_\varphi(r) = E \left[-\frac{1}{r^2(1-\nu)} \int_0^r \alpha T(x) x dx - \frac{\alpha T(r)}{1-\nu} + A \right]; \quad (3)$$

осевые температурные напряжения:

$$\sigma_z(r) = E \left[-\frac{\alpha T(r)}{1-\nu} + 2A \right], \quad (4)$$

где $A = \frac{1}{R^2(1-\nu)} \int_0^R \alpha T(x) x dx$; E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона; α – коэффициент линейного расширения.

Интенсивность напряжений рассчитывается по формуле

$$\sigma_n(r) = \frac{1}{\sqrt{2}} \left((\sigma_r(r) - \sigma_\varphi(r))^2 + (\sigma_\varphi(r) - \sigma_z(r))^2 + (\sigma_r(r) - \sigma_z(r))^2 \right)^{1/2}. \quad (5)$$

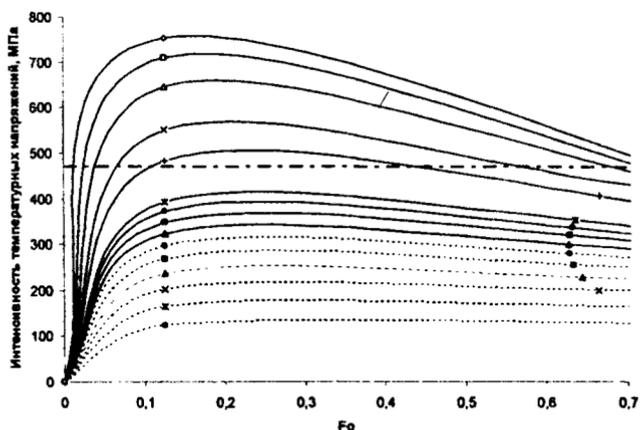
При нахождении времени нагрева заготовок применение метода «МЭИ» в качестве расчетного метода может привести к существенным погрешностям. В этом случае обосновано применение метода «МКЭ».

На рисунках 4 – 7 приведены зависимости от критерия Био интенсивностей растягивающих температурных напряжений, возникающих в центре цилиндрических заготовок из сталей

основных марок, используемых в кузнечно-штамповочном производстве на машиностроительных предприятиях.

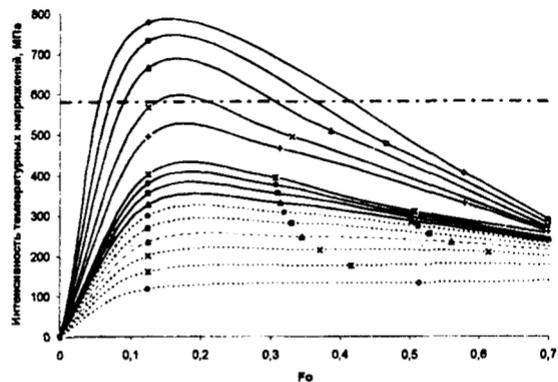
Получена также неявная зависимость критерия Био (на основании численного решения уравнений Навье-Стокса) от конструктивных (высота установки горелок, характерный размер щели подины) и технических (мощность горелок) параметров печи, которую можно представить в следующем виде:

$$\begin{aligned}
 Bi &= Bi(h_B, x_S, P) = \frac{\alpha_{cp} d_B}{2k_{2t=0}} = \\
 &= \frac{\rho_1 C_{p1} T_1 \sqrt{u^2 + v^2}}{T_1 - T_{2j\Pi t=t_k}} \cdot \frac{d_B}{4k_{2t=0}}
 \end{aligned}
 \tag{6}$$



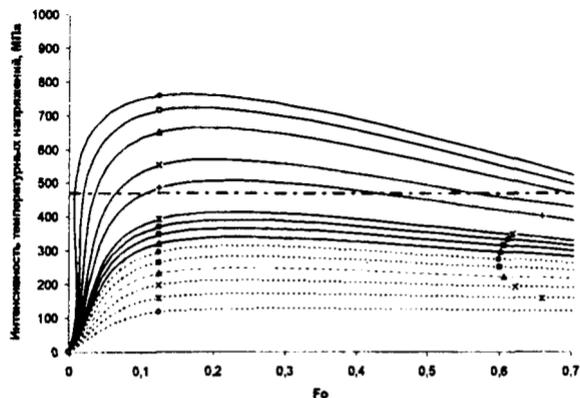
—○— Bi=5; —□— Bi=4; —△— Bi=3; —×— Bi=2; —+—
 Bi=1,5; —x— Bi=1; —●— Bi=0,9; —■— Bi=0,8; —▲— Bi=0,7;
 ---◆--- Bi=0,6; ---■--- Bi=0,5; ---▲--- Bi=0,4; ---x--- Bi=0,3;
 ---x--- Bi=0,2; ---◇--- Bi=0,1; — — — предел прочности стали в кон-
 це инерционного этапа

Рисунок 4 – Зависимость интенсивности температурных напряжений, возникающих в центре цилиндрической заготовки из стали марки 45 диаметром 130 мм, от критерия Био



—◇— Bi=5; —□— Bi=4; —△— Bi=3; —×— Bi=2;
 —+— Bi=1,5; —·— Bi=1; —◆— Bi=0,9; —■—
 Bi=0,8; —▲— Bi=0,7; —●— Bi=0,6; —■— Bi=0,5;
 - - -▲- Bi=0,4; - - -×- Bi=0,3; - - -·- Bi=0,2; - - -◇-
 Bi=0,1;
 - - - предел прочности стали в конце инерционного
 этапа

Рисунок 5 – Зависимость интенсивности температурных напряжений, возникающих в центре цилиндрической заготовки из стали марки 40 диаметром 130 мм, от критерия Био



—◇— Bi=5; —□— Bi=4; —△— Bi=3; —×— Bi=2;
 —+— Bi=1,5; —·— Bi=1; —◆— Bi=0,9; —■—
 Bi=0,8; —▲— Bi=0,7; - - -●- Bi=0,6; - - -■- Bi=0,5;
 - - -▲- Bi=0,4; - - -×- Bi=0,3; - - -·- Bi=0,2; - - -◇-
 Bi=0,1;
 / - - - предел прочности стали в конце инерционного
 этапа

Рисунок 6 – Зависимость интенсивности температурных напряжений, возникающих в центре цилиндрической заготовки из стали марки 35 диаметром 130 мм, от критерия Био

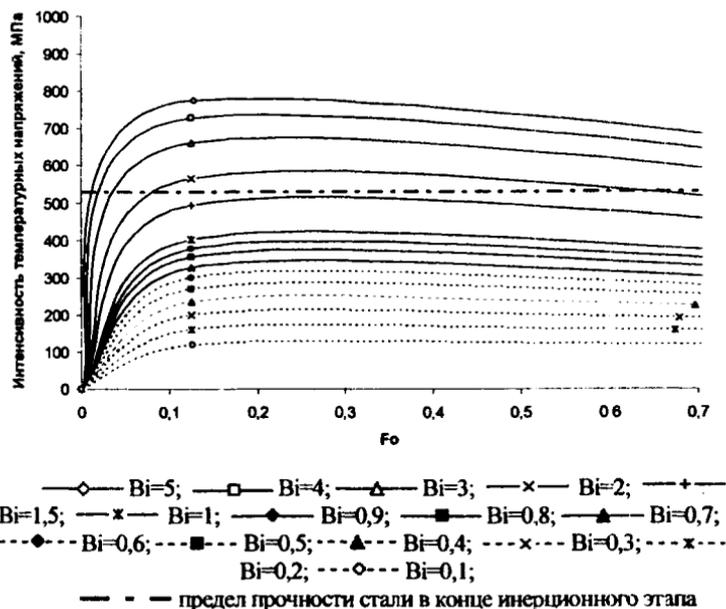


Рисунок 7 – Зависимость интенсивности температурных напряжений, возникающих в центре цилиндрической заготовки из стали марки 30 диаметром 130 мм, от критерия Био

Зависимости, отображенные на рисунках 4 – 7, неявно накладывают ограничения на конструкцию и технические параметры печи через критерий Био:

$$\sigma_{\text{и}} = \sigma_{\text{и}}(\text{Bi}) = \sigma_{\text{и}}(h_B, x_S, P). \quad (7)$$

Таким образом, подбор конструктивных и технических параметров проходной печи, базирующийся в выражениях (6) и (7), при многовариантных расчетах определяют как технологию качества нагрева заготовок, так и удельный расход топлива.

АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНОСТИ СИСТЕМ РЕКУПЕРАЦИИ НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

При строительстве современных нагревательных печей, а также при модернизации существующих, одним из основных реконструктивных мероприятий является установка рекуператора, работающего совместно с дутьевыми горелками традиционных конструкций. Вместе с тем рекуператоры, устанавливаемые на печах машиностроительных предприятий, обеспечивают температуру подогрева воздуха в пределах 150 – 400 °С при температуре дымовых газов 700 – 1100 °С, значительно реже (в основном для больших печей металлургического производства) подогрев воздуха осуществляют до температур выше 400 °С [1]. Альтернативой использования теплоты уходящего воздуха является применение рекуперативных газогорелочных устройств. Рекуперативная горелка представляет собой газогорелочное устройство со встроенным в него рекуператором. Продукты сгорания удаляются из рабочего пространства печи через рекуперативную горелку, обеспечивая подогрев дутьевого воздуха до 600 – 700 °С при температуре продуктов сгорания около 1000 °С [2, 3].

Схема работы рекуперативных горелок представлена на рисунке 1. Несмотря на высокую стоимость рекуперативных горелок, они имеют более высокие экологические показатели (по выбросам оксидов азота) по сравнению с дутьевыми горелками с подогревом воздуха до 400 °С. С целью снижения локальных температур, а, следовательно, и выбросов NO_x в рекуперативных горелках обеспечивается ступенчатое сжигание топлива с растянутым фронтом горения, например, с подачей части воздуха через отверстия в стенке рекуператора.

В связи с высокой температурой элементов горелки, к материалам, из которых она изготовлена, предъявляются повышенные требования. В зависимости от температур процесса применяют либо

металлические, либо керамические рекуператоры. Как правило, температура подогрева воздуха в горелках с металлическим рекуператором несколько выше, чем с керамическим.

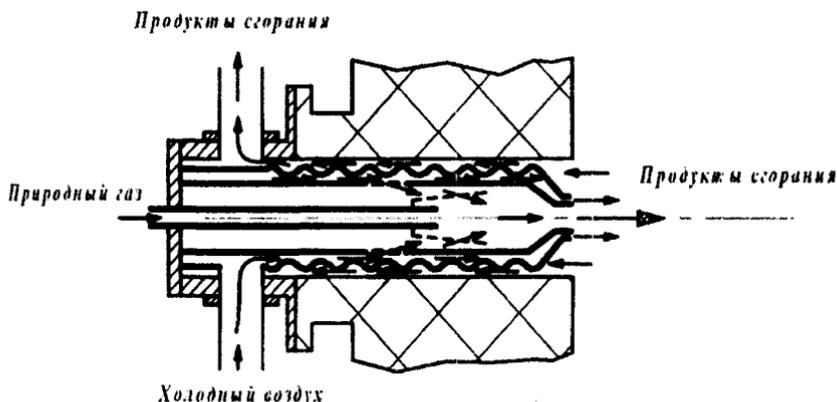
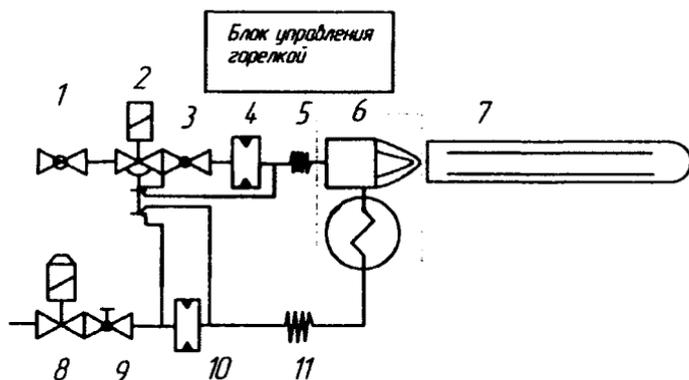


Рисунок 1 – Схема работы рекуперативных горелок

Достоинством рекуперативных горелок является то, что регулирование мощности осуществляется при помощи тактового управления включением/выключением горелки с высоким импульсом пламени и работой горелки в оптимальном режиме на всем протяжении процесса нагрева. На рисунке 2 представлена схема системы отопления с тактовым регулированием мощности и горелкой ЕСО-МАХ.

Включение горелки происходит по сигналу, поступающему от блока тактового управления к автомату управления горелкой. Далее открываются газовый (2) и воздушный электромагнитные клапаны (8). Автомат управления горелкой (12) разжигает горелку (6). На диафрагме (10) поток воздуха, идущего на горение, создает перепад давления. Этот перепад служит управляющей величиной для регулятора соотношения расхода (2), который, изменяя расход газа, создает такой же перепад давления газа на диафрагме (4). С помощью регулировочных кранов (3 и 9) можно установить необходимые расходы. Поток уходящих продуктов сгорания, проходя через рекуператор горелки, подогревает воздух, идущий на горение.

При выборе мощности горелок при реконструкции системы отопления необходимо учитывать расчетное снижение расхода топ-



1 – шаровый кран АКТ; 2 – регулятор соотношения расходов с электромагнитным клапаном GVRH; 3 – кран установки расхода V; 4 – измерительная диафрагма; 5 – компенсатор ЕКО; 6 – рекуперативная горелка ECOMAX; 7 – радиационная труба с жаровой керамической трубой SICAFLEX; 8 – воздушный электромагнитный клапан VL; 9 – кран установки расхода V; 10 – измерительная диафрагма; 11 – компенсатор ЕКО

Рисунок 2 – Система отопления с радиационными трубами и тактовым регулированием мощности

лива: если печь до реконструкции не была оснащена рекуператором, а мощность горелок составляла, например, 100 кВт, то в случае применения рекуперативных горелок мощность следует выбирать меньшую – на величину снижения расхода топлива, т.е. около 65 кВт, если не происходит замена футеровки печи, а это, в свою очередь, отражается на материалоемкости всей газовой и воздушной аппаратуры.

Рассмотрим пути повышения эффективности работы печи при различных температурах подогрева воздуха, характерных для подогрева в центральном рекуператоре и в рекуперативных горелках.

Тепловой баланс (энергий) нагревательной газопламенной печи в общем виде записывается в виде равенства приходной и расходной части

$$Q_{\text{прих}} = Q_{\text{хим}} + Q_{\text{в}} + Q_{\text{т}} + Q_{\text{ок}}, \quad (1)$$

где $Q_{\text{хим}}$ – химическая энергия топлива (природного газа); $Q_{\text{в}}$ – теплота, вносимая в печь с воздухом; $Q_{\text{т}}$ – теплота, вносимая в печь с топливом; $Q_{\text{ок}}$ – теплота окисления металла.

$$Q_{\text{расх}} = Q_{\text{пол}} + Q_{\text{г. ух}} + Q_{\text{охл}} + Q_{\text{тепл}} + Q_{\text{изл}} + Q_{\text{акк}} + Q_{\text{тр}} + Q_{\text{нед}} + Q_{\text{пр}}, \quad (2)$$

где $Q_{\text{пол}}$ – полезная теплота, затраченная на нагрев изделий; $Q_{\text{г. ух}}$ – теплота уходящих из печи дымовых газов; $Q_{\text{охл}}$ – теплота, теряемая при охлаждении элементов печи водой; $Q_{\text{тепл}}$ – теплота, теряемая через футеровку печи теплопроводностью; $Q_{\text{изл}}$ – теплота, теряемая излучением через открытые окна; $Q_{\text{акк}}$ – теплота, аккумулированная кладкой; $Q_{\text{тр}}$ – теплота, затраченная на нагрев транспортных устройств (поддонов, конвейеров и т.д.); $Q_{\text{нед}}$ – теплота, теряемая вследствие неполноты сгорания топлива; $Q_{\text{пр}}$ – прочие потери теплоты (подсосы холодного воздуха и др.).

Применительно к конкретному виду печи уравнение теплового баланса может видоизменяться, так как отдельные статьи прихода или расхода могут отсутствовать.

Общий КПД (коэффициент полезного действия) печи определяется многими факторами, включая изоляцию печи, организацию процессов горения и теплообмена и др. Для характеристики эффективности процессов сжигания и теплообмена используют показатель, называемый коэффициентом использования топлива $\eta_{\text{и.т}}$ (КИТ)

Коэффициент использования топлива при известном расходе топлива на нагрев определяется формулой

$$\eta_{\text{и.т}} = \frac{Q_{\text{хим}} + Q_{\text{в}} + Q_{\text{т}} - Q_{\text{г. ух}} - Q_{\text{нед}}}{Q_{\text{хим}}}, \quad (3)$$

где $Q_{\text{хим}} = V \cdot Q_{\text{н}}^{\text{р}}$, V – расход топлива на нагрев изделий, м^3 ; $Q_{\text{н}}^{\text{р}}$ – теплота сгорания топлива, $\text{МДж}/\text{м}^3$.

При полном сгорании в выражении (3) будет отсутствовать $Q_{\text{нед}}$, а при отсутствии подогрева газа – $Q_{\text{т}}$, тогда выражение (3) можно записать в виде

$$\eta_{\text{и.т}} = \frac{Q_{\text{хим}} + Q_{\text{в}} - Q_{\text{г.ух}}}{Q_{\text{хим}}} \quad (4)$$

Для нахождения общих закономерностей целесообразно использовать удельные показатели, поэтому разделив каждый член уравнения (4) на произведение $B \cdot V_{\text{п.с}}$, получим выражение коэффициента использования топлива через удельные энтальпии

$$\eta_{\text{и.т}} = \frac{i_{\text{хим}} + i_{\text{в}} - i_{\text{г.ух}}}{i_{\text{хим}}}, \quad (5)$$

где $i_{\text{хим}} = \frac{Q_{\text{н}}^{\text{р}}}{V_{\text{п.с}}}$, $i_{\text{хим}}$ – начальная удельная энтальпия продуктов сгорания при нулевом значении энтальпии компонентов горения; $V_{\text{п.с}}$ – суммарный объем продуктов сгорания, отнесенный к единице топлива; $i_{\text{в}} = \frac{V_{\text{в}}}{V_{\text{п.с}}} \cdot c_{\text{в}} \cdot t_{\text{в}}$ – удельная энтальпия воздуха, отнесенная к единице объема продуктов сгорания; $i_{\text{ух}} = c_{\text{г.ух}} \cdot t_{\text{г.ух}}$ – удельная энтальпия уходящих из рабочей камеры продуктов сгорания; $V_{\text{в}}$ – действительный расход воздуха; $c_{\text{в}}$, $c_{\text{г.ух}}$ – средние объемные теплоемкости воздуха и продуктов сгорания; $t_{\text{в}}$, $t_{\text{г.ух}}$ – температура воздуха подаваемого на горение и продуктов сгорания, покидающих установку.

Действительный расход воздуха определяется как $V_{\text{в}} = \alpha \cdot V_{\text{т.в}}$, где α – коэффициент избытка воздуха; $V_{\text{т.в}}$ – теоретически необходимое количество воздуха для полного сгорания единицы топлива, $\text{м}^3/\text{м}^3$.

Таким образом, окончательно выражение для КИТ примет вид

$$\eta_{и.т} = \frac{\frac{Q_H^p}{V_{п.с}} + \frac{V_B}{V_{п.с}} \cdot c_B \cdot t_B - c_{г.ух} \cdot t_{г.ух}}{\frac{Q_H^p}{V_{п.с}}} \quad (6)$$

Используя полученное выражение, определим значение КИГ для случая подогрева воздуха в центральном рекуператоре (200–400 °С) и в рекуперативных горелках (500–700 °С), а также без подогрева воздуха.

Расчетные данные приведены на графике (рис. 3).

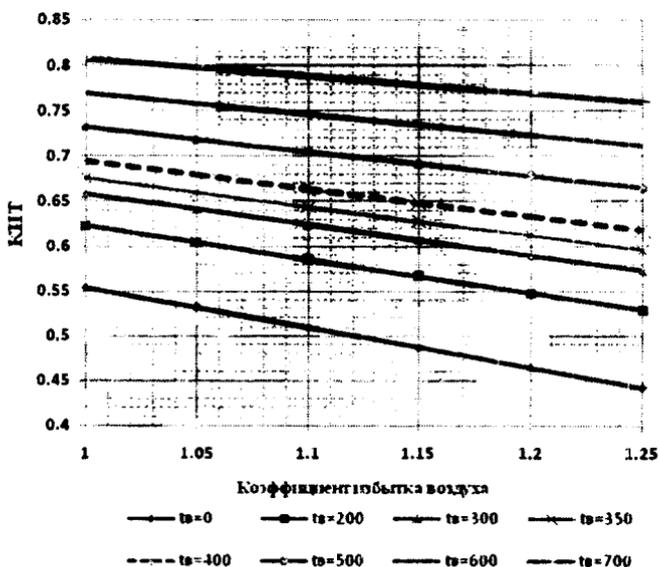


Рисунок 3 – Зависимость КИГ от коэффициента избытка и температуры подогрева воздуха (линии на графике от 200 °С до 700 °С) при температуре продуктов сгорания 1000 °С

Анализируя результаты, представленные на рисунке 3, необходимо отметить, что, например, для печи с температурой продуктов сгорания 1000 °С, имеющей идеальную теплоизоляцию, работаю-

щей в стационарном режиме, и в которой отсутствуют потери теплоты с охлаждающей водой и излучением через открытые окна, не оборудованной устройствами рекуперации теплоты, КПД не превысит КИТ и будет составлять менее 55 % при коэффициенте избытка воздуха $\alpha = 1,05$ и менее 45% при $\alpha = 1,25$.

Экономию топлива в зависимости от температуры подогрева можно определить, используя формулу:

$$\varepsilon = \frac{k_p \cdot i_{г.ух}}{i_{хим} - i_{г.ух} \cdot (1 - k_p)}, \quad (7)$$

где $k_p = \frac{i_B}{i_{г.ух}}$ – коэффициент рекуперации.

Таким образом, окончательно выражение для экономии топлива примет вид

$$\varepsilon = \frac{i_B}{i_{хим} - (i_{г.ух} - i_B)} = \frac{\frac{V_B}{V_{п.с}} \cdot c_B \cdot t_B}{\frac{Q_H^D}{V_{п.с}} - \left(c_{г.ух} \cdot t_{г.ух} - \frac{V_B}{V_{п.с}} \cdot c_B \cdot t_B \right)}. \quad (8)$$

На рисунке 4 приведены значения экономии топлива при различном коэффициенте избытка воздуха.

Анализ производственных результатов показывает, что температура подогрева воздуха в рекуператорах нагревательных печей машиностроительного производства редко превышает 400 °С и в среднем составляет 280 – 300 °С. Таким образом, из рисунка 4 следует, что экономия топлива будет составлять от 15 до 23 % по отношению к печи, не оборудованной рекуператором. В то же время подогрев воздуха в рекуперативных горелках для этих же условий может обеспечивать температуру до 700 °С, что дает экономию топлива на уровне 30 – 40%.

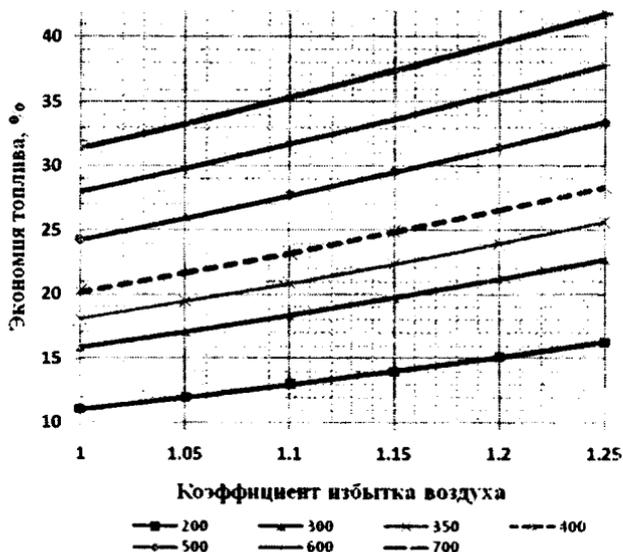


Рисунок 4 – Зависимость экономии топлива от коэффициента избытка воздуха и температуры подогрева воздуха (линии на графике от 200 °С до 700 °С) при температуре продуктов сгорания 1000 °С

Таким образом, для рассмотренного случая использование рекуперативных горелок позволяет обеспечить дополнительную экономию топлива на уровне 15 – 17 % по сравнению с использованием рекуператора. При повышении температуры выше 1000 °С, что характерно для большинства нагревательных печей под обработку металлов давлением и гомогенизирующего отжига, температуры в которых могут достигать 1200 °С и выше, дополнительная экономия топлива окажется еще более значительной (более 20 % по сравнению с использованием рекуператора).

Отметим также и другие недостатки системы отопления с центральным рекуператором в сравнении с рекуперацией теплоты в горелках. Установка в дымовой тракт рекуператора приводит к существенному увеличению гидравлического сопротивления дымового тракта при движении газов от печи до дымовой трубы. В среднем потери давления в дымовом тракте с учетом поворотов, подъемов, опусканий, изменений размеров составляют примерно 100 Па, при этом гидравлическое сопротивление рекуператора может находить-

ся на уровне до 2000 Па. Вследствие этого возникает необходимость использования дымососа для преодоления гидравлического сопротивления дымовой трубой. Требования к дымовому тракту на участке от печи до рекуператора предусматривают его футеровку, герметичность для исключения подсосов холодного воздуха, но в то же время, поскольку рекуператор не позволяет достаточно охлаждать дымовые газы, за рекуператором необходимо предусмотреть подачу холодного воздуха для снижения температуры дымовых газов и защиты оборудования дымового тракта от перегрева. В связи с этим необходимо решать вопросы минимизации затрат на перевооружение печей, учитывая высокую стоимость материалов рекуператора, затраты на установку рекуператора в сравнении со стоимостью горелок рекуперативного типа.

Поскольку рекуператор представляет собой металлическую конструкцию, возникают ограничения по максимальной температуре дымовых газов, и, соответственно, температуре подогрева воздуха. Использование жаростойких и жаропрочных сталей позволяет устанавливать рекуператоры на печах, имеющих температуру продуктов сгорания до 1350 °С, практически без их разбавления. Однако температура подогрева воздуха в рекуператоре будет определяться не только температурой дымовых газов, но и площадью поверхности теплообмена между дымовыми газами и нагреваемым воздухом, поэтому с экономической точки зрения для каждого типа рекуператора существуют оптимальные температуры подогрева воздуха [4].

Учитывая ограничения по максимальной температуре дымовых газов, перед рекуператором в дымовой тракт обычно устанавливают трубу для подачи холодного воздуха, обеспечивая требуемую температуру дымовых газов. Это приводит к необходимости установки датчиков температуры в дымовом тракте перед рекуператором и регулирующей арматуры на воздушной трубе.

Анализ имеющихся литературных и производственных данных по затратам на реконструкцию печей металлургического и машиностроительного производства при использовании традиционных рекуператоров и рекуперативных горелок свидетельствует о достаточно высокой экономической эффективности применения рекуперативных горелок.

Литература

1. Несенчук, А. П. Высокотемпературные теплотехнологические процессы и установки / А. П. Несенчук, В.Г. Лисиенко, В. И. Тимошпольский [и др.]. – Минск, 1988. – 320 с.

2. Wunning, J. Рекуперативные горелки для прямого нагрева промышленных печей // Gaswarne International. – 1988. – т. 37. – Вып. – 10. – С. 515-519.

3. Scholz R., Maaß R., Alt R. Принцип рекуперативных горелок и основы для расчета // Industriefeuerung. – № 35. –с. 12-20.

4. Тимошпольский, В. И. Расчет оптимальной температуры подогрева воздуха в рекуператоре на примере действующей термической печи современного машиностроительного завода с технико-экономической точки зрения / Тимошпольский В.И. и [др.] // Литье и металлургия. – 2008. – №2. – С. 119–124.

УДК 621.331:536.33

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук,
П.Э. РАТНИКОВ, канд. техн. наук,
С.М. КОЗЛОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
А.В. МАТОЧКИН (ГНПО «Белстанкоинструмент»)

МОДЕЛИРОВАНИЕ СКОРОСТНОГО НАГРЕВА МЕТАЛЛА ПРИ ОГРАНИЧЕНИЯХ НА ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ

Как известно, повышение содержания углерода и легирующих элементов в стальных слитках и заготовках приводит к повышению их склонности к трещинообразованию при нагреве и термической обработке вследствие того, что значения допустимого температурного перепада по сечению у таких марок стали значительно меньше, чем у рядовых углеродистых марок. К тому же, стоимость легированных сталей напрямую зависит от количества легирующих элементов и может превышать 500 – 700 долларов США за 1 тонну. Поэтому брак, возникающий в стальных слитках и заготовках в

процессах нагрева и термообработки (особенно легированных марок стали), существенным образом влияет на рентабельность продукции и, как следствие, рентабельность производства.

Все это приводит к необходимости разработки алгоритма управления нагревом стали (особенно высоколегированных марок стали) по критерию так называемых «допустимых напряжений» (при этом температурный перепад по сечению заготовок не должен превышать допустимого).

Математическая модель радиационно-конвективного нагрева металла формулируется следующим образом [1–5].

Уравнение теплопроводности при условии зависимости теплотехнических свойств материала от температуры

$$c_p^m(T_m)\rho_m(T_m)\frac{\partial T_m(\vec{r},t)}{\partial t} = \nabla(\lambda_m(T_m)\nabla T_m(\vec{r},t)), \quad (1)$$

где $\vec{r} = (x, y, z)$ – текущая координата точки, $T_m(\vec{r}, t)$ – температура материала в точке с координатами \vec{r} в момент времени t .

Начальное условие определяется исходным распределением температуры в теле:

$$T_{\text{мет}}(\vec{r}, 0) = T_{\text{мет}0} = \text{const}, \quad (2)$$

В общем случае, когда нагрев осуществляется за счет радиационного и конвективного нагрева, граничные условия к уравнению можно представить в виде

$$q_s(\vec{r}, t) = -\lambda_m(T)\frac{\partial T_m(\vec{r}, t)}{\partial \vec{n}} \Big|_{\vec{r} \in B} = \alpha_g(T_g - T_m(\vec{r}, t)) + q_{\text{res}}(\vec{r}), \quad (3)$$

где \vec{n} – внешняя нормаль к границе тела; T_g – температура печной среды, контактирующей с рассматриваемым телом; α_g – коэффициент теплообмена тела с печной средой;

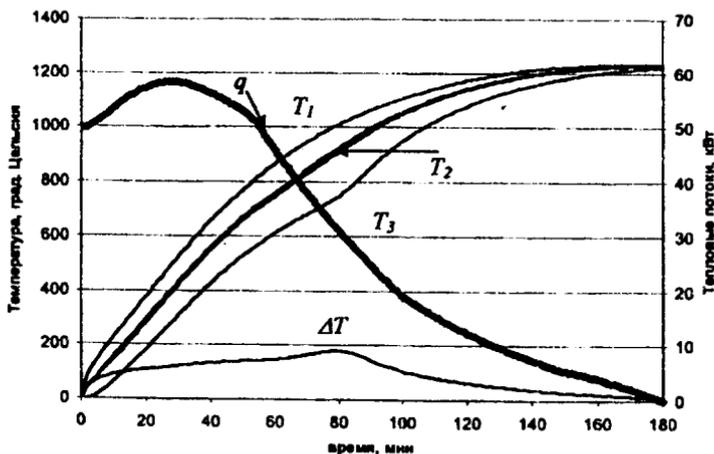
$$q_{res}(\vec{r}) = - \int_0^{\infty} \epsilon_{\lambda} \left(\int_{2\pi} I_{\lambda}(\vec{r}, \vec{l}) \cdot (\vec{l} \cdot \vec{n}) d\Omega - \pi B_{\lambda}(T_m(\vec{r})) \right) d\lambda \quad - \text{плотность}$$

результатирующего радиационного потока на поверхность тела. При струйном нагреве последнее слагаемое не учитывается.

Дополнительное условие, учитывающее ограничение на величину термических напряжений, имеет вид:

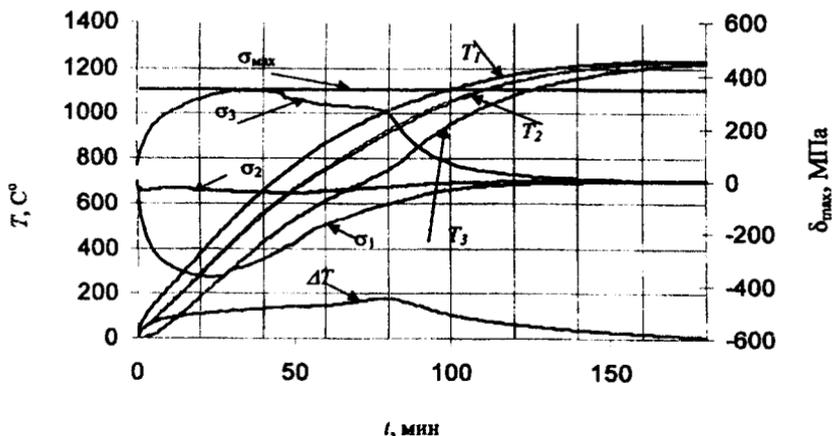
$$\sigma(\vec{r}, T) \leq k \cdot \sigma_{пр}(\vec{r}, T), \quad (4)$$

где $\sigma(\vec{r}, T)$ – текущее значение тензора термических напряжений в данной точке; $\sigma_{пр}(\vec{r}, T)$ – предел прочности рассматриваемой марки стали при данной температуре; k – коэффициент запаса прочности (выбирается исследователем, в нашем случае принимаем равным 0,6–0,75).



q – удельный тепловой поток на металл, Вт/м²; T_1, T_2, T_3 – соответственно температуры угла, середины грани и центра заготовки; ΔT – температурный перепад по сечению заготовки

Рисунок 1 – Динамика теплового потока на металл и температура в характерных точках заготовки сечением 250×300 мм из стали 45X при симметричном форсированном нагреве с учетом ограничений на термические напряжения



$T_1, T_2, T_3, \Delta T$ – то же, что и на рисунке 1; σ_{\max} – максимально допустимый уровень растягивающих напряжений; $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – соответственно температурные напряжения, возникающие в характерных точках заготовки (угол, центр грани и центр заготовки)

Рисунок 2 – Динамика температуры и напряжений в характерных точках заготовки при тех же условиях

Алгоритм разработки форсированных режимов нагрева стальных заготовок при ограничениях на термические напряжения включает:

- выбор типового нагревательного агрегата, представляющего данный тип печей в промышленном комплексе республики, а также наиболее представительных марок стали и типоразмеров заготовок;
- расчет оптимальных тепловых потоков с точки зрения быстродействия нагрева металла с учетом ограничений по допустимым напряжениям в заготовке (4);
- задание максимальной скорости нагрева. Если в процессе нагрева температурные напряжения превышают заданное значение, то величина теплового потока на металл снижается на определенное значение (шаг), а если не превышают – повышается на определенный шаг. При этом учитывается, что температура греющей среды лимитируется не только температурным перепадом по сечению заготовки, но и применяемыми огнеупор-

ными материалами и футеровкой (отклонения от эскизного графика температуры не превышает заданный предел, например 150 °С);

- при достижении поверхностью заготовки конечной температуры (в соответствии с технологией нагрева) критерием окончания процесса нагрева служит попадание температурного поля заготовки в заданный диапазон.

Таким образом, в результате расчетов определено оптимальное распределение теплового потока на металл во времени. На основании расчетного времени нагрева заготовок можно определить требуемую скорость перемещения заготовок в печном пространстве.

В качестве иллюстрации приведенного алгоритма представлен расчет форсированного режима нагрева непрерывно-литых заготовок сечением 250×300 мм из стали 45Х в нагревательной печи с шагающим подом. Реализация математической модели (1) – (4) осуществляется методом конечных разностей (явная схема) [6].

Предел прочности стали 45Х согласно данным работ [7] составляет 570 МПа. Коэффициент запаса прочности в уравнении (4) примем равным 0,6. Соответственно максимально-допустимые термические напряжения будут равны 350 МПа.

Результаты расчетов приведены на рисунках 1 и 2. На рисунке 1 представлены динамики тепловых потоков и значений температур в характерных точках сечения заготовки (угол, центр грани и центр заготовки) при форсированном режиме нагрева. На рисунке 2 показаны максимальные растягивающие и сжимающие термальные напряжения (в соответствии с распределением температур, представленных на рисунке 1).

Таким образом в работе предложен алгоритм управления нагревом модель расчета стальных слитков и заготовок по критерию максимально допустимых термических напряжений. Предложенная математическая модель и алгоритм могут быть использованы при расчетах форсированных режимов нагрева металла в печах с шагающими балками (шагающим подом) с целью повышения производительности тепловых агрегатов.

Литература

1. Тимошпольский, В. И. Разработка физико-математической модели радиационного теплопереноса в печах с учетом геометрии стальных заготовок. Сообщение 1. Теоретические основы и методы решения физико-математической модели / В.И. Тимошпольский, М.Л. Герман, Д.Н. Андрианов [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2004. – № 4. – С. 23–30.

2. Тимошпольский, В. И. Разработка физико-математической модели радиационного теплопереноса в печах с учетом геометрии стальных заготовок. Сообщение 2. Расчет спектрального коэффициента поглощения печной среды / В.И. Тимошпольский, М.Л. Герман, Д.Н. Андрианов [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2004. – № 4. – С. 31–34.

3. Тимошпольский, В. И. Численное решение уравнения переноса излучения в поглощающей, излучающей и рассеивающей среде со сложной 3-D геометрией / В.И. Тимошпольский, М.Л. Герман, П.С. Гринчук, А.Н. Ознобишин // *Инженерно-физический журнал*. – 2005. – Т. 78. – № 1. – С.138–147.

4. Герман, М. Л. Расчет характеристик переноса теплового излучения в рабочем пространстве кольцевой печи / М.Л. Герман, В.И. Тимошпольский, П.С. Гринчук [и др.] // *Инженерно-физический журнал*. – 2005. – Т. 78. – № 3. – С.3–14.

5. Математическое моделирование сопряженного теплообмена в газопламенных печах прокатного производства / В.И. Тимошпольский, М.Л. Герман, И.А. Трусова и др. // *Респ. межвед. сб. науч. трудов Металлургия*. – Вып. 29. – Минск: Выш. шк., 2005. – С.44–49.

6. Самойлович, Ю. А. Нагрев стали: Справ. пособие / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский – Минск: Выш. шк., 1990. – 314 с.

7. *Стали и сплавы. Марочник: Справочное издание* / В.Г. Сорокин [и др.]; науч. ред. В.Г. Сорокин, М.А. Гервасьев – М.: Интернет-Инжиниринг, 2001. – 608 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОЛУЧЕНИЯ БЕЗЖЕЛЕЗИСТЫХ ЛИГАТУР МЕТОДОМ ВНЕПЕЧНОЙ МЕТАЛЛОТЕРМИИ

Металлотермическим восстановлением называют процесс восстановления металлов из оксидов с помощью других металлов. Принципиально восстановителем может быть любой металл, обладающий более высоким химическим средством к кислороду, чем восстанавливаемый металл. Однако для практической реализации этого процесса необходимо, чтобы выбранные металлы имели достаточно большое различие в средстве к кислороду.

В металлотермии в качестве восстановителей обычно используют два элемента: алюминий и кремний. В соответствии с этим различают алюминотермические и силикотермические процессы.

Основное значение металлотермии состоит в получении безуглеродистых металлов и сплавов, необходимых в ряде производств. Реакции восстановления кремнием (особенно алюминием) сопровождаются выделением значительного количества теплоты. Однако при использовании кремния этой теплоты обычно недостаточно для внепечного осуществления процесса, и плавку ведут в электрической печи. Применение алюминия в качестве восстановителя позволяет осуществлять процесс в большинстве случаев без внешнего подогрева.

Термодинамическая возможность осуществления реакции может характеризоваться стандартным изменением изобарного термодинамического потенциала.

В первом приближении величину энергии Гиббса при различных температурах можно определить из уравнения

$$\Delta G^0 = \Delta H^0 - T\Delta S^0, \quad (1)$$

где ΔG^0 – энергия Гиббса, Дж/моль; ΔH^0 – энтальпия, Дж/моль; ΔS^0 – энтропия, Дж/(моль·град).

Это уравнение является одним из основных уравнений химической термодинамики. Знак «минус» в нем отражает противоположное влияние энтальпийного и энтропийного факторов, равнодействующей для которых является величина ΔG (максимальная полезная работа).

Процессы металлотермического восстановления осуществляются в области весьма высоких температур, поэтому при ориентировочном расчете величины ΔG по уравнению (1) следует принять $T = 2000$ К.

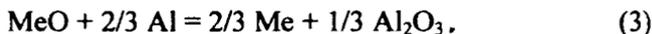
По правилу, сформулированному С. Ф. Жемчужным, для успешного течения алюминотермического процесса без внешнего подогрева необходимо, чтобы приход теплоты составлял не менее 2300 Дж на 1 г шихты. Допустив независимость тепловых эффектов от температуры, удельное количество теплоты, приходящегося на 1 г шихты, можно найти из уравнения [1]:

$$q = -\frac{\Delta H^0}{\sum M_{\text{исх}}}, \quad (2)$$

где q – термичность смеси, Дж/г, $\sum M_{\text{исх}}$ – сумма молекулярных (атомных) весов реагирующих веществ, взятых в стехиометрическом соотношении, г/моль; ΔH^0 – тепловой эффект реакции, Дж/моль.

В случае присутствия в шихте двух или нескольких оксидов удельное количество теплоты для смеси находится на основании величин для отдельных оксидов. При этом соответственно должны быть учтены массовые соотношения оксидов.

Процесс алюминотермического восстановления протекает по следующей реакции:



Для расчета энергии Гиббса (ΔG^0) вначале определяли тепловой эффект ΔH^0 реакции (3) и энтропию ΔS^0 . Для этого использо-

вали следствие из закона Гесса [1], согласно которому тепловой эффект реакции (3) равен:

$$\Delta H_3^0 = 1/3\Delta H_{Al_2O_3}^0 - 3/4\Delta H_{MeO}^0. \quad (4)$$

Аналогично для энтропии запишем: –

$$\Delta S_3^0 = 2/3\Delta S_{MeO}^0 + 1/3\Delta S_{Al_2O_3}^0 - (\Delta S_{MeO} + 2/3\Delta S_{Al}). \quad (5)$$

Значения ΔH^0 и ΔS^0 для элементов и их соединений взяты из работы [1].

Была разработана система расчета энергии Гиббса и термичности смесей по вводимым значениям энтальпии, энтропии, молекулярной массы и температуры.

В таблице 1 представлены результаты расчета энергии Гиббса и термичности для алюминотермического восстановления ряда металлов, используемых в литейном производстве и металлургии.

Таблица 1 – Результаты расчетов реакций алюминотермического восстановления

Реакция восстановления	ΔG , Дж/моль	q , Дж/г
$2/3Fe_2O_3 + 4/3Al = 2/3 Al_2O_3 + 4/3Fe$	-517600	4029
$2/3Cr_2O_3 + 4/3Al = 2/3 Al_2O_3 + 4/3Cr$	-304200	1730
$TiO_2 + 4/3Al = 2/3 Al_2O_3 + Ti$	-126167	1492
$2NiO + 4/3Al = 2/3 Al_2O_3 + 2Ni$	-597867	3442
$2ZnO + 4/3Al = 2/3 Al_2O_3 + 2Zn$	-221000	2093
$SiO_2 + 4/3Al = 2/3 Al_2O_3 + Si$	-142267	2148
$3/5V_2O_5 + 2Al = Al_2O_3 + 6/5V$	-645420	4564
$CuO + 2/3Al = 1/3 Al_2O_3 + Cu$	-374023	4069
$1/3MoO_3 + 2/3Al = 1/3 Al_2O_3 + 1/3Mo$	-273467	4701
$1/3WO_3 + 2/3Al = 1/3 Al_2O_3 + 1/3W$	-245133	2916
$1/3B_2O_3 + 2/3Al = 1/3 Al_2O_3 + 2/3B$	-90857	3414
$MnO + 2/3Al = 1/3 Al_2O_3 + Mn$	-110583	1950
$PbO + 2/3Al = 1/3 Al_2O_3 + PbO$	-33309	1408

Анализ полученных результатов показал, что энергия Гиббса для всех реакций имеет отрицательные значения. Это свидетельствует о возможности восстановления этих металлов за счет алюминия. В отношении термичности установлено, что ее значения колеблются от 1408 Дж/г для реакций восстановления свинца до 4700 Дж/г для молибдена.

Сопоставляя расчетные значения этого показателя с рекомендациями Жемчужного (2300 Дж/г) можно сделать вывод о том, что без внешнего подогрева можно восстановить из оксидной фазы за счет алюминия такие металлы как Fe, Ni, V, Cu, Mo, W, B. Что касается Cr, Ti, Zn, Si, Mn, Pb, то для их эффективного алюминотермического восстановления требуется предварительный подогрев смеси.

С целью проверки полученных расчетных данных были проведены эксперименты по восстановлению Fe, Ni, Cu, Cr, Si из оксидов. В качестве восстановителя использовали порошок алюминия. Исходные компоненты в соответствии с расчетом тщательно перемешивались и засыпались в графито-шамотный тигель. Для начала процесса восстановления смесь поджигали запалом и вели наблюдение за ходом реакции. Затем полученный металл взвешивался на аналитических весах и производился расчет металлургического выхода. Результаты экспериментов представлены на рисунке 1.

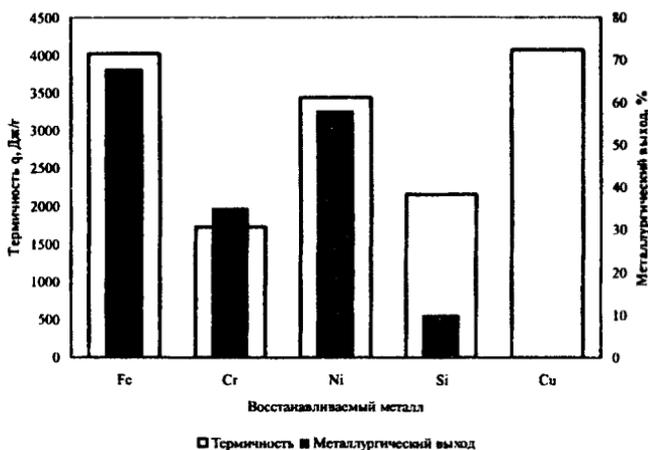


Рисунок 1 – Результаты экспериментов алюминотермического восстановления металлов

Таблица 2 – Зависимость металлургического выхода от состава смеси

Содержание в смеси, %		Термичность, Дж/г	Характер протекания реакции	Количество металла, г		Металлур- гический выход, %
Cr ₂ O ₃ +Al	CuO+Al			расч.	факт.	
100	0	1730	Неактивно	20	–	–
90	10	1964	Неактивно	20	33,6*	–
80	20	2198	Активно	20	32,7*	–
70	30	2432	Активно	20	34*	–
60	40	2666	Очень активно	20	16	80
50	50	2900	Бурно	20	16,4	82
40	60	3134	Очень бурно	20	3**	–

Примечание. * - металл вместе со шлаковой фазой;

** - металл, оставшийся в тигле.

Анализ полученных данных показал, что процесс восстановления железа, никеля, и особенно меди протекал очень бурно, при этом наблюдался выброс продуктов реакции за пределы тигля, что, в свою очередь, отразилось на металлургическом выходе.

Ввиду невысокой термичности смеси процесс восстановления титана и кремния не был осуществлен, а по хрому реакция протекала не очень активно, что не позволило получить слиток металла.

На следующем этапе исследований были рассчитаны термичности смесей различных комбинаций трудно- и легковосстанавливаемых оксидов и проведены эксперименты по алюминотермическому получению безжелезистых лигатур системы хром-медь (табл. 2).

Анализ полученных результатов показал, что при содержании в смеси до 30% оксида меди выделить металлическую фазу из продуктов металлотермической реакции не представилось возможным, из-за недостаточно высокой термичности. На рисунке 2, *а* представлены продукты реакции восстановления при содержании в смеси 90% оксида хрома и 10% оксида меди. Видно, что наряду с продуктами реакции часть смеси даже не вступила в реакцию. Несколько лучшая картина имела место при содержании в смеси 80% оксида хрома и 20 % оксида меди (рис. 2, *б*). При наличии в составе смеси 40 – 50 % оксида меди удалось получить в тигле металлическую лигатуру хром-медь (рис.2, *в*), при этом процесс восстановления протекал очень активно, что позволило обеспечить достаточно высокий металлургический выход (80-82 %). Дальнейшее увеличение в составе смеси оксида меди не позволило получить лигатуру из-за взрывоопасного характера восстановительного процесса, при котором имел место практически 100% выброс продуктов реакции за пределы тигля.

Таким образом, в результате проведенных экспериментов и анализа характера протекания восстановительных процессов установлено, что оптимальное процентное соотношение оксида хрома и оксида меди в алюминотермической смеси, обеспечивающее максимальный металлургический выход, должно составлять соответственно 60:40.

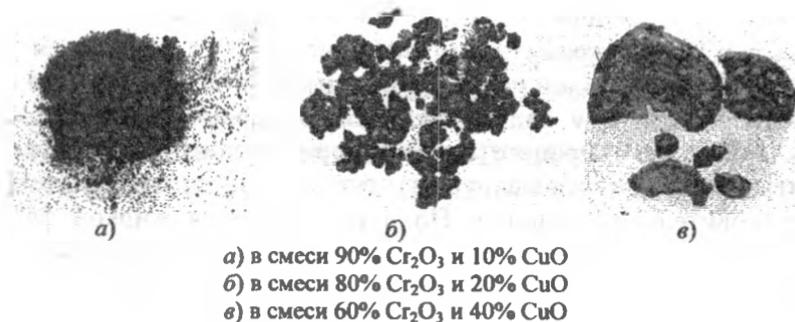
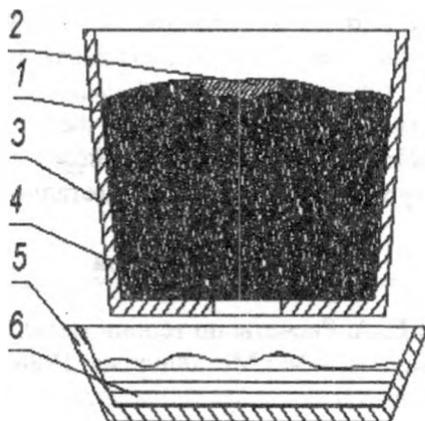


Рисунок 2 – Продукты алюминотермического процесса получения лигатуры хром-медь при различном соотношении оксидов

Безжелезистые лигатуры являются перспективным материалом для получения различных сплавов. С этой целью в лабораторных условиях был изготовлен опытный образец лигатуры системы хром-медь.

На рисунке 3 представлена схема получения опытной партии лигатуры хром-медь в лабораторных условиях.



1 – исходная смесь; 2 – запальная смесь; 3 – графитошамотный тигель с отверстием в донной части; 4 – алюминиевая пластина; 5 – изложница; 6 – полученная лигатура

Рисунок 3 – Схема получения безжелезистой лигатуры

Расчетное количество смеси оксидов хрома и меди с алюминием загружалось в графитошамотный тигель (1) с отверстием диаметром 14 мм в донной части. Затем тигель устанавливался на специальную подставку над изложницей. Запальная смесь поджигалась, после чего процесс алюминотермического восстановления протекал самопроизвольно за счет теплоты окислительно-восстановительной реакции. По мере появления жидкой фазы в донной части тигля происходило проплавление алюминиевой пластины, и полученная лигатура через отверстие вытекала в изложницу. Результаты опытной плавки лигатуры представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Результаты опытной выплавки лигатуры

Лигатура	Состав шихты, г			Масса, г		Металлургический выход, %	Ход процесса
	CuO	Cr ₂ O ₃	Al	расч.	факт.		
Cr-Cu 60:40	200	350	170	400	318	80	Активно без выбросов

В результате наблюдения установлено, что процесс алюминотермического восстановления протекал активно и практически без выбросов продуктов реакции за пределы тигля при этом металлургический выход по лигатуре составил 80 %.

Таким образом, проведенные теоретические и экспериментальные исследования показали реальную возможность получения безжелезистых лигатур методом внепечной металлотермии.

Литература

1. Казачков, Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов / Е. А. Казачков. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.

**РЕАКЦИЯ НА ВНЕШНЕЕ ВОЗМУЩЕНИЕ КАМЕРЫ
СГОРАНИЯ С РАСПРЕДЕЛЕННЫМИ ПАРАМЕТРАМИ**

Реакция на внешнее возмущение камеры сгорания с распределенными параметрами как колебательной системы зависит от характеристик возмущающего воздействия и собственных свойств камеры.

В работе определяется реакция камеры сгорания с распределенными параметрами на периодическое возмущение произвольной формы, которая связана с кривой выгорания топлива по длине камеры, при наличии акустического трения в канале.

Свободные колебания давления ($W \equiv \delta P$) и объемной скорости потока газов ($W \equiv \delta V$) в распределенной системе описываются уравнением

$$m_a \partial^2 W / \partial \tau^2 + z_a \partial W / \partial \tau - (1/c_a) (\partial^2 W / \partial x^2) = 0, \quad (1)$$

с граничными условиями для $W \equiv \delta P$:

$$\partial W / \partial x |_{x=0} = 0, \quad \tau > 0; \quad W |_{x=l} = 0, \quad \tau > 0, \quad (2)$$

для $W \equiv \delta V$:

$$\partial W / \partial x |_{x=l} = 0, \quad \tau > 0; \quad W |_{x=0} = 0, \quad \tau > 0. \quad (3)$$

Краевая задача для колебаний скорости может быть приведена к задаче (1) – (3) формальной заменой переменной x на $l-x$. Вводя безразмерные независимые переменные $\xi = x/l$, $\zeta = \alpha \tau / l$ и новую искомого функцию

¹ Под научным руководством проф., д-ра техн. наук Торопова Е.В.

$$w(\xi, \zeta) = W_1 \exp(-b\zeta), \quad (4)$$

получим краевую задачу

$$\partial^2 w / \partial \zeta^2 - b^2 w = \partial^2 w / \partial \xi^2, \quad 0 < \xi < 1, \quad \zeta > 0; \quad (5)$$

$$\partial w / \partial \xi|_{\xi=0} = 0, \quad \zeta > 0; \quad (6)$$

$$w|_{\xi=1} = 0, \quad \zeta > 0, \quad (7)$$

где $b = -0,5z_a l / (am_a)$; $a = (m_a c_a)^{-0,5}$ – скорость звука, м/с; распределенные акустические параметры – масса m_a , кг/м⁵, емкость c_a , м³·с²/кг, трение z_a , Н·с/м⁶; колебания давления δP , Па, и объемной скорости δV , м³/с, отсчитываются от соответствующих величин усредненного течения.

Используя метод Фурье, получим решение краевой задачи (5)–(7) в виде

$$W_1(\xi, \zeta) = \sum_{n=1}^{\infty} U_n(\zeta) V_n(\xi), \quad (8)$$

где $V_n(\xi) = \cos \lambda_n \xi$ – собственные функции краевой задачи (5)–(7); $\lambda_n = (n - 0,5)\pi$ – ее собственные значения.

Формально заменяя ξ на $1 - \xi$, получим собственные функции краевой задачи для колебаний скорости $V_n(\xi) = \sin \lambda_n \xi$, где λ_n определены выше.

Функции $U_n(\zeta)$ являются решениями уравнения

$$d^2 U_n / d\zeta^2 + (\lambda_n^2 - b^2) U_n = 0, \quad (9)$$

вид которых зависит от знака выражения $(\lambda_n^2 - b^2)$:

при $(\lambda_n^2 - b^2) < 0$, т. е. $n < (0,5 + b/\pi)$ имеем

$$U_n(\zeta) = C_n \exp(-\omega_n \zeta) + D_n \exp(\omega_n \zeta), \quad (10)$$

где $\omega_n = (b^2 - \lambda_n^2)^{0,5}$;

при $(\lambda_n^2 - b^2) = 0$, т. е. $n = (0,5 + b/\pi)$,

$$U_n(\zeta) = C\zeta + D_n; \quad (11)$$

при $(\lambda_n^2 - b^2) > 0$, т. е. $n > (0,5 + b/\pi)$,

$$U_n(\zeta) = C_n \cos \omega_n \zeta + D_n \sin \omega_n \zeta, \quad (12)$$

где $\omega_n = (\lambda_n^2 - b^2)^{0,5}$.

С учетом равенства (4) решение уравнения (1) приводится к виду

$$w(\xi, \zeta) = \exp(-b\zeta) \sum_{n=1}^{\infty} U_n(\zeta) Y_n(\xi) \xi. \quad (13)$$

Распределенные акустические параметры среды в канале камеры сгорания проявляются при распространении упругих волн сжатия и расширения (акустических возмущений); акустическая масса m_a и акустическая емкость c_a , отнесенные к единице длины канала, определяются соотношениями $m_a = \rho/f$; $c_a = f/\rho a^2$, где f — площадь поперечного сечения канала, m^2 ; ρ и a — плотность среды и скорость звука в ней при рабочей температуре и давлении.

Фрикционно-диссипативные свойства среды в канале камеры сгорания определены в уравнении (1) коэффициентом z_a , который в общем случае является комплексным. Комплексное акустическое сопротивление или акустический импеданс канала радиусом r (м) оп-

ределяется с учетом свойств поперечной волны, называемой стоковой волной.

Рассмотрим случай, когда внешнее возмущение процесса горения (изменение расходов компонентов горения или их соотношения) приводит к синхронному и синфазному изменению температуры по длине камеры сгорания; колебания температуры приводят к изменению давления в канале камеры сгорания, т. е. на систему воздействует внешнее распределенное возмущение. При этом вынужденные колебания описываются уравнением

$$m_a \partial^2 W / \partial \tau^2 + z_a \partial W / \partial \tau - (1/c_a) (\partial^2 W / \partial x^2) = f(x, \tau), \quad (14)$$

где $f(x, \tau)$ – функция распределения в пространстве и во времени возмущающих воздействий на поток газов в канале камеры сгорания.

В дальнейшем полагаем, что $f(x, \tau)$ допускает мультипликативное представление $f(x, \tau) = r(x)q(\tau)$.

В случае, если вынуждающее воздействие изменяется во времени по гармоническому закону с частотой $\omega_{\text{вн}}$,

$$Q(\zeta) = \exp(i\Omega\zeta), \quad (15)$$

где $Q\zeta = q(i\zeta/a)$, $\Omega = \omega_{\text{вн}}l/a$, $\zeta = a\tau/l$ – безразмерные параметры, то в зависимости от величины параметра b функции $U_n(\tau)$ для больших значений ζ определяются формулами:

a – при $(\lambda_n^2 - b^2) < 0$, т. е. $n < (0,5 + b/\pi)$ имеем

$$U_n(\zeta) = \frac{R_n}{\omega_n} \left\{ \frac{\exp[i(\Omega\zeta + \varphi_n)]}{[(b - \omega_n)^2 + \Omega^2]^{0,5}} + \frac{\exp[i(\Omega\zeta + \psi_n)]}{[(b + \omega_n)^2 + \Omega^2]^{0,5}} \right\}, \quad (16)$$

где $\varphi_n = -\arctg \Omega / (b - \omega_n)$; $\psi_n = -\arctg \Omega / (b + \omega_n) + \pi$;
 $\omega_n^2 = b^2 - \lambda_n^2$;

$$\begin{aligned} \delta - \text{при } (\lambda_n^2 - b^2) = 0, \text{ т. е. } n = (0,5 + b/\pi), \\ U_n(\tau) = \frac{R_n \exp[i(\Omega\zeta + \varphi_n)]}{[b^2 + \Omega^2]^{0,5}}, \end{aligned} \quad (17)$$

где $\varphi_n = -\arctg \Omega/b$;

$\epsilon - \text{при } (\lambda_n^2 - b^2) > 0, \text{ т. е. } n > (0,5 + b/\pi),$

$$U_n(\zeta) = \frac{R_n \exp[i(\Omega\zeta + \varphi_n)]}{[(\omega_n^2 - \Omega^2 + b^2) + 4b^2\Omega^2]^{0,5}}, \quad (18)$$

где $\varphi_n = \arctg 2b\Omega/(\omega_n^2 - \Omega^2 + b^2)^{0,5}$; $\omega_n^2 = \lambda_n^2 - b^2$; $i = (-1)^{0,5}$.

В зависимостях (3) – (5) $R_n = \int R(\xi) \cos \lambda_n \xi d\xi$ – коэффициен-

ты разложения в ряд Фурье пространственной составляющей внешнего воздействия по собственным функциям краевой задачи для свободных колебаний.

Определим пространственную компоненту возмущения процесса горения в камере сгорания следующей зависимостью:

$$R(\xi) = \begin{cases} 0 & \text{при } 0 < \xi < \xi_0 \\ A\{1 - \exp[-\chi(\xi - \xi_0)]\} & \text{при } \xi > \xi_0 \end{cases}. \quad (19)$$

Это означает, что ввод компонентов горения и их воспламенение начинаются в плоскости поперечного сечения камеры сгорания с координатой ξ_0 ; закон изменения температуры вдоль канала камеры сгорания соответствует изменению химического недожога по формуле $q_x = k_1 \exp(-k_2 Y^m)$ из работы [1], где $m = 1$, $k_2 = \chi$, $Y = \xi - \xi_0$, k – входит в множитель A .

Найдем коэффициенты разложения в ряд Фурье по собственным функциям краевой задачи, представив их в экспоненциальном виде, и применив зависимость вида $(x - iy)\exp(i\varphi) = x \cos \varphi + y \sin \varphi + i(x \sin \varphi - y \cos \varphi)$:

$$R_n = A(C_1 \cos \lambda_n \xi + C_2 \sin \lambda_n \xi)' \xi_0 + \\ + A(C_1 \sin \lambda_n \xi + C_2 \cos \lambda_n \xi)' \xi_0 = R_d + iR_m$$

где $C_1 = \frac{\tilde{B}\chi}{(\chi^2 + \lambda_n^2)}$; $C_2 = \frac{[\chi^2 + \lambda_n^2 - \tilde{B}\lambda_n^2]}{[(\chi^2 + \lambda_n^2)\lambda_n]}$; $\tilde{B} = \exp[-\chi(\xi - \xi_0)]$.

Действительная часть R_d выражения характеризует реакцию процесса в камере сгорания на распределенное периодическое возмущение с пространственной компонентой (19)

$$R_d = A \left\{ (-1)^{n+1} \frac{\chi^2 + \lambda_n^2 - \lambda_n^2 \exp[-\chi(1 - \xi_0)]}{\lambda_n (\chi^2 + \lambda_n^2)} - \right. \\ \left. - \frac{\chi \cos \lambda_n \xi_0}{\chi^2 + \lambda_n^2} - \frac{\chi^2 \sin \lambda_n \xi_0}{\lambda_n (\chi^2 + \lambda_n^2)} \right\}. \quad (20)$$

Полученная зависимость (20) позволяет рассчитать реакцию процесса в камере сгорания, а именно, изменение пространственной части реакции с изменением χ и ξ_0 при наличии внешнего возмущения (19).

Мнимая часть R_m выражения характеризует реакцию процесса в камере сгорания, смещенную на $\pi/2$ относительно R_d ; таким образом, если R_d соответствует возмущениям давления, то R_m – возмущениям скорости, и наоборот. Следовательно, полная реакция процесса в камере сгорания на возмущения давления определяется суммированием R_d из разложения в ряд Фурье внешнего возмущения по собст-

венным функциям краевой задачи для колебаний давления с R_m , определенной для возмущений скорости, если таковые заданы.

Действительная часть реакции камеры сгорания на синусоидальный сигнал, распределенный по длине камеры сгорания по экспоненте, дает возможность определить воздействие на каждый элемент системы горения топлива и рассчитать динамические процессы во всей системе.

Литература

1. **Торопов, Е. В.** Динамика тепло-массообмена в слоевых процессах и камерах сгорания / Е. В. Торопов // Тр. XXIII Росс. шк. «Наука и технологии». – М.: Изд-во РАН, 2003. – С. 600 – 608.

УДК 621.743.074:544.332-971.2

Д.М. КУКУЙ, д-р техн. наук,
Ю. Н. ФАСЕВИЧ,
П.Е. ЛУЩИК (БНТУ),
А.И. ТУРОК (РУП МТЗ)

ВОЗМОЖНОСТИ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ РАБОТЫ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРИБЫЛИ

Основной задачей современного литейного и металлургического производства является создание конкурентоспособных изделий, обладающих высоким качеством и минимальной себестоимостью изготовления. Решение этой задачи осуществляется в определенной степени на стадии технологической подготовки производства, где предусматривается проектирование оптимальных технологических процессов, обеспечивающих получение заданного качества изделий.

Работа экзотермической вставки для прибыли определяется тем, как долго она может задержать отверждение металла внутри прибыли. Теплота, выделившаяся экзотермической вставкой, может замедлить или даже предотвратить потери теплоты от прибыли, тем самым замедляя формирование отливки на ранних стадиях отверждения, а также увеличивая общее время затвердевания прибыли. В отдельном случае вставка для прибыли может быть спроектирована таким образом, чтобы обеспечить теплотой перегрев металла в прибыли, что приведет к значительному увеличению времени отверждения.

По этой причине знание о выделяющейся теплоте от экзотермической вставки важно для правильного моделирования процесса отверждения металла в прибыли и определения питания металлом отливки. Однако здесь следует обратить внимание на своего рода непригодность программного обеспечения систем моделирования литейных процессов к точному решению задачи теплообмена

в литейной форме, изготовленной из различного материала. Использование при расчетах температурно-зависимых свойств компонентов как экзотермической смеси, так и формовочного материала литейной формы корректно при условии стабильности структуры смеси во времени при изменении температуры. В рассматриваемом случае нагрев сопровождается превращениями в компонентах материалов и фазовый переход, описываемый химическими реакциями, протекает в течение ограниченного промежутка времени, и нестабильность структуры будет определяться не только температурой, но и временем нахождения при данной температуре. Очевидно, что моделирование всего комплекса особенностей, которые приводят к высвобождению экзотермической теплоты, находится за пределами моделирования процесса литья.

Вместе с тем, современный рынок средств автоматизированного проектирования (CAD) и систем инженерного анализа (CAE) предлагает программные продукты, способные промоделировать потери теплоты, используя следующие параметры: удельная теплоемкость и тепловая проводимость материалов экзотермической вставки и литейной формы; температура, выше которой воспламеняется вставка и начинается реакция (температура воспламенения); промежуток времени, когда небольшой образец материала вставки высвобождает существенную энергию (время горения).

Особый интерес представляет пакет ProCAST, который является профессиональной и эффективной системой трехмерного компьютерного моделирования литейных процессов с использованием метода конечных элементов. В пакет ProCAST входит полностью автоматический генератор трехмерной сетки, а также интерфейс с наиболее распространенными системами трехмерного проектирования (CAD). Это одна из немногих доступных сегодня на рынке систем, которая обеспечивает полное совмещение моделирования тепловых процессов и процессов течения [1]. Среди пользователей в странах СНГ, уже успешно работающих с программным комплексом ProCAST, следует отметить одно из крупнейших предприятий Республики Беларусь – РУП «Минский тракторный завод».

Настоящая работа направлена на создание модели моделирования процесса изготовления отливок с применением прибылей, обогреваемых экзотермическими элементами. Применение такой технологии изготовления отливок обеспечивает сокращение метал-

лостности прибыли, повышение плотности отливки в процессе реализации технологического процесса изготовления. Наиболее успешной схемой проектирования является создание в каждом локальном объеме отливки необходимых температурных режимов направленного затвердевания.

Примером группы отливок, где важным является получение плотного строения металла, служат литые изделия, получаемые в сталелитейном цехе РУП «МТЗ». Эти отливки являются наиболее сложными для разработки литейной технологии, поскольку имеют протяженную или кольцевую форму при больших отношениях к ширине и толщине стенки. Для данной группы отливок все массивные узлы должны быть обеспечены прямым питанием массивных узлов при затвердевании. В качестве объекта для компьютерного моделирования и проверки эффективности применения прибылей, обогреваемых экзотермическими элементами, была выбрана стальная отливка 2522-2407536A1 «Водило».

На начальном этапе, анализируя температурные поля рассматриваемой отливки, были выявлены зоны с наибольшей продолжительностью затвердевания для металла отливки. Отдельные зоны отливки, в которых происходило образование литейных дефектов (рис. 1), имели пониженные значения параметра направленности

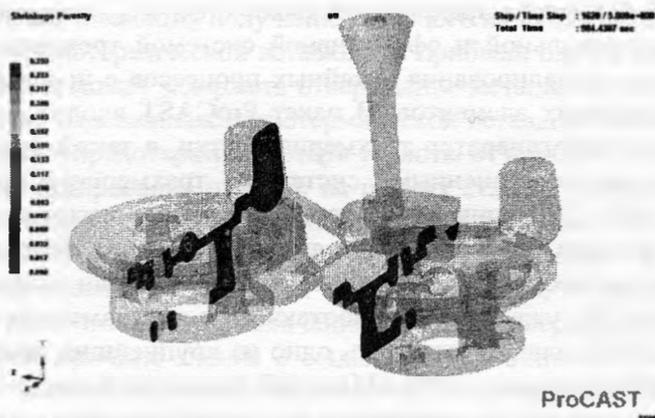


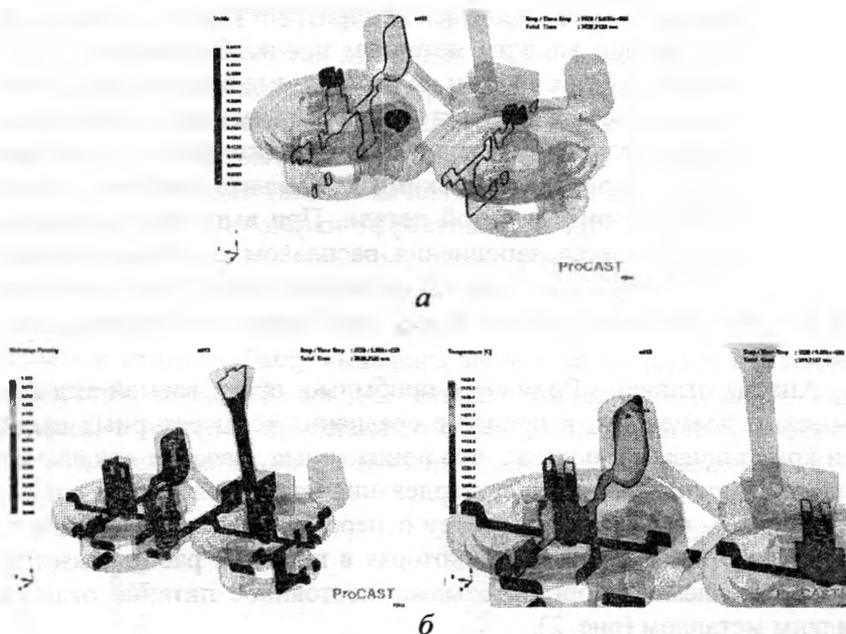
Рисунок 1 – Компьютерная модель исходной отливки с литниковой системой

затвердевания из-за отсутствия питания. Для осуществления наилучшего питания необходимо, чтобы жидкий металл подавался в подобные зоны в течение всего времени кристаллизации, что обеспечивается оптимальным расположением прибыли, обогреваемой экзотермическим элементом. Размер экзотермической прибыли определялся геометрией горизонтальных сечений отливки и объемом термического узла, соответствующего необходимому моменту затвердевания, когда сформировался дендритный каркас отливки, и в дальнейшем питании жидким металлом нет необходимости. Установка экзотермической прибыли на выявленные в процессе анализа отливки зоны образования дефектов основывалась на усилении степени направленного затвердевания. В результате было обеспечено точное перекрытие экзотермическими прибылями наиболее холодных зон, обнаруженных в литой детали. При выполнении численных расчетов процесса заполнения расплавом с использованием компьютерной модели выбранной отливки с измененной литниковой системой окружающая их форма разбивалась на конечные элементы.

Анализ отливки «Водило» с прибылью, обогреваемой экзотермическим элементом, в процессе сравнения температурных полей при кристаллизации показал, что пониженные значения локального параметра направленности затвердевания находятся только в объеме прибыли, что свидетельствует о перемещении температурного центра из отливки в прибыль, которая в процессе работы экзотермического элемента организует постоянное питание отливки жидким металлом (рис. 2).

Изменение темпа образования твердой фазы приводит к увеличению продолжительности затвердевания. Кинетические особенности работы экзотермической прибыли, как показал анализ режима питания, на начальном этапе затвердевания приводят к образованию 25% твердой фазы за счет большого температурного градиента между жидким металлом и экзотермическим элементом. Далее в условиях выделения теплоты происходит разогрев металла в прибыли и снижение образования до 1-3% твердой фазы, при этом полностью происходит формирование дендритного каркаса отливки. По окончании работы экзотермического элемента подпитка отливки жидким металлом происходит в междендритных каналах, вместе с тем снижается объем усадки металла, находящегося в зоне околосо-

лидусной температуры. Анализ кинетики образования твердой фазы показал, что при добавлении жидкого металла в отливку через прибыль, которая обогревается экзотермическим элементом, происходит увеличение продолжительности затвердевания, что способствует наилучшей подпитке дендритного каркаса отливки [2].



а – отливка с литниковой системой после кристаллизации; *б* – разрез по температурному центру в процессе работы экзотермического элемента

Рисунок 2 – Результаты моделирования литейного блока отливки, выполненной при помощи СКМ ЛП ProCAST

Для проведения промышленных испытаний и подтверждения данных, полученных при компьютерном моделировании, были изготовлены промышленные отливки по новой технологии с применением прибылей, обогреваемых экзотермическими элементами. Судя по уровню достигнутого технологического выхода годных

отливок (рис. 3), а также проведенных сопоставлений расчетных контуров отливки при помощи системы компьютерного моделирования литейных процессов ProCAST, получен оптимальный технологический вариант изготовления качественной отливки с плотным строением металла.



Рисунок 3 – Отливка «Водило», полученная по технологии с применением экзотермической прибыли

Литература

1. **Монастырский, А. В.** Моделирование литейных процессов / А. В. Монастырский // Литейное производство. – 2009. – № 2. – С. 29–34.

2. **Структурообразование и свойства стали в отливках / Л. В. Десницкая [и др.].** – СПб.: Изд-во Санкт-Петербургского института машиностроения, 2004.

УДК 621.74:669.714

Е.И. МАРУКОВИЧ, д-р техн. наук,
В.Ю. СТЕЦЕНКО, канд. техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СПЛАВОВ СТРУКТУРНО-ВЫСОКОДИСПЕРСНЫМИ СИЛУМИНАМИ

Основная масса отливок для машиностроения изготавливается из сталей, чугунов, силуминов и бронз. В настоящее время главным

способом повышения их технологических и механических свойств является модифицирование. Для этого разрабатывается большое количество разнообразных модификаторов. Отсутствие их универсальности значительно усложняет и удорожает технологический процесс получения отливок, ухудшает их качество и экологическую обстановку в литейном цехе. Для повышения эффективности действия универсальный модификатор должен отвечать следующим требованиям:

- иметь высокодисперсную микроструктуру;
- быть относительно легкоплавким;
- при модифицировании не образовывать шлаков;
- иметь максимальную степень усвоения расплавом;
- обладать дегазирующей способностью, особенно по водороду;
- иметь высокое сродство к кислороду, азоту, сере и водороду;
- обладать низкой стоимостью;
- иметь простой и высокопроизводительный способ получения.

Всеми этим требованиям отвечает модификатор на основе силумина. Температура его плавления не превышает 700 °С, он легко усваивается расплавами стали, чугуна и сплавов на основе меди и алюминия. Алюминий хорошо растворяется в жидких железе и меди, что способствует максимальному усвоению модификатора без образования шлаков. Его основными компонентами являются алюминий и кремний, которые служат сильными графитизирующими элементами и позволяют получать отливки из чугуна без отбела. Силуминовый модификатор, содержащий P, Ca, Mg, Ti, Sb, PЗМ, является дегазатором, имеющим высокое химическое сродство к кислороду, азоту, сере и водороду. Кроме всего, силумин – это относительно дешевый и доступный материал, обладающим отличными литейными свойствами.

Для осуществления процесса наследственного модифицирования необходимо получение переплава (возврата) с высокой структурной дисперсностью, во многом определяющей продолжительность модифицирующего эффекта при литье заготовок, поскольку с увеличением дисперсности центров кристаллизации время их растворения уменьшается. Это происходит благодаря тому, что в соответствии с уравнениями Толмена и Русанова, межфазное поверхностное натяжение на границе «расплав-центр кристаллизации» снижается с уменьшением размера (радиуса) последнего. Чем выше

дисперсность фазовых составляющих шихтовых материалов, тем более эффективно наследственное модифицирование структуры сплава.

В ИТМ НАН Беларуси разработаны высокопроизводительные способы получения структурно-высокодисперсных силуминовых модификаторов методами литья закалочным затвердевания и литья в струйный кристаллизатор с применением устройства затопленно-струйного вторичного охлаждения [1-4]. Преимущества технологии обусловлены минимальными затратами материальных и энергетических ресурсов, а также возможностью использования отходов и вторичных материалов. Суть литья закалочным затвердеванием заготовок заключается в следующем:

- расплавом с помощью заливного устройства 1 заполняют стационарный 2 и подвижный 3 кристаллизаторы (рис. 1, а);
- после достижения заданного уровня жидкий металл выдерживается для формирования стакана 4 толщиной $3 \div 10$ мм (рис. 1, б);
- с помощью подвижного кристаллизатора 3 происходит извлечение стакана 4 с расплавом 5 и их охлаждение в закалочной ванне 6 (рис. 1, в, г).

По сравнению с непрерывными способами литья данная схема получения заготовок обеспечивает более высокую скорость затвердевания, поскольку устраняется газовый зазор между отливкой и кристаллизатором. Это достигается тем, что формирующаяся заготовка в основном (кроме образования начальной корки) затвердевает непосредственно в закалочной ванне. При этом производительность процесса литья существенно возрастает, поскольку она определяется временем формирования стакана, имеющего минимальную толщину начальной корки. Способ получения заготовок закалочным затвердеванием легко автоматизируется, так как является циклическим. После извлечения стакана с расплавом он перемещается в закалочную ванну, а на стационарный кристаллизатор устанавливается новый подвижный кристаллизатор и цикл литья повторяется. Методом литья закалочным затвердеванием получали цилиндрические заготовки диаметром 45 мм и высотой 200 мм из эвтектического силумина АК18. В этих отливках дисперсность кристаллов первичного и эвтектического кремния в среднем составляла 25 мкм и 0,6 мкм. Тем же методом получали аналогичные заготовки из эвтектического силумина, дисперсность кристаллов эвтектического

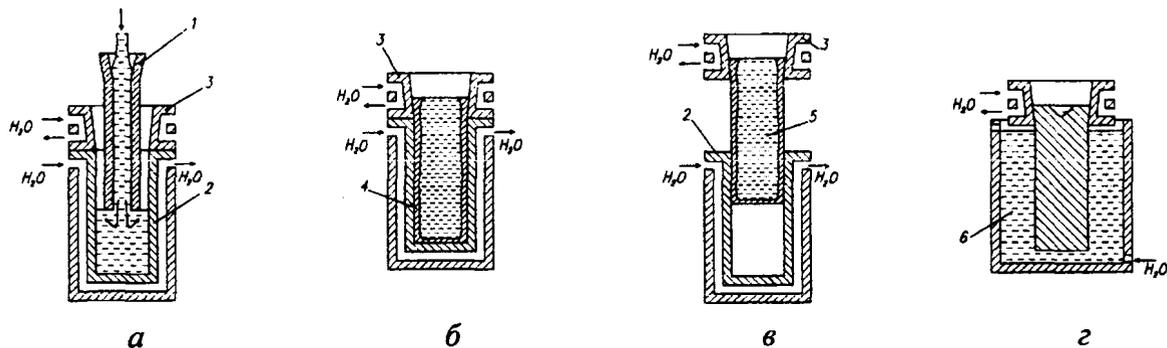


Рисунок 1 – Схема получения отливок методом литья закалочным затвердеванием 1 – заливочное устройство; 2 – стационарный кристаллизатор; 3 – подвижный кристаллизатор; 4 – стакан; 5 – расплав; б – закалочная ванна;

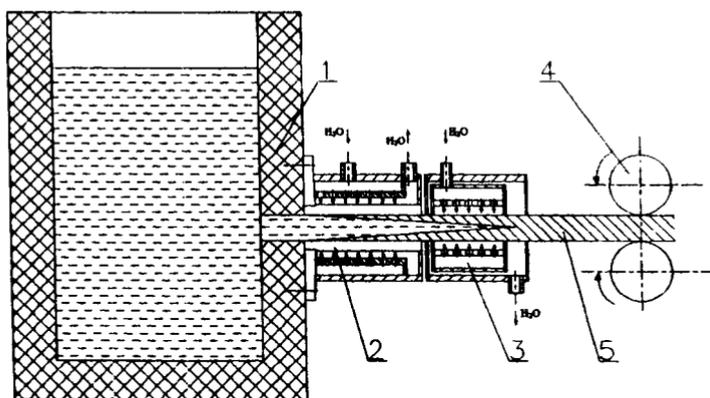
а – заполнение кристаллизатора; б – формирование стакана; в – извлечение стакана с расплавом; г – закалочное затвердевание

кремния в среднем составляла 0,3 мкм. При этом модифицирующие флюсы и лигатуры не применяли.

В кристаллизаторе со струйной системой охлаждения затопленные струи воды ударяются перпендикулярно о поверхность охлаждения, что уменьшает толщину теплового пограничного слоя и увеличивает коэффициент теплоотдачи к охладителю. Струйная система охлаждения гильзы кристаллизатора по сравнению с обычной, где поток воды движется вдоль поверхности охлаждения, повышает коэффициент теплоотдачи более чем в 2 раза [5]. Слитки из силуминов получали на машине непрерывного горизонтального литья в струйный кристаллизатор с устройством затопленно-струйного вторичного охлаждения. Схема процесса литья представлена на рисунке 2. Жидкий металл из металлоприемника 1 поступал в струйный кристаллизатор 2, окончательное затвердевание слитка 5 происходило в устройстве затопленно-струйного вторичного охлаждения 3. При литье силумина в струйный кристаллизатор, по сравнению с обычным, производительность процесса увеличивается в среднем в 3,5 раза. Применение устройства затопленно-струйного вторичного охлаждения повышает производительность процесса литья в 6 раз, при этом дисперсность кристаллов первичного и эвтектического кремния в отливках АК18 диаметром 35 мм в среднем составляли 30 мкм и 3 мкм.

В дальнейшем исследовали влияние наследственного модифицирования заготовок поршней диаметром 54 мм из сплава АК18 с использованием структурно-высокодисперсных слитков, полученных методом литья закалочным затвердеванием. В шихту добавляли не менее 30% отливок от массы плавки. Процесс плавки и разливки металла осуществляли по заводской технологии, но без применения модифицирующих флюсов и лигатур. В результате получены заготовки с модифицированной эвтектикой и размером кристаллов первичного кремния 20–30 мкм как в начале, так и в конце литья, при этом живучесть процесса наследственного модифицирования составляла 2,5 ч. Аналогичные заготовки, полученные по обычной технологии с использованием модифицирующих флюсов и лигатур, имели неоднородную микроструктуру с дисперсностью кристаллов первичного кремния 60–100 мкм. Также были выполнены исследования влияния наследственного модифицирования заготовок поршней диаметром 54 мм из сплава АК18 при применении

структурно-высокодисперсных слитков, полученных методом непрерывного горизонтального литья с использованием струйной системы охлаждения. В шихту вводили непрерывнолитые заготовки в количестве 30, 50 и 100% от веса плавки. При этом было установлено, что при добавлении в шихту 30% заготовок с высокодисперсной микроструктурой живучесть наследственного модифицирования сохранялась в течение 1 ч., при добавлении 50% – 2 ч, при переплаве 100% слитков с высокодисперсной структурой живучесть наследственного модифицирования составляла 3 ч. Размеры кристаллов первичного и эвтектического кремния заготовок поршней в среднем составляли 30 мкм и 6 мкм соответственно. Заготовки поршней, полученные по обычной заводской технологии, несмотря на модифицирование фосфористой медью, серой и натрийсодержащим флюсом, имели микроструктуру с размерами кристаллов первичного и эвтектического кремния соответственно 60–80 мкм и 12–18 мкм.



1 – металлоприемник, 2 – струйный кристаллизатор, 3 – устройство затоплено-струйного вторичного охлаждения, 4 – тянущее устройство, 5 – слиток

Рисунок 2 – Схема непрерывного горизонтального литья в струйный кристаллизатор с устройством затоплено-струйного вторичного охлаждения

Важным в применении структурно-высокодисперсных силуминов является улучшение структурной наследственности заготовок, полученных литьем под давлением, что позволяет решить проблему газовой пористости в отливках. Отмечено, что этот вид дефекта преобладает в тех заготовках, которые имеют крупнокристаллическую структуру. Они образуются вследствие того, что разливку металла на машинах литья под давлением длительное время ведут при относительно низких температурах. В этих условиях эффективность действия модифицирующего флюса уменьшается и начинает преобладать крупнокристаллическая наследственность шихты. Исследования проводили в литейном цехе литья под давлением корпусов электродвигателей из сплава АК12. Из отходов производства методом литья закалочным затвердеванием получали отливки с высокодисперсной микроструктурой, которые добавляли в шихту в количестве 20–30 % от общей загрузки печи. Плавку и разливку металла вели по заводской технологии, модифицирующий флюс не применяли. Полученные заготовки имели мелкокристаллическую микроструктуру с дисперсностью кристаллов эвтектического кремния 1,5–3 мкм. Дисперсность зерна и фазовых составляющих отливок с улучшенной структурой наследственностью в 2–3 раза выше, чем у аналогичных, полученных по обычной заводской технологии. При этом газоусадочная пористость отсутствовала.

Для улучшения структуры непрерывнолитого слитка 300 × 400 мм из стали 45 использовали структурно-высокодисперсный силуминовый модификатор (СВСМ) следующего состава, %: Al – основа, Si – 10–12; Mg – 8–9; Mn – 1; Ca – 0,5; Fe – 0,5 (СВСМ-1). Модификатор вводили в 100-тонный сталь-ковш на штанге, в количестве 0,03% от массы плавки, разливку жидкого металла производили на МНЛЗ-3. Установлено, что модифицирование СВСМ-1 улучшило микроструктуру непрерывнолитого стального слитка по осевой ликвации, ликвационным полоскам и общим трещинам, краевым точечным загрязнениям и подкорковыми пузырям. После обжата модифицированной заготовки до размера диаметром 140 мм улучшение структуры наблюдалось по следующим показателям: центральной пористости, точечной неоднородности и подусадочной ликвации. Кроме этого, модифицирование непрерывнолитого стального слитка СВСМ-1 привело к увеличению дисперсности аустенитного зерна в 1,5–2 раза. Таким образом, СВСМ-1 явля-

ется более эффективным модифицирующим средством, чем способ раскисления жидкой стали алюминием и циркуляционное вакуумирование расплава. Поэтому модифицирование жидкой стали структурно-высокодисперсным силуминовым модификатором может частично или полностью заменить раскисление и циркуляционное вакуумирование расплава, тем самым сократив технологический цикл получения слитков и уменьшив их себестоимость.

Для модифицирования структуры отливок из стали 35Л использовали структурно-высокодисперсный силуминовый модификатор следующего состава, %: Al – основа, Si – 27; Ca – 10; Mg – 4; Ti – 1; Fe – 10 (СВСМ-2). Модификатор вводили в ковш емкостью 0,5 т сэндвич-процессом в количестве 0,2% от массы жидкого металла. После модифицирования расплав стали разливали в песчаные формы-пробники и получали заготовки (образцы) размером 15×15×60 мм. Структуру серийных отливок измельчали тяжелым модификатором следующего химического состава, %: Al – 25–30; PЗМ – 30; Cu – 5; Fe – 15; Ni – 20–25. Этот модификатор вводили в количестве 0,2% от массы жидкого металла в ковше. Было установлено, что СВСМ-2 измельчает структуру опытных образцов по сравнению с серийными в 1,7 раза.

СВСМ-1 использовали для модифицирования чугуна следующего состава, %: С – 3,0; Si – 2,0; Mn – 0,8; Cr – 0,4. Температура модифицирования не превышала 1350 °С. Модификатор вводили в количествах 0,3% – 0,6% от массы жидкого металла в ковше. Отливки диаметром 30 мм получали литьем в песчаные формы. Установлено, что СВСМ-1 позволяет получать перлитные заготовки как с вермикулярным, так и с шаровидным графитом. Дисперсность вермикулярных и шаровидных включений графита в среднем составляла 25 мкм. При модифицировании чугуна СВСМ-1 не образовывал шлака и усваивался на 100%. Ввиду относительно низкой температуры плавления этого модификатора его можно использовать для модифицирования ваграночных чугунов, чтобы получить отливки с вермикулярным и шаровидным графитом без отбела и заданной микроструктурой.

СВСМ-1 использовали для модифицирования структуры заготовок из бронзы БрОЦС5-5 в количестве 1% от массы жидкого металла в ковше. Этот модификатор при литье в кокиль позволил уменьшить размер зерна отливок диаметром 30 мм в среднем в 2 раза.

Структурно-высокодисперсный силуминовый модификатор, содержащий Ti, P и Sb, применяли для измельчения микроструктуры отливок из заэвтектического силумина АК18 в количестве 0,5% от массы жидкого металла в ковше. Этот модификатор при литье в кокиль отливок диаметром 30 мм измельчал кристаллы первичного и эвтектического кремния в 3–5 раз. При этом живучесть процесса модифицирования составляла 1,5 часа.

Таким образом, использование структурно-высокодисперсных отливок силумина в качестве части шихты позволяет измельчить микроструктуру заготовок в 2–5 раз и уменьшить их пористость только за счет улучшения их структурной наследственности, а структурно-высокодисперсные силуминовые модификаторы являются эффективными универсальными модифицирующими сплавами.

Литература

1. **Marykovich, E. I.** Casting of silumins with nanostructure eutectic silicon / E. I. Marykovich, V. Yu Stetsenko // The 66th World Foundry Congress 6–9 September, 2004, (Istambul). –P. 1349–1354.

2. Патент RU 2288067 МПК В 22 D 7/00, 27/04.

3. **Марукович, Е. И.** Получение отливок из заэвтектического силумина методом литья закалочным затвердеванием/ Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2005, – №2. – Ч. 1. – С. 142–144.

4. **Стеценко, В. Ю.** Повышение эффективности непрерывного литья силуминов / В. Ю. Стеценко, А. И. Ривкин, А. М. Певнев // Металлургия и литейное производство: тр. конф. – Жлобин, 2007. – С. 265–267.

5. **Марукович, Е. И.** Повышение эффективности работы кристаллизатора при непрерывном литье слитков / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2005. – №2. – Ч. 1. – С. 139–141.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА РАСПЛАВ - ПРОТИВОПРИГАРНОЕ ПОКРЫТИЕ - ФОРМА

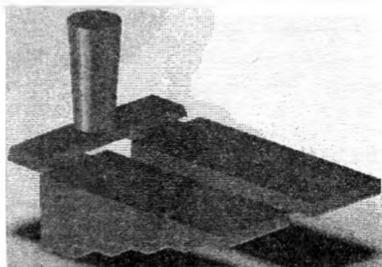
Процессы, протекающие на границе раздела расплав–форма («р–ф») и расплав–противопригарное покрытие–форма («р–п–ф») очень сложны и разнообразны. Попытки их описания разными авторами зачастую носят эмпирический характер и основаны на экспериментальных данных, полученных для конкретных случаев технологии производства отливки. В современных условиях, когда широкое распространение и доступность получили информационные технологии (системы автоматизированного проектирования (САД), системы инженерного анализа (САЕ)), не составляет особого труда промоделировать процессы в зоне контакта «р–ф» и «р–п–ф».

Целью такого моделирования является выявление динамики изменения температуры на границе раздела «р–ф» и «р–п–ф» как в момент заливки формы расплавом, так и в период кристаллизации расплава. Как отмечено в [1], одним из основных критериев, характеризующих условия образования поверхностных дефектов отливок, является распределение температуры в зоне контакта отливки с формой. Поэтому анализ процессов теплообмена в такой зоне является важной задачей, решение которой позволяет не только правильно подобрать противопригарное покрытие, но и спрогнозировать будущее качество отливки.

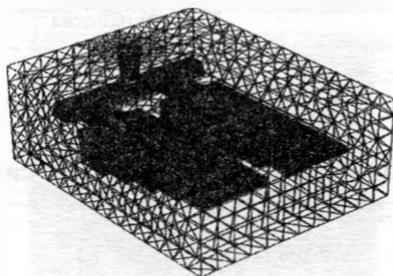
В настоящей работе в качестве инструмента, позволяющего выполнить расчеты и получить визуальную картину процессов, протекающих на границе раздела «р–ф» и «р–п–ф», и, как результат, оценить вероятности образования поверхностных дефектов отливок, использована система компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «ПолигонСофт».

Работа с системой СКМ ЛП построена по модульному принципу и отличается простотой выполнения операций по заданию граничных (ГУ) и начальных (НУ) условий, выполнению расчетов и

анализу полученных результатов. Моделирование процессов на границе раздела «р-ф» и «р-п-ф» выполнено для ступенчатой технологической пробы (рис. 1). Толщина стенки отливки изменяется от 10 до 50 мм. Трехмерная модель литейной формы в сборе и отливки построена в среде SolidWorks, генерация конечно-элементной сетки выполнена в COSMOSDesignSTAR.



а)



б)

а – 3D модель отливки с литниково-питающей системой, б – литейная форма в сборе с конечно-элементной сеткой

Рисунок 1 – Технологическая ступенчатая проба для изучения процессов пригаобразования

Отливка «ступенчатая проба» изготавливается из чугуна СЧ 20, химический состав которого приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав чугуна

Элемент	C	Si	Mn	S	P
Содержание, %	3,40	1,60	0,80	0,08	0,12

Этот сплав обладает свойствами, приведенными в таблице 2 [2].

Таблица 2 – Теплофизические свойства сплава

Теплоемкость, кДж/(м ³ ·К)	Теплопроводность, Вт/(м·К)	Теплота затвердевания, Дж/кг	$T_{лик}$	$T_{сол}$	$\Delta T_{кр}$
			°С		
5094	39,87 – 119,62	245000	1193,6	1160,6	33

Заливка расплава производится в литейную форму из неотвердеющей песчано-смоляной смеси, отверждаемой в присутствии кислотного катализатора (табл. 3, 4).

Таблица 3 – Состав формовочной смеси

Компонент	Смола карбамидно-фурановая	Катализатор	Кварцевый формовочный песок марки 1К ₁ О ₂
К-во, %	2	1	остальное

Таблица 4 – Теплофизические свойства формовочной смеси

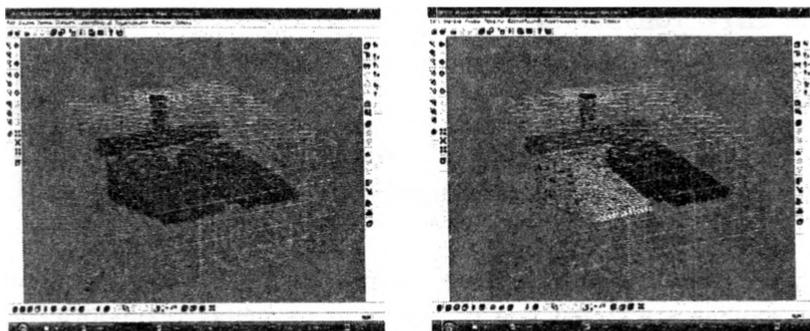
Теплоемкость, кДж/(м ³ ·К)	Теплопроводность, Вт/(м·К)
1370–1370,4	0,5–0,55

Для изучения влияния различных противопригарных покрытий на процесс теплообмена на границе раздела «р–п–ф» в одной литейной форме моделируется изготовление двух отливок. В эксперименте 1 одна часть литейной формы окрашена противопригарным покрытием на основе дистен-силлиманиита, вторая – противопригарным покрытием на основе графита (табл. 5). В эксперименте 2 одна часть литейной формы без покрытия, вторая окрашена теплопроводящим покрытием на основе теллура [3].

Таблица 5 – Свойства противопригарных покрытий

Покрытие	Свойства		
	Толщина слоя δ, мм	Теплопроводность λ, Вт/(м·К)	Степень черноты ε, %
На основе дистен-силлиманиита	1	0,175	56
На основе графита	1	0,379	97
На основе теллура	1	1,53	73

Расчет включал в себя подготовку сеточной модели расчетной области в предпроцессоре «Мастер-3D». Этот модуль позволяет проанализировать качество конечно-элементной сетки и при необходимости внести корректировки, сориентировать модель относительно вектора силы тяжести, присвоить отдельным элементам тип «отливка/форма» и задать индексы объемов и границ (рис. 2).

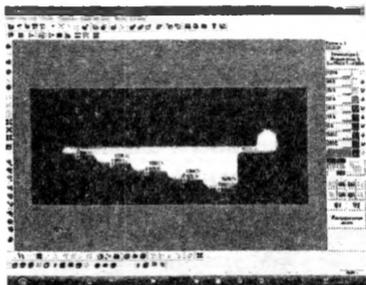


а) *б)*
а – режим визуализации индексов границ, б – режим визуализации индексов объемов

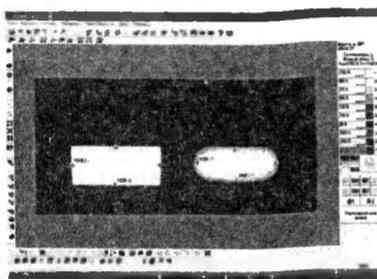
Рисунок 2 – Подготовка модели в предпроцессоре «Мастер-3D»

Определение ГУ и НУ выполняется в предпроцессоре «Сплав». Каждый пункт головного меню этого модуля позволяет создавать и редактировать тот или иной файл исходных данных, который необходим для выполнения расчетов. Следует отметить, что обязательными для обеспечения расчетов являются файлы «Тепловые свойства сплава», «Свойства материалов формы» и «Параметры теплопередачи» [2]. Влияние противопригарных покрытий на теплообмен между отливкой и формой осуществляется заданием ГУ параметров теплопередачи.

Расчет процессов гидродинамики заполнения формы и кристаллизации расплава выполнен в процессорных модулях «Эйлер-3D» и «Фурье-3D» соответственно. Визуализировать картину расчетов и получить численные значения распределения скоростей движения расплава, температур, давлений и усадочных дефектов позволяет модуль «Мираж-3D» (рис. 3).



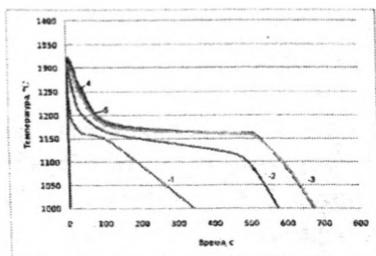
а)



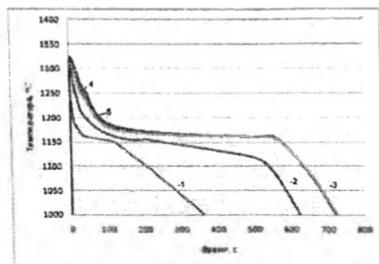
б)

а – продольное сечение формы, б – поперечное сечение формы
 Рисунок 3 – Распределение температуры в отливке и форме в процессе кристаллизации

Динамика изменения температуры в процессе кристаллизации отслеживалась в контрольных точках на ступенях технологической пробы как в отливке, так и в форме (толщина стенки отливки изменяется от 10 до 50 мм). Для случая неокрашенной формы и покрытия на основе теллура значения температуры показаны для контрольной точки 5 при толщине стенки отливки 50мм (рис. 4, 5, 6).



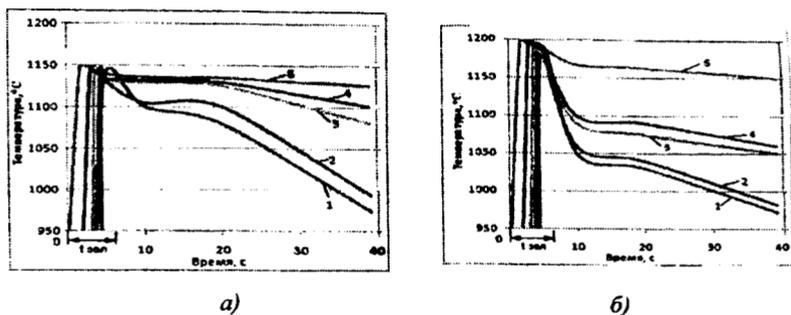
а)



б)

а – противопожарное покрытие на основе дистен-силлиманита, б –
 противопожарное покрытие на основе графита,
 1, 2, 3, 4, 5 – изменение температуры в контрольных точках с толщиной
 стенки отливки 10, 20, 30, 40, 50мм соответственно

Рисунок 4 – Динамика изменения температуры в отливке



а – противопопригарное покрытие на основе дистен-силлиманита, *б* –
 противопопригарное покрытие на основе графита,
 1, 2, 3, 4, 5 – изменение температуры в контрольных точках с толщиной
 стенки отливки 10, 20, 30, 40, 50мм соответственно

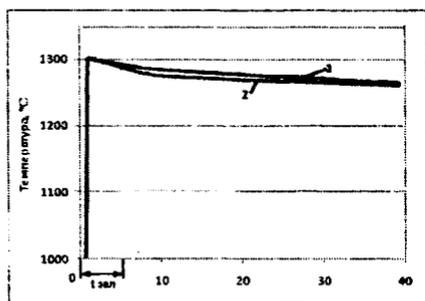
Рисунок 5 – Динамика изменения температуры в форме

Расчет процесса кристаллизации расплава показал, что сразу после заливки температура расплава падает в начальный период стремительно, а затем скорость охлаждения снижается. Так, температура отливки в форме, окрашенной противопопригарным покрытием на основе графита, в контрольных точках падает до 1000°С через 340 (кривая 1), 580 (кривая 2), 695 (для кривых 3, 4, 5) секунд, в то время как в форме, окрашенной противопопригарным покрытием на основе дистен-силлиманита, температура падает до того же значения за 385, 615 и 720 с соответственно (рис. 4). Таким образом, через противопопригарное покрытие на основе графита идет более интенсивный теплоотвод от отливки, чем через противопопригарное покрытие на основе дистен-силлиманита, что подтверждает разницу теплофизических свойств покрытий.

Из рисунка 5 видно, что противопопригарные покрытия оказывают разное влияние на изменение температуры в форме. Материал формы, окрашенный противопопригарным покрытием на основе графита, при заливке формы расплавом быстро нагревается до более высоких температур, чем аналогичный участок формы с покрытием на основе дистен-силлиманита. В контрольной точке при толщине стенки 50 мм максимум температуры достигает 1196°С. В части формы, окрашенной дистен-силлиманитовым покрытием, также наблюдается скачкообразный рост температуры, однако максимум

температуры формы с покрытием не превышает 1148°C , что меньше температуры $T_{\text{сол}}=1160,6^{\circ}\text{C}$ расплава. А именно это является основным условием предотвращения пригара на поверхности отливки при использовании дистен-силлиманитового противопопригарного покрытия [1].

В случае с теплопроводящим покрытием на основе теллура температура поверхности формы достигает более высоких значений, чем с теплоизолирующими покрытиями, однако такой рост температуры наблюдается и в неокрашенной форме (рис. 6). Таким образом, возникает вопрос о необходимости объяснения отбеливающего действия теллуристого покрытия, в том случае если условия интенсивного теплоотвода в литейной форме из холоднотвердеющей песчано-смоляной смеси не созданы. Решение этой задачи может быть получено при изучении процессов микролегирования. То есть на границе расплав–теллуристое покрытие–форма создаются температурные условия, обеспечивающие диффузию теллура в приграничные слои отливки. Известно, что теллур и висмут, при использовании их как легирующих элементов, обладают сильным отбеливающим действием. В работе [4] отмечается, что теллуристое покрытие, нанесенное на поверхность формы, вызывает сильный пригар. Такое явление можно объяснить пропитыванием пор формовочной смеси жидким расплавом, для чего на границе раздела



1 – литейная форма, 2 – покрытие на основе теллура

Рисунок 6 – Динамика изменения температуры в форме

созданы все условия: во-первых, температура поверхности формы достаточно высока (1298°C) (рис. 6); во-вторых, чугун, легированный теллуридом, имеет пониженную температуру плавления по сравнению с серым, поэтому при температуре заливки 1320°C он сильно перегрет и жидкотекуч. Кроме того, серый чугун, легированный теллуридом, активно смачивает зерна кварцевого песка. Для предотвращения пригара рекомендуется наносить теллури-

вое покрытие на поверхность, предварительно нанесенного, теплоизоляционного покрытия, например на основе дистен-силлиманита.

Таким образом, результаты исследований позволяют констатировать не только возможность моделирования с помощью «ПолигонСофт» тепловых процессов на границе раздела «р–п–ф», но также осуществлять выбор противопригарных покрытий и прогнозировать качество поверхности отливки.

Литература

1. **Валисовский, И. В.** Пригар на отливках / И. В. Валисовский. – М.: Машиностроение, 1983. – 192 с.
2. **Справочная система СКМ ЛП «ПолигонСофт».** – С Пб., 2007.–320 с.
3. **Каталог материалов** фирмы «Huttene-Albertus». – Dusseldorf, 2006. – 21 с.
4. **Сварика, А. А.** Покрытия литейных форм / А. А Сварика. – М.: Машиностроение, 1977. – 216 с.

УДК 621.74

В.А. ПУМПУР, канд. техн. наук,
В.М. ИЛЬЮШЕНКО, канд. техн. наук,
Г.П. КОРОТКИН, канд. техн. наук,
В.П. ДОЙЛИДОВ (ИТМ НАН Беларуси)

РЕШЕНИЕ ПРОБЛЕМЫ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ЦИНКОВЫХ АНОДОВ

Горячекатаные цинковые аноды, получаемые методом литья в кокиль путем заливки расплава через дождевую литниковую систему, нашли широкое применение для электрохимического нанесения цинковых покрытий в машиностроении [1]. Целью настоящего исследования является минимизация энергозатрат при изготовлении горячекатаных цинковых анодов по разработанной в ИТМ НАН Бе-

ларуси технологии. Данная технология является ресурсосберегающей по сравнению с используемыми ранее, так как позволяет получать горячекатаные аноды из отходов гальванического производства с невысокой степенью обжатия литых заготовок при прокатке (25-30%). Но проблема энергосбережения при использовании данной технологии остается актуальной и требует научного подхода для ее решения.

Суть разработанной технологии заключается в следующем. Расплав, температура которого поддерживается равной 480°C, из тигля подается в литниковую систему кокиля. Тигель способен вместить до 250 кг расплавленного цинка. Расплав в форму подается снизу, т.е. с применением сифонной заливки. Одновременно в кокиле формируются четыре анода, расположенные вертикально, массой примерно 2 кг. За одну рабочую смену необходимо изготавливать от 200 до 400 цинковых анодов. После извлечения из кокиля полученные заготовки складываются на воздухе и охлаждаются, как правило, до температуры окружающей среды. Для получения высококачественных анодов важно, чтобы заготовки перед прокаткой имели примерно одинаковую по их объему температуру, которая, исходя из пластических свойств цинка, должна быть в пределах от 250 до 300°C [2]. В результате полученные заготовки перед последующей прокаткой приходится нагревать в печи, затрачивая немалое количество энергии.

В целях энергосбережения необходимо минимизировать энергозатраты на всех этапах производственного процесса (от подготовки расплава в тигле до прокатки), обеспечивая непрерывность всего процесса. Решение данной проблемы связано с решением ряда вопросов и задач, которые вытекают из особенностей технологии литья в кокиль.

Во-первых, в процессе литья происходит постепенный нагрев кокиля до температуры, при которой невозможно получить заготовку удовлетворительного качества. Необходимо определить, какое максимальное количество заливок в кокиль можно осуществить непрерывно, т.е. без технологического перерыва, необходимого для охлаждения кокиля на воздухе, получая при этом высококачественные цинковые заготовки. Это является ограничением на макси-

мальный объем партии заготовок, получаемых за один непрерывный цикл литья.

Во-вторых, при изготовлении партии анодов, получаемой без технологического перерыва в непрерывном цикле литья в кокиль, масса расплава в тигле уменьшается, после чего в расплав погружаются цинковые чушки, суммарная масса которых равна массе всей партии. Температура в тигле автоматически поддерживается равной примерно 480°C за счет его периодического подогрева источником энергии мощностью 18 кВт. Чем меньше расплава останется в тигле после последней заливки в непрерывном цикле литья, тем большее количество энергии, а значит и времени, понадобится на нагрев расплава за время технологического перерыва. Однако продолжительность подготовки расплава не должна быть больше продолжительности технологического перерыва, которая обусловлена временем охлаждения кокиля на воздухе. Также и продолжительность перерыва не должна значительно превышать времени нагрева расплава, так как в этом случае возрастают энергозатраты на поддержание его температуры в тигле.

В-третьих, с целью энергосбережения важно использовать максимальное количество внутренней энергии цинковых заготовок с тем, чтобы затрачивать меньше энергии на их термостабилизацию, используя нагревательные устройства. Очевидно, что термостабилизация заготовок должна происходить при минимальных теплопотерях в окружающую среду, т.е. в условиях тепловой изоляции. А значит, необходимо разработать специальную энергосберегающую теплоизолированную емкость (бокс) для размещения и термостабилизации партии цинковых заготовок.

В-четвертых, для обеспечения непрерывности производства горячекатаных цинковых анодов продолжительность перерыва между процессами литья и прокатки должна быть минимальной и обусловлена только временем выравнивания температуры партии заготовок в диапазоне 250-300°C после последней загрузки в термостабилизирующий бокс.

Для термостабилизации партии заготовок разработана конструкция специального бокса, внешне представляющего собой металлический ящик с дверцами для загрузки и выгрузки горячих заготовок. Все стенки бокса трехслойные – два стальных кожуха с тепло-

изоляционным материалом внутри. Толщина внутреннего стального кожуха принималась равной 1 мм, а наружного – 2 мм. Между ними располагали теплоизоляционный материал, толщину которого рассчитывали. В качестве теплоизолятора выбрана уплотненная минеральная вата с коэффициентом теплопроводности примерно 0,2 Вт/(м·К). Предполагалось, что в боксе в один ряд горизонтально укладываются 10 заготовок. С учетом загруженности в количестве 100 штук, а также для обеспечения удобства загрузки и выгрузки заготовок, размеры термостабилизирующего бокса принимались равными 600×600×300 мм.

Для решения проблемы энергосбережения при изготовлении горячекатаных цинковых анодов в первую очередь необходимо решить следующие задачи по определению:

- оптимального объема партии заготовок, получаемых за один непрерывный цикл литья в кокиль;
- минимальной мощности нагревательных элементов, устанавливаемых в боксе;
- режимов работы термостабилизирующего бокса.

Решение указанных задач осуществляли на основе экспериментально-теоретических исследований. Проведены предварительные исследования для экспериментальной оценки динамики температур заготовок в крайних вертикальных и горизонтальных рядах при складировании на воздухе (рис.1). Осуществлена оценка продолжительности подготовки расплава в тигле к очередному непрерывному циклу литья в зависимости от массы загружаемого в расплав цинка. Проведена расчетная оценка необходимой толщины теплоизоляционного материала стенки бокса, а также его суммарных тепловых потерь за время накопления партии заготовок.

Выполнены экспериментальные исследования динамики температур цинковых заготовок при литье в кокиль и охлаждении на воздухе. Через минуту после заливки расплава кокиль раскрывали, извлекали затвердевшие заготовки и складировали их. В непрерывном цикле литья производилось подряд 10 заливок в кокиль, т.е. были получены 40 литых заготовок, которые складировались на воздухе по 10 в ряд. Интервал между заливками составлял примерно 2 минуты, а это значит, что продолжительность одного непрерывного цикла литья состояла около 20 минут.

Термопары устанавливались в центре двух заготовок, которые после складирования располагались в крайних рядах слева и сверху (рис. 1). Измерения термопарой Т1 проводили после 4-ой заливки, термопарой Т2 – после 10-ой заливки расплава в кокиль. На рисунке 2 представлены результаты измерений температур заготовок. Значение температуры при $\tau = 0$ соответствуют моменту открытия кокиля по окончании затвердевания.

		9				10	•Т2		
6				7				8	
•Т1		4				5			
1				2				3	

1-10 – порядковые номера заливок; Т1, Т2 – термопары

Рисунок 1 – Схема складирования заготовок и расположения термопар

Как видно из рисунка 2, температура заготовок во втором ряду (кривая 1) повышается после складирования следующего ряда заготовок, температура которых выше. По истечении следующих 25 минут происходит падение температуры до значений, неприемлемых для прокатки цинка. Температура в центре затвердевших заготовок, получаемых после десятой заливки в непрерывном цикле литья (кривая 2), близка к температуре кристаллизации цинка. А это значит, что десять заливок непрерывно является пределом для кокиля при данных условиях литья. Поэтому необходим или технологический перерыв, или водоохлаждение кокиля в процессе литья, что связано с дополнительными материальными и энергетическими затратами, а также может привести к короблению кокиля и сокращению срока его эксплуатации вследствие значительных перепадов температур в сечении стенок.

По расчетам, которые подтверждаются и экспериментальными данными, для охлаждения кокиля на воздухе до температуры 80-100°C требуется около 45 минут. Использование интенсивной принудительной вентиляции позволяет сократить это время до 35-40 минут. Очевидно, что для обеспечения непрерывного процесса из-

готовления анодов необходимо использовать два кокиля и, соответственно, два бокса.

Режим работы термостабилизирующих боксов зависит от многих факторов, основными из которых являются: количество тепловых потерь через стенки и открытую во время загрузки заготовок дверцу бокса; количество теплоты, выделяемой (или поглощаемой) цинковыми заготовками после очередной их загрузки.

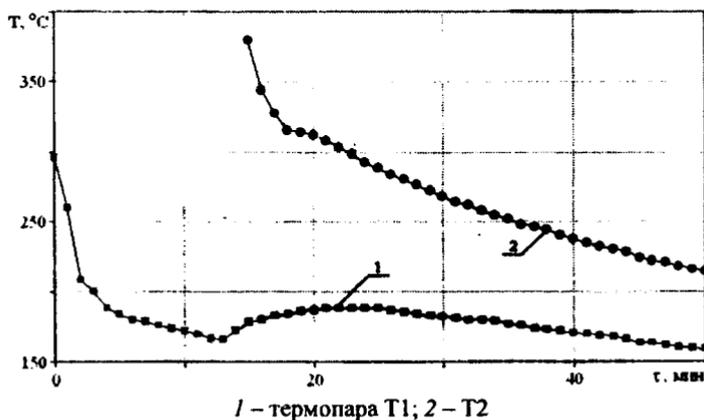


Рисунок 2 – Динамика температур в точках измерения

В целях энергосбережения важно определить минимальную температуру нагрева пустого бокса в начале производственного процесса, которая обеспечивала бы наименьший расход электроэнергии за счет максимального использования внутренней энергии загружаемых в бокс цинковых заготовок, а также непродолжительную термостабилизацию заготовок до необходимой для прокатки температуры.

На основании результатов аналитических расчетов на основе уравнения теплового баланса установлено следующее. Нагрев бокса до начальной температуры 250°C нагревательным устройством мощностью 1 кВт происходит в течение примерно 17 минут, что вполне приемлемо. При загрузке в бокс с начальной температурой 250°C четырех заготовок со средней температурой 200°C время термостабилизации в боксе составляет примерно 3,5 минуты. При за-

грузке заготовок с температурой 180°C время увеличивается примерно до 4,5 минут. При увеличении времени загрузки заготовок в бокс с 10 с до 20 с время термостабилизации увеличивается еще примерно на 30 с. Во всех случаях время термостабилизации превышает 2 минуты, т. е. продолжительность процесса литья очередной партии заготовок. Но способов уменьшения времени термостабилизации заготовок до температуры 250 °С при использовании нагревательного устройства мощностью 1 кВт достаточно много. Во-первых, в процессе литья кокиль разогревается и, в результате, увеличивается средняя температура извлекаемых из кокиля заготовок, которая в определенный момент будет выше 250°C. Во-вторых, первоначальный нагрев бокса можно осуществлять до температуры 300 °С, что ускорит термостабилизацию.

В настоящее время для нагрева охлажденных до температуры окружающей среды (20 °С) цинковых заготовок перед прокаткой используется печь мощностью 16 кВт [3]. Продолжительность нагрева 500 заготовок до температуры 250 °С в печи составляет примерно 90 минут, т.е. расход электроэнергии равен 24 кВт·ч. Общее время работы нагревательного устройства мощностью 1 кВт с учетом начального подогрева воздуха в боксе и термостабилизации 100 таких же заготовок составит около 70 минут. Расход электроэнергии для 500 заготовок составит в данном случае около 6 кВт·ч. Таким образом, энергозатраты сокращаются в 4 раза.

Определение оптимальных режимов термостабилизации заготовок цинковых анодов различных типоразмеров с учетом их внутренней энергии – не простая нестационарная задача, требующая отдельного подхода.

На основании результатов исследований можно сделать следующие выводы.

При использовании термостабилизирующих боксов можно организовать непрерывный процесс изготовления горячекатаных цинковых анодов, сократив энергозатраты, как минимум, в 4 раза.

Для организации непрерывного процесса изготовления необходимо использовать два четырехпозиционных кокиля и два термостабилизирующих бокса.

Литература

1. Барановский, Э. Ф. Изготовление цинковых анодов литьем кокиль / Э. Ф. Барановский, В. М. Ильюшенко, Г. П. Короткин // Литье и металлургия. – 2000. – № 4. – С.19–20.
2. Новиков, И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов / И. И. Новиков. – М.: Наука, 1966.
3. Изготовление цинковых анодов на опытном производстве ИТМ НАН Беларуси / Е. И. Марукович [и др.] // Литье и металлургия. – 2005. – №2. – Ч.2. – С. 159-161.

УДК 621.745.56

Б.М. НЕМЕНЕНОК, д-р техн. наук,
С.П. ЗАДРУЦКИЙ, канд. техн. наук,
Г.А. РУМЯНЦЕВА,
А.П. БЕЖОК, канд. техн. наук (БНТУ)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМОВ И СОСТАВА ВРЕДНЫХ ВЫБРОСОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ПЛАВКЕ СПЛАВА АК9 В ИНДУКЦИОННЫХ ТИГЕЛЬНЫХ ПЕЧАХ ИАТ-2,5

Важное место в развитии современного промышленного комплекса принадлежит отливкам из алюминиевых сплавов, производство которых в мире постоянно возрастает. При изготовлении отливок из сплавов на основе алюминия используются вещества и реагенты, которые в исходном состоянии обладают токсичными свойствами по отношению к человеку и окружающей среде. Наиболее часто встречающимися токсичными выделениями при производстве алюминиевого литья являются пары металлов, газы и мелкодисперсная пыль. При полном сгорании органического топлива в дымовых газах образуются CO_2 , H_2O , N_2 , SO_2 , SO_3 , а в ядре высокотемпературного факела горелок при высоких температурах происходит частичное окисление азота топлива и воздуха с образованием NO и NO_2 [1].

Для приготовления сплавов, особенно сложнелегированных, используются легкоокисляемые металлы, такие как Mg, Zn, Ti и другие. Во время плавления шихтовых материалов происходят интенсивное капельное окисление, испарение и унос с потоком отходящих газов оксидов металла. Для получения расплава требуемого качества применяются различные рафинирующие вещества (гексахлорэтан, флюсы, хлориды и фториды), которые при взаимодействии с металлами образуют вещества, легко уносимые дымовыми газами. Особенно осложняется ситуация при расположении цветнолитейных цехов непосредственно в городской черте, так как требования к допустимому содержанию вредных веществ в воздухе населенных пунктов постоянно ужесточаются и для их соблюдения существующие способы очистки становятся экономически неоправданными.

Основным направлением в развитии литейного производства является создание и внедрение безотходных или малоотходных технологических процессов. К числу первоочередных задач следует отнести необходимость быстрой повсеместной оценки литейных процессов, материалов и оборудования, применяемых для их осуществления, с точки зрения соответствия их санитарно-гигиеническим и экологическим требованиям и замены тех из них, которые не удовлетворяют этим требованиям новыми, исключающими загрязнение окружающей природной среды [2].

В настоящий момент в технической литературе отсутствуют систематизированные данные по количеству и составу выделений, образующихся при плавке литейных алюминиевых сплавов.

Поэтому совершенно очевидна необходимость проведения исследований по анализу сложившейся ситуации и разработке новых технологий внепечной обработки алюминиевых сплавов.

Наиболее распространенными плавильными агрегатами для плавки алюминиевых литейных сплавов на предприятиях Республики Беларусь являются индукционные тигельные печи промышленной частоты и повышенной частоты с тиристорными преобразователями. Технологии плавки в данных печах существенно отличаются. В печах промышленной частоты загрузка шихты производится на «болото», т.е. для их эффективной работы требуется наличие жидкого остатка металла в количестве 20–30 % от объема тигля. Печи повышенной частоты могут успешно эксплуатироваться без жидкого остатка, поскольку в них удается подвести к металлу

большую мощность, что существенно снижает продолжительность плавки. Все это оказывает определенное влияние на динамику выделения и количество пылегазовых выбросов при плавке.

Индукционные тигельные печи оборудованы поворотной крышкой и отсасывающим патрубком с коническим зонтом, который перекрывает рабочее пространство печи. Поэтому замеры запыленности и анализ отходящих газов проводили в объеме рабочего пространства печи и в отсасывающем газоходе. Запыленность измеряли непрерывно в течение всей плавки, а содержание хлоридов определяли только во время рафинирования расплава в конце плавки.

Проведенные замеры показали существенный разброс контролируемых параметров как в пределах одной плавки, в зависимости от реализуемых операций, так и применительно к отдельным периодам различных плавок сплава АК9. Так, при загрузке чушковых шихтовых материалов в пустой тигель запыленность в объеме печи для ряда плавок составляла $0,1-0,36 \text{ г/м}^3$, а для некоторых плавок возрастала до $0,48-0,96 \text{ г/м}^3$. Широкий диапазон колебаний запыленности в рабочем объеме печи при выполнении данной операции связан, очевидно, с плохой очисткой от мусора контейнеров для подачи шихты.

Аналогичная ситуация наблюдается и при завалке в печь возврата собственного производства. Во время данной операции запыленность в рабочем объеме печи составляла для одной серии плавок $0,16-0,25 \text{ г/м}^3$, для второй – $0,13-0,17 \text{ г/м}^3$, в отдельных случаях содержание пыли в 1 м^3 газов находилось в интервале $0,04-0,11 \text{ г}$. Такие колебания по запыленности связаны с различным составом возврата, содержанием в нем мелкой фракции (опилок, облоя) и наличием в тигле разного объема жидкого расплава.

Степень запыленности отходящих газов в газоходе существенно ниже, но также зависит от периодов плавки. Полученные данные позволили установить зависимость запыленности газов и содержания в них хлоридов для объема печи ИАТ-2,5 (рис. 1) и в отсасывающем газоходе (рис. 2) для разных периодов плавки сплава АК9. Как видно из графиков, запыленность во время загрузки колеблется незначительно – до 1 г/м^3 в объеме печи и до $0,2 \text{ г/м}^3$ в газоходе. Во время рафинирования запыленность отходящих газов резко возрастает и достигает в печи 6 г/м^3 , а в газоходе – $0,5 \text{ г/м}^3$.

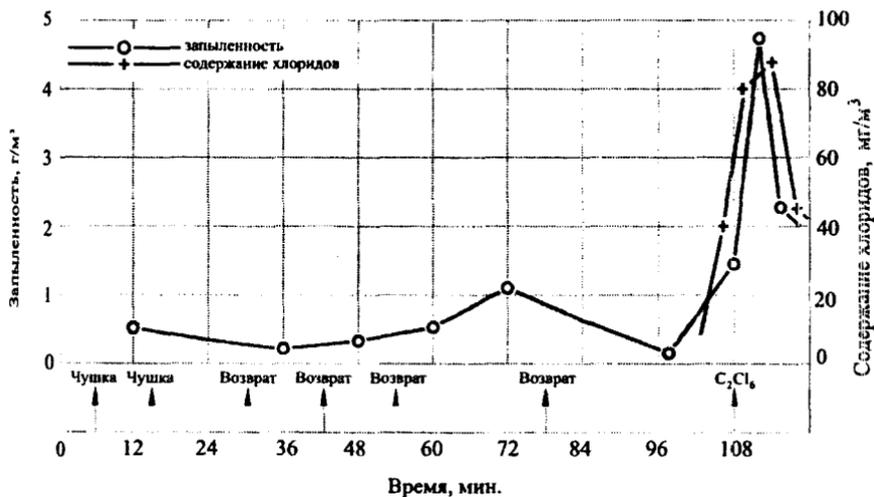


Рисунок 1 – Запыленность и содержание хлоридов в индукционной печи ИАТ-2,5

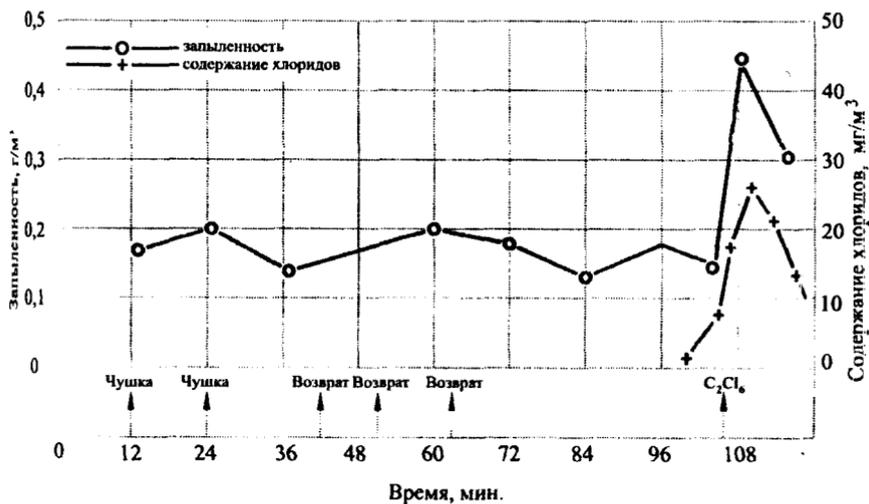


Рисунок 2 – Запыленность и содержание хлоридов в отсасывающем газоходе от индукционной печи ИАТ-2,5

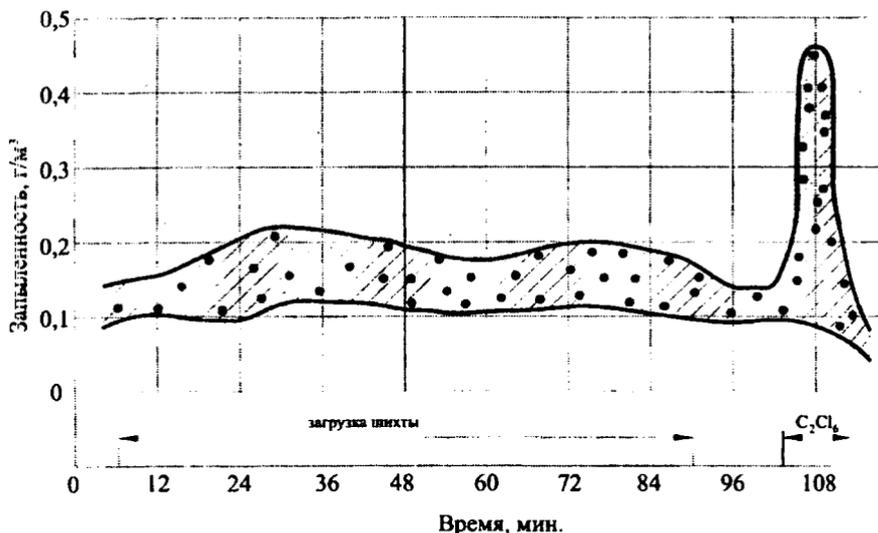


Рисунок 3 – Обобщенные значения запыленности в отсасывающем газоходу от индукционной печи ИАТ-2,5

По данным нескольких серий плавок был построен график, обобщающий запыленность в отсасывающем газоходу (рис. 3). Расход газов в нем соответствовал $8500 \text{ м}^3/\text{ч}$ при температуре $30\text{--}50^\circ\text{C}$. Время рафинирования на плавку составляло $0,05 \text{ ч}$. Период загрузки по усредненным результатам нескольких плавок был принят равным $1,7 \text{ ч}$. Расчеты удельного количества вредных выбросов во время плавки и рафинирования сплава АК9 в индукционной печи ИАТ-2,5 приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Удельное количество вредных выбросов при плавке сплава АК9 в печах ИАТ-2,5

Наименование операций	Расход газов, $\text{м}^3/\text{час}$	Запыленность газов, $\text{г}/\text{м}^3$	Содержание хлоридов, $\text{мг}/\text{м}^3$	Удельные выбросы, $\text{кг}/\text{т}$ жидкого металла	
				Пыль	Хлориды
Загрузка	8500	0,17	—	1,45	—
Рафинирование	8500	0,35	25	0,15	0,005
ИТОГО				1,6	0,005

Дисперсный анализ пыли проводили с использованием аппарата «CULTRONICS». Размеры частиц пыли, отложившейся на стенках отсасывающего газохода индукционной печи ИАТ-2,5, при плавке сплава АК9 колеблются от 3 до 60 мкм, а средний размер составляет 12 мкм. Анализ показал, что обработка расплава гексахлорэтаном существенно не влияет на размер частиц пыли. По данным рентгеноструктурного анализа образцов пыли на установке «ДРОН-1,5» установлено, что в ней присутствуют следующие компоненты: SiO_2 , KCl , NaCl и NaF . Такой состав пыли связан с тем, что переплавляемый возврат содержит в своем составе остатки флюсов, которыми проводилась модифицирующая обработка расплава.

На рисунке 4 приведены микрофотографии образцов пыли, отобранных при загрузке шихты (рис. 4, а) и рафинировании сплава АК9 гексахлорэтаном в печи ИАТ-2,5 (рис. 4, б...д, з).

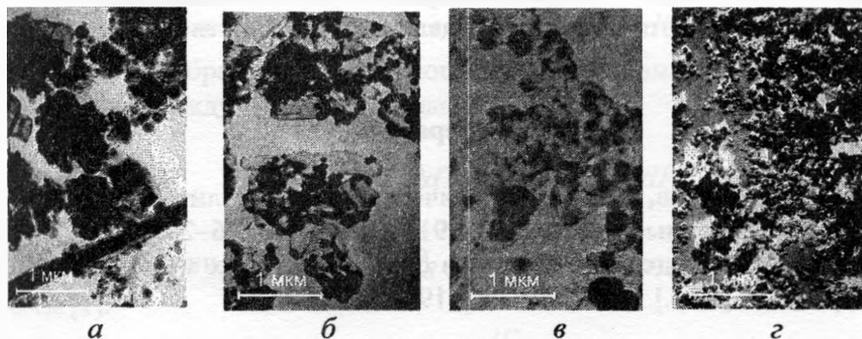


Рисунок 4 – Микрофотографии пыли, образующейся при загрузке шихты (а) и рафинировании сплава АК9 гексахлорэтаном в печи ИАТ-2,5 (б, в, з) $\times 15\ 000$

В процессе обработки сплава C2C16 происходит ряд сложных химических (испарение, химическое взаимодействие, конденсация продуктов испарения), а также чисто механических процессов (например, вынос восходящими газовыми потоками частиц пыли).

На микрофотографиях видно, что первичные частицы пыли имеют размеры 0,1–0,2 мкм, но также встречаются и достаточно крупные частицы размерами до 1 мкм, являющиеся, по-видимому, продуктами захвата частиц восходящими газовыми потоками. Первичные частицы пыли имеют сферическую форму и склонны к коа-

гуляции в комплексы размерами 10–20 мкм. Вместе с мелкими сферическими частицами отчетливо наблюдаются ограненные частицы явно кристаллического происхождения. Если указанные результаты сопоставить с данными рентгеноструктурного анализа, то можно предположить, что ограненные частицы являются кристаллами хлоридов натрия и калия. Остальные химические соединения, присутствующие в составе пыли, очевидно, конденсируются в аморфном состоянии, и поэтому на рентгенограмме не наблюдаются пики, соответствующие этим соединениям.

Проведенные исследования процесса выплавки сплава АК9 в индукционной печи ИАТ-2,5 повышенной частоты показали, что объемы и состав образующейся пыли во многом определяют культурой производства, составом возврата и качеством его подготовки, технологией рафинирования и модифицирования. Образующаяся пыль имеет сложный минералогический состав, является полидисперсной, что создает определенные трудности для ее улавливания.

Литература

1. Бондарев, Б. И. Экологические аспекты литейного производства // Цветные металлы. – 1991. – № 12. – С. 26–28.
2. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А.В. Курдюмов [и др.]. – М.: МИСиС, 1996. – 504 с.

УДК 621.74:669.14

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

МЕХАНИЗМЫ ПЛАВЛЕНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Механические и эксплуатационные свойства отливок из металлов и сплавов в основном зависят от их структуры, которая, в свою очередь, во многом определяется процессами, происходящими при

плавлении и кристаллизации. Исследование их механизмов имеет большое значение для теории модифицирования металлов и сплавов.

Рассмотрим термодинамику процесса плавления металла. Для жидкой и твердой фаз изменение молярных свободных энергий dG_L и dG_S будут определяться следующими уравнениями [1]:

$$\begin{aligned}dG_L &= V_L dP_L - S_L dT, \\dG_S &= V_S dP_L - S_S dT,\end{aligned}\tag{1}$$

где V_L и V_S – молярные объемы жидкой и твердой фаз; S_L и S_S – молярные энтропии жидкой и твердой фаз; P_L и P_S – давление в жидкой и твердой фазах; T – температура.

При равновесии выполняется условие $dG_L = dG_S$. Тогда уравнение (1) преобразуется в следующее условие термодинамического равновесия между твердой и жидкой фазами:

$$(S_S - S_L)dT = V_S dP_S - V_L dP_L.\tag{2}$$

В уравнении (2) значение P_S определяется следующим значением [1]:

$$P_S = -\frac{dF_S}{dV_S},\tag{3}$$

где dF_S – изменение свободной энергии твердой фазы при постоянном объеме; dV_S – изменение объема твердой фазы при давлении P_S .

Для сферического кристалла радиусом r значения dF_S и dV_S выражаются следующими уравнениями:

$$dF_s = d(4\pi r^2 \sigma),$$

$$dV_s = d\left(\frac{4}{3}\pi r^3\right), \quad (4)$$

где σ – удельная межфазная поверхностная энергия между кристаллом и расплавом.

Рассмотрим процесс термодинамического равновесия при плавлении между кристаллом радиусом r и жидкой фазой. Поскольку $P_L = \text{const}$, то (2) преобразуется в следующее уравнение:

$$(S_S - S_L)dT = V_S dP_S. \quad (5)$$

Известно, что процесс плавления металла всегда происходит при постоянной температуре. Тогда $dT = 0$, а из уравнения (5) следует, что $P_S = \text{const}$. Это означает, что при плавлении металла, с учетом (4), справедливо следующее уравнение:

$$\sigma = kr, \quad (6)$$

где k – константа.

Уравнение (6) справедливо только для нанокристаллов [2]. Отсюда можно предположить, что при плавлении металла твердая фаза распадается на нанокристаллы, имеющие межфазную поверхностную энергию. Определим насколько стабильны эти нанокристаллы при температуре плавления. Пусть сферический нанокристалл радиусом r_1 после расплавления твердой фазы распадается на n сферических нанокристаллов с радиусом r_2 . Изменение свободной энергии этого процесса ΔG будет определяться уравнением:

$$\Delta G = \Delta G_1 + 4\pi r_1^2 \sigma_1 - 4\pi r_2^2 n \sigma_2, \quad (7)$$

где ΔG_1 – изменение объемной свободной энергии процесса; σ_1 и σ_2 – удельные межфазные поверхностные энергии между нанокристаллами с радиусами r_1 и r_2 и жидкой фазой, равные kr_1 и kr_2 . Поскольку объем нанокристаллов с радиусом r_1 равен объему нанок-

ристаллов с радиусом r_2 , а процесс происходит без изменения теплоты плавления, то $\Delta G_1 = 0$. При этом справедливо условие:

$$r_1^3 = nr_2^3. \quad (8)$$

Подставляя значения σ_1 , σ_2 , ΔG_1 в уравнение (7), учитывая (8), получим: $\Delta G = 0$. Это означает, что после расплавления твердой фазы нанокристаллы сохраняют термодинамическую стабильность в жидком металле при температуре плавления. Это происходит благодаря тому, что $k = \text{const}$. Поскольку величина k зависит от температуры, то процесс распада нанокристаллов будет определяться перегревом расплава. Термодинамическое условие распада нанокристалла радиуса r_1 на m нанокристаллов с радиусом r_3 при перегреве жидкого металла относительно температуры плавления определяется следующим уравнением:

$$\Delta G_2 + 4\pi r_1^2 \sigma_1 - 4\pi m r_3^2 \sigma_3 > 0, \quad (9)$$

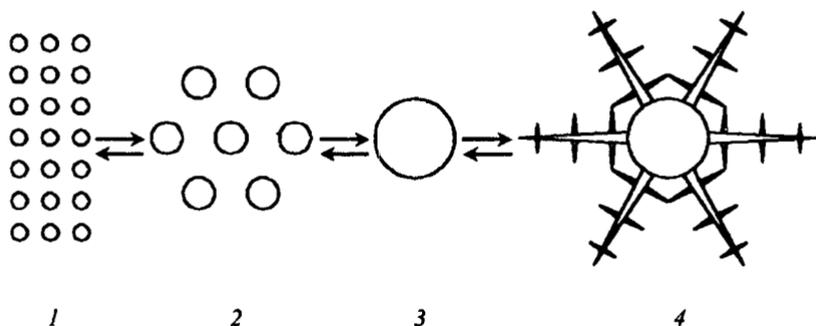
где ΔG_2 – изменение объемной свободной энергии процесса; σ_1 и σ_3 – удельные межфазные поверхностные энергии между нанокристаллами с радиусами r_1 и r_3 и жидкой фазой, равные kr_1 и kr_3 . Поскольку объем нанокристалла с радиусом r_1 равен объему нанокристаллов с радиусом r_3 , а процесс происходит без изменения теплоты плавления, то $\Delta G_2 = 0$. При этом также будет справедливо условие:

$$r_1^3 = m r_3^3. \quad (10)$$

Подставляя значения σ_1 , σ_3 , ΔG_2 в уравнение (9), учитывая (8), получим: $k > k_1$. Это означает, что с повышением температуры k уменьшается, а процесс распада нанокристаллов усиливается. Чем больше перегрев жидкого металла, тем мельче становятся нанокристаллы. Их максимальный размер достигается при температуре плавления.

Поскольку равновесная кристаллизация металлов происходит при постоянной температуре, то для этого процесса справедливы термодинамические уравнения, аналогичные для плавления. Отли-

чие заключается в том, что вместо диспергирования происходит процесс агрегации нанокристаллов. До температуры равновесной кристаллизации происходит коагуляция более мелких нанокристаллов (дозародышей) в более крупные (зародыши). Последние являются основным строительным материалом для образования и роста микрокристаллов. Этот процесс идет с выделением теплоты кристаллизации, что подтверждают термодинамические обратимости процессов «плавление кристаллизация» и механизмов «диспергирование коагуляция». Известно, что микрокристаллы в отливках металлов и сплавов в основном представляют собой дендриты, состоящие из ядра (центра кристаллизации), стволов и ветвей. Центр кристаллизации (ЦК) состоит из скоагулированных сфероидальных нанокристаллов [3, 4]. Исходя из этого и разработанных механизмов плавления и кристаллизации металлов, можно предположить следующую схему этих процессов (рис.)



1 – дозародыши; 2 – зародыши; 3 – центр кристаллизации; 4 – дендритный микрокристалл

Рисунок – Схема процессов плавления и кристаллизации металлов и сплавов

Данная схема применима для сплавов с неограниченной растворимостью компонентов. При совместной кристаллизации дендритов двух различных составов затвердевает эвтектический сплав. К нему также применимы механизмы плавления и кристаллизации, аналогичные для металла, поскольку эвтектики также затвердевают при постоянной температуре.

В реальных условиях в металлах и сплавах всегда присутствуют примеси. Среди них наибольшее влияние на процесс кристаллизации оказывают поверхностно-активные элементы (ПАЭ) и элементы с низким коэффициентом распределения (ЭНКР) [5, 6]. Исходя из предложенной схемы кристаллизации, можно раскрыть механизм влияния этих элементов на структуру отливок. Рассмотрим случай реальных (невысоких) скоростей затвердевания отливок. При низкой концентрации ПАЭ они будут слабо влиять на относительно быстрые процессы коагуляции дозародышей в зародыши, а последних – в ЦК. Это приведет к их уменьшению, что будет способствовать получению в отливке крупнокристаллической структуры. Поэтому относительно чистые (рафинированные) по ПАЭ металлы и сплавы обычно при затвердевании являются крупнокристаллическими со сквозной транскристаллизацией. При увеличении концентрации ПАЭ в расплаве коагуляционные процессы будут тормозиться. В результате количество ЦК увеличивается, а структура отливок становится более дисперсной. При относительно высокой концентрации ПАЭ в расплаве, адсорбируясь на поверхности нанокристаллов, они будут существенно затруднять коагуляцию дозародышей в зародыши, а последних – в ЦК. В результате их количество значительно уменьшается. ПАЭ, адсорбируясь на ЦК, стволах и ветвях дендритов, будут снижать степень их разветвления. В итоге получается крупнокристаллическая структура со слабо разветвленными дендритными микрокристаллами. Реально отливки металлов и сплавов имеют именно такую структуру, поскольку в расплаве содержится достаточно большое количество таких ПАЭ, как кислород, азот и сера. Они попадают в жидкий металл из атмосферы, топлива, тиглей, формы и шихты.

Для измельчения структуры отливок применяют примесные модификаторы. В основном они содержат элементы, имеющие высокие химические средства к кислороду, азоту и сере. Связывая эти ПАЭ, примесные модификаторы рафинируют межфазные границы при затвердевании расплава. Это интенсифицирует процессы коагуляции дозародышей в зародыши, а последних – в ЦК. В результате их количество возрастает, и структура отливки становится мелкокристаллической. Рафинируя поверхности ЦК, стволов и ветвей растущего дендритного микрокристалла, примесные модификаторы способствуют его разветвлению. В результате получается модифи-

цированная микроструктура, обеспечивающая отливке повышенные механические свойства. При относительно высокой концентрации примесного модификатора происходит значительное рафинирование расплава от ПАЭ, что приводит к существенному усилению коагуляционных процессов при затвердевании сплава. В итоге количество ЦК уменьшается, а структура отливок становится крупнокристаллической. Поэтому избыток примесного модификатора сверх оптимального приводит к процессу перемодифицирования сплава. Исходя из этого, для получения модифицированной структуры в отливке концентрация примесного модификатора должна быть оптимальной. Химически активные модифицирующие элементы регулируют содержание в расплаве ПАВ, концентрация которого для получения мелкокристаллической структуры также должна быть оптимальной. Это подтверждает достоверность предложенных механизмов плавления и кристаллизации металлов и сплавов. Следовательно, примесный модификатор должен быть рафинирующим по отношению к ПАЭ, в первую очередь к кислороду, азоту и сере. Для этого могут применяться не только химически активные, но и адсорбционно-связующие модификаторы. К ним можно отнести сульфиды и нитриды, которые активно адсорбируют кислород, являясь модификаторами дендритов графита в чугунах [7]. С увеличением дисперсности адсорбционно-связующих модификаторов их эффективность действия возрастает [8].

ЭНКР, выделяясь на границе фаз, замедляют рост ЦК, стволов и ветвей дендрита. Но этот процесс будет лимитироваться отводом примесных элементов от межфазной границы вследствие их диффузии. Если она не успевает проходить за время кристаллизации, то примесные элементы будут тормозить коагуляционные процессы образования ЦК, увеличивая их число. Это приводит к получению отливок с мелкокристаллической структурой. В этом случае ЭНКР действуют аналогично ПАЭ. При больших концентрациях ЭНКР они будут значительно затруднять образование ЦК, замедляя их рост и разветвление дендритного микрокристалла. Это способствует получению отливок с крупнокристаллической немодифицированной структурой. Примером ЭНКР в алюминиевых сплавах является водород. Связывание его в дендриты либо удаление из расплава приводит к получению в отливке модифицированной микроструктуры [9, 10]. Если в расплаве содержится ПАЭ и ЭНКР, то они

усиливают друг друга либо нейтрализуют, что оказывает существенное влияние на процесс модифицирования сплавов. Здесь могут быть различные варианты взаимодействия между ПАЭ и ЭНКР, что является предметом отдельного исследования, позволяющего более детально раскрыть механизмы модифицирования сплавов. Как и в случае с ПАЭ, роль модификаторов будет сводиться к рафинированию расплава и межфазных границ от ЭНКР, регулированию процесса образования ЦК и роста дендритного микрокристалла. Лучшим модификатором является тот, который одновременно связывает ПАЭ и ЭНКР. Если они нейтрализуют друг друга, то это будут самомодифицирующиеся сплавы. В случае взаимодействия между ПАЭ и ЭНКР последние могут выступать в роли модифицирующих элементов.

Большое влияние на процесс кристаллизации и его механизмы оказывает скорость затвердевания сплава. Она определяется интенсивностью отвода теплоты кристаллизации (плавления). Увеличение скорости затвердевания рафинированных сплавов увеличивает количество ЦК, что приводит к получению отливок с мелкокристаллической структурой. Повышение скорости затвердевания модифицированных сплавов также увеличивает число ЦК, поскольку уменьшается конкуренция между ними. Аналогичный результат достигается при ускоренном затвердевании расплава, не обработанного модификаторами. В итоге также получают отливки с мелкокристаллической структурой. Поэтому увеличение скорости затвердевания сплава является универсальным и эффективным средством модифицирования структуры отливок.

На основании разработанных механизмов плавления и кристаллизации, их анализа, используя ускоренное затвердевание сплава, была разработана технология получения отливок диаметром 50 мм высотой 200 мм из силумина АК12 с дисперсностью кристаллов глобулярного кремния 0,2–0,3 мкм [11]. Полученные литые заготовки имели высокие пластичность и износостойкость при сухом трении о закаленную сталь. Отливки из сплава АК12М2, полученные методом литья закалочным затвердеванием, можно подвергать горячей штамповке и получать втулки, которые по износостойкости превосходят аналогичные из антифрикционной бронзы БрОСЦЗ-5-7. Например, червячное колесо, полученное из опытного силумина АК18М2, установленное в редуктор шлифовально-полировального

станка 6ШП-100, имело ресурс работы в 6 раз выше, чем аналогичное колесо из антифрикционной бронзы БрАЖ9-4.

Таким образом, очевидно, что процесс распада микрокристаллов на нанокристаллы во многом определяет механизм плавления металлов и сплавов, а обратный процесс – механизм кристаллизации, на которые большое влияние оказывают поверхностно-активные элементы и элементы с низким коэффициентом распределения.

Литература

1. Жуковицкий, А. А. Физическая химия / А. А. Жуковицкий, Л. А. Шварцман – М.: Металлургия, 1976. – 544с.
2. Русанов, А. И. Фазовые равновесия и поверхностные явления / А. И. Русанов. – Л.: Химия, 1967. – 388 с.
3. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом / Э.В. Захарченко [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1986. – 248 с.
4. Щебашинов, М. П. Высокопрочный чугун в автомобилестроении / М.П. Щебашинов, Ю.Е. Абраменко, Н.И. Бех. – М.: Машиностроение, 1988. – 216с.
5. Семенченко, В. К. Поверхностные явления в металлах и сплавах / В.К. Семенченко. – М.: Гостехиздат, 1957. – 492с.
6. Гуляев, Б. Б. Синтез сплавов / Б.Б. Гуляев. – М.: Металлургия, 1984. – 160 с.
7. Худокормов, Д. Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов / Д.Н. Худокормов. – Минск: Наука и техника, 1968. – 154с.
8. Крушенко, Г. Г. Повышение качества чугунных отливок с помощью нанопорошков / Г.Г. Крушенко, И.С. Ямских, А.А. Бонченков // Металлургия машиностроения. – 2002. – №2. – С. 20–21.
9. Стеценко, В. Ю. О механизмах модифицирования силуминов / В.Ю. Стеценко // Металлургия машиностроения. – 2008. – №1. – С.20–23.
10. Марукович, Е. И. Модифицирование сплавов. Состояние, проблемы / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2008. – №4. – С.56-61.
11. Стеценко, В. Ю. Марукович Е.И. Литье наноструктурных силуминов / В.Ю. Стеценко, Е.И. Марукович // Наследственность в

литейных процессах: труды VII междунар. научн.-техн. симпозиума.– Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. – С. 290–295.

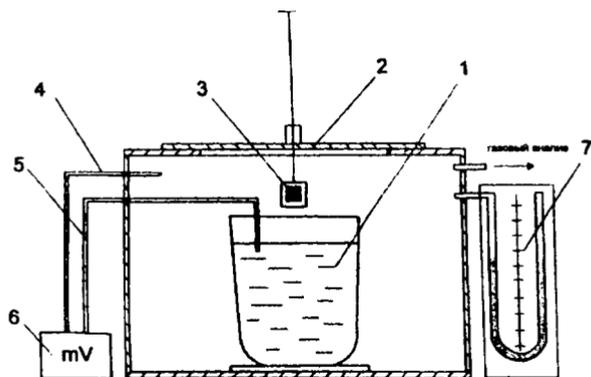
УДК 621.745.56

Б.М. НЕМЕНЬНОК, д-р техн. наук,
Г.А. РУМЯНЦЕВА,
С.П. ЗАДРУЦКИЙ, канд. техн. наук,
А.П. БЕЖОК, канд. техн. наук (БНТУ)

АНАЛИЗ СОСТАВА И ОБЪЕМОВ ВРЕДНЫХ ВЫБРОСОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ РАБОТЕ ФЛЮСОПЛАВИЛЬНЫХ УСТАНОВОК И В ПРОЦЕССЕ РАФИНИРУЮЩЕ-МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ СИЛУМИНОВ

Все возрастающие требования к качеству литья уже не обеспечиваются простым переплавом шихты, и назрела необходимость усложнения технологий с введением дополнительных процессов улучшения качества расплава – глубокого рафинирования и модифицирования. Указанные операции реализуются в основном с помощью специальных дополнительных средств в плавильных агрегатах, ковшах, раздаточных печах и сопровождаются выделениями токсичных газов. В некоторых случаях именно неудовлетворительные санитарно-гигиенические условия служат препятствием внедрения прогрессивных процессов рафинирующе-модифицирующей обработки, повышающей физико-механические свойства отливок.

С целью уточнения количества и химического состава выбросов во время обработки расплавов различными рафинирующими препаратами, были проведены исследования указанного процесса на установке, приведенной на рисунке 1. Тигель с расплавом 1 помещали в емкость 2, которую герметично закрывали. После обработки расплава препаратом, помещенным в колокольчике 3, производили отбор газа. Используя данные химического анализа, зная объем, температуру и давление газа в установке, определяли абсолютное количество газов, образующихся при обработке 1 кг металла. Результаты исследований представлены в таблицах 1, 2.



1 – тигель с расплавом; 2 – герметичная емкость; 3 – колокольчик; 4, 5 – ХА-термопары; 6 – потенциометр; 7 – манометр

Рисунок 1 – Установка для проведения газового анализа при внепечной обработке алюминиевых сплавов

Таблица 1 – Количество выбросов и содержание хлоридов в газах во время рафинирования гексахлорэтаном

Добавка C_2Cl_6 , %	Изменение давления, мм. рт. ст.	Содержание хлоридов, мг/м ³	Количество выбросов, м ³ /т жидкого металла
0,05	20	30	1,0
0,10	25	45	1,5
0,20	50	85	2,5
0,40	65	200	3,0
0,60	200	–	5,2

Таблица 2 – Количество выбросов и содержание хлоридов в газах во время рафинирования хлористым цинком

Добавка $ZnCl_2$, %	Изменение давления, мм. рт. ст.	Содержание хлоридов, мг/м ³	Количество выбросов, м ³ /т жидкого металла
0,05	15	–	0,8
0,10	20	5	1,0
0,20	25	6	1,5
0,40	45	60	2,4

Из полученных результатов следует, что количество выбросов пропорционально массе вводимой добавки рафинирующего вещества, чего нельзя сказать о содержании хлоридов. Если при малых добавках их концентрация описывается линейной зависимостью от величины присадки, то при 0,40 % и более содержание хлоридов резко возрастает. По-видимому, это связано с тем, что для рафинирования требуется определенное количество хлористых соединений и избыточный хлор выходит из металла, не успев с ним прореагировать.

Количество выделяющихся при рафинировании хлоридов зависит также от глубины ванны расплавленного металла. Это наглядно показали результаты обследования печей различных типов и емкостей. При примерно одинаковой добавке C_2Cl_6 (0,03–0,05 % от массы расплава), удельные выбросы хлоридов от печей AR 40000, ДСТ-3300, ИАТ-2,5 и ИАТ-6 резко отличаются (табл. 3).

Таблица 3 – Зависимость выбросов хлоридов от глубины расплава

Агрегат, где проводилось рафинирование	Глубина слоя металла, м	Выбросы хлоридов, кг/т жидкого металла
ДСТ-3300 (обработка в ковше емкостью 500 кг)	0,8	0,02
AR 40000 (обработка в ковше емкостью 900 кг)	1,0	0,01
ИАТ-2,5	1,5	0,005
ИАТ-6	1,8	0,002

Очевидно, что с уменьшением глубины расплавленного металла выбросы хлоридов при рафинировании увеличиваются.

Практика плавки алюминиевых сплавов с использованием флюсов показывает, что наряду с выполнением основной технологической функции – защиты жидкого металла от окисления и рафинировании расплава, флюсы должны обладать небольшой летуче-

стью в условиях плавки [1-3]. Интенсивное улетучивание компонентов флюса помимо дополнительных энергетических затрат и потерь солей, приводит к повышению загазованности литейных цехов и к зарастанию газоходов продуктами конденсации компонентов флюсов.

На первом этапе исследований по влиянию рафинирующих добавок и флюсов на характеристики вредных выбросов при плавке алюминиевых сплавов изучали летучесть основных компонентов флюсов, используемых наиболее широко при производстве алюминиевого литья.

Результаты исследований представлены в таблицах 4, 5.

Таблица 4 – Потери массы солей в % после изотермической выдержки в течение 30 минут

Компонент флюса	Температура испытания, °С			
	600	700	800	900
BaCl ₂	0,18	0,18	0,18	0,15
NaF	0,25	0,12	0,20	0,20
CaCl ₂	0,19	0,75	0,95	1,00
NaCl	1,05	1,70	3,75	4,23
KCl	0	0,18	1,75	1,75
Na ₃ AlF ₆	5,45	5,50	5,63	5,90

Таблица 5 – Потери массы солей в % после изотермической выдержки в течение 2 часов

Компонент флюса	Температура испытания, °С			
	600	700	800	900
BaCl ₂	0,12	0,16	0,25	0,25
NaF	0,30	0,35	0,35	0,35
CaCl ₂	0,20	1,12	1,18	1,30
NaCl	1,50	2,10	4,45	4,75
KCl	0	0,25	4,45	4,80
Na ₃ AlF ₆	5,95	6,18	6,20	6,62

Как видно из таблиц, наибольшей летучестью обладает Na_3AlF_6 при всех исследованных температурах и KCl – при температурах 800 и 900 °С. При этом особенно высоки потери солей на начальных этапах, т.е. при небольшой выдержке (30 минут). Такую закономерность можно объяснить тем, что на начальной стадии рассматриваемого процесса изотермической выдержки интенсивные потери в массе порошков солей происходят вследствие удаления влаги, сопровождающейся также и выносом тонкой фракции пыли хлоридов. На средней или промежуточной стадии происходит окончательное обезвоживание, включая реакции гидролиза, спекание, а затем и плавление некоторых солей. К концу этого периода все большее значение приобретает собственное испарение солей с поверхности расплава. Скорости убыли массы большинства проб на этой стадии значительно снижаются. После расплавления имеет место лишь испарение солей с зеркала расплава. На этом этапе скорости улетучивания большинства солей стабилизируются.

Проведенные исследования позволяют перейти к разработке оптимальных составов флюсов, обладающих минимальной летучестью и хорошей рафинирующей способностью.

Важное значение при оценке степени вредности выбросов имеет дисперсный и химический состав пыли, поэтому пыль, выделившуюся при плавке алюминиевых сплавов в печах ИАТ-6 и САН-2,5, дополнительно подвергали химическому анализу, определяя содержание алюминия и ионов Cl^- . Результаты химического анализа представлены в таблице 6.

Как следует из таблицы 6, основным компонентом, содержащимся в пыли, является алюминий, доля которого находится в пределах 20–80 %. Значительная часть пыли растворяется в воде, при этом в водный раствор переходит часть ионов хлора. При рафинировании расплава гексахлорэтаном пыль слабо растворяется в воде и 70 % алюминия находится в твердом осадке. Это необходимо учитывать при проектировании систем очистки выбросов мокрого типа. При расплавлении шихты в пыли содержится значительное количество углерода, входящего в состав продуктов выгорания масел и других посторонних примесей.

118 Таблица 6 – Результаты химического анализа образцов пыли

Место отбора пыли и период плавки	Навеска, г	Водорастворимые соединения алюминия		Водонерастворимые соединения алюминия		Общее количество Al, мг	% Al в пыли	Количество Si в водорастворимой части пыли, мг	% Si
		количество Al, мг	% Al	количество Al, мг	% Al				
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Печь ИАТ-6, со стенок трубопровода при плавке сплава АК5М7	0,0134	4,75	35,4	следы		4,75	35,4	4,3	32,09
Печь ИАТ-6, при расплавлении шихты сплава АК5М7	0,0113	2,5	22,1	следы		2,5	22,1	3,0	26,54
Пыль над печью с расплавленным флюсом	0,0267	1,2	4,5	6,25	23,4	7,45	27,9	7,25	27,15

Окончание таблицы 6

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Печь ИАТ-6, рафинирование C_2Cl_6	0,0123	1,5	12,2	8,75	71,1	10,25	83,3	–	следы
Печь САН-2,5, со стенок трубопровода	0,030	1,5	5,0	12,7	41,7	14,00	46,7	5,88	19,6
Печь САН-2,5 рафинирование $ZnCl_2$	0,0272	2,5	9,2	15,2	55,9	17,7	65,1	5,12	18,82
Стенд для подогрева ковшей	0,0184	1,25	6,8	10,00	54,35	11,25	61,1	6,44	35,00

Литература

1. Курдюмов, А. В. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А.В. Курдюмов [и др.].– 2-е изд. – М.: МИСИС, 1996. – 504 с.
2. Альтман, М. Б. Плавка и литье алюминиевых сплавов / М.Б. Альтман [и др.].– 2-е изд. – М.: Metallургия, 1983. –352 с.
3. Курдюмов, А. В. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А.В. Курдюмов [и др.]. – М.: Metallургия, 1980. – 196 с.

УДК 621.771.63

Л.А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук,
М.И. СИДОРЕНКО, канд. техн. наук,
Д.М. ИВАНИЦКИЙ, канд. техн. наук,
М.М. МАЛЕКИАН (БНТУ)

РАСЧЕТ ОПЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ ПОЛОС ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ С ПОСТОЯННЫМ ОБЖАТИЕМ

При продольной периодической прокатке опережение, сопровождающее процесс, изменяется по мере увеличения или уменьшения обжатия [1]. Это необходимо учитывать при расчете опережения, особенно на участках с переменным обжатием. Опережение на участках с нарастающим обжатием больше, чем оно было бы при среднем, но постоянном обжатии.

Для расчетов обычно используют довольно сложные методики, например, методику расчета переменных скоростей [2]. В данной статье предлагается другой подход. Допускаем, что в рассматриваемом случае не будет изменяться величина критического (нейтрального) угла γ , определяющего положение критического сечения, разделяющего потоки металла на участки опережения и отставания.

Для обеспечения требуемых размеров готового профиля необходим учет опережения на различных фиксированных участках полосы. При такой постановке формула для расчета опережения может быть получена из закона сохранения масс.

Для любого момента времени согласно рисунку 1 справедливо условие [3]

$$Q_{\beta} = Q_{\gamma}, \quad (1)$$

где Q_β и Q_γ – потоки металла, проходящие через соответствующие сечения очага деформации в произвольный момент времени.

В критическом сечении очага деформации поток продольной скорости металла опишется уравнением

$$Q_\gamma = h_\gamma b_\gamma R \omega \cos(\gamma - \beta), \quad (2)$$

где h_γ и b_γ – высота и ширина полосы в критическом сечении; γ – критический угол; R – радиус вала.

Соответственно поток в сечении выхода металла из валков будет

$$Q_\beta = h_\beta b_\beta R(1 + S) \omega \cos \beta, \quad (3)$$

где S – опережение в сечении выхода; β – угол, определяющий положение сечения выхода; $\beta > 0$ при возрастании обжатия и $\beta < 0$ при уменьшении обжатия.

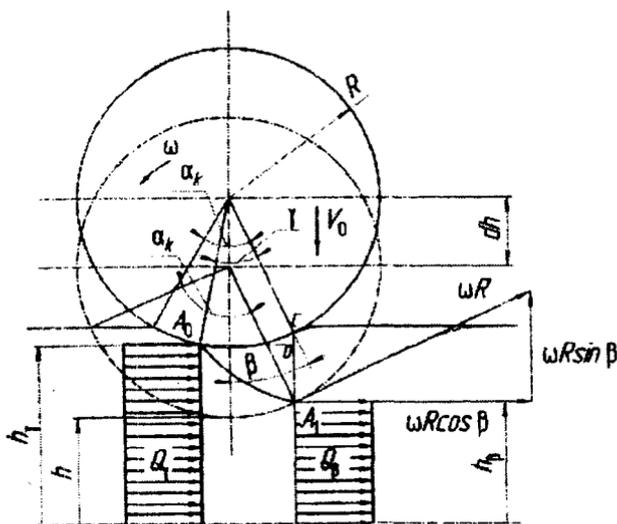


Рисунок 1 – Схема потоков скорости относительно критического сечения в нестационарном очаге деформации

За время движения точки A_0 по дуге γR при вращении валка она сместится вниз на расстояние dh в результате перемещения валка со скоростью V_0 и окажется в положении A_1 . Тогда можно записать, что

$$h_\gamma = h_\beta + 2(dh - CD). \quad (4)$$

Учитывая, что $CD = R[\cos(\gamma - \beta) - \cos\beta]$, находим

$$h_\gamma = h + D(1 - \cos\beta) + 2[dh - R\cos(\gamma - \beta) + R\cos\beta]. \quad (5)$$

В свою очередь,

$$dh = V_0 dt,$$

где dt – время, в течение которого произошло смещение валка в вертикальной плоскости.

При фиксированном значении угла β скорость перемещения валка связана с его окружной скоростью соотношением

$$V_0 = R\omega \sin\beta. \quad (6)$$

С другой стороны $R\gamma = R\omega dt$. Отсюда $dt = \gamma/\omega$. Тогда с учетом симметрии очага деформации

$$h_\gamma = h_\beta + 2R[\gamma \sin\beta - \cos(\gamma - \beta) + \cos\beta]. \quad (7)$$

После подстановки выражений (2), (3) и (7) в формулу (1), приняв, что $b_\gamma \approx b_\beta$ и после некоторых преобразований, получим уравнение для определения мгновенного опережения металла в сечении выхода из очага деформации при прокатке переменного сечения с нарастанием обжатия

$$S = \frac{\{h_{\beta} + 2R[\gamma \sin \beta - \cos(\gamma - \beta) + \cos \beta]\} \cos(\gamma - \beta)}{h_{\beta} \cos \beta} - 1. \quad (8)$$

Принимая во внимание, что $h_{\beta} = h + D[1 - \cos \beta]$, получим формулу для определения опережения

$$S = \frac{\{h + D(1 - \cos \beta) + 2R[\gamma \sin \beta - \cos(\gamma - \beta) + \cos \beta]\} \cos(\gamma - \beta)}{[h + D(1 - \cos \beta)] \cos \beta} - 1.$$

Переходя от тригонометрических функций к их аргументам, окончательно запишем

$$S = \frac{\left(1 + \frac{R}{h} \beta^2 + \frac{R}{h} \gamma^2\right) \left[1 - \frac{(\gamma - \beta)^2}{2}\right]}{\left(1 + \frac{R}{h} \beta^2\right) \left(1 - \frac{\beta^2}{2}\right)} - 1. \quad (9)$$

Формулы, подобные (9), были ранее выведены посредством более сложных рассуждений в работах [4] и [5].

Из формулы (9) вытекает вывод, что на опережение существенно влияет нейтральный угол. Определение нейтрального угла возможно при отыскании нормальных контактных напряжений в очаге деформации. При выводе формул для отыскания нормальных контактных напряжений рассмотрим схему, представленную на рисунке 2. Примем, что касательные напряжения по дуге контакта постоянны и заданы условием Зибеля [6]

$$\tau_x = 2fk, \quad (10)$$

где $k = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_T$ — пластическая постоянная; f — среднее значение коэффициента контактного трения металла о валки.

Дифференциальное уравнение равновесия сил согласно Карману [6] можно представить в виде

$$\frac{dp_x}{dx} - \frac{2k}{z} \cdot \frac{dz}{dx} \pm \frac{\tau_x}{z} = 0, \quad (11)$$

где p_x – нормальное контактное напряжение по дуге касания металла с валком; x и z – текущие ординаты дуги касания. Знак «плюс» перед τ_x относится к зоне отставания, а знак «минус» – к зоне опережения.

Приняв, что $dx = R \cos \varphi d\varphi$, $z = 0,5[h + 2R(1 - \cos \varphi)]$, $\frac{dz}{dx} = \operatorname{tg} \varphi$, уравнение (11) с учетом выражения (10) запишется в виде

$$\frac{dp_\varphi}{R \cos \varphi d\varphi} - \frac{4k}{h + 2R(1 - \cos \varphi)} (\operatorname{tg} \varphi \mp f) = 0.$$

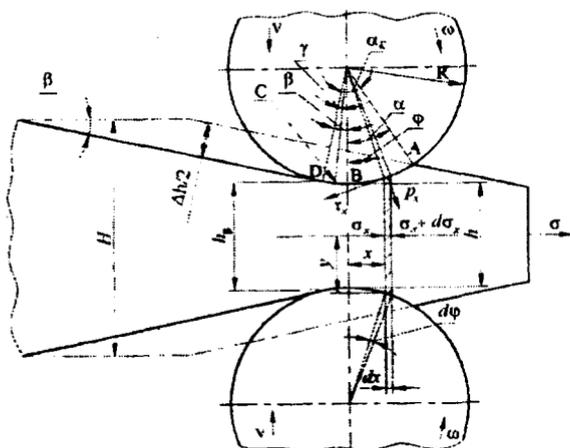


Рисунок 2 – Схема действия сил в очаге деформации при прокатке полосы переменной толщины с постоянным обжатием

После преобразований последнего выражения получим

$$dp_{\varphi} = \frac{4kR}{h + 2R(1 - \cos \varphi)} (\sin \varphi \mp f \cos \varphi) d\varphi. \quad (12)$$

Подставим соотношение $1 - \cos \varphi = 2 \sin^2 \frac{\varphi}{2}$ в уравнение (12) и после этого запишем

$$dp_{\varphi} = \frac{4k}{\frac{h}{R} + 4 \sin^2 \left(\frac{\varphi}{2} \right)} (\sin \varphi \mp f \cos \varphi) d\varphi, \quad (13)$$

где знак «минус» относится к участку *AB* зоны отставания и к участку *CD* зоны опережения очага деформации, а знак «плюс» – к участку *BC* зоны отставания при прокатке с нарастающим обжатием.

Интегрируя уравнение (13), а также подставляя значения $\sin^2 \left(\frac{\varphi}{2} \right) \approx \left(\frac{\varphi}{2} \right)^2$ и $\operatorname{tg} \left(\frac{\varphi}{2} \right) \approx \frac{\varphi}{2}$, находим p_{φ} :

для участка *AB* зоны отставания

$$p_{\varphi} = 2k \ln \left(\frac{h}{R} + \varphi^2 \right) - \frac{4kf \left(1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \times \\ \times \operatorname{arctg} \left(\frac{\varphi}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) + 2kf\varphi + C_{om_1}; \quad (14)$$

для участка *CD* зоны опережения

$$p_{\varphi} = 2k \ln\left(\frac{h}{R} + \varphi^2\right) + 2kf\varphi - \frac{4kf\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \times \\ \times \operatorname{arctg}\left(\frac{\varphi}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}\right) + C_{\text{оп1}}; \quad (15)$$

для участка *BC* зоны отставания

$$p_{\varphi} = 2k \ln\left(\frac{h}{R} + \varphi^2\right) - 2kf\varphi + \frac{4kf\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \times \\ \times \operatorname{arctg}\left(\frac{\varphi}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}\right) + C_{\text{от2}}. \quad (16)$$

Величины $C_{\text{от1}}$ и $C_{\text{оп1}}$ находим из граничных условий, рассматривая процесс прокатки с натяжением σ полосы.

В точке *A* при $\varphi = \alpha_K - \beta$ будет $p_{\varphi} = 2k - \sigma$, а в точке *D* при $\varphi = \beta$ величина — $p_{\varphi} = 2k$.

После подстановки значений p_{φ} и φ в уравнения (14) и (15), запишем

$$C_{\text{от1}} = 2k \left\{ \xi_0 - \ln\left(\frac{h}{R} + \alpha^2\right) + \frac{2f\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{arctg}\left(\frac{\alpha}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}\right) - f\alpha \right\},$$

где $\xi_0 = 1 - \frac{\sigma}{2k}$;

$$C_{оп1} = 2k \left\{ 1 - \ln \left(\frac{h}{R} + \beta^2 \right) + \frac{2f \left(1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left(\frac{\beta}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) - f\beta \right\}.$$

Подставив из последних выражений величины постоянных интегрирования $C_{от1}$ и $C_{оп1}$ в (5) и (6), получим уравнения для определения распределения нормальных контактных напряжений по дуге касания:

в зоне отставания на участке AB

$$p_\varphi = 2k \left\{ \xi_0 + \frac{2f \left(1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[\frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\alpha - \varphi)}{1 + \frac{\alpha\varphi}{4} \left(1 + 4 \frac{R}{h} \right)} \right] - \right. \\ \left. - \ln \left(\frac{\frac{h}{R} + \alpha^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) + f(\varphi - \alpha) \right\}; \quad (17)$$

в зоне опережения на участке CD

$$p_\varphi = 2k \left\{ 1 + \frac{2f \left(1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{arctg} \left[\frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\beta - \varphi)}{1 + \left(1 + 4 \frac{R}{h} \right) \frac{\beta\varphi}{4}} \right] - \right.$$

$$-\ln\left(\frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2}\right) + f(\varphi - \beta)\Bigg\}, \quad (18)$$

где β – центральный угол, определяющий положение сечения выхода раската из валков (угол клиновидности).

После решения для точки B (при $\varphi = 0$) совместно уравнений (16) и (17) можно определить постоянную интегрирования $C_{\sigma_{\tau_2}}$:

$$C_{\sigma_{\tau_2}} = 2k \left\{ \xi_{00} + \frac{2f\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{arctg}\left(\frac{\alpha}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}\right) - \ln\left(\frac{h}{R} + \alpha^2\right) - f\alpha \right\}.$$

Тогда уравнение (16) для определения нормальных контактных напряжений в зоне отставания на участке BC можно записать в следующем виде

$$p_{\varphi} = 2k \left\{ \xi_{00} + \frac{2f\left(1 + 2\frac{R}{h}\right)}{\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}} \operatorname{arctg}\left[\frac{\frac{1}{2}\sqrt{1 + 4\frac{R}{h}}(\varphi + \alpha)}{1 - \frac{\varphi\alpha}{4}\left(1 + 4\frac{R}{h}\right)}\right] - \ln\left(\frac{\frac{h}{R} + \alpha^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2}\right) - f(\varphi + \alpha) \right\}. \quad (19)$$

Если сечение, отвечающее критическому углу γ , будет расположено справа от плоскости осей валков (рис.2), то для участка CB ,

в данном случае находящегося в зоне опережения, дифференциальное уравнение прокатки (13) нужно использовать со знаком «плюс».

После интегрирования уравнения (13) со знаком «плюс» запишем

$$p_{\varphi} = 2k \ln \left(\frac{h}{R} + \varphi^2 \right) - 2kf\varphi + \frac{4kf \left(1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \times \\ \arctg \left(\frac{\varphi}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) + C_{\text{оп}_2}. \quad (20)$$

В свою очередь постоянную интегрирования $C_{\text{оп}_2}$ определяем после совместного решения уравнений (18) и (20) для точки B при $\varphi = 0$. В этом случае

$$C_{\text{оп}_2} = 2k \left\{ 1 + \frac{2f \left(1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \arctg \left(\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \beta \right) - \ln \left(\frac{h}{R} + \beta^2 \right) - f\beta \right\}.$$

В результате подстановки значения $C_{\text{оп}_2}$ в (20) получим уравнение для определения нормальных контактных напряжений по дуге касания в зоне опережения на участке CB

$$p_{\varphi} = 2k \left\{ 1 + \frac{2f \left(1 + 2 \frac{R}{h} \right)}{\sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \arctg \left[\frac{\frac{1}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} (\beta + \varphi)}{1 - \frac{\beta\varphi}{4} \left(1 + 4 \frac{R}{h} \right)} \right] - \right.$$

$$-\ln \left(\frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \varphi^2} \right) - f(\beta + \varphi) \}. \quad (21)$$

Мгновенное значение угла, характеризующего положение критического сечения и определяющего границу раздела между зоной опережения и зоной отставания, можно найти из условия, что для критического сечения [6]

$$P_{оп\gamma} = P_{от\gamma}.$$

Тогда из совместного решения уравнений (17) и (21) при $\varphi = \gamma - \beta$ или уравнений (18) и (19) при $\varphi = \beta - \gamma$, в зависимости от положения критического сечения относительно плоскости осей валков,

после подстановки значений $\operatorname{tg} \left(\frac{\varphi F}{2G} \right) \approx \frac{\varphi F}{2G}$,

$$\left(\frac{\varphi}{2} F \right)^2 \cdot \frac{\operatorname{tg} Q}{G} \approx 0, \quad \text{где} \quad F = \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}; \quad G = \left(1 + 2 \frac{R}{h} \right),$$

$$Q = \frac{F}{4fG} \ln \left(\frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \alpha^2} \right) + \frac{1}{2} \left[\operatorname{arctg} \left(\frac{F\alpha}{2} \right) - \operatorname{arctg} \left(\frac{F\beta}{2} \right) \right] + \frac{F}{4G} (\beta - \alpha),$$

получим уравнение

$$\gamma = \frac{1 + 2 \frac{R}{h}}{\frac{R}{h} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}}} \operatorname{tg} \left\{ 0,5 \left[\operatorname{arctg} \left(\frac{\alpha}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) - \operatorname{arctg} \left(\frac{\beta}{2} \sqrt{1 + 4 \frac{R}{h}} \right) \right] \right\} +$$

$$+ \frac{\sqrt{1+4\frac{R}{h}}}{4f\left(1+2\frac{R}{h}\right)} \left[\ln\left(\frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \alpha^2}\right) - \frac{\sigma}{2k} \right] + \frac{\sqrt{1+4\frac{R}{h}}}{4\left(1+2\frac{R}{h}\right)} (\beta - \alpha) \Bigg\} + \beta. \quad (22)$$

Введем дополнительные обозначения: $x = \frac{\frac{h}{R} + \beta^2}{\frac{h}{R} + \alpha^2}$;

$$y_1 = \frac{\alpha}{2} \sqrt{1+4\frac{R}{h}}; \quad y_2 = \frac{\beta}{2} \sqrt{1+4\frac{R}{h}}; \quad z = \frac{\sqrt{1+4\frac{R}{h}}}{4f\left(1+2\frac{R}{h}\right)} \left[\ln(x) - \frac{\sigma}{2k} \right] +$$

$$+ 0,5[\operatorname{arctg}(y_1) - \operatorname{arctg}(y_2)] + \frac{\sqrt{1+4\frac{R}{h}}}{4\left(1+2\frac{R}{h}\right)} (\beta - \alpha).$$

Тогда

$$\gamma = \frac{1+2\frac{R}{h}}{\frac{R}{h} \sqrt{1+4\frac{R}{h}}} \operatorname{tg}(z) + \beta.$$

Запишем разложение функций $\ln(x)$, $\operatorname{arctg}(y_1)$, $\operatorname{arctg}(y_2)$ и $\operatorname{tg}(z)$ в ряд

$$\ln(x) = (x-1) - \frac{1}{2}(x-1)^2 + \dots;$$

$$\begin{aligned} \operatorname{arctg}(y_1) &= y_1 - \frac{y_1^3}{3} + \frac{y_1^5}{5} - \dots \quad \text{если } (y_1^2 < 1); \\ \operatorname{arctg}(y_2) &= y_2 - \frac{y_2^3}{3} + \frac{y_2^5}{5} - \dots \quad \text{если } (y_2^2 < 1); \\ \operatorname{tg}(z) &= z + \frac{1}{3}z^3 + \frac{2}{15}z^5 + \dots \quad \text{если } \left(z^2 < \frac{\pi^2}{4} \right). \end{aligned}$$

Ограничиваясь первыми членами разложения этих функций tg , arctg и \ln в ряд, можно из уравнения (22) получить упрощенное выражение

$$\gamma = \frac{\alpha_K}{2} \left(1 - \frac{\alpha_K}{2f} + \frac{\beta}{f} \right) - \frac{h\sigma}{8kRf}. \quad (23)$$

С целью экспериментального изучения опережения при прокатке полос переменной толщины с постоянным обжатием использован метод керновых меток [6], который реализован в двухвалковом прокатном стане. Для этого по окружности бочки верхнего вала вдоль образующих цилиндра через каждые 100 мм наносили риски с точностью $\pm 0,1$ мм. При нанесении рисков использовали мерные полоски фольги толщиной 0,2 мм, шириной 20 мм, длиной $100 \pm 0,1$ мм, которые плотно прижимали к бочке вала, а затем с помощью закаленной иглы вдоль торцов полоски наносили риски. Измеряя расстояние между метками, отпечатанными на полосе, можно определить опережение с помощью уравнения

$$S = \frac{l_{\Pi} - l_{\text{В}}}{l_{\text{В}}}, \quad (24)$$

где l_{Π} – расстояние между метками на полосе; $l_{\text{В}}$ – расстояние между метками на валке.

В качестве заготовки была использована полоса толщиной 22 мм, шириной 50 мм и длиной 700 мм, отлитая из свинца марки СЗ

(ГОСТ 3778-98) с содержанием примесей около 0,01 %. Это позволяло моделировать процесс горячей прокатки стали [7]. При построении расчетных кривых коэффициент трения между полосой и валками принимали равным $f = 0,27$ [8].

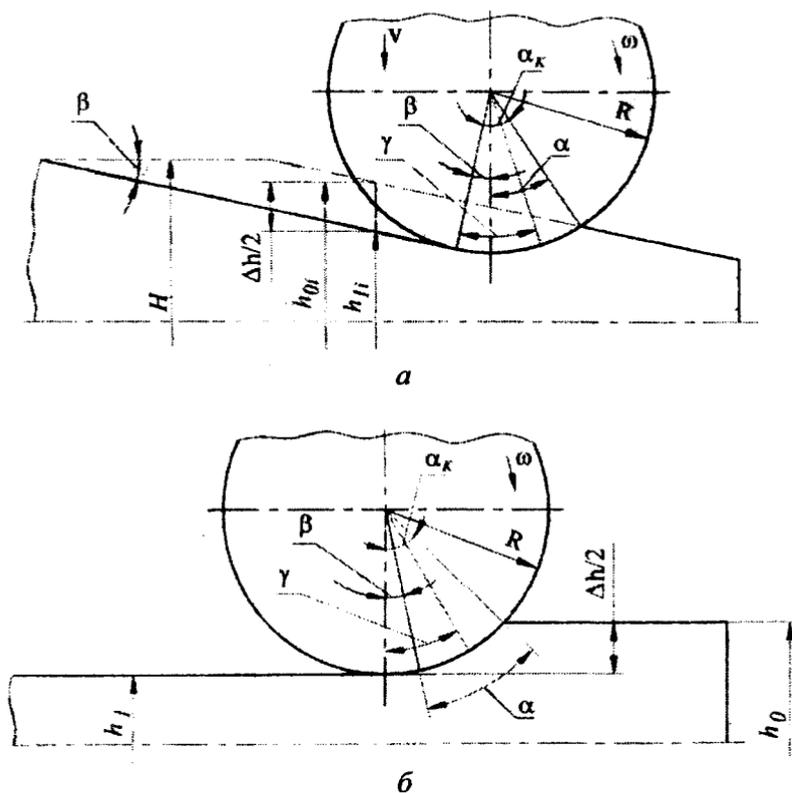


Рисунок 3 – Схемы прокатки полосы переменной (а) и постоянной (б) толщины с одинаковыми углами α_k и γ

Для получения мгновенных значений опережения при проведении экспериментов предложено прокатывать полосу постоянной по длине толщины с постоянным обжатием Δh при разных исходных значениях толщины h_0 (рис. 3, б). Тогда разными будут и конечные значения толщины h . Правомерность такого подхода можно обосновать, анали-

зируя схемы, представленные на рисунке 3. Поскольку в обоих случаях значения угла контакта полосы с валками определяются соотношением $\alpha_K = \sqrt{\Delta h/R}$, то, очевидно, есть основания полагать, что и значения нейтрального угла при этом будут одинаковыми. Следовательно, в соответствии с уравнением (9) одинаковыми будут и значения опережения S . При этом входящее в указанное уравнение значение параметра β необходимо принимать в обоих случаях одним и тем же.

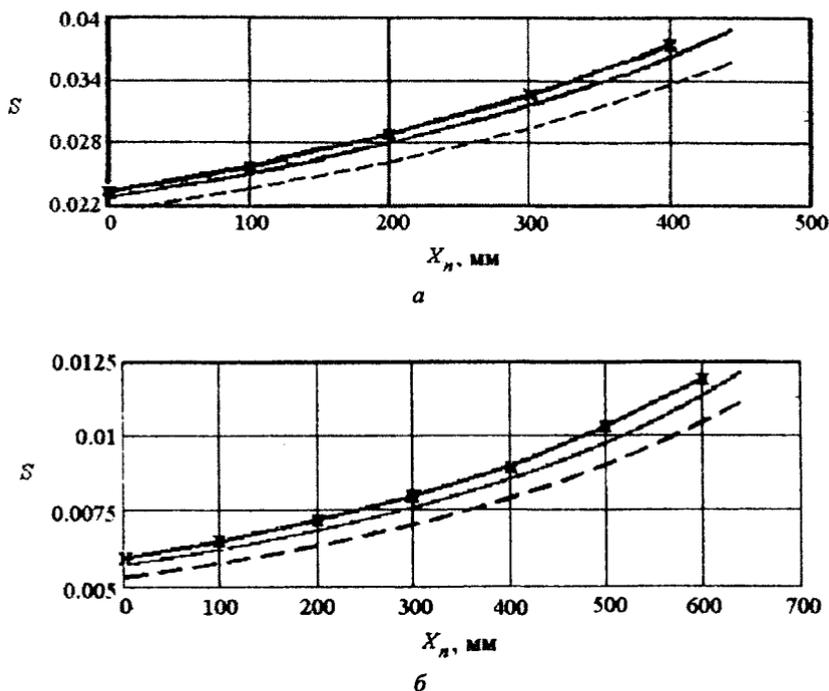


Рисунок 4 – Графики изменения мгновенных значений опережения S в зависимости от координаты X_n , (расстояния от точки начала прокатки полосы переменной толщины с постоянным обжатием до рассматриваемого сечения) при изменяющемся отношении R/h , которые построены по данным, рассчитанным с использованием формулы (9) и (22) (—), взятым из [9] (- -) и полученным из экспериментов (-x-), проведенных с использованием схемы, представленной на рисунке 3, б, для случая прокатки свинцовой полосы в валках диаметром 200 мм при абсолютном обжатии:

$a - \Delta h = 4$ мм; $b - \Delta h = 0,5$ мм

На рисунке 4 приведены графики, построенные по расчетным и экспериментальным данным, характеризующим мгновенные значения опережения. Как видно из графиков, значения расчетных и экспериментальных данных имеют достаточную сходимость, хотя экспериментальная кривая расположена несколько выше расчетной. Это объясняется тем, что при получении расчетных значений с помощью уравнения (9) в последнем был использован метод нижней оценки (метод плоских сечений или метод совместного решения уравнения равновесия и условия пластичности).

Выводы

1. Получены уравнения, которые позволяют рассчитывать значения нейтрального угла и опережения при прокатке полос переменной толщины с постоянными единичными обжатиями при наличии и отсутствии заднего натяжения.

2. Обоснована методика экспериментального определения мгновенных значений опережения, основанная на измерении расстояний между керновыми метками при прокатке полос постоянной толщины с постоянными единичными обжатиями, которая применима для случая прокатки полос переменной толщины при постоянных единичных обжатиях

Литература

1. Степаненко, А. В. Прокатка полос переменного профиля / А.В. Степаненко, В.А. Король, Л.С. Смирнова. – Гомель: ИММС НАН Беларуси, 2001. – 180 с.

2. Чекмарев, А. П. Некоторые вопросы продольной периодической прокатки: Тр. Днепропетр. металлург. ин-та / А.П. Чекмарев, А.Ф. Смольянинов. – Днепропетровск: ДМетИ, 1958. – Вып. 37. – С. 185 – 203.

3. Воронцов, Н. М. Периодические профили продольной прокатки (оборудование и технология) / Н.М. Воронцов [и др.]. – М.: Металлургия, 1978. – 232с.

4. Голубев, Т. М. Опережение при прокатке с равномерно изменяющимся обжатием в цилиндрических валках / Т.М. Голубев,

Л.В. Морозов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1966. – № 6. – С. 105 – 111.

5. Данилов, В. Д. Опережение при прокатке профилей переменного сечения // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1974. – № 1. – С. 82 – 86.

6. Целиков, А. И. Теория продольной прокатки / А.И. Целиков, Г.С. Никитин, С.Е. Рокотян. – М.: Металлургия, 1980. – 319с.

7. Tsukamoto, H. Simulation of hot steel in plastic working with plasticine and lead / H. Tsukamoto, Y. Taura, J. Ibushi // Advanced technology of plasticity. – 1984, – Vol:II, – P. 53–59.

8. Грудев, А. П. Внешнее трение при прокатке. / А.П. Грудев. – М.: Металлургия, 1973. – 287с.

9. Данилов, В. Д. Критический угол при продольной прокатке профилей переменного сечения в приводных валках равного диаметра / В.Д. Данилов // Изв. вуз. Черная металлургия. – 1974. – № 8. – С. 43–46.

УДК 631.7/9.016

Л.А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук,
В.А. КОРОЛЬ, д-р техн. наук,
Д.М. ИВАНИЦКИЙ, канд. техн. наук,
Г.В. КОСТЕНКО (БНТУ)

ТЕПЛОВОЙ РЕЖИМ РАБОТЫ ДЕФОРМИРУЮЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ПРОКАТКЕ ЗАГОТОВОК МАЛОЛИСТОВЫХ РЕССОР

Согласно способу получения заготовок переменного профиля для малолистовых рессор, разработанному в научно-исследовательской лаборатории обработки материалов давлением БНТУ [1, 2], полосу, нагретую до 1000⁰С, прокатывают в валковой клети на специальном инструменте (деформирующей оправке), имеющем профиль, соответствующий профилю готового изделия. Начиная с момента поступления заготовки на вход в рабочую клеть и до полного окончания прокатки имеет место сначала частичный, а затем полный контакт горячей полосы с оправкой. В результате этого при прямом ходе оправки

(в процессе прокатки) происходит ее нагрев, который уже через несколько часов (2-2,5 ч) непрерывной работы стана вызывает повышение температуры оправки до 500-600⁰С. В процессе прокатки происходит также нагрев валков стана, однако вследствие того, что контакт заготовки с валками происходит не по всей их поверхности, а только на определенном участке и не на протяжении всего времени прокатки, температура валков оказывается значительно ниже (100-150⁰С) температуры оправки за одинаковое время работы стана. При холостом режиме работы стана, когда оправка без заготовки выходит из клетки, происходит ее частичное остывание, а также остывание валков вследствие конвективного и лучистого теплообмена с окружающей средой. Однако интенсивность такого теплообмена весьма незначительна по сравнению с интенсивностью нагрева оправки и валков при прокатке заготовки. В результате этого происходит быстрое повышение температуры оправки и валков, которая при дальнейшей работе стана, вследствие установившегося теплового баланса с окружающей средой, остается неизменной в течение всего времени работы стана.

Оправка и валки прокатного стана изготавливаются из инструментальной стали 5ХНМ, которая относится к полутеплостойким сталям повышенной вязкости, сохраняющей высокую прочность до 350-375⁰С. Таким образом, анализ теплового режима работы стана и механических характеристик инструментальной стали 5ХНМ показывает необходимость интенсивного охлаждения оправки при холостом ее ходе, которое обеспечило бы поддержание температуры оправки на уровне 200-250⁰С (max 300⁰С) для полного сохранения ее механических свойств. Что касается валков, то установившаяся температура на уровне 100-150⁰С не вызывает изменения механических свойств стали, и не ухудшает работоспособность валков, поэтому не возникает необходимость в использовании дополнительных средств охлаждения.

Для получения достаточно полной информации о тепловом состоянии оправки за один цикл прокатки и до стабилизации ее температуры была сформулирована и решена с помощью ЭВМ соответствующая задача с использованием программного обеспечения. Исходным уравнением при ее решении явилось уравнение теплового баланса [3]

$$Q_1 = Q_2, \quad (1)$$

где Q_1 – количество теплоты, которое отдает нагретая заготовка оправке (и валкам); Q_2 – количество теплоты, которое принимает оправка (и валки) от заготовки.

Учитывая тот факт, что горячая заготовка отдает теплоту не только контактирующим с ней оправке и валкам, но и вследствие конвективного и лучистого теплообмена с окружающей средой, полное количество теплоты, теряемого заготовкой, равно

$$Q_1 = Q_{\text{опр}} + Q_{\text{в}} + Q_{\text{ср}} \quad (2)$$

$$\text{Здесь} \quad \left. \begin{aligned} Q_{\text{опр}} &= \alpha (T_i^{\text{заг}} - T_i^{\text{опр}}) S_i^{\text{опр}}; \\ Q_{\text{в}} &= \alpha (T_i^{\text{заг}} - T_i^{\text{вал}}) S_i^{\text{вал}}, \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

$$Q_{\text{ср}} = \alpha_{\text{к+л}} (T_i^{\text{заг}} - T^{\text{возд}}) S^{\text{заг}}, \quad (4)$$

где α – коэффициент теплопередачи с металла на металл, принятый в соответствии с [3] равным $920 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$; $T_i^{\text{заг}}, T_i^{\text{опр}}, T_i^{\text{вал}}$ – соответственно температура заготовки, оправки, валков в каждый i -й момент времени, $^{\circ}\text{C}$; $S_i^{\text{опр}}, S_i^{\text{вал}}$ – соответственно площадь контакта заготовки с оправкой и валками в каждый i -й момент времени, м^2 ; $S^{\text{заг}}$ – площадь поверхности заготовки, м^2 ; $\alpha_{\text{к+л}}$ – коэффициент теплоотдачи при свободной конвекции и лучеиспускании:

$$\alpha_{\text{к+л}} = C_0 \varepsilon \frac{\left(\frac{T_i^{\text{заг}} + 273}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_i^{\text{возд}} + 273}{100} \right)^4}{T_i^{\text{заг}} - T_i^{\text{возд}}} + \alpha_{\text{к}},$$

где C_0 – коэффициент излучения абсолютно черного тела, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град}^4)$; ε – степень черноты тела; $\alpha_{\text{к}}$ – коэффициент теплоотдачи при свободной конвекции, принятый $10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$.

Количество теплоты, которое принимает оправка (или валки) в каждый i -й момент времени, определяется по теплосодержанию стали:

$$Q_2 = \frac{mc\Delta T}{\Delta\tau_i}, \quad (5)$$

где m – масса оправки (или валков), кг; c – теплоемкость металла, Дж/(кг · град);

$$\left. \begin{aligned} \Delta T_i^{\text{опр}} &= (T_i^{\text{заг}} - \Delta T_{\text{к+л}}) - T_i^{\text{опр}}; \\ \Delta T_i^{\text{вал}} &= (T_i^{\text{заг}} - \Delta T_{\text{к+л}} - \Delta T_i^{\text{опр}}) - T_i^{\text{вал}}, \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

ΔT – изменение температуры оправки (ее нагрев) или валков, °С; $\Delta\tau_i$ – i -й момент времени.

При постановке задачи было учтено, что на протяжении всего процесса прокатки, начиная от момента поступления заготовки на вход рабочей клетки и заканчивая съемом заготовки на выходе, имеет место сначала неполный ее контакт с оправкой, а также неодновременный ее контакт со всеми тремя парами валков. В связи с этим весь процесс прокатки был разбит относительно времени и площади контакта на следующие этапы:

$\tau_{\text{общ}} = 10$ с – общее время прокатки;

$\tau_1 = 0,5$ с – заготовка поступает на вход клетки, контакт происходит только с оправкой, $S_1^{\text{опр}} = 0,037\text{м}^2$;

$\tau_2 = 1,7$ с – заготовка проходит через 1 пару валков, площадь контакта с оправкой $S_2^{\text{опр}} = 0,1\text{м}^2$;

$\tau_3 = 3$ с – заготовка проходит через 1 и 2 пары валков, площадь контакта с оправкой $S_3^{\text{опр}} = 0,2\text{м}^2$ (полное облегание) и с валком $S_i^{\text{вал}} = 0,006\text{м}^2$;

$\tau_4 = 1$ с – заготовка проходит в клетки и контактирует с тремя парами валков (полное облегание по оправке);

$\tau_5 = 1,8$ с – заготовка контактирует со средней и выходной парами валков (полное облегание по оправке);

$\tau_6 = 1$ с – заготовка контактирует только с последней парой валков и оправкой;

$\tau_7 = 1$ с – заготовка выходит из клетки и до момента съема контактирует только с оправкой ($S_7^{\text{опр}} = 0,2 \text{ м}^2$).

Исходные данные для расчета: $T_{\text{исч}}^{\text{заг}} = 1000^0 \text{ C}$; $T_{\text{исч}}^{\text{опр}} = 20^0 \text{ C}$;
 $T_{\text{исч}}^{\text{вал}} = 20^0 \text{ C}$; $T^{\text{возд}} = 20^0 \text{ C}$; $S_1^{\text{опр}} = 0,037 \text{ м}^2$; $S_2^{\text{опр}} = 0,11 \text{ м}^2$;
 $S_3^{\text{опр}} = 0,2 \text{ м}^2$; $S^{\text{вал}} = 0,006 \text{ м}^2$; $S^{\text{заг}} = 0,51 \text{ м}^2$; $m^{\text{опр}} = 300 \text{ кг}$;
 $m^{\text{заг}} = 22 \text{ кг}$; $m^{\text{вал}} = 105 \text{ кг}$; $c = 460 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot \text{град})$; $\alpha_{\text{Ме-Ме}} = 920 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$; $\alpha_{\text{ж}} = 10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$; $C_0 = 5,67 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град}^4)$; $\epsilon = 0,8$.

Расчет производили через каждые 0,1 с ($\Delta t_i = 0,1$ с) при прямом и обратном ходе оправки (с учетом ее некоторого остывания) с использованием зависимостей (3) – (5), в результате чего на каждом i -м шаге расчета определяли следующие параметры:

$$\Delta T_i^{\text{заг}} = \Delta T_i^{\text{опр}} + \Delta T_i^{\text{вал}} + \Delta T_i^{\text{возд}},$$

где $\Delta T_i^{\text{заг}}$ – изменение температуры заготовки при теплообмене; $\Delta T_i^{\text{опр}}$, $\Delta T_i^{\text{вал}}$ – соответственно изменение температуры оправки и валков при нагревании; $\Delta T_i^{\text{возд}}$ – изменение температуры оправки за счет конвективного и лучевого теплообмена с окружающей средой.

При последующих расчетах на каждом $(i+1)$ -м шаге учитывали изменение температур заготовки, оправки и валков, т.е.

$$T_{i+1}^{\text{заг}} = T_i^{\text{заг}} - \Delta T_i^{\text{заг}};$$

$$T_{i+1}^{\text{опр}} = T_i^{\text{опр}} + \Delta T_i^{\text{опр}};$$

$$T_{i+1}^{\text{вал}} = T_i^{\text{вал}} + \Delta T_i^{\text{вал}},$$

и тогда температуры $T_{i+1}^{\text{заг}}$, $T_{i+1}^{\text{опр}}$, $T_{i+1}^{\text{вал}}$ рассматриваются на $(i+2)$ -м шаге расчета как исходные.

Численное решение задачи было реализовано с помощью программного пакета Math Cad. Результаты расчета для одного цикла прокатки и для прокатки в течение 4-х часов представлены на рисунках 1 – 3.

На рисунке 1 показано изменение температуры оправки за один цикл прокатки при прямом ходе (10 с), в результате которого температура оправки увеличивается на 10^0 С. Интенсивность охлаждения оправки при обратном ходе (технологически рассчитано – 20 с) значительно ниже интенсивности ее нагрева и за время обратного хода снижается на $0,004 - 0,005^0$ С.

Вследствие незначительного теплосъема при теплообмене с окружающим воздухом происходит быстрое нарастание температуры оправки, достигающей примерно за 2 ч работы стана $600 - 650^0$ С (рис. 3). Далее, вследствие установившегося теплового баланса с окружающей средой, температура оправки стабилизируется и остается на одном уровне в течение всего дальнейшего времени. На рисунке 3 также показано изменение температуры валков и температуры заготовки на выходе из клетки. Очевидно, что с прогреванием оправки изменяется и температура конца прокатки, которая должна быть строго выдержана на определенном уровне, что влияет на свойства получаемого проката.

Анализ полученных результатов теплового режима работы стана показал необходимость наиболее интенсивного теплообмена, что требует использования дополнительных средств охлаждения. Для поддержания температуры оправки на уровне $200-250^0$ С система охлаждения должна обеспечивать интенсивность теплообмена с коэффициентом теплопередачи α не ниже $300 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$, как это показано на рисунке 2. Конвективный теплообмен с воздухом обеспечивает $\alpha = 10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$, охлаждение водой – $\alpha = 103 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$ [3]. Очевидно, что охлаждение в принудительном потоке воздуха позволит обеспечить требуемую интенсивность теплоотдачи при обратном ходе оправки, тем более что охлаждение воздухом, с точки зрения простоты, чистоты и культуры производства, является наиболее предпочтительным, однако сложность заключается в самих системах воздушного охлаждения, их возможностях, экономичности, конструктивных особенностях.

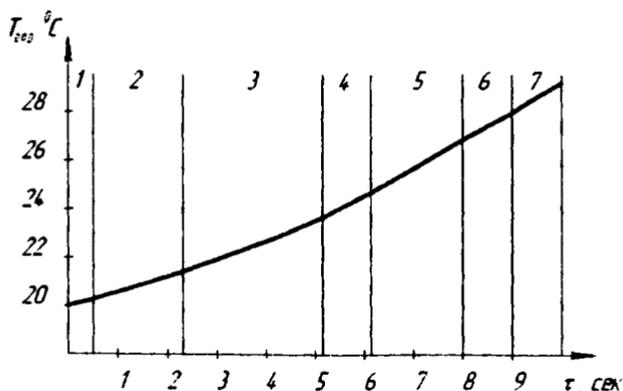


Рисунок 1 – Среднее изменение температуры оправки за один цикл прокатки заготовки (1-7 – этапы прохождения заготовки в рабочей клет)

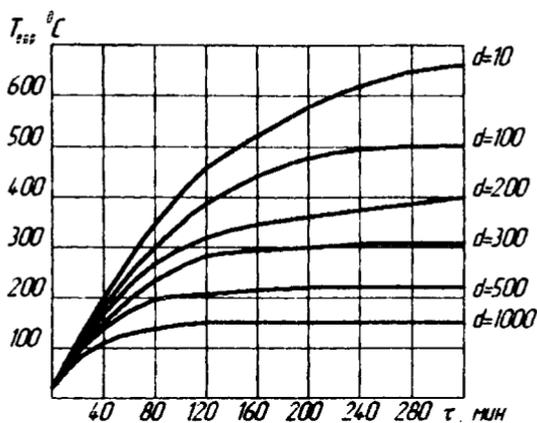


Рисунок 2 – Влияние интенсивности охлаждения оправки на ее рабочую температуру (α – коэффициент теплоотдачи)

В настоящее время все более широкое распространение находит охладительная техника с вихревым эффектом охлаждения, представляющим собой сложный газодинамический процесс, происходящий в пространственном турбулентном потоке вязкого сжимаемого газа (эффект Ранка) [4, 5]. Схема вихревой трубы представлена на рисунке 4.

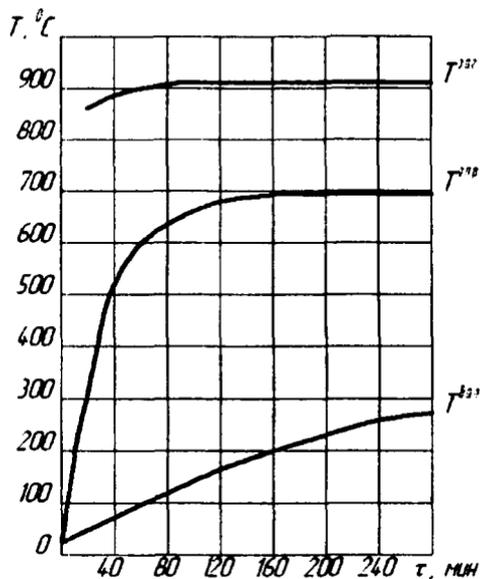


Рисунок 3 – Изменение температуры заготовки, оправки и валков при получении проката переменного профиля

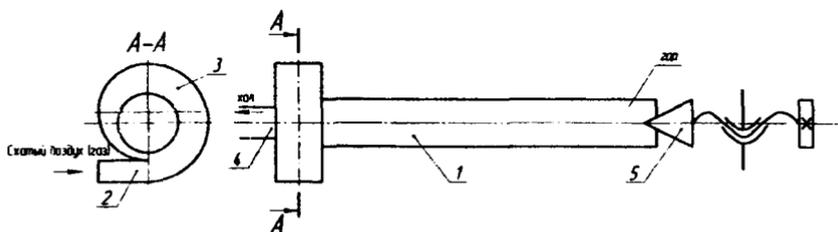


Рисунок 4 – Схема вихревой трубы

Она представляет собой гладкую цилиндрическую трубу 1, снабженную тангенциальным соплом 2, улиткой 3, диафрагмой 4 с осевым отверстием и дросселем 5. При втекании газа через сопло образуется интенсивный круговой поток, приосевые слои которого заметно охлаждаются и отводят через отверстие диафрагмы в виде холодного потока, а периферийные слои подогреваются и вытекают

через дроссель в виде горячего потока. По мере прикрытия дросселя общий уровень давления в вихревой трубе повышается и расход холодного воздуха через отверстие диафрагмы увеличивается при соответствующем уменьшении расхода горячего потока. При этом температура холодного и горячего потоков также изменяется. По принципу разделения потоков воздуха работают промышленные вихревые холодильные камеры, вихревые термостаты, вакуум-насосы и т.д. Источником питания для них служит система сжатого воздуха, при этом на выходе холодного потока они обеспечивают температуру воздуха до -20°C .

Приведенные расчеты теплового режима работы прокатного стана для получения заготовок малолистовых рессор показывают, что применение вихревых охладителей для подстуживания оправки является малоэффективным. Согласно расчетам, проведенным по методике [3], для охлаждения оправки при ее холостом ходе на $6-10^{\circ}\text{C}$ потребуется приблизительно около 30 микрокондиционеров ВВП-20/1. Холодопроизводительность этих установок составляет порядка 1,3 – 1,8 кВт, в то время как для снижения температуры оправки за один обратный ход (20 с) на $6-10^{\circ}\text{C}$ требуется съем тепловой мощности порядка 50-60 кВт. При этом требуемый секундный расход сжатого воздуха согласно [3] будет составлять примерно 6-8 кг/с, что значительно повышает стоимость всего технологического процесса прокатки заготовок рессор.

Анализ полученных результатов теплового режима работы стана показал необходимость организации наиболее интенсивного теплообмена, что требует использования дополнительных средств охлаждения. Для поддержания температуры оправки на уровне $200-205^{\circ}\text{C}$ система охлаждения должна обеспечивать интенсивность теплообмена с коэффициентом теплопередачи α не ниже $300 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$, как это показано на рисунке 3. Конвективный теплообмен с воздухом обеспечивает $\alpha = 10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$, охлаждение водой – $\alpha = 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$.

Для обеспечения охлаждения оправки в пределах, необходимых для непрерывной работы прокатного стана в течение как минимум четырех часов, выбрана система охлаждения с соосными водяными потоками.

Такая система охлаждения конструктивно исполнена в виде двух концентричных водяных каналов: одного круглого, другого –

охватывающего. Такая схема, получившая название «труба в трубе», позволяет получать максимальный эффект охлаждения деформирующей оправки.

Однако, результаты работы предложенной системы охлаждения деформирующей оправки по схеме «труба в трубе» в течение десятилетней эксплуатации показали ряд нежелательных явлений. Во-первых, это обусловлено технологическими трудностями изготовления в оправке центрального водяного канала $\varnothing 70$ мм и длиной 1440 мм. Во-вторых, существующая система охлаждения деформирующей оправки водой с наличием центрального отверстия по всей ее длине хотя и обеспечивает температурный режим, но вследствие недостаточной толщины стенок охлаждающего канала по конструктивным особенностям и большим перепадам температур (на поверхности температура прокатываемого металла – 950 – 1100 °С, внутренние стенки охлаждающего канала водой 20 – 30 °С) приводит к возникновению трещин, т.е. к преждевременному выходу из строя дорогостоящей деформирующей оправки.

Поэтому в настоящее время ведутся работы по замене водяного охлаждения деформирующей оправки на воздушное, исключаяющее наличие центрального водяного канала и значительно упрощающее технологию ее изготовления.

Литература

1. Степаненко, А. В. Прокатка полос переменного профиля / А. В. Степаненко, В. А. Король, Л. А. Смирнова – Гомель: ИММС НАН Беларуси, 2001. – 180 с.

2. Патент 4076902 Республика Беларусь, В21Н7/00. Способ изготовления заготовок изделий с переменным по длине профилем и устройство для его осуществления / А. В. Степаненко, В. А. Король, Г. А. Исаевич; заявл. 01.07.86; опубл. 30.06.95 // Изобретения, полезные модели. Промышленные образцы. – 1995. – №1. – С. 30.

3. Шорин, С. Н. Теплопередача / С. Н. Шорин. – М., 1964. – 460 с.

4. Вихревой эффект и его промышленное применение // Материалы III всесоюзной научно-технической конференции. – Куйбышев, 1981. – 442 с.

5. Меркулов, А. П. Вихревой эффект и его применение в технике / А. П. Меркулов. – М.: Машиностроение, 1969. – 183 с.

СТАН ДЛЯ ПРОКАТКИ С МНОГОСТОРОННИМ ОБЖАТИЕМ В ЧЕТЫРЕХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ

Прокатные станы с многосторонним обжатием представляют сложную громоздкую конструкцию, оправданную для крупнотоннажного производства полуфабрикатов и изделий обычно из труднодеформируемых, тугоплавких металлов и сплавов [1]. Для эксплуатации в условиях сравнительно малого предприятия, специализирующегося на переработке образующихся в Беларуси отходов и лома цветных металлов и сплавов, необходим прокатный стан, легко переналаживаемый на прокатку прутков разного по диаметру сечения, при этом малогабаритный и простой по конструкции.

Базируясь на опыте создания прокатных станков с многовалковым калибром для неметаллургических производств и на известных технических решениях [1], спроектирована цельноблочная конструкция стана с одним общим для всех валков приводом. Общие технологические требования к проектируемому стану – возможность прокатки круглых, квадратных и шестигранных заготовок диаметром от 10 до 50 мм из цветных металлов и сплавов как холодную, так и с нагревом заготовок, а также возможность правки длинномерных прутков.

Кинематическая схема спроектированного прокатного стана СП4В приведена на рисунке 1. Электродвигатель 1 со шкивом 2 ременной передачей ($u_{рм} = 3,6$) связан через ведомый шкив 3 с коробкой перемены передач 4 автомобиля ЗИЛ-157, имеющей пять передач ($u_{кп} = 0,939; 1,767; 3,084; 5,86; 7,326$). Коробка перемены передач упругой втулочно-пальцевой муфтой 5 (ГОСТ 21424-88) связана с цилиндрическим двухступенчатым редуктором 6 (ЦЗУ-200Н-31,5), который в свою очередь связан муфтой 7 с ведущим валом 8 валковой кассеты полый деталью – валом с двумя фланцами. Первый фланец представляет полумуфту втулочно-пальцевой муфты, второй – жесткой кулачковой муфты 7. Четыре вала валковой кассеты, расположенные друг к другу под углом 90° , связаны между собой коническими передачами 9. На шлицах валов установлены

валки-диски с возможностью их свободного перемещения в осевом направлении.

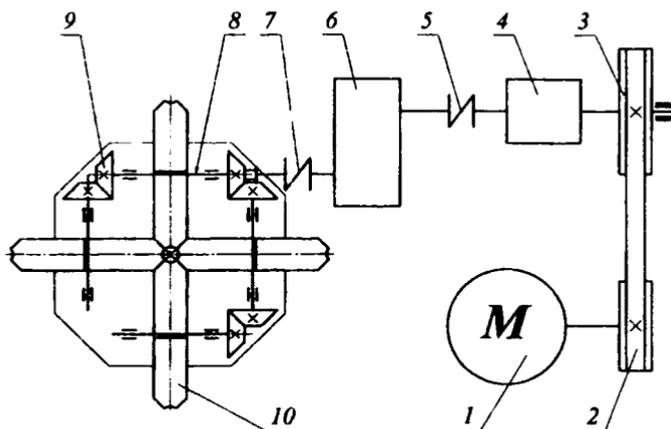


Рисунок 1 – Схема прокатного стана СП4В

Принятая кинематическая схема обеспечивает привод всех четырех валков с регулируемой частотой вращения от 8,08 об/мин ($0,13 \text{ с}^{-1}$) до 63,05 об/мин ($1,05 \text{ с}^{-1}$).

Узлы, передающие от электродвигателя валкам крутящий момент их привода, смонтированы на сваренной из швеллеров и толстых листов станине 1 (рис. 2). Электродвигатель 2 закреплен на поворотной платформе, фиксируемой шпилькой с гайками, что позволяет регулировать натяжение 4-х ремней 3 (Б-2800 ГОСТ 1284).

Для опоры ведущего вала коробки перемены передач 4 предусмотрен кронштейн 5 с подшипником качения, в отверстие которого посажена шейка вала. Коробка перемены передач плоскостью, которой она сопрягается с картером муфты сцепления автомобиля, посредством болтов прикреплена к сварному кронштейну 6, установленному на верхние продольные балки станины.

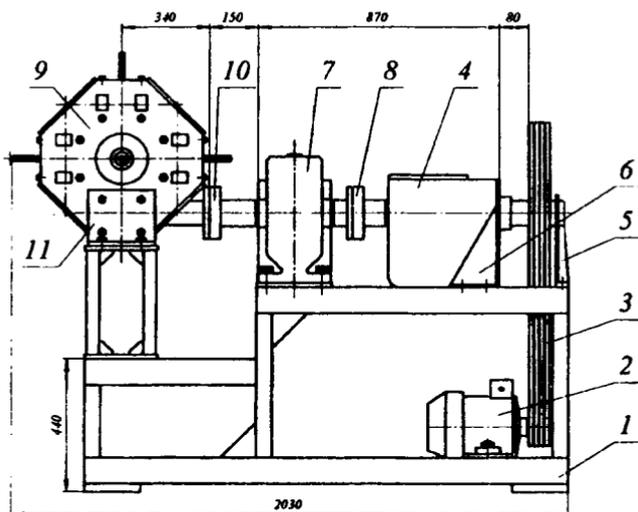


Рисунок 2 – Общий вид стана с многосторонним обжатием СП4В (ограждения не показаны)

Выходной вал коробки перемены передач соединен с валом редуктора 7 втулочно-пальцевой муфтой 8. Выходной вал двухступенчатого редуктора 7 соединен с валом валковой кассеты 9 промежуточной полый деталью. Валковая кассета 9 посредством двух сварных кронштейнов 11 закреплена на балках станины.

Особенность и оригинальность стана СП4В состоит в конструкции кассеты, совмещающей шестеренную и рабочую клетки обычного прокатного стана. Валковая кассета (рис. 3) состоит из двух стальных плит 1 толщиной 20 мм, в восемь прямоугольных отверстий которых посажены с натягом концы восьми балок 2. Торцы каждой балки стянуты с плитами болтами. В отверстия балок установлены втулки-подшипники 3 (бронза БрОФ10-1), в которые в свою очередь посажены ступицами шесть конических зубчатых колес 4 (40ХН; HRC38...40) и две концевые втулки 5. В шлицевые отверстия конических зубчатых колес 4 и втулок 5 установлены валы 6, фиксируемые торцевыми шайбами. На валах установлены валки-диски 7 со ступицами 8. Привод валков-дисков осуществляется через три конические зубчатые передачи от полый двойной по-

лумуфты 9, на одном конце которой выполнен фланец муфты редуктора, а на второй – кулачки, входящие в зацепление с кулачками, выполненными на торце ведущего конического колеса. Стягивание торца зубчатого колеса с кулачковой полумуфтой обеспечивается торцевой шайбой 11 посредством винта. Принятая конструкция валковой кассеты привода обеспечила разгрузку валов от действующих в зубчатых передачах усилий и равномерное распределение момента привода валков-дисков. Валки-диски с номинальным диаметром 400 мм (расстояние между осями параллельно расположенных валов) имеют образующий 0,25 калибра рабочий профиль и две фаски. По фаскам валки-диски сопрягаются между собой, образуя замкнутый профиль калибра.

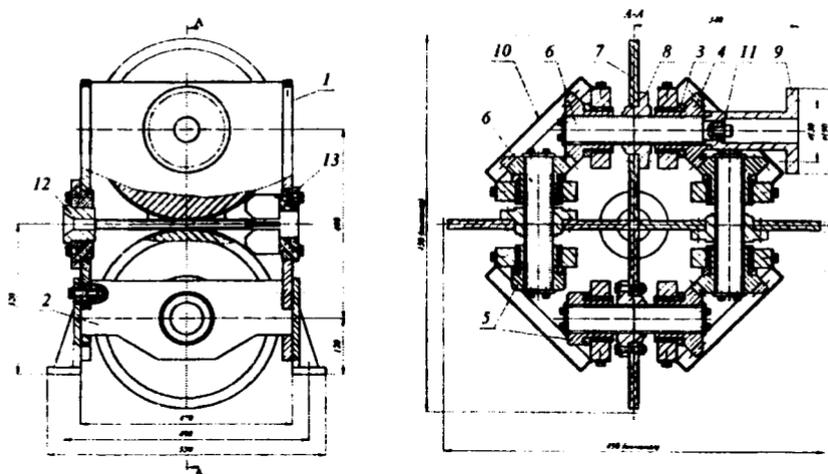


Рисунок 3 – Рабочая клетка стана с многосторонним обжатием

Краткая техническая характеристика стана СП4В

Тип	четырёхвалковый реверсивный
Номинальный диаметр валков, мм	400
Частота вращения валков (5 скоростей), об / мин	8,08...63,05
Привод, тип	4A132S6Y3
Мощность, кВт	5,5
Частота вращения ротора, об / мин	970
Габариты, мм	
длина	2050
ширина	1050
высота	1380
Масса, кг	1360

Контакт между сопрягаемыми фасками обеспечивает самоустановку валков-дисков в осевом направлении. Для этого при введении в калибр настроечного прутка необходимо валки сместить в радиальном направлении до контакта с этим прутком. Смещение валков в радиальном направлении обеспечивается поворотом втулок-подшипников, цилиндрические посадочные поверхности которых выполнены с эксцентриситетом 1,5 мм. Поворот втулок осуществляется после освобождения их от стопорного болта специальным ключом через прорези (шлицы) в торце ступицы.

Плиты 1 (рис. 3) имеют центровое отверстие, в которое устанавливаются либо направляющие втулки 12, либо кассета 13 с четырьмя направляющими планками, положение которых регулируется по настроечному прутку. Прокатываемый пруток через направляющую втулку или кассету подается в валки-диски и выходит из них через направляющие втулки или кассеты. Их соосность с образующим валками-дисками калибром обязательна.

Одним из параметров, определяющих технологические возможности прокатного стана СП4В, является диаметр бочки валков. С увеличением диаметра бочки валков, при всех прочих равных условиях, возрастает длина дуги захвата, а следовательно, поверхность контакта прокатываемой заготовки с валками и действующие на них усилие и крутящий момент привода валков. С другой стороны увеличение длины дуги захвата увеличивает глубину проработки высокой заготовки при сравнительно малых ее обжатиях. Исходя из этих соображений в разработанной конструкции принят номинальный диаметр валков $D_n = 400$ мм. При планируемой холодной

прокатке прутков с обжатием за проход в среднем равным $\Delta h = 2$ мм угол захвата по наименьшему катающему радиусу, равному $R_m = 189 \dots 190$ мм, составляет $\alpha_m = 5,9^\circ = 0,103$ рад, а длина дуги захвата – $l_d = \alpha_m R_m = 19,56$ мм. При средней высоте прокатываемой заготовки $h_{cp} = 20 \dots 30$ мм отношение $l/h_{cp} = 19,56 / (20 \dots 30) \approx 1 \dots 0,65$, что согласно известным работам Н.А. Соболевского, С.И. Губкина, Т.М. Голубева, А.П. Чекмарева и др., позволяет «деформации сжатия» распространяться по всей высоте сечения прокатываемой заготовки [2]. Это является одним из условий получения качественных, без внутренних дефектов, непрерывно-литых заготовок.

Расчет систем многовалковых калибров основан на соотношениях профиля вписанной фигуры исходной заготовки большего сечения в образованный валками калибр меньшего сечения при исключении образования заусенцев. Это предопределяет многопроходность прокатки с неполным заполнением калибра на первых проходах и подачу в чистовой калибр заготовок, вписываемых в сечение захвата полости калибра.

Для прокатки в двух валках прутков круглого сечения используют систему, содержащую не менее двух калибров при ограниченных обжатиях за проход. На первом проходе формируется овальный, квадратный или ромбический профиль, на втором после кантовки заготовок – круглое сечение. При этом обжатие и уширение заготовок должны обеспечить на последнем проходе заполнение калибра без образования заусенцев. Поскольку в настоящей работе поставлена задача получения круглого профиля из непрерывно-литых заготовок круглого сечения в одном калибре, то есть с использованием стана с одной валковой кассетой, проведены исследования возможностей прокатки по системе круг-круг в четырех валковом калибре.

Рассмотрено три варианта калибровки «круг-круг» [3, 4].

Первый вариант калибровки. Рабочие поверхности калибра полностью соответствуют профилю и размерам сечения (диаметру d_n) прокатанных прутков, то есть профиль калибра – окружность диаметром d_n . Рабочий образующий калибр профиля валка-диска представляет дугу радиусом $0,5d_n$, соответствующую 90° . При этом, как видно из рисунка 4, а, заготовка диаметром $d_s > d_n$ не вписывается в калибр.

В начале захвата образованные пересечением рабочей поверхности и фасками (угловыми сопряжениями валков-дисков) острые кромки, радиус которых R_k , врезаются в заготовку и на угле поворота $\Delta\alpha_1 = \alpha_k - \alpha_m$ до полного контакта валков-дисков с заготовкой с наименьшим катающим радиусом R_m отсекают части внеконтактных областей F_1 . Поскольку до полного контакта рабочей поверхности валков-дисков с заготовкой на угле поворота $\Delta\alpha_1$ восемь очагов деформации заготовки локальные и не охватывают все ее сечение, вытяжка заготовки не существенна. Отсекаемые при этом острыми кромками части металла в дальнейшем образуют заусенцы, препятствующие смыканию валков-дисков по фаскам. Это обуславливает значительный рост усилий на валки-диски и, вследствие упругой деформации валковой кассеты, их упругое отжатие с увеличением диаметра прокатанных прутков. Полученные в таком калибре прутки с заусенцами требовали дополнительной обработки — скальпирования-протягивания на цепном волочильном стане через твердосплавную матрицу.

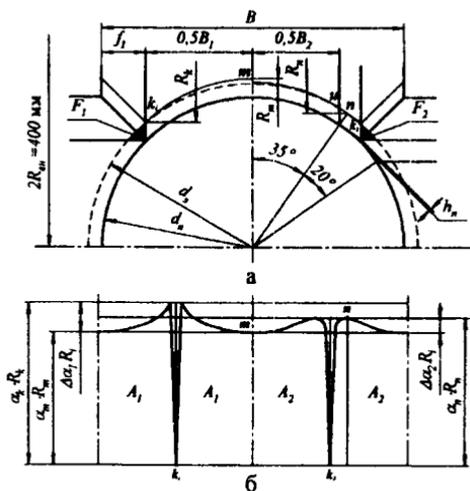


Рисунок 4 – Схема калибровок «круг-круг» (а) и поверхности контакта валков с заготовкой (б) в четырехвалковом калибре

Анализ приведенных в левой части рисунка 4, а калибра и исходной заготовки (пунктирная окружность) обуславливают кон-

тактную с валками-дисками поверхность A_1 (без учета упругого отжатия валков). Как видно из рисунка 4, б, рабочая поверхность валков-дисков входит в контакт с заготовкой на угле поворота $\Delta\alpha_1$, внеконтактные области между острыми кромками с наибольшим катающим радиусом R_k хотя и уменьшаются, но сохраняются на всей дуге $\alpha_k R_k$. Образующийся в начале захвата при угле поворота $\Delta\alpha_1$ заусенец, как показали результаты экспериментов холодной прокатки прутков латуни с диаметра $d_3 = 24$ мм в калибре $d_n = 22$ мм, не позволяет сомкнуться поверхностям контакта A_1 на величину 0,3...0,5 мм. В этом случае используют больший и меньший катающие радиусы $R_{k1} = 192$ мм, $R_m = 189$ мм при соответствующих им углах захвата $\alpha_{k1} = 6,82^\circ$, $\alpha_m = 5,9^\circ$ и $\Delta\alpha_1 = 0,92^\circ$.

Второй вариант калибровки. Для уменьшения начального угла поворота валков-дисков до полного контакта их рабочих поверхностей с заготовкой, а следовательно, и отсекаемого в заусенец металла, конфигурацию калибра выполнили составной из дуги радиусом $0,5d_n$, соответствующей углу 35° , и сопрягаемых с ней двух прямых, каждая из которых соответствовала углу 10° (рис. 4, б).

Это обеспечило увеличение расстояния между острыми кромками валков-дисков и образование их начального контакта с заготовкой по коническим поверхностям в точках n с начальным катающим радиусом $R_n = 191,4$ мм и углом захвата $\alpha_n = 6,5^\circ$. При этом угол поворота валков-дисков до полного контакта с поверхностью калибра составил $\Delta\alpha_2 = \alpha_n - \alpha_m = 0,6^\circ$. Выдавливаемый в радиальном направлении во внеконтактную между валками-дисками область металл образовывал выступ высотой 0,16...0,17 мм. Поверхность контакта валков с заготовкой при этом имела вид A_2 , приведенный в правой части рисунка 4, б.

Проведенные эксперименты холодной прокатки прутка диаметром 24 и 25 мм показали, что за один проход получают прутки диаметром соответственно 22,4 и 22,7 мм. При этом прутки диаметром 22,7 мм имели не только выступы высотой $\sim 0,17$ мм, но и тонкие ($\sim 0,2$ – $0,3$ мм) заусенцы. Очевидно, что это связано с упругой деформацией валковой кассеты – под действием распирающих валки сил P_n игра валков составила 0,4–0,7 мм.

При обжатии с диаметра $d_3 = 24$ мм до 22 мм, то есть на 15,97%, действующее на валки-диски усилие $P_n = k \sigma$, $F = 280$ кН (где

$\sigma_s = 470$ МПа), коэффициент упрочнения $k = 1,6$ и проекция площади контакта на направление прокатки $F = 317$ мм². Величину упругого отжатия валков определили расчетом прогиба двух-опорных с заземленными концами балок кассеты. В расчетах приняты равно- жесткие балки с рассчитанным моментом инерции сечения $J = 144,7$ см⁴. Прогиб двух балок, в которых посажены опорные подшипники валков-дисков, составил $f = P l^3 / 192 E J = 0,1835$ мм, что обуславливает игру валков 0,287 мм. Разница расчетного прогиба и реального упругого расжатия валков-дисков ($\sim 0,4$ мм) обусловлена упрощенностью условий расчета и неучтенной упругой деформацией валков и воспринимающих нагрузку трех поверхностей сопрягаемых деталей. Результаты проведенных экспериментов прокатки и расчетов показали необходимость корректировки размеров калибра на величину упругого отжатия (игры) валков.

Третий, окончательный вариант калибра отличается от второго тем, что наибольший катающий радиус R_k уменьшается на величину 0,2 мм (рис. 5) за счет подрезания центрирующих фасок валков-дисков на величину $0,2 \sin 45^\circ = 0,14$ мм.

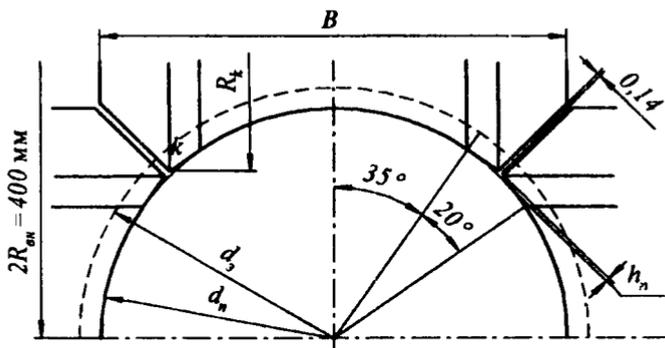


Рисунок 5 – Схема калибровки «круг-круг» с подрезанием фасок

Результаты описанных экспериментов прокатки литых прутков показали, что выполнение калибров по третьему варианту при обжатиях за один проход, не превышающих 18–20%, позволяет получать по схеме «круг-круг» круглые прутки.

Использование стана СП4В для обжатия непрерывно-литых прутков позволило исключить при их обработке операцию скальпи-

рования, с уменьшением отходов в виде тонкой стружки на 7–16 % их массы. Кроме того, обжатие литых заготовок обеспечило формирование в них мелкозернистую структуру с повышением их твердости с 90–95 до 110–150 НВ в зависимости от температуры прокатываемых заготовок.

Литература

1. Прокатка малопластичных металлов с многосторонним обжатием / Л. А. Барков [и др.]. – Челябинск: Metallургия, 1988. – 304 с.
2. Губкин, С. И. Теория обработки металлов давлением / С. И. Губкин. – М.: Metallургиздат, 1947. – 531 с.
3. Ложечников, Е. Б. Прокатка непрерывно-литых прутков латуни в четырехвалковом калибре / Е.Б. Ложечников, М. В. Кудин // Прогрессивные технологии обработки материалов давлением: материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Минск: Технопринт, 2004. – С.70 – 81.
4. Обработка непрерывно-литых прутков латуни прокаткой с многосторонним обжатием / Е.Б. Ложечников [и др.] // Материалы, технологии, инструменты. – 2005 – №1. – С. 81 – 83.

УДК 621.77.016

А.Н. ДАВИДОВИЧ, канд. техн. наук,
В.В. ИВАШКО, канд. техн. наук (ФТИ НАН Беларуси),
Л.М. ДАВИДОВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ),
В.А. ДАВИДОВИЧ (ГКНТ Республики Беларусь)

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЙ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ

Проведенными ранее исследованиями установлено, что лучшие импортные и стечественные рабочие детали сельскохозяйственной техники имеют дифференцированное распределение механических свойств и структуры по сечению изделия. Для наибольшей износостойкости при абразивном воздействии поверхность имеет наивысшую твердость, а для сопротивления ударным нагрузкам сердцевина

шую твердость, а для сопротивления ударным нагрузкам сердцеви- на изделия изготавливается более вязкой. Такое распределение свойств по сечению достигается различными методами – лазерной, плазменной, химико-термической обработками, индукционной на- плавкой, намораживанием и др.

В работе приведены результаты попытки получить аналогичное распределение свойств по сечению детали, предварительно обрабо- танной методом ВТМО на твердость 38-44 HRC и имеющей троо- ститную структуру. Задача осуществления пластической деформа- ции заготовок с повышенной твердостью является весьма сложной и требует специальных приемов, но в то же время эффект упрочне- ния от такой обработки достаточно высок.

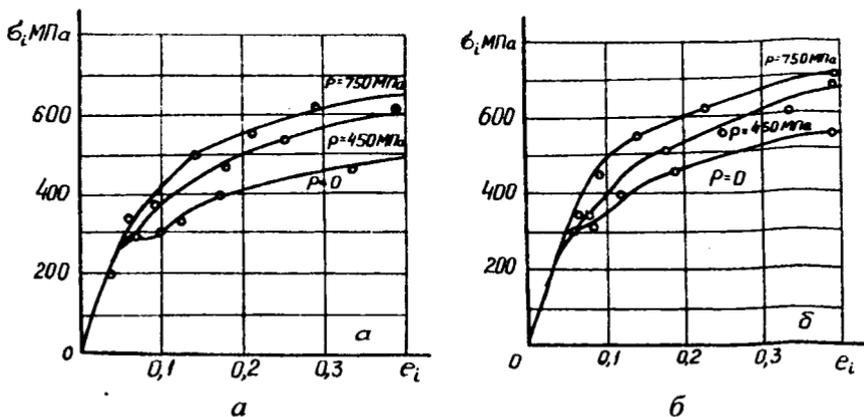
Для предотвращения разрушения заготовки с повышенной твердостью в очаге деформации создается гидростатическое давле- ние, препятствующее образованию и развитию микротрещин раз- рушения в материале заготовки [1]. Кроме повышения пластично- сти металла и обеспечения возможности его деформирования, вы- сокое гидростатическое давление способствует дополнительному упрочнению. Проведенные ранее исследования по испытаниям ме- ханических свойств под гидростатическим давлением подтвержда- ют этот вывод [2]. Пластическое деформирование металлов с ис- пользованием высокого гидростатического давления в настоящее время применяется не только как эффективный способ формообра- зования, но и как средство достижения необходимого комплекса свойств материала, предназначенного для работы в заданных усло- виях. Из всего многообразия свойств огромное значение имеют ме- ханические свойства материала, изменение которых при деформи- ровании с гидростатическим давлением приобретает некоторые от- личительные особенности.

Для изучения влияния гидростатического давления на механи- ческие свойства металлов были проведены испытания на растяже- ние и сжатие как в атмосферных условиях, так и под постоянным гидростатическим давлением.

Кривые деформационного упрочнения исследованных материа- лов для трехосных схем напряженного состояния раскрывают общую закономерность изменения сопротивления деформации, которая за- ключается в том, что с увеличением гидростатического давления

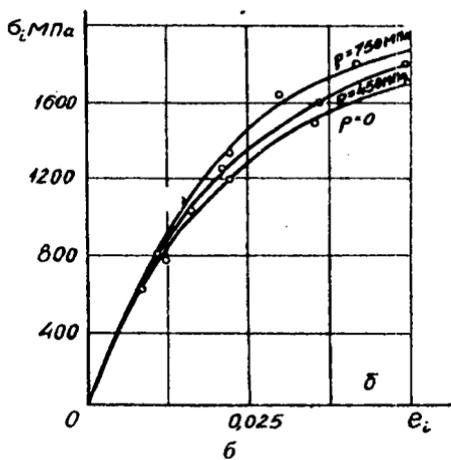
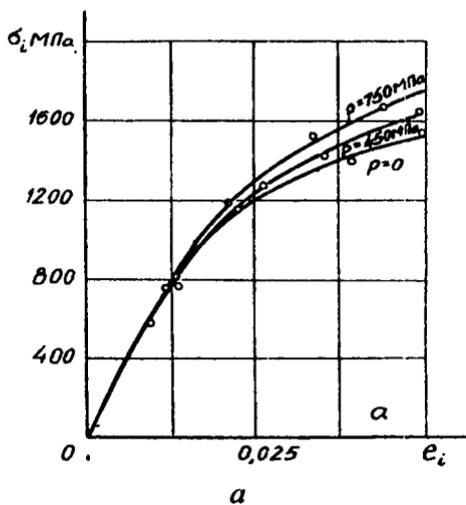
происходит возрастание сопротивления пластическому течению как при растяжении, так и при сжатии, вследствие чего графики смещаются вверх относительно оси абсцисс (явление бароупрочнения).

На рисунках 1–3 представлены кривые деформационного упрочнения стали 20, стали X12М и У10, полученные при растяжении и сжатии.



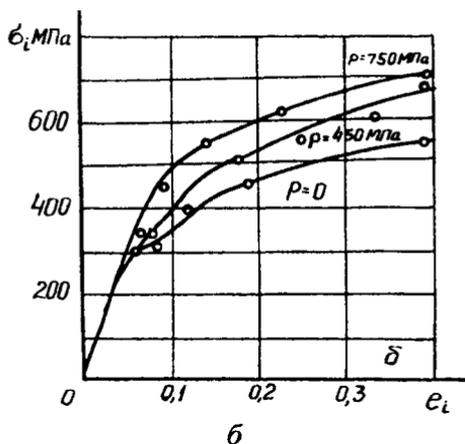
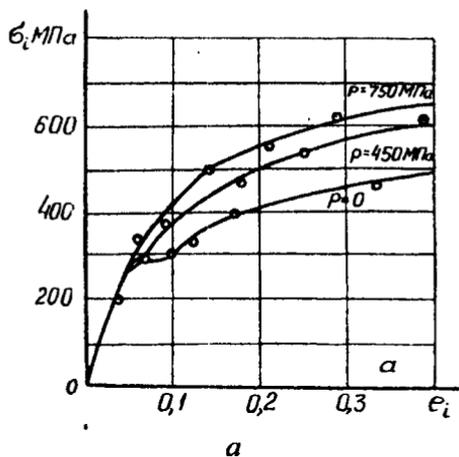
а – растяжение; б – сжатие

Рисунок 1 – Кривые деформационного упрочнения стали 20 при различных давлениях



a – растяжение; b – сжатие

Рисунок 2 – Кривые деформационного упрочнения стали X12M при различных давлениях



a – растяжение; *b* – сжатие

Рисунок 3 – Кривые деформационного упрочнения стали У10 при различных давлениях

Анализируя изменение кривых деформационного упрочнения $\sigma_i = f(\epsilon_i)$ у металлов с ОЦК – решеткой (рис. 1-3), можно отметить, что для данной группы материалов в первом приближении интенсивность напряжения возрастает пропорционально увеличению гидростатического давления, причем стали с повышенным со-

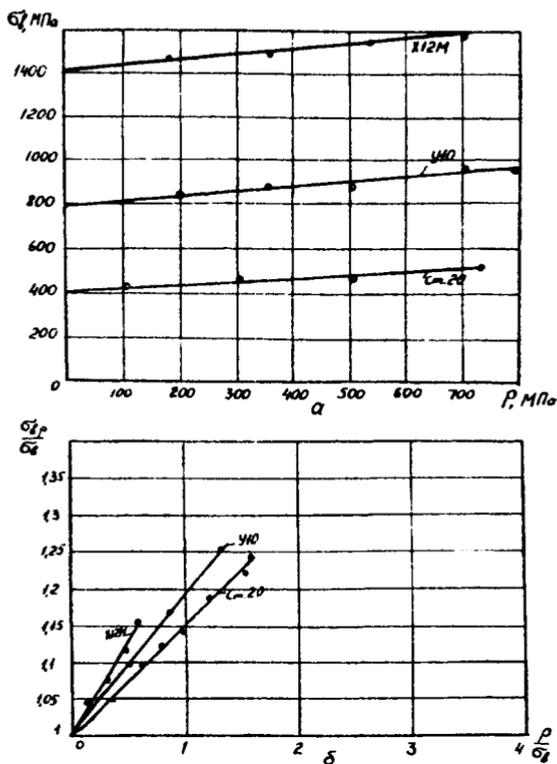
держанием углерода X12M, У10 (рис. 2, 3) упрочняются сильнее, чем низкоуглеродистая сталь 20 (рис. 1).

Характерной особенностью течения углеродистых сталей 20 и У10 в условиях гидростатического давления является постепенное сглаживание и исчезновение резкого предела текучести при возрастании давления. Например, у стали У10 он пропадает при давлении 700–750 МПа (рис. 3). Исчезновение предела текучести углеродистых сталей связано с субструктурными и диффузионными изменениями, сопровождающими пластическую деформацию металла. Области текучести в материале при приложении внешних сил зарождаются в местах с высокой концентрацией напряжений, таких как границы кристаллов, несовершенства кристаллической решетки, области с наличием включений и т.д. Гидростатическое давление способно вызвать локальную пластическую деформацию в этих местах вследствие различия сжимаемости матрицы и включений, анигиляции пор, ориентации плоскостей сдвига и других факторов. Эта микропластическая деформация сопровождается генерированием новых дислокаций в объеме металла, для продвижения которых необходимо напряжение меньшее, чем напряжение отрыва дислокаций, заблокированных атмосферами примесных атомов. Таким образом, под давлением материал способен пластически деформироваться при напряжениях, меньших верхнего предела текучести, вследствие чего на индикаторной диаграмме деформации отсутствует площадка или зуб текучести [3].

Изложенные выше экспериментальные результаты по исследованию деформационного упрочнения с наложением гидростатического давления выявили вполне определенную закономерность влияния гидростатического давления на упрочнение. Последняя проявляется прежде всего в возрастании сопротивления деформированию с ростом гидростатического давления. Полученные нами данные позволяют в первом приближении установить общую закономерность этого влияния путем введения понятия коэффициента бароупрочнения и определения его величины для каждой группы материалов путем использования данных вполне определенных комплексных испытаний.

Общей закономерностью для всех исследованных материалов является близкая к линейной зависимость предела прочности от давления (рис. 4, а). При этом сталь 20 имеет незначительное по-

вышение σ_b под давлением, у остальных материалов, особенно у стали X12M, предел прочности возрастает интенсивнее, в результате чего наклон графиков $\sigma_b = f(P)$ у этих материалов относительно оси абсцисс более крутой.



a – абсолютные значения; b – относительные значения

Рисунок 4 – Влияние давления на предел прочности металлов

Чтобы оценить влияние давления на предел прочности, которое, в общем случае, впоследствии можно было бы использовать для определения энергосиловых параметров любого процесса обработки металлов давлением, удобнее рассматривать величину давления, отнесенную к показателю этой характеристики металла. Зави-

симось приращения предела прочности $\sigma_{вр}$ от соотношения давления и предела прочности в атмосферных условиях ($\sigma_в$) представлена на рисунке 4, б. Как видно из графиков, приращение относительно предела прочности $\sigma_{вр}/\sigma_в$ в значительной степени определяется природой материала и его исходным состоянием.

Таким образом, гидростатическое давление приводит к дополнительному деформационному упрочнению (бароупрочнению) и является фактором, способствующим повышению механических свойств металла, прежде всего, в процессах деформирования. Для учета влияния этого фактора целесообразно использовать показатель бароупрочнения материала. Эксперименты по растяжению материалов показали, что в первом приближении зависимость $\sigma_{вр}/\sigma_в = f(P/\sigma_в)$ носит линейный характер, а кривые упрочнения с повышением давления эквидистантно смещаются в направлении оси σ_i . Таким образом, показатель бароупрочнения для каждого материала в исследуемом интервале давлений является постоянной величиной, то есть в данном случае следует говорить о коэффициенте бароупрочнения, который определяется по изменению предела прочности под давлением.

$$K = \frac{\sigma_{вр} - \sigma_в}{\sigma_в}.$$

По данным графиков, представленных на рисунке 4, рассчитаны значения коэффициентов бароупрочнения для исследованных материалов: сталь 20 – 0,15; У10 – 0,19; Х12М – 0,22.

Если использовать линейную закономерность изменения сопротивления деформации, то выражение интенсивности напряжения запишется следующим образом

$$\sigma_{ip} = \sigma_i + KP,$$

где σ_i – интенсивность напряжения течения при растяжении в атмосферных условиях; K – коэффициент бароупрочнения; P – гидростатическое давление.

Проведенные исследования по деформационному бароупрочнению долота плуга фирмы «IBIS» полностью подтвердили пред-

ложение о дополнительном упрочнении металла, в данном случае стали 65Г, под действием деформации и высокого гидростатического давления. При обычном внедрении индентора в поверхность заготовки с исходной твердостью 38-42 HRC со степенью деформации $\epsilon = 18-20\%$ наблюдалось локальное повышение твердости до значений 46-48 HRC. Дальнейшее повышение степени деформации приводило к возникновению микротрещин у очага деформации.

В случае создания высокого квазигидростатического давления вокруг него, при значениях ($\epsilon = 25-30\%$) было достигнуто повышение твердости до 54-56 HRC без нарушения сплошности металла с сохранением твердости сердцевины 38-44 HRC.

Таким образом, метод деформационного бароупрочнения зарекомендовал себя как действенное средство получения изделий с градиентным распределением свойств по их сечению в соответствии с требуемыми эксплуатационными характеристиками. На поверхности изделий в данных условиях существует возможность получать высокопрочный слой металла без каких-либо дополнительных обработок с нанесением упрочняющих материалов, что важно для промышленного применения этой технологии.

Метод создания гидростатического давления и специального рельефа при финишной обработке рабочих органов сельскохозяйственной техники является предметом «ноу-хау» и в данной статье не рассматривается для сохранения приоритета интеллектуальной собственности авторов.

Дальнейшими задачами исследований и практического их применения является разработка деформационного бароупрочнения на криволинейных поверхностях и при давлениях, близких к пределу прочности деформируемых материалов с целью достижения максимальной твердости.

Литература

1. Бриджмен, П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва / П. Бриджмен. – М.: Изд-во иностр. лит., 1955. – 444 с.
2. Особенности деформационного упрочнения некоторых металлов под гидростатическим давлением / А. Н. Давидович // Рес-

публиканский межведомственный сборник. Физика и техника высоких давлений.— Киев: Наукова думка. — 1981. — Вып. 5. — С. 54–57.

3. Калачев, М. И. О механизме воздействия дефектов кристаллической решетки при пластической деформации металлов / М. И. Калачев // Известия АН БССР, сер. физ.-техн. наук. — 1976. — № 4. — С. 19–22.

УДК 631.7/9.016

Л.А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук,
В.А. КОРОЛЬ, д-р техн. наук,
Д.М. ИВАНИЦКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ)

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ РЕЖУЩИХ ГРАНЕЙ НОЖЕЙ РОТАЦИОННЫХ КОСИЛОК

Режущие ножи являются основным элементом зерно- и кормоуборочной техники, обеспечивающим качественные зерно- и кормозаготовительные работы. Поскольку они являются самыми быстро изнашиваемыми деталями, влияющими на надежность работы зерно- и кормоуборочной техники, обеспечение косилок режущими аппаратами высокого качества является одной из актуальных народнохозяйственных проблем.

В последнее время на смену косилок с режущим аппаратом подпорного резания, основным элементом которого являются сегментные ножи, совершающие возвратно-поступательное движение, приходят ротационные косилки, основанные на принципе бесподпорного резания, в которых режущие элементы не осуществляют возвратно-поступательного движения. Ножи таких аппаратов совершают вращательное движение вместе с диском или барабаном. Это дает возможность значительно повысить рабочие скорости косилок и жаток, что обеспечивает повышение производительности труда при сельскохозяйственных работах по уборке зерна и заготовке кормов в республике, что особенно важно при непредсказуемых погодных условиях.

В начале 2005 года Республиканским конструкторским унитарным предприятием «ГСКБ по зерноуборочной и кормоуборочной технике» ПО «Гомсельмаш» разработана новая гамма ротационных косилок, одним из представителей которых является косилка-плющилка ротационная КПР9. Основным режущим элементом косилки-плющилки являются ножи, представляющие собой пластины прямоугольного сечения из стали 60С2 толщиной 4 мм и размером 45×106 и 42×116 мм (рис.1) с режущими лезвиями на боковых сторонах.



Рисунок 1 – Внешний вид режущих ножей ротационных косилок

На основании результатов проведенных теоретических исследований была разработана конструкция режущего ножа. При угле наклона режущих лезвий к направлению движения сегмента $\varphi = 20-45^\circ$ выполняется условие врезания, а также происходит наибольшее заострение кромки. При угле наклона больше или меньше указанного диапазона условие врезания нарушается, и стебель значительно деформируется, скользя по лезвиям, что вызывает их повышенный износ. Оптимальными параметрами при диаметре стебля 4 мм следует считать угол наклона лезвий зубьев $\varphi = 20-45^\circ$ [1]. В режущих ножах ротационных косилок угле наклона режущих лезвий к направлению движения сегмента $\varphi = 28^\circ$ (рис. 2).

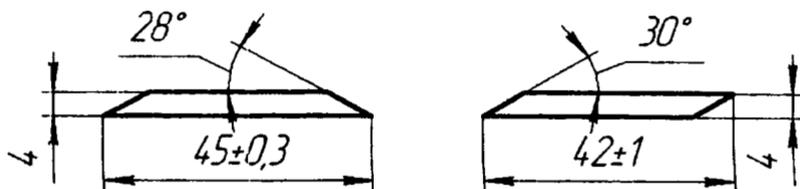


Рисунок 2 – Профиль ножей ротационных косилок

При теоретическом анализе процесс формообразования наклонных боковых граней в листовом материале будем рассматривать как процесс заполнения конической впадины деформирующего инструмента деформируемым металлом. Приближенная схема решения основана на усреднении напряжений в сечениях деформируемого листа и принятии упрощенного уравнения пластичности, что соответствует реальному процессу для случаев незначительных значений коэффициента контактного трения на границе металла со стенками впадины и относительно небольших углах наклона граней впадины [2].

Рассмотрим схему заполнения впадины по ее длине. Для этого процесс представим как осадку полосы наклонным бойком (рис.3). Поскольку в зоне наибольшего обжатия листовой заготовки перемещение металла затруднено, то вытяжка осуществляется за счет смещения объема заготовки по направлению оси x .

При штамповке кромка заготовки поворачивается относительно нижней плиты, занимая положение, при котором очаг деформации становится симметричным (рис.3). В силу этого оси координат будут повернуты относительно первоначального положения на угол $\varphi/2$ (φ – угол наклона верхнего деформирующего инструмента к горизонтальной плоскости).

Выделим в очаге деформации бесконечно малый элемент единичной ширины длиной dx , удаленный от начала координат на расстояние x . Составим уравнение равновесия этого элемента

$$\begin{aligned}
 & -(\sigma_x + d\sigma_x)(h_x + dh_x) + \sigma_x h_x + 2p_y \frac{dx}{\cos(\varphi/2)} \times \\
 & \times \sin(\varphi/2) - 2fp_y \frac{dx}{\cos(\varphi/2)} \cos(\varphi/2) = 0.
 \end{aligned}$$

Подставляя в данное уравнение значение $dx = \frac{dh_x}{2\text{tg}(\varphi/2)}$, полу-

чим

$$\begin{aligned}
 & -\sigma_x h_x - \sigma_x dh_x - d\sigma_x h_x + d\sigma_x dh_x + \sigma_x h_x + \\
 & + 2p_y \frac{dh_x}{2\operatorname{tg}(\varphi/2)\cos(\varphi/2)} \sin(\varphi/2) - 2fp_y \frac{dh_x}{2\operatorname{tg}(\varphi/2)\cos(\varphi/2)} \times \\
 & \times \cos(\varphi/2) = 0.
 \end{aligned}$$

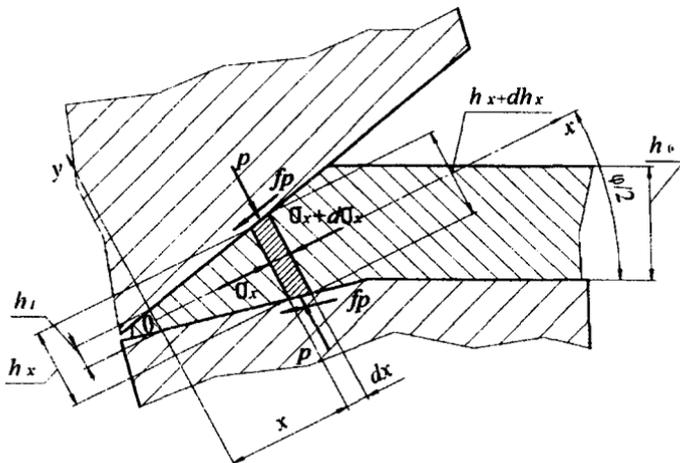


Рисунок 3 – Схема формообразования при штамповке заготовки

Далее, пренебрегая бесконечно малыми величинами второго порядка, получим

$$\sigma_x \frac{dh_x}{h_x} + d\sigma_x - p_y \frac{dh_x}{h_x} + \frac{fp_y}{\operatorname{tg}(\varphi/2)} \frac{dh_x}{h_x} = 0.$$

Окончательно запишем

$$d\sigma_x - (p_y - \sigma_x) \frac{dh_x}{h_x} + \frac{fp_y}{\operatorname{tg}(\varphi/2)} \frac{dh_x}{h_x} = 0. \quad (1)$$

Будем считать деформацию в зоне затекания металла в зазор двумерной, поскольку вытяжка вдоль листа практически отсутствует. Далее принимаем, что главные оси напряжений в рассматриваемом элементе соответствуют вертикальным и горизонтальным осям. Тогда можно записать условие пластичности

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \beta \sigma_T, \quad (2)$$

где $\sigma_1 = \frac{\left(q \frac{dy}{\cos \alpha} \cos \alpha - fq \frac{dy}{\cos \alpha} \sin \alpha \right)}{dy}$; β – параметр Лодэ; σ_T – предел текучести стали.

В этом случае $\sigma_1 = p_y$, а $\sigma_3 = \sigma_x$. Тогда

$$p_y - \sigma_x = \beta \sigma_T. \quad (3)$$

Решая его совместно с уравнением (1), получим

$$dp_y - \beta \sigma_T \frac{dh_x}{h_x} + \frac{fp_y}{\operatorname{tg}(\varphi/2)} \frac{dh_x}{h_x} = 0. \quad (4)$$

Введем обозначение $\delta = \frac{f}{\operatorname{tg}(\varphi/2)}$ и произведем преобразования

$$dp_y - \beta \sigma_T \frac{dh_x}{h_x} + \delta p_y \frac{dh_x}{h_x} = 0; \quad dp_y = (\beta \sigma_T - \delta p) \frac{dh_x}{h_x}.$$

Затем разделим переменные $\frac{dp_y}{\beta \sigma_T - \delta p} = \frac{dh_x}{h_x}$ и далее проинтегрируем полученное выражение

$$-\frac{1}{\delta} \ln(\delta p_y - \beta \sigma_T) = \ln h_x + C; \quad \ln(\delta p_y - \beta \sigma_T) - \ln h_x^{-\delta} = C;$$

$$C = \frac{(\delta p_y - \beta \sigma_T)}{h_x^{-\delta}}.$$

После этого преобразуем его к виду

$$\delta p_y - \beta \sigma_T = C h_x^{-\delta}.$$

Постоянную интегрирования C найдем из граничных условий, в соответствии с которыми при $h_x = h_0$ (толщина заготовки) параметр $p_y = \beta \sigma_T$. Тогда запишем

$$\delta \beta \sigma_T - \beta \sigma_T = C h_0^{-\delta}; \quad C = \beta \sigma_T (\delta - 1) h_0^{\delta}.$$

Подставив значение постоянной интегрирования в предыдущее выражение, запишем

$$\delta p_y - \beta \sigma_T = \beta \sigma_T (\delta - 1) h_0^{\delta} h_x^{-\delta}; \quad p_y = \frac{\beta \sigma_T}{\delta} \left[1 + (\delta - 1) h_0^{\delta} h_x^{-\delta} \right].$$

Окончательно получим

$$p_y = \frac{\beta \sigma_T}{\delta} \left[(\delta - 1) \left(\frac{h_0}{h_x} \right)^{\delta} + 1 \right]. \quad (5)$$

Анализ данного уравнения показывает, что с уменьшением величины h_x напряжение p_y возрастает.

Для определения усилия деформирования, приходящегося на единицу длины очага деформации в произвольном сечении очага деформации, выражение (5) необходимо проинтегрировать в пределах изменения самой функции

$$\begin{aligned}
 P_{\text{ед}} &= \int_{h_0}^{h_1} \beta \sigma_T \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) \left[\left(\frac{h_x}{h_1} \right)^\delta - 1 \right] \right\} dh = \\
 &= \beta \sigma_T \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) (\delta + 1) \left[\frac{h_0^{\delta+1}}{h_1^\delta} - h_1 \right] - h_0 + h_1 \right\}, \quad (6)
 \end{aligned}$$

где h_1 – толщина кромки заготовки в зоне максимального обжатия (рис.3).

Для определения полного усилия деформирования умножим выражение (6) на длину очага деформации l

$$\begin{aligned}
 P_{\text{п}} &= \int_{h_0}^{h_1} \beta \sigma_T \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) \left[\left(\frac{h_x}{h_1} \right)^\delta - 1 \right] \right\} dhl = \\
 &= \beta \sigma_T \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) (\delta + 1) \left[\frac{h_0^{\delta+1}}{h_1^\delta} - h_1 \right] - h_0 + h_1 \right\} l \quad (7)
 \end{aligned}$$

В расчетах необходимо учитывать упрочнение металла, которое характеризуется напряжением текучести σ_s для любого момента деформации до начала образования шейки. Напряжение текучести определим по формуле С.И. Губкина [3]

$$\sigma_{S_1} = \sigma_T + \left(\frac{\sigma_B}{1 - \psi_{\text{ш}}} - \sigma_T \right) \left(\frac{\psi}{\psi_{\text{ш}}} \right)^{\frac{\sigma_B \cdot \psi_{\text{ш}}}{(1 - \psi_{\text{ш}})(\sigma_B - \sigma_T(1 - \psi_{\text{ш}})}} \quad (8)$$

где σ_T – предел текучести для стали 60С2 равен 510 МПа [4]; σ_B – предел прочности исходного материала, для стали 60С2 равный

785 МПа [4]; $\psi_{ш}$ – относительное изменение площади поперечного сечения образца в момент образования шейки, для стали 60С2 принимаем равным значению 25%; ψ – относительное уменьшение площади поперечного сечения.

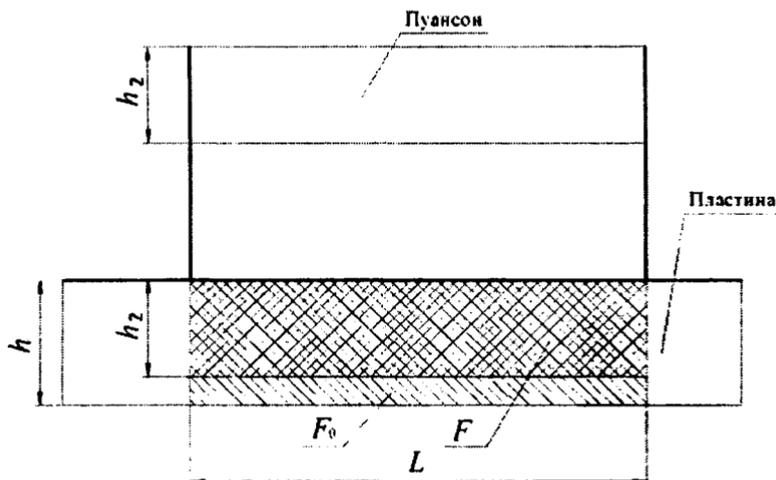


Рисунок 4 – Схема для определения относительного уменьшения площади сечения

Относительное уменьшение площади поперечного сечения определим по формуле

$$\psi = 1 - \frac{F_0 - F}{F_0}, \quad (9)$$

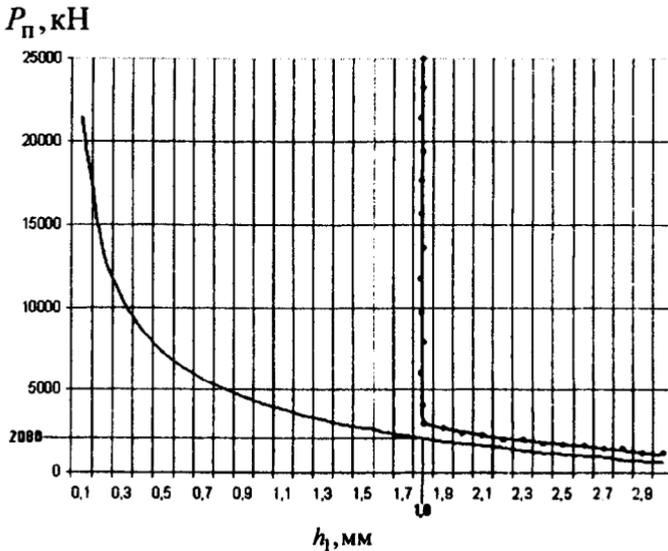
где F_0 – площадь сечения для расчетов; F – площадь сечения, заполненная металлом после деформирования.

При внедрении пуансона в заготовку объем металла с площадью сечения F_0 (рис.4) перемещается и заполняет коническую впадину, площадь сечения которой F .

В теоретических расчетах целесообразно использовать осредненное значение напряжения текучести, которое определяется по формуле [3]

$$\sigma_S^* = \frac{\sigma_S + \sigma_{S1}}{2}, \quad (10)$$

где σ_S – напряжение текучести стали в исходном состоянии, равное 510 МПа [4].



(1 – теоретическое значение; 2 – экспериментальное значение)

Рисунок 5 – График зависимости полного усилия $P_{\text{полн}}$ от толщины кромки h_1

На основе полученной формулы (8) были проведены теоретические расчеты, а на основе экспериментальных исследований процесса пластического формообразования граней получены опытные данные. По результатам исследований построены зависимости полного усилия штамповки от толщины кромки (рис.5) при следующих значениях параметров: исходная толщина прямоугольной пластины $h_0 = 4$ мм; угол наклона деформирующей части инструмента к горизонтальной плоскости $\varphi = 28^\circ$; длина режущей грани ножа $l = 106$ мм; коэффициент контактного трения «сталь по стали»

$f = 0,15$ [3]; параметр Лоде $\beta = 1,15$ [3]. Экспериментальные исследования по формообразованию режущих зубьев сегментных ножей холодным пластическим деформированием проводили на заготовках толщиной 4 мм по схеме штамповки, представленной на рисунке 6. Исследования осуществляли на лабораторном гидравлическом прессе П-200 усилием 2000 кН.

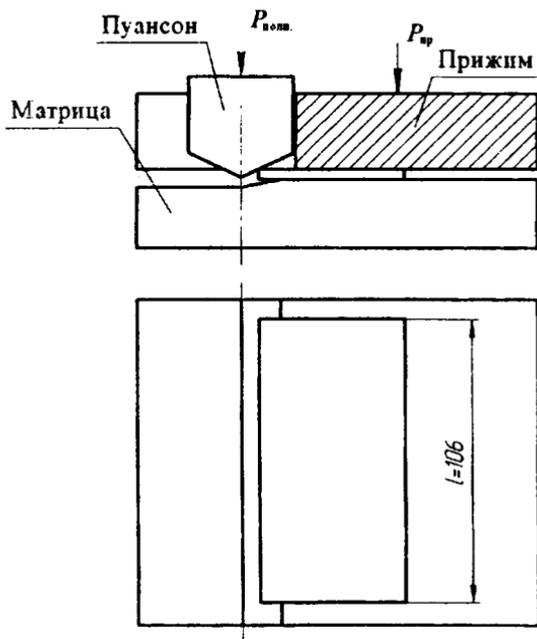


Рисунок 6 – Схема экспериментального штампа

Результаты исследований позволяют сделать следующие выводы. Теоретические значения толщины перемычки несколько меньше экспериментальных. Это вполне согласуется с физическими представлениями о механизме деформирования, поскольку в расчетах был использован метод нижней оценки (метод плоских сечений).

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования позволили разработать новую промышленную технологию изготовления режущих ножей ротационных косилок на предприятии СЗСМ «Светлогорскормаш», которая включает в себя:

- 1) отрезку полосы из листа;
- 2) пробивку отверстия;
- 3) правку заготовок при необходимости;
- 4) фрезерование уклона на гранях за два прохода;
- 5) термообработка (закалка, отпуск);
- 6) технический контроль.

По новой технологии исключаются операции фрезерования уклона и вводятся операции штамповки и шлифования (заточки). Это позволяет: во-первых, полностью ликвидировать механическую обработку (фрезерование режущих граней ножей) и затраты на возмещение износа фрез; во-вторых, наличие заусенца исключает при термообработке интенсивное окисление и обезуглероживание режущих лезвий, что увеличивает их износостойкость и долговечность.

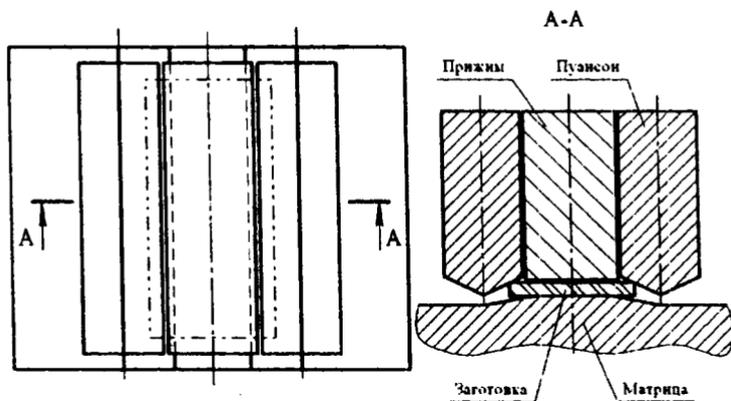


Рисунок 7 – Схема штамповки режущих граней ножей

В сконструированном штампе процесс деформирования осуществляется по схеме, приведенной на рисунке 7. Эта схема позволяет за один ход ползуна прессы получать готовый полуфабрикат ножа с двухсторонним наклонным режущим лезвием. Штамп также оснащен прижимом для предотвращения изгиба заготовки. В процессе штамповки заготовка ножа, предварительно уложенная на матрице с двумя уклонами, далее точно самоустанавливается пуансонами. Это обеспечивается наклонными гранями самих пуансонов.

Ножи, полученные по новой технологии и с фрезерованными двухсторонними боковыми уклонами, были подвергнуты сравнительным полевым испытаниям. Натурные испытания проводили на испытательной станции РКУП «ГСКБ по зерноуборочной и кормоуборочной технике». Два типа сегментов были установлены на режущий аппарат косилки-плющилки ротационной КПП9. Испытания проводились по следующей методике [1]:

1. Проверка всех сегментов на твердость. Твердость должна составлять 40 – 62 HRC.

2. Изучение характера и величины износа лезвия путем сравнения его профиля до и после испытаний. Износостойкость оценивалась по следующему показателю относительного притупления лезвия ножа:

$$c = \frac{\delta_{\text{ср.изн}} - \delta_{\text{ср.нов}}}{\delta_{\text{ср.нов}}}, \quad (11)$$

где $\delta_{\text{ср.изн}}$ – средняя острота лезвия после испытаний; $\delta_{\text{ср.нов}}$ – то же до испытаний.

3. Контроль качества среза. На площадке $0,5 \times 0,5 = 0,25 \text{ м}^2$ подсчитывалось количество стеблей прямо-, кососрезанных и с рваным срезом. Качество среза оценивается чистотой среза, то есть отношением количества прямо-, кососрезанных стеблей к общему количеству стеблей.

Результаты полевых сравнительных испытаний ножей приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты сравнительных испытаний ножей

Наименование параметров	Значения параметров (среднее)		
	По КД	Серийные	Опытные
1. Твердость, HRC	40 – 62	50 – 57	50 – 57
2. Относительное притупление лезвий зубьев насечки, с	–	0,02	0,01
3. Качество среза	–	0,922	0,973

Вывод

Формообразование режущих лезвий ножей ротационных косилок пластическим деформированием повышает их стойкость в 1,5-2 раза за счет наличия заусенца, который исключает при термообработке интенсивное окисление и обезуглероживание режущих лезвий. Это обеспечивает также возможность выполнения 3-, 4-кратной переточки ножей, что исключено при их фрезеровании. Данные преимущества обеспечивают экономию дорогостоящей стали 60С2.

Литература

1. **Сельскохозяйственные машины** / И. С. Иванов [и др.]. – М.: Машиностроение, 1970. – 640 с.
2. **Колесниченко, Б. П.** Отпечатываемость шероховатости валков на полосе при холодной прокатке и дрессировке / Б. П. Колесниченко, В. Л. Мазур, А. П. Качайлов // Листопркатное производство. – 1972. – № 1. – С. 76 – 80.
3. **Целиков, А. Я.** Теория продольной прокатки / А. Я. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
4. **Анурьев, В. И.** Справочник конструктора-машиностроителя: в 3 т. / В. И. Анурьев. – 5-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1980. – Т. 1. – 728 с.

УДК 621.777.35.621

М.В. ЛОГАЧЕВ, канд. техн. наук,
В.С. КАРПИЦКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБЧАТЫХ ИЗДЕЛИЙ МАЛОГО ДИАМЕТРА ИЗ ЛЕНТЫ

Проведенный анализ известных способов изготовления тонкостенных труб малого диаметра из различных металлов и сплавов позволил установить, что существующие техпроцессы изготовления

таких изделий характеризуются длительностью технологического цикла с использованием комбинации различных способов волочения как безоправочного, так и оправочного волочения, а также холодной прокатки на начальной стадии деформации трубной заготовки больших диаметров. Все это в конечном счете приводит к значительному повышению себестоимости изготовления данного вида продукции. Поэтому поиск новых технических решений данной проблемы имеет большое значение.

На основании анализа технологических схем получения трубок малого диаметра предложен комбинированный способ формообразования таких трубок из ленты, позволяющий упростить технологию их изготовления. Сущность данного метода заключается в том, что формообразование трубчатых изделий в процессе изготовления производится путем одновременной свертки ленты в трубку в заходной зоне конусной части волочильного инструмента и редуцирования изделия по наружному диаметру в переходной зоне волокнистости конусной ее части к калибрующему пояску с последующим формированием качественного стыкового соединения за счет пластического деформирования сдвигом и дополнительным локальным воздействием на изделие в калибрующей части волокна.

Качество стыкового соединения получаемых трубчатых изделий в значительной степени определяется точностью исходных полос (лент) по ширине. Поэтому требование получения точных размеров исходных полос по ширине, определяемой по развертке трубки нужного диаметра с учетом дополнительного припуска на пластическое деформирование изделия в заключительной стадии обработки, предопределило необходимость выполнения расчетных и конструкторских работ при изготовлении многодисковых ножниц для резки полос из рулонного материала. С целью получения точных размеров полос по ширине, отрезанных из ленты, разработана конструкция многодисковых ножниц, позволяющая производить одновременную резку нескольких полос из рулона, а также обрезку лент по ширине на заданный размер. Расстояние между ножами устанавливается по требуемой ширине разрезаемой полосы при помощи мерных распорных колец. Качество и точность резки достигается благодаря двухстороннему резу по всей ширине полосы и надежному прижиму металла резиновыми кольцами в процессе резки.

Расчет требуемой ширины полосы для каждого типоразмера изделия производили методом развертки по нейтральной поверхности деформации, используя коэффициенты смещения нейтрального слоя, значения которых зависят от относительного радиуса изгиба.

Таким образом, расчетная ширина полосы

$$B_n^P = l_P = 2\pi\rho ,$$

где ρ – радиус нейтрального сечения полосы.

В свою очередь,

$$\rho = r + xS ,$$

где x – коэффициент смещения нейтрального слоя, зависящий от отношения r/S ; r – внутренний радиус трубки; S – толщина полосы.

Тогда $B_n = 2\pi(r + xS)$. Учитывая, что $r = \frac{D_H}{2} - S$, где D_H – наружный диаметр трубки после свертки, окончательно получим

$$B_n^P = 2\pi\left(\frac{D_H}{2} - S + Sx\right) = 2\pi\left[\frac{D_H}{2} - S(1 - x)\right].$$

При завивке шарниров (петель) вследствие воздействия внешних сил трения, препятствующих деформированию, что имеет место при свертке, коэффициент x , учитывающий смещение нейтрального слоя, определяют по таблице 1.

Таблица 1 – Значения коэффициента x учитывающие смещение нейтрального слоя

Отношение r/S	1	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,2
Коэффициент x	0,56	0,54	0,52	0,51	0,5	0,5	0,5

При изгибе (свертке) особенно относительно толстостенных заготовок при $S \geq 0,05d$ в кольцевую форму происходит меньшее удлинение (утяжка) наружных растягивающих слоев заготовки и меньшее укорочение внутренних сжимающих слоев. В этом случае место стыка получится со скосом кромок, что не обеспечивает плотного соединения. Во избежание этого дефекта необходимо использовать заготовку со скошенными концами, увеличивая длину заготовки с наружной стороны изгиба и уменьшая с внутренней.

Угол скоса зависит от относительного радиуса гибки R/S и составляет при

$$\frac{R}{S} = 5 - 10 - 15 - 20 - 25,$$

$$\beta = 6 - 5 - 4 - 3 - 2^\circ.$$

Ввиду наличия зазора между ножами, при отрезке равном $(0,1 - 0,2)S$, величина угла скоса может быть скорректирована в сторону уменьшения.

Более плотное, герметичное и качественное стыковое соединение можно получить за счет пластической деформации. С этой целью после формирования трубчатой, кольцевой заготовки в зоне свертки производим безоправочное волочение с разовой степенью деформации $\epsilon_D = 1,2$. Корректировка расчетной ширины исходной заготовки (полосы) для определенного диаметра капиллярной трубки осуществляется с учетом дополнительного припуска по ширине на пластическую деформацию в обжимной и калибрующей части волокна для образования более качественного стыкового соединения.

По вышеприведенной методике определена расчетная B_n^P и действительная ширина B_n^D исходной полосы для получения длиномерных капиллярных трубок малого диаметра $d_n = 1,0 - 2,0$ мм из ленты толщиной 0,15-0,2 мм. Результаты расчетов сведены в таблицу 2.

Таблица 2 – Значения расчетной ширины исходной заготовки (полосы)

$d_{\text{ИЗД}}$, мм	S , мм	B_n^P , мм	$D_{\text{СВ}}$, мм	B_n^D	r/S	x
2,0	0,15	5,8	2,4	7	5,6	0,5
2,0	0,2	5,65	2,4	6,9	4	0,5
1,5	0,15	4,24	1,8	5,18	5	0,5
1,5	0,2	4	1,8	5	2,75	0,5
1,0	0,15	2,67	1,2	3,3	2,3	0,5
1,0	0,2	2,53	1,2	3,1	1,5	0,515

В качестве материала исходных заготовок для проведения экспериментальных исследований изготовления трубок малого диаметра из ленты использовали коррозионностойкую сталь марки Х18Н9Т, а также сталь Ст3 и сталь 10. Ширина полос соответствовала длине развертки трубы по среднему диаметру, увеличенной на величину припуска под последующую пластическую деформацию свернутой трубы в калибрующей части волоочильного инструмента с целью получения качественного стыкового соединения трубчатого изделия. Толщина полос составляла 0,2 мм. Перед волочением на полосе выполняли плотную (прочную) захватку, пригодную для полного цикла изготовления трубы.

В качестве инструмента для изготовления изделий использовали стандартные твердосплавные волокни с конусными заходной и выходной частями и калибрующим пояском. С учетом рекомендаций по выбору более рациональных условий процесса волочения [1-4] для осуществления данного способа применяли волоочильный инструмент с углом волокни $\alpha = 10 - 25^\circ$ и шириной калибрующего пояса от 0,5 до 1,5 мм. Длина калибрующей зоны должна характеризоваться достаточной стойкостью на износ, малым числом обрывов протягиваемого металла и невысоким расходом энергии. Так, в работе [1] для волочения особо тонкостенных труб малого диаметра с точки зрения их поперечной устойчивости рекомендуется использовать волокни с углами $25-30^\circ$. Длину калибрующей зоны рекомендуется выбирать [1, 3] в пределах 40-100% от диаметра калибрующей

щего пояска, причем меньшее значение при волочении изделий из цветных металлов и сплавов.

В качестве исходного материала для изготовления трубок с наружным диаметром до 2,0 мм использовали стали 10, 20 и сталь легированную коррозионностойкую марки Х18Н9Т толщиной 0,15-0,2 мм. Процесс свертки полосы в трубчатое изделие и волочение осуществляли с использованием стандартных твердосплавных волок с углом конусности 12° и длиной калибрующей части 1,5 мм. С целью уменьшения усилия и напряжения волочение трубок проводили со смазкой, в качестве смазочного материала использовали порошкообразные смазки (порошок сухого мыла, хлорированный парафин).

Изготовление трубок осуществляли на лабораторном цепном волочильном стане со скоростью 20 м/мин. С целью точного замера тянущего усилия процесс волочения проводили на испытательной машине Р-5. Результаты экспериментальных исследований показали, что формообразование трубок малого диаметра происходит при небольших силовых параметрах. Например, для изготовления трубок из стали Х18Н9Т диаметром 1,2 мм, толщиной 0,2 мм из полосы шириной 3,9 мм процесс свертки осуществляли за три прохода со средней разовой степенью деформации 15%, тянущее усилие при этом составляло 150 Н, на окончательном проходе волочения – 200-220 Н. Качество готовых трубчатых изделий проверяли на герметичность (продувкой воздуха под давлением) и на пропускную способность путем пропуска через трубку воды. Исследования показали возможность изготовления по предложенному способу качественных трубчатых изделий малого диаметра из ленты.

Литература

1. Холодное волочение труб / В. С. Паршин [и др.]. – М.: Металлургия, 1979. – 240 с.
2. Савин, Г. А. Волочение труб / Г. А. Савин. – М.: Металлургия, 1982. – 160 с.
3. Ерманок, М. З. Волочение цветных металлов и сплавов / М. З. Ерманок, П. С. Ватрушин. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.

4. Орро, П. И. Производство стальных тонкостенных бесшовных труб / П. И. Орро, Я. Е. Осада. – М.: Metallurgizdat, 1951. – 296 с.

5. Логачев, М. В. Технология получения трубок малого диаметра из ленты. / М. В. Логачев, Л. А. Исаевич, В. С. Карпицкий; под общей ред. Б. М. Хрусталева, В. Л. Соломахо // Наука – образованию, производству, экономике: сб. научн. тр. межд. научн. техн. конф. – М.: Технопринт, 2003. – Т. 1. – С.60 – 62.

УДК 621.73.073

В.С. КАРПИЦКИЙ, канд. техн. наук,
Ю.В. КАРПИЦКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ)

БЕЗОБЛОЙНАЯ ШТАМПОВКА ПОКОВОК СЛОЖНОЙ ФОРМЫ В ШТАМПАХ СПЕЦИАЛЬНОЙ КОНСТРУКЦИИ

Разработка и внедрение в производство процессов безоблойной штамповки поковок в штампах специальной конструкции позволяет значительно уменьшить припуски и напуски, максимально приблизить форму и размеры поковок к форме и размерам готовых изделий, избежать отходов металла на облой и сократить расход металлопроката в зависимости от сложности конфигурации деталей от 5 до 35 % и более. При этом используется кузнечно-штамповочное оборудование меньшей мощности и тем самым снижается себестоимость изготовления поковок на 10–15 %.

В распространенном в настоящее время процессе штамповки в открытых штампах в заготовке предусматривается некоторый избыток металла, который, образуя облой, обеспечивает хорошее заполнение полости штампа. В зависимости от конструктивных особенностей деталей и технологического процесса штамповки отходы в облой составляют от 5 до 50 % и более от массы заготовки. Так, например, отходы металла в облой при штамповке крестовины дифференциала автомобиля МАЗ составляют около 35 % от массы заготовки или примерно около 1 кг металла на деталь.

При безоблойной штамповке поковок этого избытка металла не требуется, так как заполнение формы поковки осуществляется в закрытой полости штампа. Для получения точной поковки в закрытом штампе масса заготовки должна точно соответствовать массе поковки. В процессе штамповки штамп изнашивается, и масса поковки увеличивается. Соответственно должна увеличиваться и масса заготовки. В реальных условиях массового производства получение заготовок, равных по массе или объему с поковкой, а также корректировка массы заготовки в процессе штамповки в связи с износом штамповой оснастки, представляет довольно сложную техническую и организационную задачу. Это связано со значительными колебаниями диаметра проката и несовершенством оборудования для раскроя прутков на заготовки. Безоблойная штамповка поковок осуществляется и на новых видах оборудования, разработанных зарубежными фирмами (типа «Хатебур» и «Вагнер»), где штамповка происходит из мерной заготовки, а обрезка последней - в этом же агрегате при температуре штамповки. К ним относятся специализированные автоматические горячештамповочные линии-автоматы (ГША), в которых предусматривается точная регулировка величины заготовки в любой момент штамповки.

Ввиду сложности конструктивного исполнения и высокой стоимости применение данного оборудования экономически целесообразно в условиях массового производства поковок несложной формы. В условиях же реального производства, характеризующегося большой номенклатурой поковок (разнообразных по массе, габаритам и степени сложности, требующих при их изготовлении частых и длительных переналадок), а также в большинстве случаев невозможности изготовления поковок сложной формы без облоя, применение ГША довольно проблематично. В настоящий период времени в кузнечно-штамповочных цехах в основном изготовление поковок осуществляется на паровоздушных штамповочных молотах, кривошипных горячештамповочных прессах и горизонтально-ковочных машинах в открытых и закрытых штампах.

Наличие таких кузнечно-штамповочных цехов и номенклатуры поковок, которые невозможно отштамповать без облоя, вызывает необходимость поиска новых технических решений, разработки новых способов и схем безоблойной штамповки, дающих возможность использовать имеющееся универсальное кузнечно-

штамповочное оборудование (в большей степени кривошипные горячештамповочные прессы).

В ряде работ, например [1-3], рассмотрены различные технологические схемы и конструкции штамповой оснастки для малоотходной штамповки поковок на кривошипных горячештамповочных прессах из заготовки обычной точности с размещением избыточного металла от неточности резки заготовок в компенсационных полостях открытого и закрытого типа. Недостаток некоторых схем безоблойной штамповки заключается в том, что в процессе заполнения металлом фигуры штампа происходит и частичное заполнение компенсационной полости, что вызывает повышенный расход металла. В других схемах очень сложна конструкция штампов, что влечет за собой усложнение штамповой оснастки. Практически во всех конструкциях штампов имеются механизмы сжатия полуматриц, предусматривающие использование буферных устройств пружинного, пневмогидравлического или гидравлического типа. Все это создает дополнительные трудности при изготовлении штамповых пакетов специальной конструкции.

В данной работе рассматривается разработанный вариант технологической оснастки, обеспечивающий возможность изготовления поковок сложной формы с отростками типа крестовин, тройников и т.д. повышенной точности размеров и без облоя. Схема штампа для безоблойной штамповки представлена на рисунке 1.

Штамп состоит из нижней 1 и верхней 6 плит, соединенных колонками 13 и втулками 12 и 14, запрессованными соответственно в нижнюю и верхнюю плиты и подвижную плиту-обойму 4. К верхней плите при помощи специальных болтов 15 и 11 прикреплены центральная клиновидная призма 9 и подвижная плита-обойма 4, которая имеет двусторонние клиновые вставки 5, поверхности которых находятся в контакте с промежуточными клиновыми призмами 8, перемещающимися по поверхности верхней плиты, центральная клиновидная призма 9, на которой установлены штамподержатель 10 и верхняя полуматрица 22, может перемещаться вертикально и взаимодействовать с промежуточными клиновыми призмами. На нижней плите 1 находятся клиновые ползушки 2 с планками износа 3, перемещающиеся по нижней плите в направляющих планках, штамподержатель с нижней полуматрицей и выталкиватель 19 с

компенсационным устройством 20 в виде набора тарельчатых пружин, а также ограничителя 17 обратного хода ползушек 2.

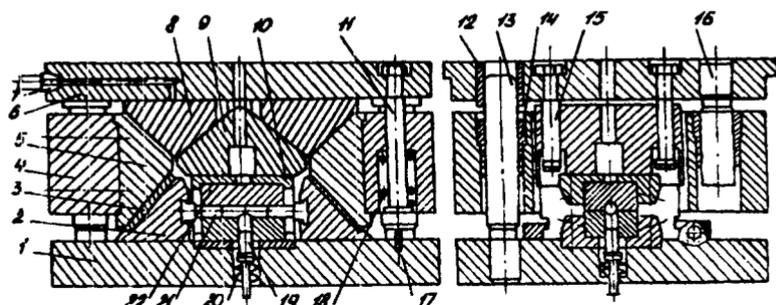


Рисунок 1 – Схема штампа для безоблойной штамповки поковок сложной формы

В клиновые ползушки в специальный Т-образный паз установлены деформирующие пуансоны 21. Для более жесткого направления подвижная обойма 4 соединена с верхней плитой дополнительными колонками 16. Смазка движущихся деталей штампа осуществляется от системы централизованной смазки прессы через маслоподводящую систему 7. Работа штампа осуществляется следующим образом. В исходном верхнем положении ползуна прессы подвижная обойма 4 прижата поддерживающими пружинами 18 к верхней плите, а центральная клиновидная призма 9 под действием перемещающихся к центру промежуточных клиновидных призм 8 смещена вниз. Ползушки с закрепленными в них деформирующими пуансонами под действием пружин раздвинуты до упора 17. Нагретая заготовка укладывается в полость нижней полуматрицы между пуансонами, при ходе ползуна вниз верхняя полуматрица вначале соприкасается с нижней и останавливается, образуя таким образом закрытый ручей, а затем клиновидные поверхности вставок 5, соприкасаясь с клиновидными поверхностями ползушек 2, заставляют их двигаться навстречу друг другу. При дальнейшем движении ползуна вниз промежуточные клиновидные призмы 8, наталкиваясь скошенными поверхностями на остановившуюся центральную призму, начинают перемещаться в стороны от центра, задавая подвижной обойме дополнительное движение вниз, которое передается ползушкам с пуансонами. Последние деформируют уложенную в ручей заготовку,

которая заполняет полость ручья штампа. После штамповки верхняя плита с подвижной обоймой поднимается, ползушки под действием пружин возвращаются в исходное положение, а поковка извлекается из ручья нижней полуматрицы выталкивателем, работающим от пневмо- или гидроцилиндра, установленного под столом пресса.

К конструктивным особенностям штампа относятся:

- усилие сжатия полуматриц пропорционально усилию штамповки и зависит от величины углов клиновых призм (схема с обратной связью) и коэффициента контактного трения в клиновых парах;
- углы клиновых призм и усилие сжатия зависят от соотношения площадей давления (площади деформирующего пуансона) и поковки в плоскости разреза;
- при колебаниях объема заготовки в пределах 3-5% избыток металла может размещаться в компенсаторе, а при его отсутствии идет на увеличение размеров поковки в пределах положительного допуска и компенсируется упругой деформацией штампа;
- при значительном превышении заданного объема заготовки полуматрицы автоматически раскрываются, если усилия разжима полуматриц больше усилий сжатия.

Для расчета усилий и их взаимосвязи обозначим элементы штампа, как показано на рисунке 2. Рассматривая каждый элемент в равновесии с учетом приложенных сил, получены зависимости расчетных усилий, действующих в элементах штампа.

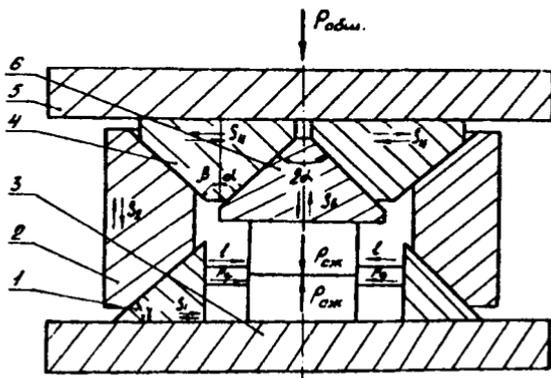


Рисунок 2 – Схема взаимодействия сопрягаемых элементов штампа

Усилия, действующие на элементы штампа, определяются выражениями:

– общее усилие штамповки

$$P_{\text{общ}} = 2P_q \frac{\cos \rho_{3,1} \cdot \cos \rho_{5,4} \cos(\gamma - \rho_{1,2}) \sin(\alpha + \beta + \rho_{6,4} - \rho_{2,4})}{\sin(\gamma - \rho_{1,2} - \rho_{3,1}) \sin(\beta - \rho_{2,4}) \cos(\alpha + \rho_{6,4} + \rho_{5,4})}, \quad (1)$$

где P_q – усилие, действующее на деформирующем пуансоне; $\rho_{3,1}, \rho_{5,4}, \dots$ – угол трения между сопрягаемыми поверхностями соответственно элементов 3 и 1, 5 и 4, и т.д., при этом $\rho = \arctg f$ (где f – коэффициент трения); α, β, γ – соответственно углы клиновых ползушек и призмы, обозначенных на схеме (рис.2);

– усилие сжатия полуматрицы

$$P_{\text{сж}} = 2P_q \frac{\cos \rho_{3,1} \cdot \cos(\gamma - \rho_{1,2}) \cos(\beta - \rho_{2,4} - \rho_{5,4}) \sin(\alpha + \rho_{6,4})}{\sin(\gamma - \rho_{1,2} - \rho_{3,1}) \sin(\beta - \rho_{2,4}) \cos(\alpha + \rho_{6,4} + \rho_{5,4})}; \quad (2)$$

– усилие, необходимое для расчета площади контактной поверхности клиновой ползушки и нижней плиты

$$P_{3,1} = P_q \frac{\cos(\gamma - \rho_{1,2}) \cos \rho_{3,1}}{\sin(\gamma - \rho_{1,2} - \rho_{3,1})}; \quad (3)$$

– усилие, необходимое для расчета площади контактной поверхности между клиновой ползушкой и обоймой

$$P_{2,1} = P_q \frac{\cos \rho_{3,1} \cdot \cos \rho_{1,2}}{\sin(\gamma - \rho_{1,2} - \rho_{1,3})}; \quad (4)$$

– усилие, необходимое для расчета площади контактной поверхности между обоймой и промежуточной клиновой призмой

$$P_{4,2} = P_q \frac{\cos \rho_{3,1} \cdot \cos(\gamma - \rho_{1,2}) \cos \rho_{2,4}}{\sin(\gamma - \rho_{1,2} - \rho_{3,1}) \sin(\beta - \rho_{2,4})}; \quad (5)$$

– усилие, необходимое для расчета площади контактной поверхности между промежуточной и центральной призмами

$$P_{6,4} = P_q \frac{\cos(\beta - \rho_{2,4} - \rho_{5,4}) \cos \rho_{6,4} \cdot \cos \rho_{3,1} \cos(\gamma - \rho_{1,2})}{\cos(\alpha + \rho_{6,4} - \rho_{5,4}) \sin(\gamma - \rho_{1,2} - \rho_{3,1}) \sin(\beta - \rho_{2,4})}; \quad (6)$$

– усилие, необходимое для расчета площади контактной поверхности между промежуточной клиновидной призмой и верхней плитой штампа

$$P_{5,4} = \frac{P_{\text{общ}}}{2}; \quad (7)$$

– усилие, действующее на растяжение обоймы

$$P_{\text{р.об.}} = P_q \frac{\cos \rho_{3,1} (\sin(\gamma - \rho_{1,2}) \sin(\beta - \rho_{2,4}) + \cos(\gamma - \rho_{1,2}))}{\sin(\gamma - \rho_{1,2} - \rho_{3,1}) \sin(\beta - \rho_{2,4})}. \quad (8)$$

Подобрав материалы трущихся пар таким образом, что все коэффициенты трения будут равны, т.е.

$$\rho_{1,2} = \rho_{2,4} = \rho_{3,1} = \rho_{5,4} = \rho_{6,4} = \rho,$$

можно значительно упростить полученные выражения.

Если допустить, что $\rho = 0$, то соотношение усилия сжатия к усилию на деформирующем пуансоне выразится соотношением тангенсов углов призм

$$\frac{P_{\text{сж}}}{P_q} = 2 \frac{\text{tg} \alpha}{\text{tg} \beta \cdot \text{tg} \gamma}, \quad (9)$$

что является как бы передаточным отношением клиновой системы штампа.

Анализ полученных выражений показывает, что на величину усилия сжатия полуматриц оказывает существенное влияние величина углов клиновых призм и коэффициента трения на контактных поверхностях клиновых пар.

Штамп будет работать нормально, т.е. полуматрицы при штамповке не будут раскрываться, если для соответствующей конфигурации поковки будет подобрано соотношение усилия сжатия полуматриц и усилия деформирования, которое будет зависеть от отношения площади деформирования (т.е. площади деформирующего пуансона) и площади поковки в плоскости разъема.

Для инженерных расчетов можно принять, что отношение удельных усилий, раскрывающих полуматрицы, и усилий на деформирующем пуансоне составляет 0,6-0,8.

Определив площади и усилия, действующие на раскрытие полуматриц, можно выбрать соответствующие углы клиновых призм, а затем и определить общее усилие штамповки, необходимое для выбора кузнечно-штамповочного оборудования.

Литература

1. Шило, Э. М. Опыт внедрения малоотходных технологических процессов в кузнечном производстве ПО ЗИЛ / Э. М. Шило // Кузнечно штамповочное производство. – 1986. – №10. – С. 11–12.
2. Смуров, А. М. Внедрение малоотходной штамповки поковок сложной формы / А. М. Смуров, М. К. Васильев // Прогрессивные технологические процессы, средства автоматизации объемной и листовой штамповки. – М.: МДНТП, 1986. – С. 23–27.
3. Иосифов, В. Н. Безоблойная штамповка поковок / В. Н. Иосифов, П. М. Гавриленко, И. Н. Терейей. – Минск: Беларусь, 1979. – 37 с.

СИЛОВАЯ ИНТЕНСИФИКАЦИЯ КОМБИНИРОВАННЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ

Технологический процесс листовой штамповки представляет собой ряд последовательно выполняемых элементарных операций, требующих соответствующего количества штампов и штамповочного оборудования. Сокращение длительности технологического процесса, уменьшение количества используемого оборудования и обслуживающего персонала, а следовательно, снижение трудоемкости и повышение производительности труда обеспечивается за счет увеличения допустимого за одну операцию формоизменения заготовок.

Существенное увеличение допустимого за одну операцию формоизменения заготовки может быть достигнуто путем изменения краевых условий на границе у очага деформации или путем определенного изменения напряжения текучести в различных зонах очага деформации. При этом необходимо обеспечивать такие условия деформирования, при которых напряжения в опасных участках деформируемой заготовки, ограничивающих допустимое формоизменение, не достигают критических значений.

Различают силовую и термическую интенсификацию операций листовой штамповки. При силовой интенсификации за счет соответствующего приложения внешних сил благоприятным образом изменяется напряженное состояние в очаге деформации, что способствует уменьшению напряжений в опасных зонах деформируемой заготовки и позволяет увеличить степень возможного формоизменения.

При температурной интенсификации за счет нагрева или охлаждения отдельных частей заготовки создается неоднородное температурное поле, приводящее к изменению сопротивления деформированию в очаге деформации или в недеформируемой части заготовки. При этом может происходить либо уменьшение сопротивления деформированию в определенных участках очага деформации,

либо увеличение сопротивления разрушению или потере устойчивости в недеформируемой части заготовки, либо одновременно и то и другое.

Силовая интенсификация осуществляется различными методами: путем уменьшения реактивных сил трения или превращения их в активные (вытяжка с утонением, вытяжка полиуретаном, гидромеханическая вытяжка и др.), путем дополнительного силового воздействия к краям деформируемой заготовки (вытяжка с заталкиванием заготовки, раздача с подпором и др.), путем локализации очага деформации (сферодвижная штамповка, ротационная вытяжка и др.).

Термический метод интенсификации формоизменения заготовок использован в таких способах, как вытяжка с нагревом фланца и охлаждением зоны опасного сечения, обжим и раздача с локальным нагревом заготовки в очаге деформации.

В настоящей работе рассматривается возможность силовой интенсификации технологических процессов листовой штамповки при совместном выполнении двух или более различных элементарных операций. Такой принцип интенсификации технологических процессов, как выполнение нескольких операций в одном штампе совмещенного или последовательного действия, широко используется в производстве. Однако выполняемые при этом операции реализуются независимо друг от друга.

Интерес представляет такой комбинированный процесс, при котором в результате взаимного воздействия друг на друга отдельных очагов деформации создаются более благоприятные условия для одной либо каждой из совместно выполняемых операций за счет изменения напряжений, действующих в очагах деформации различных операций или в недеформируемой части заготовки.

Предпосылкой для постановки такой задачи являются ранее проведенные исследования процесса комбинированной вытяжки, представляющего собой сочетание двух других способов вытяжки: вытяжки без принудительного утонения и вытяжки с принудительным утонением стенки вытягиваемого изделия, которые убедительно продемонстрировали перспективность такого направления интенсификации.

Основным фактором, лимитирующим предельную степень деформации при вытяжке без утонения, является локализация пластической деформации, которая приводит к отрыву дна частично вытя-

нутой детали. Общий принцип интенсификации процессов вытяжки состоит в уменьшении нагрузки опасного сечения при сохранении или увеличении его несущей способности. Опасное сечение образуется на участке донного закругления, примыкающего к вертикальной стенке вытягиваемой детали. Деформируемый металл в этой зоне в процессе пластического формоизменения получает незначительное упрочнение, которое обусловлено изгибом заготовки и произвольным утонением. Иные условия в зоне образования опасного сечения возникают при вытяжке с принудительным утонением. Спрямление заготовки, имеющее место при вытяжке, здесь заменяется сдвигом, что приводит к значительному упрочнению металла, а следовательно, и к повышению несущей способности опасного сечения заготовки.

Принудительное утонение способствует увеличению площади контакта пуансона с заготовкой и росту сил трения на их поверхностях. Направление силы трения, возникающей на контактной поверхности пуансона с заготовкой, совпадает с направлением движения пуансона и, следовательно, выполняет полезную работу по передаче части технологического усилия непосредственно в очаг деформации через боковую поверхность пуансона, а не через дно заготовки. Таким образом, вытяжка с утонением обеспечивает не только повышение несущей способности опасного сечения в результате его упрочнения, но и его разгрузку путем увеличения сил трения, действующих по пуансону.

При комбинированной вытяжке деформирование заготовки происходит и по периметру, и по толщине. В результате технологическое усилие значительно больше усилий отдельных процессов вытяжки, составляющих комбинированный процесс. Тем не менее, при определенных условиях совмещение двух операций позволяет существенно интенсифицировать процесс формоизменения заготовки. В результате этого создается возможность наряду с уменьшением толщины заготовки осуществлять также существенное уменьшение ее диаметра, что собственно и определяет комбинированную вытяжку.

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования процесса комбинированной вытяжки показали, что преимущества совмещения деформаций по периметру и толщине заготовки

могут быть использованы в более полной мере при оптимизации ряда параметров.

Силовая интенсификация, осуществляемая за счет совмещения нескольких операций, является весьма перспективной, так как позволяет достичь большего формоизменения заготовки, чем при раздельном выполнении этих операций с максимальными степенями деформации.

Сравнивая характер изменения размеров заготовки в формоизменяющих операциях листовой штамповки, можно заметить, что при некоторых операциях происходит подобное формоизменение заготовки. Так, при последующих переходах вытяжки и обжиге происходит уменьшение диаметра заготовки, при операциях раздачи и отбортовки – увеличение диаметра. Также следует отметить, что сходное формоизменение заготовок осуществляется при различном характере приложения внешних усилий. При вытяжке и отбортовке формоизменение заготовки осуществляется в результате одновременного воздействия на нее двух инструментов – пуансона и матрицы. При раздаче и обжиге формоизменение осуществляется воздействием на заготовку только одного инструмента (пуансона при раздаче и матрицы при обжиге).

В зависимости от вида совместно выполняемых операций в комбинированном процессе могут иметь место различные варианты формоизменения заготовки. В первом варианте комбинированного деформирования происходит уменьшение поперечных размеров отдельных участков заготовки (например, вытяжка + обжим). Во втором варианте комбинированного деформирования происходит увеличение поперечных размеров заготовки (раздача + отбортовка). Наконец, в третьем варианте совмещения нескольких операций происходит уменьшение поперечных размеров одного участка заготовки и увеличение поперечных размеров других ее участков.

В зависимости от вида сочетаемых операций в комбинированном процессе могут образовываться один общий или два самостоятельных очага деформации. Если обе совмещаемые операции приводят к уменьшению или увеличению поперечных размеров заготовки, то образуется один общий очаг деформации. Если одна из совмещаемых операций приводит к увеличению, а другая к уменьшению поперечных размеров заготовки, то образуется два отдельных очага деформации, разделенных упругодеформированным участком заготовки.

В первом случае общий очаг деформации состоит из двух участков, в которых возникают напряжения, характерные для каждой из сочетаемых операций. На границе между двумя участками общего очага деформации меридиональные напряжения равны нулю (эта граница разделяет участки очага деформации с разными знаками меридиональных напряжений, действующих вдоль образующей стенки полого изделия).

Рассмотрим особенности комбинированного процесса, сочетающего операции вытяжки и обжима.

Обжим – операция, где происходит уменьшение поперечных размеров краевой части полой цилиндрической заготовки в результате заталкивания ее в воронкообразную матрицу. Усилие, действующее со стороны матрицы, уравнивается реакцией опоры, воздействующей на краевую часть недеформируемого участка заготовки. Меридиональные и тангенциальные напряжения в очаге деформации являются сжимающими. Контактные нормальные напряжения, действующие на наружной поверхности заготовки в очаге деформации, значительно меньше напряжения текучести. Таким образом, схема напряженного состояния в очаге деформации близка к схеме плоского напряженного состояния.

Допустимое формоизменение заготовки при обжиге обычно ограничивается не разрушением заготовки, а потерей ее устойчивости. Возможны два вида потери устойчивости заготовки. Одним из видов потери устойчивости является образование продольных складок в очаге деформации под действием тангенциальных сжимающих напряжений. Другим видом потери устойчивости заготовки при обжиге является образование кольцевой складки в цилиндрической недеформируемой части заготовки под действием меридиональных сжимающих напряжений, создаваемых в стенке заготовки усилием заталкивания.

Увеличение допустимой степени формоизменения при обжиге может быть достигнуто путем ограничения возможности потери устойчивости заготовки. Для увеличения сопротивления образованию поперечной кольцевой складки применяется односторонний (в виде скользящей по наружной поверхности заготовки втулки) или двусторонний (в виде скользящей по наружной поверхности заготовки втулки и стержня, расположенного внутри заготовки) подпор.

При совместном выполнении операций вытяжки и обжима общий очаг деформации состоит из двух участков (рис.): участка обжима (область, ограниченная диаметрами D и $d_{гр}$) и участка вытяжки (область, ограниченная диаметрами $d_{гр}$ и d). В каждом очаге деформации возникают характерные для отдельной элементарной операции напряжения: в очаге деформации обжима – сжимающие окружные и сжимающие меридиональные, в очаге деформации вытяжки – сжимающие окружные и растягивающие меридиональные.

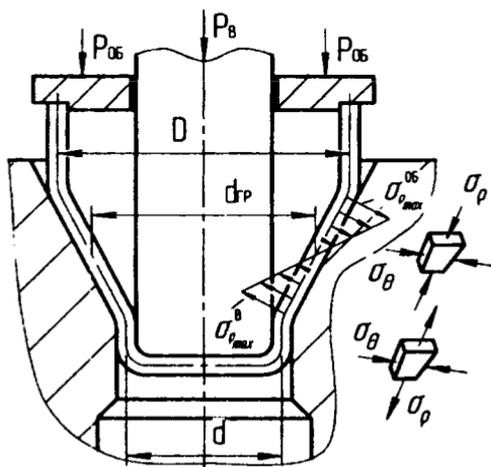


Рисунок – Схема комбинированного процесса «вытяжка-обжим»

Меридиональные напряжения в общем очаге деформации переходят от растягивающих в зоне вытяжки к сжимающим в зоне обжима. Окружное сечение, в котором меридиональные напряжения равны нулю, является переходным, разграничивающим очаги деформации вытяжки и обжима.

Предельные возможности изменения диаметра исходной заготовки в комбинированном процессе можно определить на основе предельно допустимых степеней формоизменения для каждой операции: $K = K_{об}K_{в}$, где $K_{об}$ – степень формоизменения при обжиме, $K_{в}$ – степень формоизменения при вытяжке.

Деформирование заготовки во втором участке очага деформации осуществляется путем одновременного протягивания заготовки через

матрицу усилием P_v , приложенным к донной ее части, и заталкивания заготовки в матрицу усилием, равным усилию обжима $P_{об}$.

Следствием влияния очага деформации обжима на очаг деформации вытяжки является создание дополнительных сжимающих напряжений в очаге деформации вытяжки, в котором действуют растягивающие напряжения, что приводит к их уменьшению, разгрузке опасного сечения, а следовательно, увеличению допустимой степени деформации вытяжки. С учетом этого допустимая степень вытяжки в комбинированном процессе будет превышать допустимую степень вытяжки в случае отдельного ее выполнения. В результате общая предельно допустимая степень формоизменения заготовки при совмещенной операции будет превышать суммарную степень формоизменения при раздельном выполнении операций.

При предельных степенях вытяжки и обжима, равных соответственно $K_v \max = 2$; $K_{об \max} = 1,5$ при раздельном их выполнении, суммарная степень формоизменения заготовки совмещенной операции будет превосходить произведение максимальных пооперационных показателей деформации ($K > 3,0$) за счет влияния очага деформации обжима на очаг деформации вытяжки.

Уменьшение растягивающих меридиональных напряжений в опасном сечении за счет заталкивающей силы зависит от угла охвата заготовкой скругленной кромки матрицы. При вытяжке на радиусной матрице угол охвата уменьшается с увеличением радиуса скругления вытяжной кромки матрицы. Для более эффективного уменьшения растягивающих напряжений в опасном сечении целесообразно комбинированный процесс «вытяжка-обжим» производить с использованием конической вытяжной матрицы.

Еще более существенного формоизменения заготовки можно добиться, совмещая обжим с комбинированной вытяжкой. Влияние сжимающих меридиональных напряжений, действующих в очаге обжима, усиливается активными силами трения, действующими по пуансону, что еще в большей степени способствует разгрузке опасного сечения и позволяет дополнительно увеличить степени деформации вытяжки по периметру и толщине заготовки.

Для осуществления совмещенной операции «вытяжка-обжим» необходимо согласованное независимое перемещение рабочих частей штампа, оказывающих силовое воздействие на заготовку, так как в процессе ее деформирования происходит изменение длины

заготовки. Наиболее простым вариантом решения этой задачи является применение гидравлического привода рабочей части штампа, осуществляющей обжим. Это позволит создавать требуемое деформирующее усилие при отсутствии жесткого закона перемещения инструмента.

Исходя из особенностей совмещенной операции «вытяжка-обжим», можно сделать вывод, что ее использование будет наиболее эффективно для изготовления ступенчатых осесимметричных деталей с промежуточной конической поверхностью. Проведенный анализ показал, что при определенных условиях совместное выполнение двух или более операций позволяет достичь большего формоизменения заготовки, чем суммарное формоизменение, достигаемое при раздельном выполнении этих операций.

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ В МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.762

**К.Е. БЕЛЯВИН, докт. техн. наук (БНТУ),
Д.В. МИНЬКО, канд. техн. наук,
С.В. ПОБЕРЕЖНЫЙ, канд. техн. наук,
Н.В. РЕШЕТНИКОВ (ИПМ НАН Беларуси)**

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СПЕЧЕННОМ ТВЕРДОМ СПЛАВЕ МАРКИ ВК8

На сегодняшний день одним из лучших инструментальных материалов являются твердые сплавы. Эффективность применения твердых сплавов обусловлена удачным сочетанием высоких уровней твердости, износостойкости с одной стороны, прочности при изгибе и ударной вязкости – с другой. Определенные достижения в улучшении качества твердых сплавов получены благодаря снижению остаточной пористости, повышению прочности связки, а также использованию разнообразных способов физического воздействия.

На эксплуатационные характеристики твердых сплавов на основе монокарбида вольфрама (WC) в первую очередь оказывают влияние такие факторы, как состав исходной порошковой твердосплавной смеси, и ее качество, качество формования смеси, технологическая схема и технологические режимы спекания, используемый пластификатор и защитная атмосфера, применяемое оборудование и технологическая оснастка. Изменяя тот или иной фактор на стадии техпроцесса, можно управлять эксплуатационными характеристиками изготавливаемого твердосплавного материала.

Зависимость физико-механических свойств твердых сплавов от фазового состава, структуры и, в частности, от свойств структурных составляющих, обусловили разработку и внедрение в практику производства новых методов повышения эксплуатационных характеристик твердосплавных изделий в спеченном состоянии. Ограни-

ченная растворимость карбида вольфрама в кобальте [1, 2], состав и свойства связующей фазы, которые в значительной степени определяют прочностные и деформационные характеристики твердых сплавов, а также существование различных химических соединений системы W–C–Co [2], указывают на возможность изменения параметров структуры двумя способами: либо регулированием скорости охлаждения после спекания либо дополнительной термической обработкой.

Существующие методы термообработки условно разделены на три группы [3, 4]:

а) отжиг (или отпуск) при $T = 600-1250$ °С с длительностью выдержки от 1 до 120 ч;

б) закалка твердосплавных изделий, охлажденных после спекания от $T = 300-1200$ °С до комнатной температуры в различных средах;

в) закалка от температуры спекания в различных средах.

Для эффективного проведения процесса термообработки необходимо установить оптимальные скорости нагрева и охлаждения твердых сплавов при закалке (применение закалочных сред с различной скоростью охлаждения).

Используя оптимальный режим термообработки (нагрев в соляной ванне до температур выше 1200 °С со скоростью нагрева 10-16 °С/с и скоростью охлаждения 1,5-2 °С/с), достигают максимального повышения механических свойств и эксплуатационных характеристик твердых сплавов. Предел прочности на изгиб повышается на 5-15%, ударная вязкость – 15-30%, твердость – 2-4%, вязкость разрушения – 5-20%, долговечность – в 2-6 раз; абразивная износостойкость – на 50-70% [1, 5-7].

Изменение механических свойств и эксплуатационных характеристик твердых сплавов после закалки, по-видимому, связано с изменением состава связующей фазы и ее напряженного состояния. Установлено, что после закалки в связке дополнительно растворяется 1-2,5% W [1], а также происходит закономерное, хотя и не очень значительное, уменьшение условной величины блоков мозаики в зернах WC и рост микроискажений решетки. Результаты рентгеноструктурного анализа показывают изменение внутризеренной структуры WC [8].

Для повышения эффективности технологических процессов, связанных с получением порошковых твердых сплавов, в последние

годы начали применяться электроимпульсные методы обработки, обеспечивающие быстрое протекание металлургических процессов на границе контактных зон порошковых частиц [9].

В качестве нового метода обработки электроимпульсный метод начали использовать с конца 60-х годов прошлого века [10]. Основная часть работ, посвященная влиянию токов высокой плотности (более 10^8 А/м²) на структуру и свойства обрабатываемых объектов, выполнена на чистых металлах. Практический интерес представляет в первую очередь наложение электрического тока на зону деформации в процессах волочения или прокатки малопластичных металлических материалов. Взаимодействие электрического тока с деформируемым металлом еще мало изучено. Установлено, что резко снижается сопротивление металла деформированию и повышается его пластичность под влиянием токов высокой плотности. Условно это явление названо электронно-пластическим эффектом [11]. Воздействуя на электронную систему металла электрическим током большой плотности, можно получать необходимые структуру и физико-механические свойства обрабатываемых материалов.

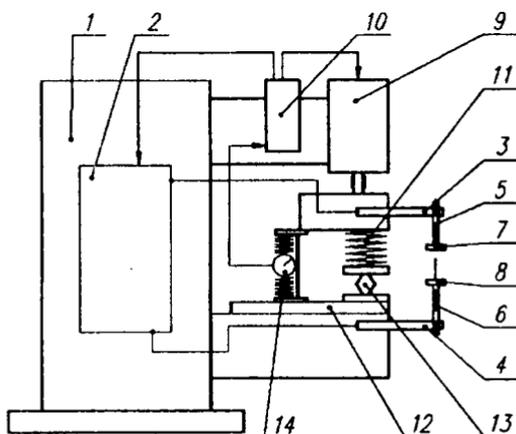
Представляют интерес исследования, связанные с изучением воздействия на находящуюся в замкнутом объеме при повышенном давлении (до 100 МПа) шихту токов повышенной плотности (100-3000 А/см²), действующих на протяжении некоторого времени (от нескольких секунд до нескольких минут) [12]. При этом возможно пропускание электрического тока не только через порошок, но и частично через пресс-инструмент (чаще графитовый). Методы электроимпульсного воздействия на твердосплавную шихту позволяют обеспечить высокую скорость протекания металлургических высокотемпературных процессов на границе раздела карбид - связующая фаза, что позволяет получать твердые сплавы с повышенным комплексом эксплуатационных характеристик.

Дополнительную термообработку с помощью электроимпульсного воздействия на твердосплавную заготовку целесообразно проводить либо после отжига пластификатора, либо после окончательного спекания. В первом случае структурные изменения проводят на стадии изготовления твердосплавного материала, оказывая влияние на ход процесса окончательного спекания и получения заданных свойств твердого сплава. Во втором случае электроимпульсная

обработка оказывает воздействие на готовый твердосплавный материал путем изменения условий нагрева – охлаждения.

Целью работы явилось исследование возможности повышения эксплуатационных характеристик твердосплавного инструмента на основе карбида вольфрама путем его дополнительной электроимпульсной обработки.

Для осуществления процесса электроимпульсной обработки в качестве технологического оборудования использовали модернизированную машину контактной сварки МТ2201 (рис. 1) с регулятором контактной сварки РКС-801, технические характеристики которой указаны в таблице 1.



- 1 – корпус; 2 – источник тока; 3 – консоль верхняя;
4 – консоль нижняя; 5 – электрододержатель верхний;
6 – электрододержатель нижний; 7 – электрод верхний;
8 – электрод нижний; 9 – привод для передачи усилия
и перемещения на консоли; 10 – аппаратура управления
и контроля технологических параметров источника тока;
11 – упругий элемент; 12 – диэлектрическая прокладка;
13 – домкрат; 14 – датчик перемещения

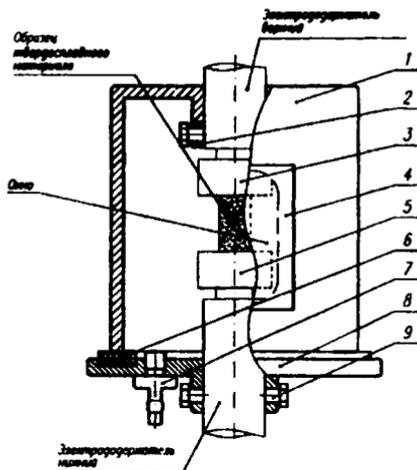
Рисунок 1 – Принципиальная схема технологического оборудования

Таблица 1 – Основные технические характеристики технологического оборудования

Наименование характеристики	Значение
Номинальное напряжение питающей сети однофазного переменного тока, В	380
Номинальная частота, Гц	50
Наибольший вторичный ток, кА	22
Количество ступеней регулирования вторичного напряжения сварочного трансформатора	8
Вторичное напряжение холостого хода, В (при $U = 325$ В)	2,2...4,425 (в зависимости от ступени трансформации)
Привод рабочего усилия	пневматический
Номинальное давление сжатого воздуха, МПа	0,63
Усилие сжатия на электродах машины: номинальное при давлении сжатого воздуха 0,48 МПа, даН наименьшее при давлении сжатого воздуха 0,05 МПа, даН наибольшее при давлении сжатого воздуха 0,6 МПа, даН	630 95 ± 15 % 800 ± 15 %
Наибольшая мощность при коротком замыкании, кВА, не более	150
Мощность при ПВ 50 %, кВА, не менее	40
Номинальная потребляемая мощность, кВА, не более	60

Для проведения исследований методом прессования и последующего печного спекания порошковой шихты были получены экспериментальные образцы твёрдосплавного материала в форме цилиндра диаметром 10 мм и высотой 10 мм. Компонентный состав порошковой шихты соответствовал составу, используемому для производства твёрдого сплава ВК8.

Для электроимпульсной обработки экспериментальных образцов в защитной атмосфере аргона использовали технологическую камеру (рис. 2).



- 1 – корпус; 2 – кольцо; 3 – электрод верхний; 4 – заглушка;
 5 – электрод нижний; 6 – уплотнительное кольцо;
 7 – штуцер; 8 – диск; 9 – болт

Рисунок 2 – Технологическая камера

Исследования микроструктуры экспериментальных образцов до и после электроразрядной обработки проводили на металлографическом микроскопе «Поливар» (фирма "Райхерт", Австрия). Структурные характеристики материала исследовали на программно-аппаратном комплексе обработки и анализа изображений AutoSCAN. Рентгенофазовый анализ экспериментальных образцов проводили с помощью дифрактометра общего назначения «Дрон 3». Испытания экспериментальных образцов на износостойкость осуществляли на машине трения МТ-2.

Спекание при изготовлении твердых сплавов относится к процессам, при которых в спекаемом материале образуется некоторое количество жидкой фазы. Присутствие жидкой фазы в спекаемой системе приводит к возникновению дополнительных явлений по сравнению со спеканием в твердой фазе, например, смачивание твердой составляющей жидкой фазой, частичное растворение твердых компонентов в жидкости с последующей кристаллизацией твердых фаз из образующихся растворов и др.

Уплотнение при спекании осуществляется в три стадии: первая обусловлена течением жидкости и перегруппировкой зерен твердой фазы в направлении более плотной их упаковки, вторая включает растворение мелких зерен и кристаллизацию материала на более крупных зернах (перекристаллизация через жидкую фазу), в третьей возможно дополнительное уплотнение вследствие срастания зерен между собой, которое должно подчиняться закономерностям спекания в твердой фазе.

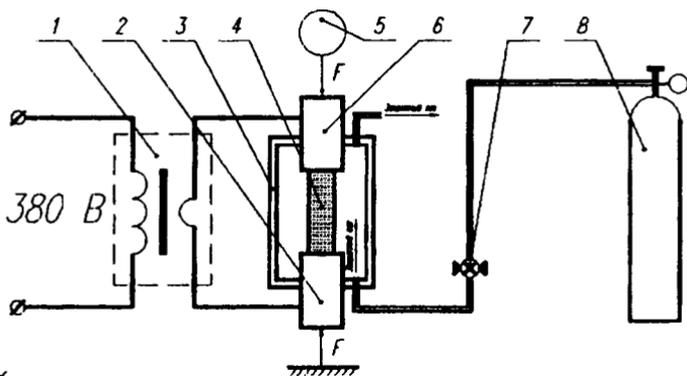
Влияние смачиваемости на формирование спеченного тела и рост зерен при спекании имеют особо важное значение для систем, в которых не происходит растворения твердой фазы в жидкой, и, таким образом, исключается возможность роста зерен вследствие перекристаллизации через жидкую фазу. В этом случае рост зерен может происходить только путем срастания, и степень разделения их, в соответствии со степенью смачиваемости, образующейся при спекании жидкой фазой, будет играть существенную роль, т. е. при смачивании рост зерен должен затрудняться.

Система WC-Co является примером систем, в которых сплав формируется в результате спекания в присутствии жидкой фазы, образующейся на основе легкоплавкого компонента (кобальта). Жидкая фаза по перитектической реакции с W_2C образует двойной карбид вольфрама и кобальта, так называемая фаза η является неустойчивым соединением, образующимся при быстром охлаждении и разлагающимся при нагревании [2].

Исследования показывают, что присутствие фазы η в промышленных твердых сплавах приводит к их повышенной хрупкости, при этом повышается их твердость. Так, прочность на изгиб сплава с 8% Co, содержащего фазу η , по сравнению с двухфазным сплавом снижается почти в два раза [2].

Электроимпульсная обработка спеченного твердого сплава не приводит к перекристаллизации карбида вольфрама через жидкую фазу (кобальт), однако должна вызывать разложение фазы η , особенно в присутствии дополнительного углерода.

Результатом проведенного анализа применяемых методов дополнительной термообработки твердых сплавов стала разработка технологической схемы процесса электроимпульсной обработки (рис. 3).



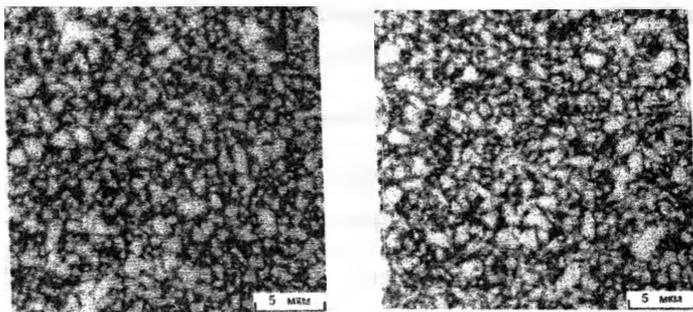
1 – трансформатор; 2 – электрод нижний; 3 – камера; 4 – экспериментальный образец; 5 – устройство нагружения; 6 – электрод верхний; 7 – редуктор; 8 – баллон с аргоном

Рисунок 3 – Схема процесса электроимпульсной обработки

Процесс электроимпульсной обработки экспериментальных образцов осуществляли следующим образом. В камере 3 между графитовыми электродами 2 и 6 устанавливали образец 4. Камеру 3 закрывали и в ее внутреннее пространство из баллона 8 через редуктор 7 подавали аргон. Величину усилия сжатия электродов F регулировали с помощью устройства нагружения 5, температуру и длительность обработки – РКС с помощью трансформатора 1.

В результате проведенных экспериментов установлен оптимальный диапазон технологических режимов электроимпульсной обработки образцов твердого сплава, при которой сохраняются их геометрическая форма и размеры: давление сжатия электродов – 10-20 МПа, плотность тока $\sim 10^8$ А/м², количество импульсов – 1-10, длительность обработки – 10-10² с.

Анализ полученных микроструктур показал, что в процессе электроимпульсной обработки экспериментальных образцов твердого сплава марки ВК8 происходит некоторое количественное увеличение фазы WC (белые зерна) и уменьшение η-фазы (темные границы зерен). При этом размер зерен фазы WC до и после электроимпульсной обработки практически не меняется и составляет 1,5-3,0 мкм (рис 4).

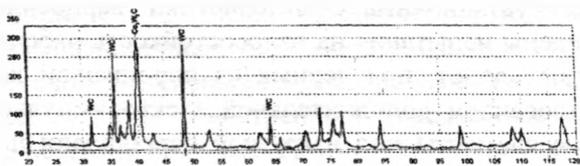


a

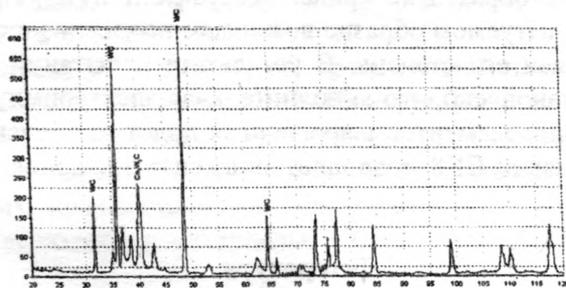
б

Рисунок 4 – Микроструктура экспериментальных образцов до *a*) и после *б*) электроимпульсной обработки (x1000)

Для проверки утверждения об увеличении доли фазы WC и уменьшении количества η -фазы проведен рентгенофазовый анализ экспериментальных образцов до и после электроимпульсной обработки (рис. 5, табл. 2).



a



б

Рисунок 5 – Результаты количественного рентгенофазового анализа экспериментальных образцов до *a*) и после электроимпульсной обработки *б*)

Таблица 2 – Количественные результаты рентгенофазового анализа

Фаза	WC	W ₂ C	Co ₃ W ₃ C
Условная концентрация фазы в материале образцов до электроимпульсной обработки, %	40-45	14-16	38-40
Условная концентрация фазы в материале образцов после электроимпульсной обработки, %	84-86	3-4	9-11

Результаты исследований фазового состава твердосплавных образцов до и после электроимпульсной обработки позволили сделать вывод, что электроимпульсная обработка позволяет уменьшить количество η -фазы за счет ее разложения с переходом в двухфазную систему WC-Co₃W₃C. Результаты количественного рентгенофазового анализа показывают, что доля хрупкой фазы после электроимпульсной обработки уменьшилась примерно в 4 раза.

С целью определения влияния изменений структурно-фазового состава на эксплуатационные характеристики твердосплавного материала проведены испытания на износостойкость рабочих элементов шарошечных долот, полученных из порошковой композиции ВК8 с использованием дополнительной электроимпульсной обработки. Рабочие элементы под нагрузкой перемещали по вращающемуся стальному или чугунному диску от центра к краю. В результате этого образец совершал по спирали путь определенной длины. На испытуемом образце возникали полосы износа, по которым определяли его степень. В результате испытаний на износостойкость установлено, что дополнительная электроимпульсная обработка рабочих элементов шарошечных долот из спеченного твердого сплава марки ВК8 позволяет повысить их износостойкость на 10-13 %.

Литература

1. Лошак, М. Г. Прочность и долговечность твердых сплавов / М. Г. Лошак. – Киев: Наукова думка, 1984. – 84 с.

2. Третьяков, В. И. Основы металловедения и технология производства спеченных твердых сплавов / В. И. Третьяков. – М.: Металлургия, 1976. – 283 с.

3. Jonsson, H. Composition and Microstructure of Binder Phases of Slowly Cooled WC-Co Cemented Carbides / H. Jonsson // Planseeber. Pulvermet. – 1973, 23. – P. – 187-208.

4. Муха, И. М. Влияние скорости охлаждения на качество твердых сплавов / И. М. Муха // Порошковая металлургия. – 1971. – № 5.

5. Лошак, М. Г. Упрочнение твердых сплавов / М. Г. Лошак, Л. И. Александрова. – Киев: Наукова думка, 1977. – 147 с.

6. Туманов, В. И. Свойства сплавов системы карбид вольфрама-кобальт / В. И. Туманов. – М.: Металлургия, 1971. – 95 с.

7. Теплопроводность и износ твердосплавных режущих элементов после термической обработки / М. Е. Дудкин [и др.] // Сверхтвердые материалы. – 1981. – № 2. – С. 33–38.

8. О влиянии термической обработки на прочность твердого сплава ВК15 / М. Г. Лошак [и др.] // Горный породоразрушающий инструмент. – Киев: Техніка, 1970. – С. 64–72.

9. Иванов, С. А. Физико-механические и функциональные свойства композиционных алмазосодержащих материалов, полученных методом интенсивного электроспекания / С. А. Иванов, В. П. Переяслов, А. Л. Майстренко // Современное материаловедение: достижения и проблемы MMS: сб. материалов Междунар. конф. – 26-30 сент., 2006. – С. 401–402.

10. Троицкий, О. А. Эффект электропластичности / О. А. Троицкий // Письма в ЖЭТФ. – 1969. – №1. – С. 18–20.

11. Болгов, И. С. Получение прецизионной плющенной ленты из вольфрама / И. С. Болгов, В. Д. Мутовин, В. И. Нефедов // Электронная промышленность. – 1980. – №10. – С. 49–51.

12. Майстренко, А. Л. Интенсивное электроспекание алмазосодержащих композиционных материалов / А. Л. Майстренко [и др.] // Сверхтвердые материалы. – 2000. – №5 – С. 39-45.

А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
В.А. СМЕТКИН, канд. техн. наук,
А.С. ПАНАСЮГИН, канд. хим. наук,
Д.П. МИХАЛАП (БНТУ)

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СОЕДИНЕНИЙ

Железоуглеродистые сплавы (сталь и чугун) являются наиболее распространенными конструкционными материалами и составляют основу современных машин и механизмов. В связи с возрастающими требованиями к надежности, повышению удельной энергонасыщенности техники и одновременному снижению их материалоемкости ужесточаются требования к эксплуатационным характеристикам. Решение данной проблемы сдерживается экономическими и ресурсными факторами, роль которых особенно ощутима в настоящий момент. Несмотря на значительные запасы цветных металлов вследствие их низкого содержания в исходных рудных минералах, существенно возросли материальные и энергетические затраты на их извлечение и получение кондиционных легирующих материалов, что повышает соответственно их стоимость. В то же время в процессе производства образуется значительное количество шлаков, отработанных катализаторов и гальваношламов, в которых содержание соединений цветных металлов гораздо выше, чем в исходных рудах, используемых для их получения. Данное обстоятельство обуславливает интерес к процессам переработки и повторного использования вышеуказанных материалов в качестве основы для получения легирующих материалов.

Целью работы является проведение термодинамической оценки эффективности легирования через шлаковую фазу и расчет степени восстановления соединений таких металлов как Cu, Ni, Cr, Zn и Sn.

Большинство металлов в природе существуют в виде оксидов. Наиболее простым способом удаления кислорода является термическая диссоциация по реакции



Константа реакции (1) через активности компонентов равна

$$K_1 = \frac{\alpha_{\text{Me}} \cdot P_{\text{O}_2}}{\alpha_{\text{MeO}}^2}. \quad (2)$$

При условии, что MeO и Me – чистые конденсированные фазы с активностью, равной единице, формула (2) упрощается:

$$K_1 = P_{\text{O}_2}, \quad (3)$$

где P_{O_2} – равновесное парциальное давление O_2 или упругость диссоциации.

Упругость диссоциации является критерием оценки прочности оксида, и с ростом температуры P_{O_2} возрастает. В реальных условиях процессы термической диссоциации протекают в атмосфере воздуха при $P_{\text{O}_2} > P'_{\text{O}_2}$, где P'_{O_2} – парциальное давление O_2 .

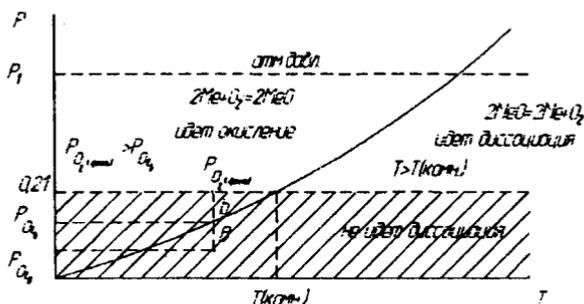


Рисунок 1 – Температурная зависимость упругости диссоциации

Из рисунка 1 видно, что фактическое давление в точке B ($P_{\text{O}_2b} = 0,21$), а равновесное ($P_{\text{O}_2b}^{\text{equilibrium}}$) меньше во всей заштрихованной области, и процесс диссоциации оксида не идет. Он возможен при температуре системы выше $T_{\text{комн}}$ [1].

Одной из характеристик прочности оксидов является стандартное изменение энергии Гиббса (ΔG°). На рисунке 2 представлена зависимость энергии Гиббса образования оксидов от температуры. Видно, что положительное значение ΔG имеет при очень высоких температурах ($> 2000\text{K}$), а это означает, что получение в промышленных условиях металлов путем термической диссоциации затруднительно.

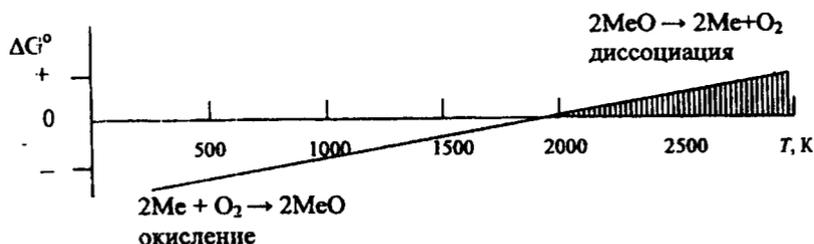


Рисунок 2 – Зависимость ΔG° от T для реакции образования оксидов металлов

В связи с этим в промышленных условиях металлы и лигатуры получают с использованием восстановительных процессов. Одним из методов извлечения легирующих элементов из соединения является металлотермическое восстановление. Данный процесс широко используется в металлургии для получения ферросплавов на основе трудновосстановимых оксидов титана, вольфрама, ниобия, хрома и др. В качестве восстановителей используются элементы, имеющие более высокое сродство к кислороду (алюминий, магний, кальций и др.). Реакция металлотермического восстановления имеет вид:



где MeO – исходный оксид; B – восстановитель.

Процесс сопровождается выделением значительного количества теплоты, за счет которого обеспечивается формирование слитка восстановленного металла либо сплава. Важным показателем процесса является термичность смеси, которая определяется по формуле

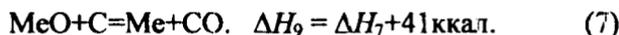
$$g = -\frac{\Delta H}{\sum M_{\text{исх.вещ.}}},$$

где g – термичность, кал/г; ΔH – тепловой эффект реакции (4) кал/моль; $\sum M_{\text{исх.вещ.}}$ – сумма атомных и молекулярных весов исходных веществ, г/моль.

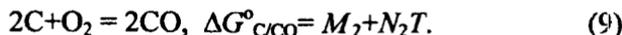
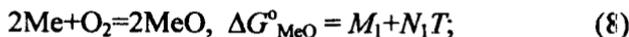
Для успешного протекания металлотермического восстановления без внешнего подогрева термичность смеси должна быть не ниже 550 кал/г [2].

Ранее проведенные термодинамические расчеты и экспериментальные исследования показали реальную возможность получения алюмотермическим способом ряда лигатур, содержащих в своем составе хром, медь, никель и другие элементы.

В металлургии также используется процесс восстановления металлов твердым углеродом, который протекает через газовую фазу по следующим реакциям:



Условием уравнения реакции (6) является одинаковый состав газовой смеси $\text{CO}_2 - \text{CO}$ в данной системе. Температура, при которой реакция (6) находится в равновесии и имеет строго определенное значение, называется температурой начала восстановления ($T_{\text{нв}}$) металла из оксида твердым углеродом [2]. Используют несколько методов расчета $T_{\text{нв}}$, одним из которых является аналитический. Он основан на том, что температура начала восстановления металла соответствует температуре, при которой химическое сродство восстанавливаемого металла углерода к кислороду одинаково:



При условии, когда $\Delta G_{\text{MeO}}^{\circ} = \Delta G_{\text{C/CO}}^{\circ}$, температура начала восстановления металла ($T_{\text{н.в.}}$) определяется по формуле

$$T_{\text{н.в.}} = (M_2 - M_1) / (N_1 - N_2). \quad (10)$$

Значения коэффициентов M_1 , M_2 , N_1 и N_2 берутся из таблиц температурной зависимости ΔG_0 для соответствующих реакций.

В таблице 1 представлены результаты расчета температуры начала восстановления ряда легирующих элементов твердым углеродом.

Таблица 1 – Расчетные значения $T_{\text{н.в.}}$

Легирующий элемент	Медь	Никель	Цинк	Олово	Хром
$T_{\text{н.в.}}$, К	363	748	1210	945	1505

Полученные результаты свидетельствуют о возможности эффективного восстановления меди и никеля твердым углеродом, что позволит использовать легирующие смеси на основе медьсодержащих шлаков отработанных катализаторов и обогащенных гальваношламов.

Для отходов, содержащих трудновосстановимые элементы (хром, ванадий, титан и др.), одним из вариантов их применения является легирование через шлаковую фазу по схеме, представленной на рисунке 3.

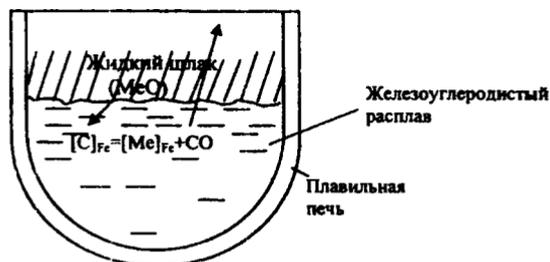


Рисунок 3 – Схема процесса легирования через шлаковую фазу

Жидкие стали и чугуны ввиду высоких температур и наличия активных к кислороду элементов (C, Si, Mn) могут эффективно восстанавливать в ходе плавки элементы шлаковой фазы. В общем виде процесс протекает по реакции:



где (MeO) – оксид легирующего элемента; $[\text{C}]_{\text{Fe}}$ – углерод, растворенный в железе; $[\text{Me}]_{\text{Fe}}$ – восстановленный элемент, растворенный в железе.

Константа реакции 11 связана с ΔG^0 следующим образом:

$$\lg K = -\frac{\Delta G}{19,2T}. \quad (12)$$

Если выразить K через активности согласно формуле:

$$K = \frac{\alpha_{[\text{Me}]_{\text{Fe}}} \cdot P_{\text{CO}}}{\alpha_{(\text{MeO})} \cdot \alpha_{[\text{C}]_{\text{Fe}}}}, \quad (13)$$

где $\alpha_{[\text{Me}]_{\text{Fe}}}$ и $\alpha_{(\text{MeO})}$ – активности легирующего элемента соответственно в металле и шлаке, запишем

$$K = \frac{f_{[\text{Me}]_{\text{Fe}}} \cdot [\% \text{Me}]}{\gamma_{\text{MeO}} \cdot X_{\text{MeO}}}. \quad (14)$$

При условии $P_{\text{CO}} = 1$ и $\alpha_{[\text{C}]_{\text{Fe}}} = 1$ константа определяется уравнением (14), где $f_{[\text{Me}]}$ – коэффициент активности элемента в расплаве; $\gamma_{(\text{MeO})}$ – коэффициент активности оксида в шлаке; $[\% \text{Me}]$ – концентрация восстановленного элемента; X_{MeO} – мольная доля оксида в шлаке. Отношение $\frac{X_{\text{MeO}}}{[\% \text{Me}]}$ является коэффициентом распределения $L_{[\text{Me}]}$. Тогда из (14) имеем

$$L_{\text{Me}} = \frac{X_{\text{MeO}}}{[\% \text{Me}]} = \frac{f_{[\text{Me}]_{\text{Fe}}}}{K \cdot \gamma_{\text{MeO}}}. \quad (15)$$

Значения $\gamma_{(\text{MeO})}$ берутся из таблиц, а $f_{[\text{Me}]_{\text{Fe}}}$ рассчитываются по формуле:

$$\lg f_{[\text{Me}]} = e_{\text{Me}}^{\text{Me}} [\% \text{Me}] + e_{\text{Me}}^{\text{C}} [\% \text{C}] + e_{\text{Me}}^{\text{Si}} [\% \text{Si}] + e_{\text{Me}}^{\text{Mn}} [\% \text{Mn}], \quad (16)$$

где $e_{\text{Me}}^{\text{Me}}$; e_{Me}^{C} ; $e_{\text{Me}}^{\text{Si}}$; $e_{\text{Me}}^{\text{Mn}}$ – табличные значения параметров взаимодействия примесей расплава с легирующими элементами.

Важным показателем процесса легирования через шлаковую фазу является степень восстановления элемента Φ , которая определяется по формуле:

$$\Phi = \frac{1}{1 + kL_{\text{Me}}} \cdot 100\%, \quad (17)$$

где L_{Me} – коэффициент распределения, а k – кратность шлака, которая определяется из выражения:

$$k = \frac{Q_{\text{шл}}}{Q_{\text{Me}}}. \quad (18)$$

Здесь $Q_{\text{шл}}$ – количество шлака; Q_{Me} – количество металла.

По данной методике были проведены термодинамические расчеты процесса восстановления через шлаковую фазу оксидов хрома, никеля, меди, титана и ванадия при получении легированных чугунов для температур до 1673 К (табл. 2).

Анализ полученных результатов свидетельствует, что в процессе плавки чугунов можно осуществлять эффективное легирование через шлаковую фазу такими элементами, как никель, медь, ванадий, хром. Расчетная степень восстановления исследуемых элементов составляет от 30 до 100%.

Таблица 2 – Результаты термодинамических расчетов для T= 1673 К

Реакция Восстановления элемента через шлаковую фазу	ΔG , Дж/моль	Кон- станта реак- ции, К	Кoeffи- циент рас- преде- ления, L	Степень восстанов- ления Ф, %
$\text{Cr}_2\text{O}_{3\text{тн}} + 3[\text{C}]^{\text{Fe}} = 2[\text{Cr}]^{\text{Fe}} + 3\text{CO}_{\text{г}}$	753783– 4487	0,041	25	37,0
$\text{NiO}_{\text{тн}} + [\text{C}]^{\text{Fe}} = [\text{Ni}]^{\text{Fe}} + \text{CO}_{\text{г}}$	98186– 1737	$8,9 \cdot 10^5$	$3,2 \cdot 10^{-6}$	99,9
$\text{CuO}_{\text{тн}} + [\text{C}]^{\text{Fe}} = [\text{Cu}]^{\text{Fe}} + \text{CO}_{\text{г}}$	8197– 1797	$5,7 \cdot 10^7$	$5,7 \cdot 10^{-5}$	99,9
$\text{TiO}_{2\text{тн}} + 2[\text{C}]^{\text{Fe}} = [\text{Ti}]^{\text{Fe}} + 2\text{CO}_{\text{г}}$	608038– 3017	0,005	568	2,5
$\text{V}_2\text{O}_{5\text{тн}} + 3[\text{C}]^{\text{Fe}} = 2[\text{V}]^{\text{Fe}} + 3\text{CO}_{\text{г}}$	753783– 4487	0,69	3,6	73,5

Таким образом, проведенные термодинамические исследования позволяют разработать способы использования отходов для получения металлов лигатур и экономнолегированных сплавов.

Литература

1. Попель, С. И. Теория металлургических процессов / С. И. Попель, А.И. Сотников, В.Н. Вороненков. – М.: Металлургия, 1986 – 463 с.
2. Казачков, Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов / Е. А. Казачков. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.
3. Слуцкий, А. Г. Теория металлургических процессов: метод. указания к лаб. работам / А. Г. Слуцкий. – Минск: БНТУ, 2007.

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ПРИСАДОЧНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ СВАРКИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ВКС-12 (38ХС3Н4К2МФА)

Высокопрочные стали ВКС-9 и ВКС-12 наряду с требуемыми значениями прочности ($\sigma_s = 1900\text{--}2100$ МПа) сохраняют высокие характеристики надежности, малоциклового усталости, которые достигаются за счет технологии выплавки и оптимального легирования. Эффективность применения этих сталей во многом определяется возможностью изготовления из них сварных конструкций и прочностью получаемых сварных соединений.

Металл шва представляет собой сплав основного и электродного металла (присадочной проволоки). Возможность получения качественного сварного соединения с надлежащими свойствами зависит не только от состава свариваемой стали, но и от состава присадочного материала, технологии и условий сварки, толщины свариваемого металла, конструкции свариваемого объекта и др. Одним из главных факторов, определяющих технологическую прочность и эксплуатационные свойства сварных конструкций, является оптимальный химический состав шва, который достигается в среднелегированных высокопрочных сталях многокомпонентным легированием за счет состава присадочного материала, компенсирующего выгорание специальных элементов основного металла, или легированием элементами, не содержащимися в основном металле, при проведении процесса сварки, что способствует упрочнению феррита и повышению прокаливаемости.

Основными легирующими элементами в присадочных материалах для сварки низко- и среднелегированных сталей является кремний, марганец, хром и никель. Поскольку в состав стали ВКС-12 входит значительное количество никеля (4–5%), кремния (около 3%) и кобальта (2–2,5%), представляет интерес исследование влияния основных легирующих элементов, содержащихся в электродном присадочном металле 32ХГ2СНВМ, на свойства сварного шва.

полученного аргонодуговой сваркой стали (ВКС-12) 38ХСЗН4К2МФА. В качестве параметров оптимизации (характеристик свойств) были выбраны: $y_1 = V_{кр}$ (мм/мин) – стойкость против образования горячих трещин; $y_2 = \sigma_n$ (МПа) – прочность сварного шва; y_3 (КСУ) – ударная вязкость с U-образным вырезом, Дж/м²; y_4 (КСV) – ударная вязкость с V-образным вырезом, Дж/м². В качестве факторов – x_1 – компонент присадочного материала ($x_1 = -1$, Si; $x_1 = 0$, Ni; $x_1 = +1$, Co) и x_2 – их содержание (0,5; 1,0 и 1,5%).

На первом этапе исследований осуществлен выбор оптимального состава присадочного материала с целью повышения указанных характеристик. Углерод и все основные легирующие элементы отрицательно влияют на свариваемость. Однако активное ухудшение свариваемости сталей связано с предельным определенным и различным по количеству содержанием в них того или иного легирующего элемента. Углерод – одна из наиболее важных примесей, определяющая прочность, вязкость, и особенно свариваемость стали. Он увеличивает склонность стали к образованию горячих и холодных трещин, повышает ее склонность к образованию неравновесных закалочных структур в зоне термического влияния (ЗТВ). Влияние марганца связано с содержанием углерода в стали – чем выше его содержание в стали, тем отрицательнее влияние марганца на свариваемость. Кремний, улучшая свойства основного металла, оказывает некоторое отрицательное влияние на свариваемость. Он упрочняет феррит и способствует неоднородности в распределении углерода. Кроме того, кремний образует устойчивые оксидные пленки, что также отрицательно влияет на свариваемость. Содержание никеля в присадочном материале от 0,1 до 2,1% благоприятно сказывается на повышении прочности металла шва при неизменных значениях ударной вязкости КСУ [1]. Введение кобальта в высокопрочные стали увеличивает прочность металла шва, поскольку кобальт уменьшает степень закрепления дислокаций атомами внедрения, повышая их подвижность. Кроме того, кобальт повышает положение точек A_{c1} и M_n , способствуя процессу самоотпуска при охлаждении после сварки и снижая склонность к образованию холодных трещин [2].

Для проведения эксперимента с целью разработки математических моделей процесса был выбран двухфакторный план 3×3 [3],

где 3 – три уровня первого фактора (Si, Ni, Co) и три уровня их содержания (0,5; 1,0 и 1,5%). Ошибку воспроизводимости опытов определяли как 5% от среднего значения параметра оптимизации. Во избежание влияния систематических ошибок и источников неоднородностей опытов проводили в случайном порядке. Матрица плана в результате испытаний приведена в табл. 1.

Таблица 1 – Матрица плана 3×3 и результаты испытаний

№	x_1	x_2	x_1 x_2	x_1^2	x_2^2	$y_1 = V_{кр}$	$y_2 = \sigma_n$	$y_3 = KCU$	$y_4 = KCV$
1	-	-	+	+	+	3,68	1873	680	320
2	-	0	0	+	0	3,00	1880	480	315
3	-	+	-	+	+	2,50	1870	280	240
4	0	-	0	0	+	3,92	1710	800	400
5	0	0	0	0	0	3,70	1800	720	400
6	0	+	0	0	+	3,46	1872	674	340
7	+	-	-	+	+	3,27	1886	600	286
8	+	0	0	+	0	4,00	1880	590	286
9	+	+	+	+	+	5,00	1875	540	257

В этой таблице x_1 и x_2 – кодированные уровни факторов (-1; 0; +1), (для удобства единицы опущены); (1Y), (2Y), (12Y) и т.д. – алгебраические суммы по каждому столбцу, определяемые как сумма произведений столбца $0Y_j$ (j – номер показателя, т.е. $j = 1, 2, 3, 4$) на столбец соответствующего фактора. Например, для $y_1 = V_{кр}$ ($0Y_j$) = 3,68 + 3,00 + 2,50 + 3,92 + 3,70 + 3,46 + 3,27 + 4,00 + 5,00 = 32,53; ($1Y$)₁ = -3,68 - 3,00 - 2,50 + 3,27 + 4,00 + 5,00 = 3,09 и т. д. Так делаем по каждому параметру оптимизации.

На следующем этапе рассчитываем коэффициенты уравнений по формулам:

$$b_0 = A_0(0Y) - A_{01}(0Y) - A_{02}(0Y); \quad (1)$$

$$b_1 = A_1(1Y); b_2 = A_2(2Y); b_{12} = A_{12}(12Y); \quad (2)$$

$$b_{11} = A_{11}(11Y) - A_{01}(0Y); b_{22} = A_{22}(22Y) - A_{02}(0Y). \quad (3)$$

Значения коэффициентов $A_0, A_{01}, A_{02}, \dots, A_{11}, A_{22}$, берем из таблиц [3]. Для плана 3×3 эти коэффициенты соответственно будут равны: $A_0 = 0,55556$; $A_{01} = A_{02} = 0,33333$; $A_1 = A_2 = 0,16667$; $A_{12} = 0,25$; $A_{11} = A_{22} = 0,50$. Например, для $y_1 = V_{кр}$:

$$b_0 = 0,55556 \times 32,53 - 0,33333(21,45 + 21,83) = 3,64;$$

$$b_1 = 0,16667 \times 3,09 = 0,52;$$

$$b_2 = 0,16667 \times 0,09 = 0,015; \quad b_{12} = 0,25 \times 2,92 = 0,73;$$

$$b_{11} = 0,5 \times 21,45 - 0,33333 \times 32,53 = -0,12; \quad b_{22} = 0,5 \times 21,83 -$$

$$- 0,33333 \times 32,53 = 0,75.$$

Для проверки статистической значимости коэффициентов нужно рассчитать среднюю квадратическую ошибку этих коэффициентов по формулам:

$$S_{b_0} = \sqrt{A_0} \cdot S_y; \quad (4)$$

$$S_{b_i} = \sqrt{A_i} \cdot S_y; \quad (5)$$

$$S_{b_{ij}} = \sqrt{A_{ij}} \cdot S_y; \quad (6)$$

$$S_{b_{ii}} = \sqrt{A_{ii}} \cdot S_y. \quad (7)$$

Например, для $y_1 = V_{кр}$ $S_{b_0} = \sqrt{0,55556} \cdot 0,18 = 0,134$;
 $S_{b_1} = S_{b_2} = \sqrt{0,16667} \cdot 0,12 = 0,07344$; $S_{b_{12}} = \sqrt{0,25} \cdot 0,18 = 0,09$;
 $S_{b_{11}} = S_{b_{22}} = \sqrt{0,50} \cdot 0,13 = 0,127$.

Затем определяем доверительный интервал Δb_i , для всех коэффициентов по формулам:

$$\Delta b_0 = \pm t \cdot S_{b_0}; \quad (8)$$

$$\Delta b_1 = \pm t \cdot S_{b_1}; \quad (9)$$

$$\Delta b_{12} = \pm t \cdot S_{b_{12}}; \quad (10)$$

$$\Delta b_{11} = \Delta b_{22} = \pm t \cdot S_{b_{ii}}. \quad (11)$$

Для $y_1 = V_{\text{кр}} \Delta b_0 = 2,262 \times 0,134 = 0,303$; $\Delta b_1 = \Delta b_2 = 2,262 \times 0,07344 = 0,166$; $\Delta b_{12} = 2,262 \times 0,09 = 0,204$; $\Delta b_{11} = \Delta b_{22} = 2,262 \times 0,127 = 0,287$.

Значение критерия Стьюдента t берется из таблицы [4] при заданном уровне доверия α и степенях свободы f (в данном случае $f = 9$). Таким образом, коэффициенты b_2 , b_{11} и b_{22} оказались незначимыми, т.к. их абсолютные значения меньше соответствующих $\Delta b_2, \Delta b_{11}$.

Заключительным этапом расчетов является проверка адекватности полученных уравнений:

$$y_1 = V_{\text{кр}} = 3,64 + 0,52x_1 + 0,73x_1x_2; \quad (12)$$

$$y_2 = \sigma_n = 1798; \quad (13)$$

$$y_3 = \text{KCU} = 732 + 48x_1 - 97x_2 + 85x_1x_2 - 203x_1^2; \quad (14)$$

$$y_4 = \text{KCV} = 398 - 28x_2 - 96x_1^2 - 87x_2^2. \quad (15)$$

Для этого находим расчетные значения y_1, y_2, y_3, y_4 . Подставляя в каждой строке кодированные уровни факторов, находим разности между расчетными значениями \hat{Y}_i и экспериментальными ($\Delta y = y_u - y_s$), возводим эту разность в квадрат (Δy_u^2) и суммируем их, т.е. $\sum_{u=1}^N \Delta y_u$, где u – номер строки плана, N – число опытов.

Определяем так называемую дисперсию адекватности $S_{\text{ад}}^2$ по формуле

$$S_{\text{ад}}^2 = \frac{\sum_{u=1}^N \Delta y_u^2}{N - m}, \quad (16)$$

где m – число значимых коэффициентов уровня, включая b_0 .

Адекватность модели может быть проверена по критерию Фишера F по формуле:

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_y^2},$$

где $S_{ад}^2$ – дисперсия параметра оптимизации ($S_{ад}^2 = S_3^2$).

Если $F_p < F_{кр}$ (табличного) при заданном α и числе степеней свободы $f_1 = N - m$ (для числителя) и $f_2 = N - 1$ (для знаменателя). Табличные значения $F_{кр}$ берутся из таблиц [4].

Например, для $y_3 = KCU = 732 + 48x_1 - 97x_2 + 85x_1x_2 - 203x_1^2$:

	y_3	Δy_u	Δy_u^2	
1	$y_3 = 732 - 48 + 97 + 85 - 203 = 663$	680	-17	289
2	$y_3 = 732 - 4800 - 203 = 481$	480	1	1
3	$y_3 = 732 - 48 - 97 - 85 - 203 = 299$	280	19	361
4	$y_3 = 7320 + 9700 = 829$	800	29	841
5	$y_3 = 7320000 = 732$	720	12	144
6	$y_3 = 7320 - 9700 = 635$	674	-39	1521
7	$y_3 = 732 + 48 + 97 - 85 - 203 = 589$	600	-11	121
8	$y_3 = 732 + 4800 - 203 = 577$	590	-13	169
9	$y_3 = 732 + 48 - 97 + 85 - 203 = 540$	540	25	625

$$\sum_{i=1}^9 \Delta y_u^2 = 4072$$

$$S_{ад}^2 = \frac{4072}{9-5} = 1018; \quad F_p = \frac{1018}{30^2} = 1,13 < F_{кр} = 3,8$$

(при $\alpha = 0,05$; $f_1 = 4$, $f_2 = 8$), т. е. модель адекватна. Все остальные модели (12), (13), (15) также адекватны, т. к. для (12): $F_p = 1,2 < F_{кр} = 3,44$; для (13): $F_p = 0,745 < F_{кр} = 1$; для (15): $F_p = 0,91 < F_{кр} = 1$.

Заключительным этапом является интерпретация полученных адекватных моделей. Например, анализ уравнения (12) показывает, что наибольшее влияние на $V_{кр}$ оказывает вид присадки (x_1), влияние присадки (x_2) проявляется только во взаимодействии x_1x_2 , мак-

симальная величина $V_{кр} = 5,0$ мм/мин будет при $x_1 = +1$ и $x_2 = +1$, т. е. при использовании в качестве присадки кобальта, содержание которого должно быть равно 1,5%.

Вторая часть работы посвящена исследованию влияния присадок Si, Ni, Co на свойства сварных швов с помощью двухфакторного плана второго порядка 3×3 , где 3 – три вида присадки (Si, Ni, Co) и три уровня содержания этих присадок (0,5; 1,0 и 1,5%), а также обобщенного (комплексного) параметра оптимизации D .

В результате этих исследований были получены показатели четырех свойств ($V_{кр}$, мм/мин – стойкость против образования горячих трещин; σ_b , МПа – предел прочности шва; KCU, Дж/м² – ударная вязкость с U-образным вырезом и KCV, Дж/м² – ударная вязкость с V-образным вырезом). В таблице 2 приведены условия проведения опытов и результаты испытаний.

В этой таблице x_1 и x_2 – кодированные уровни факторов (виды присадок и уровни содержания этих присадок); D – обобщенный показатель, который был определен позже, после получения данных о $V_{кр}$, σ_b , KCU, KCV; N – число опытов. Первый фактор (x_1) кодировался так: $x_1 = -1$, присадки Si по трем уровням 0,5; 1,0 и 1,5% соответственно; $x_1 = 0$, присадки Ni; $x_1 = +1$, присадки Co.

Второй фактор (x_2 – кодирование уровней содержания присадок) проводили по формуле:

$$x_i = \frac{\bar{x}_i - 0,5(\bar{x}_{i\max} + \bar{x}_{i\min})}{0,5(\bar{x}_{i\max} - \bar{x}_{i\min})}$$

где x_2 – кодированный уровень; x_i , $\bar{x}_{i\max}$ и $\bar{x}_{i\min}$ – натуральные значения текущего, максимального и минимального уровней i -го фактора.

Ввиду некоторой противоречивости полученных данных (например, в опыте № 9 при $x_1 = +1$ (Co) и $x_2 = +1$ (1,5%) высокое значение $V_{кр} = 5$, $\sigma_b = 1875$, но сравнительно низкие значения KCU и KCV, по сравнению с другими присадками, или в опыте № 3 при $x_1 = -1$ (Si) и $x_2 = +1$ (1,5%) получили числовое несоответствие. Значение σ ,

после присадки $x_2 = 0$ (1%) возросло, а затем после $x_2 = +1$ (1,5 %) уменьшилось, и стало ниже значения при $x_2 = -1$ (0,5%), при этом остальные параметры последовательно уменьшаются), было принято решение рассчитать обобщенный (комплексный) параметр оптимизации D [3]. Этот показатель рассчитывается по формуле:

$$D = \sqrt[n]{d_1 \cdot d_2 \cdot \dots \cdot d_n}, \quad (17)$$

где d_1, d_2, \dots, d_n – частные функции желательности для i -го показателя ($i=1, 2, \dots, n$), определяемых, в свою очередь, по формуле:

$$d_i = e^{-e^{-y'_i}} = \exp[-\exp(-y'_i)], \quad (18)$$

где y'_i – кодированное значение i -го показателя, e – основание натурального логарифма. Для нахождения значений y'_i , d_i и D_n (n – номер строки матрицы) строим шкалу желательности для частных показателей.

Таблица 2 – Матрица плана 3×3 и результаты эксперимента

N	x_1	x_2	x_1x_2	x_1^2	x_2^2	$y_1=V_{кр}$	$y_2=\sigma_a$	$y_3=KCU$	$y_4=KCV$	D
1	-	-	+	+	+	3,68	1873	680	320	0,686
2	-	0	0	+	0	3,00	1880	480	315	0,496
3	-	+	-	+	+	2,50	1870	280	240	0,220
4	0	-	0	0	+	3,92	1710	800	400	0,594
5	0	0	0	0	0	3,70	1800	720	400	0,714
6	0	+	0	0	+	3,46	1872	674	340	0,529
7	+	-	-	+	+	3,27	1886	600	286	0,531
8	+	0	0	+	0	4,00	1880	590	286	0,643
9	+	+	+	+	+	5,00	1875	540	257	0,614

Таблица 3 – Шкала желательности

d_i	y'_i	$y_1 = V_{кр}$	$y_2 = \sigma_n$	$y_3 = KCU$	$y_4 = KCV$
1,00–0,80	3,00	5,00	1900	800	400
0,80–0,63	1,50	4,50	1850	670	360
0,63–0,37	0,85	4,00	1800	540	320
0,37–0,20	0,00	3,50	1750	410	280
0,20–0,00	–0,5	3,00	1700	280	240

$d_i = (1,00–0,80)$ соответствует очень хорошему результату; $d_i = (0,80–0,63)$ соответствует хорошему результату; $d_i = (0,63–0,37)$ – удовлетворительному; $d_i = (0,37–0,20)$ – плохому и $d_i = (0,20–0,00)$ – очень плохому результату.

Вносим в шкалу желаемые уровни показателей. Например, для $V_{кр}$ это 5,0; 4,5; 4,0; 3,5 и 3,0. Так как конкретные значения показателей таблицы 2 лишь частично совпадают со значениями таблицы 3, нужно для данных таблицы 2 определить y'_i и d_i . Для этого строим график функции желательности, где по оси ординат откладываем значения d_i , а по оси абсцисс – y'_i (рис. 1). Кривую строим, пользуясь шкалой желательности. При $y'_i = -0,5$, $d_i = 0,2$; при $y'_i = 0,0$, $d_i = 0,37$; при $y'_i = 0,85$, $d_i = 0,63$; при $y'_i = 1,5$, $d_i = 0,8$; при $y'_i = 3,0$, $d_i \approx 1,0$ (точнее 0,951). Затем проводим четыре прямые параллельно оси Oy' и на них наносим данные таблицы 2. Пользуясь этим графиком, находим значения y'_i для данных таблицы 2.

Например, для $y_1 = V_{кр} = 3,68$, $y'_i = 0,306$, т. к. 3,68 лежит на отрезке 3,5–4,0, составляя пропорцию, получим

$$\left| \begin{array}{l} 0,85 - 0,50 \\ y' - 0,18 \end{array} \right| \text{ откуда } y'_i = (0,85 \cdot 0,18) / 0,50 = 0,306.$$

Найдя таким образом значения y'_i для всех данных таблицы 1, по формуле (17) определим величину d_i , а по формуле (1) – величину D . Результаты этих расчетов приведены в таблице 4.

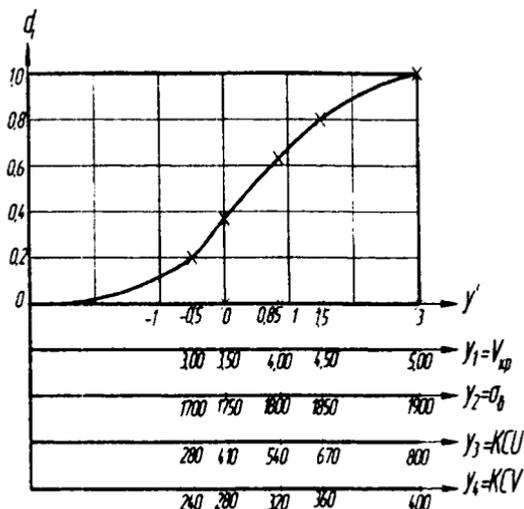


Рисунок 1 – График функции желательности

Значение D также вносим в таблице 2. Из таблиц 2 и 4 видно, что наибольшее значение $D = 0,714$ получено в опыте $N 5$, т. е. при $x_1 = 0$ (Ni) $x_2 = 0$ (1,0%). Действительно, в этом случае $y_1 = V_{кр} = 3,7$ мм/мин, $y_2 = \sigma_b = 1800$ МПа, $y_3 = KCU = 720$ Дж/м², $y_4 = KCV = 400$ Дж/м² (хороший результат).

В опыте $N 1$ $D = 0,686$ (также хороший результат) $x_1 = -1$ (Si) $x_2 = -1$ (0,5%). $y_1 = V_{кр} = 3,68$ мм/мин, $y_2 = \sigma_b = 1873$ МПа, $y_3 = KCU = 680$ Дж/м², $y_4 = KCV = 320$ Дж/м².

В опыте № 8 $D = 0,643$ $x_1 = +1$ (Co) $x_2 = 0$ (1,0%), $y_1 = V_{кр} = 4$ мм/мин, $y_2 = \sigma_b = 1880$ МПа, $y_3 = KCU = 590$ Дж/м², $y_4 = KCV = 280$ Дж/м².

Пользуясь таблицей 2., можно найти уравнение регрессии для D :

$$y_D = D = 0,672 + 0,064 x_1 - 0,075 x_2 + 0,137 x_1 x_2 - 0,081 x_1^2 - 0,089 x_2^2. \quad (19)$$

Максимальное расчетное значение $y_D = 0,672$ будет при $x_1 = 0$ и $x_2 = 0$, т. е. по условиям опыта *N* 5. Преимуществом показателя *D* перед другими является то, что он не «пропустит» слабое значение одного (или нескольких) частных показателей y_i . Подставляя в уравнение (19) кодированные уровни x_1 , получим уравнения для каждой присадки:

при $x_1 = -1$ (Si)

$$y_D = 0,527 - 0,212 x_2 - 0,089 x_2^2, \quad (20)$$

с точкой перегиба $x_{2e} = -\frac{0,212}{2 \cdot 0,089} = -1,19$ (0,4% Si), где

$$y_D = 0,653;$$

при $x_1 = 0$ (Ni)

$$y_D = 0,672 - 0,075 x_2 - 0,089 x_2^2, \quad (21)$$

с точкой перегиба $x_{2e} = -\frac{0,075}{2 \cdot 0,089} = -0,42$ (0,79% Ni), где

$$y_D = 0,688;$$

при $x_1 = +1$ (Co)

$$y_D = 0,655 + 0,062 x_2 - 0,089 x_2^2, \quad (22)$$

с точкой перегиба $x_{2e} = -\frac{0,062}{2 \cdot 0,089} = 0,348$ (0,67% Co), где

$$y_D = 0,666.$$

Таблица 4 – Значения y_i , y'_i , d_i , D_n

N	y_1	y'_1	d_1	y_2	y'_2	d_2	y_3	y'_3	d_3	y_4	y'_4	d_4	D
1	3,68	0,306	0,479	1873	2,19	0,894	680	1,615	0,820	320	0,850	0,630	0,686
2	3,00	-0,50	0,200	1880	2,40	0,913	480	0,458	0,531	315	0,744	0,622	0,496
3	2,50	-1,00	0,066	1870	2,10	0,885	280	-0,50	0,200	240	-0,50	0,200	0,220
4	3,92	0,714	0,613	1710	-0,4	0,225	800	3,00	0,951	400	3,00	0,951	0,594
5	3,70	0,34	0,491	1800	0,85	0,630	720	2,077	0,882	400	3,00	0,951	0,714
6	3,46	-0,04	0,353	1872	2,16	0,891	674	1,546	0,808	340	1,175	0,309	0,529
7	3,27	-0,23	0,284	1886	2,58	0,927	600	1,15	0,729	286	0,128	0,415	0,531
8	4,00	0,85	0,630	1880	2,40	0,913	590	1,10	0,717	286	0,128	0,415	0,643
9	5,00	3,00	0,951	1875	2,25	0,900	540	0,85	0,630	257	-0,288	0,264	0,614

Таким образом, присадки Ni (0,79%) обеспечивают более высокий уровень комплексных свойств шва по сравнению с Si и Co.

Литература

1. **Присадочный материал для сварки высокопрочных конструкционных легированных сталей** / Л. Л. Старова, В. Г. Ковальчук, М. Т. Борисов [и др.] // Сварочное производство. – 2005. – № 9 (850). – С. 3–6.
2. **Мусяиченко, В. Ф.** Влияние кобальта на структуру и свойства высокопрочного металла шва / В. Ф. Мусяиченко, Л. И. Миходуй, В. Г. Васильев // Автоматическая сварка. – 1984. – № 7. – С. 45–48.
3. **Адлер, Ю. П.** Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Е. В. Маркова, Ю. В. Грановский. – М.: Статистика, 1976. – 279 с.
4. **Вознесенский, В. А.** Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В. А. Вознесенский. – М.: Статистика, 1974. – 192 с.

УДК 621.746

И.В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук,
А.В. АРАБЕЙ,
С.В. КИСЕЛЕВ,
П.С. ГУРЧЕНКО, д-р техн. наук (БНТУ)

ИДЕНТИФИКАЦИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗНАЧЕНИЙ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ В СИСТЕМАХ ТЕРМИЧЕСКОГО ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗА

Термический анализ расплавов является высокочувствительным методом измерения теплофизических характеристик вещества и широко используется как в научных целях, так и для решения практических задач. В научных целях этот метод применяется при

изучении и количественном измерении теплофизических, термодинамических характеристик исследуемых материалов, в том числе металлов и сплавов. Широкое распространение, в частности, получили методы дифференциального термического анализа (ДТА), дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термогравиметрического анализа (ТГА). В то же время эти методы и их аппаратная реализация, несмотря на то, что они характеризуются достаточно высокой точностью и широким диапазоном температур измерения, неприменимы для использования в системах экспресс-анализа литейных сплавов в производственных условиях.

На практике литые изделия затвердевают в неравновесных условиях, имеют массу и размеры, несопоставимые с образцами, используемыми в стандартной аппаратуре для физико-химического анализа материалов. В связи с этим для изучения процессов кристаллизации промышленных сплавов получил применение метод термического анализа (ТА) охлаждающейся пробы расплава. На практике метод ТА охлаждающейся пробы расплава используется для оценки эффективности модифицирующей и/или рафинирующей обработки расплавов, экспресс-анализа химического состава, прогнозирования структуры и свойств сплавов [1-3].

Термический анализ охлаждающейся пробы расплава включает процедуру регистрации значений температуры образца как функции от времени. Результатом измерений является температурно-временная зависимость – термограмма, обработка которой позволяет определить температурно-временные параметры фазовых переходов. Если при охлаждении исследуемого сплава в нем происходили фазовые превращения, то по полученной термограмме можно рассчитать их параметры: температуры и моменты времени фазовых превращений.

Внедрение современной микропроцессорной техники в измерительные системы открыли качественно новые возможности практической реализации и широкого использования метода термического анализа в системах экспресс-анализа литейных сплавов.

Применение современных микропроцессорных средств позволяет создать малогабаритные переносные устройства для экспресс-анализа литейных сплавов нового поколения с высокой разрешающей способностью, легко адаптируемые к конкретным условиям производства. Универсальность и гибкость программируемых мик-

ропроцессорных устройств, использование цифровых методов измерения и обработки температурно-временных параметров термограмм позволяют не только сократить время обработки данных и обеспечить объективность определения значений контролируемых параметров, но также автоматизировать процессы измерения, идентификации и определения температурно-временных параметров фазовых превращений в литейных сплавах.

Для проведения термического анализа процесса кристаллизации литейных сплавов в диапазоне температур от 0 до 1600 °С была разработана и изготовлена портативная универсальная микропроцессорная система экспресс-анализа с децисекундным разрешением по времени на базе микроконвертора серии ADuC834/6, обеспечивающего функции сбора, хранения и обработки данных: контроль температуры и времени, формирование, хранение и вывод на внешние устройства термограмм, обработка термограмм, идентификация и определение температурно-временных параметров фазовых переходов, вывод результатов анализа на встроенный индикатор (рис.1).

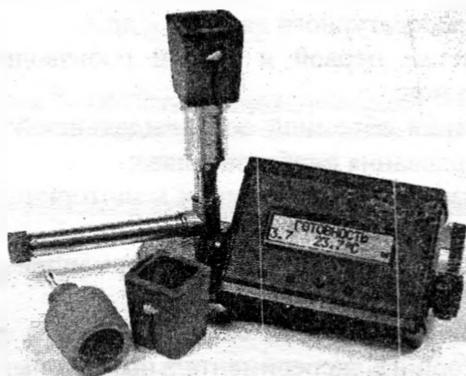


Рисунок 1 – Внешний вид портативной микропроцессорной системы термического экспресс-анализа литейных сплавов

Конструктивно микропроцессорная система термического экспресс-анализа сплавов состоит из измерительного блока, специального штатива и измерительной ячейки. Для обработки термограмм с использованием персональных компьютеров, визуализации результатов термического анализа и подготовки отчетной документации требуется организация передачи данных из измерительного прибора в компьютер. Передача данных из измерительного блока в персональный компьютер производится с помощью COM и USB-портов.

Для проведения термического анализа был разработан специальный штатив, в который устанавливаются стандартные измерительные ячейки для отбора проб типа Quik-Cup компании «Heraeus Electro-Nite» (холдинг «Heraeus Group», Германия) и измерительных датчиков типа ДСУ-99 производства ООО «Теплоприбор Экспресс-Анализ» (г. Челябинск, Российская федерация), широко применяемых и зарекомендовавших себя в системах контроля качества при производстве литых изделий и полуфабрикатов из промышленных сплавов.

Алгоритм проведения обработки термограмм и мониторинга экспериментальных данных включает следующие операции:

- 1) установка начальных параметров системы (температурной шкалы, типа температурного датчика и др.);
- 2) вычисление первой и второй производной термограммы. Фильтрация шумов;
- 3) вычисление объемной доли выделившейся твердой фазы в процессе затвердевания пробы расплава;
- 4) визуализация термограммы и мониторинг результатов обработки экспериментальных данных;
- 5) формирование документов с информацией о ходе проведения эксперимента.

Обобщенная структурная схема алгоритма обработки термограмм и мониторинга экспериментальных данных представлена на рисунке 2.

Процесс идентификации и определение температурно-временных параметров фазовых переходов в работе реализован на основе вычислительных процедур, включающих численное дифференцирование термограммы $T(t)$ и определение критических точек, соответствующих характерным тепловым эффектам фазовых переходов в сплавах (рис.3).

Как известно, при решении задач моделирования и анализа процесса затвердевания литейного сплава наиболее важным является учет выделения скрытой теплоты в интервале кристаллизации и температур фазовых переходов сплавов.

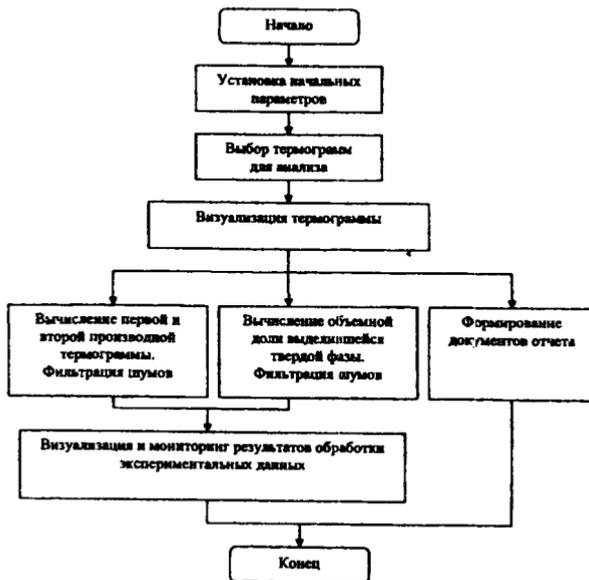


Рисунок 2 – Обобщенная структурная схема алгоритма обработки термограмм и мониторинга данных термического экспресс-анализа

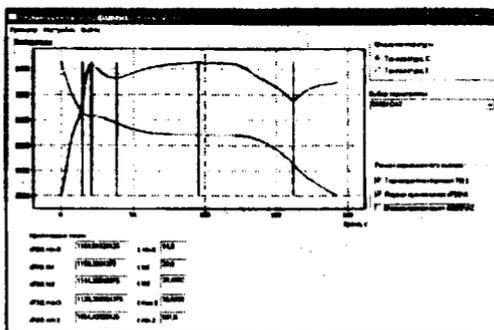


Рисунок 3 – Термограмма и ее первая производная для железоуглеродистого сплава

Проведенные исследования сплавов различных систем, включая дзэвтектические, эвтектические и заэвтектические Al-Si и Fe-C сплавы, выявили наличие определенных проблем автоматической идентификации критической точки, соответствующей началу кристаллизации пробы расплава (температуры ликвидуса). Необходимо отметить, что температура ликвидуса реального сплава, затвердевающего в неравновесных условиях при проведении термического экспресс-анализа, может быть отличной от равновесных значений. Как отмечалось в работе [4], существенное влияние на температурно-временные параметры фазовых превращений оказывают факторы металлургической наследственности и температурной предыстории подготовки расплава.

В ряде работ, посвященных проблемам определения температуры ликвидуса (например, в [5]), отмечается возможность идентификации начала фазового перехода при кристаллизации из расплава на основе значений второй производной от дискретизированной кривой охлаждения (термограммы). Однако при этом указывается, что такой метод дает хорошую сходимость результатов только при отсутствии шумов в результатах измерений исследуемой кривой охлаждения, что достижимо, как правило, только в лабораторных условиях. При проведении анализа в условиях цеха результаты измерений пробы расплава неизбежно содержат шумы, обусловленные множеством различных влияющих факторов: конструкцией тигля (теплопроводность, шероховатость внутренних стенок, материал); общей термической массой материалов, контактирующих с расплавом; конвекционными потоками в тигле (обусловленным температурой расплава, его химическим составом и внешними воздействующими факторами, такими как потоки воздуха в цеху); удаленностью от источника теплового излучения (например, от ванны с электролитом); сильными магнитными полями; качеством и количеством взятой пробы; стабильностью положения тигля с пробой в пространстве [5].

На рисунке 4 представлена термограмма и ее производная второго порядка для железоуглеродистого сплава, полученная авторами настоящей работы при проведении термического экспресс-анализа в условиях цеха ковкого чугуна завода РУП «МАЗ».

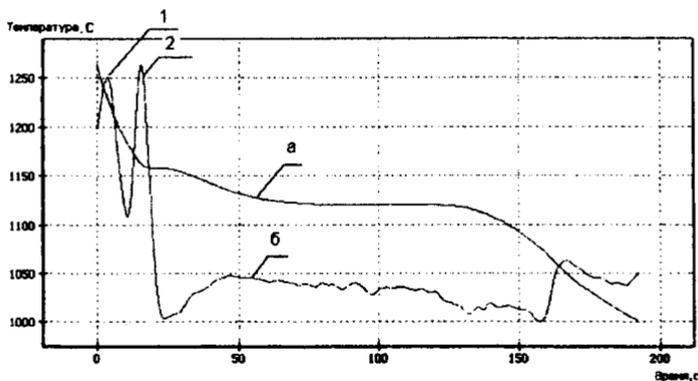


Рисунок 4 – Термограмма (а) и ее производная второго порядка (б) для железоуглеродистого сплава, полученная при проведении термического экспресс-анализа в условиях цеха ковкого чугуна завода МАЗ

Как видно из представленных на рисунке 4 данных, вторая производная на участке, соответствующем жидкофазному состоянию сплава и началу выделения первичных фаз, характеризуется наличием не одного, а двух максимумов. При этом максимум, соответствующий жидкофазному состоянию сплава (1), связан с шумовыми эффектами. Следующий за ним пик (2) на кривой второй производной соответствует максимальной скорости изменения темпа тепловыделения при образовании первичных кристаллов из жидкой фазы, т.е. температуре начала кристаллизации.

Проведенные испытания показали, что использование информационно-измерительного блока в условиях литейного цеха, оснащенного индукционными печами, может приводить к появлению на термограммах кристаллизации соответствующих «помех» в виде скачка температуры. Обработка такой термограммы, содержащей фрагменты появления скачков температуры, может приводить к выявлению «ложных» критических точек, которые, в свою очередь, будут приводить к определению ложного фазового превращения и, соответственно, к искажению результатов экспресс-анализа. На рисунке 5 приведен пример такой термограммы с температурным скачком.

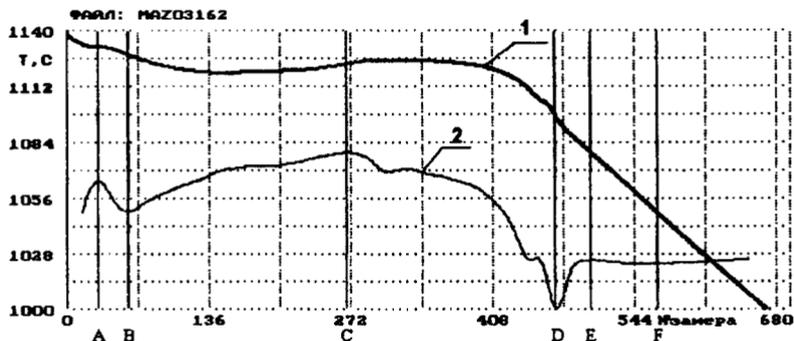


Рисунок 5 – Пример термограммы кристаллизации высокопрочного чугуна со скачком температуры

На рисунке 5, кроме термограммы (кривая 1) и ее первой производной (кривая 2), показаны вертикальные линии, маркированные буквами латинского алфавита (A-F). Эти линии в результате обработки термограммы кристаллизации определены информационно-измерительным блоком как температурно-временные параметры фазового превращения. Линии A и B соответствуют моменту интенсивного протекания (линия A) и моменту завершения (линия B) первичной кристаллизации. Линии C и F соответствуют моментам интенсивного протекания и завершения эвтектической кристаллизации. Однако появление скачка температуры в районе линии D приводит к определению ложных линий D и E и, соответственно, к ошибке в определении стадии эвтектического превращения.

Анализ причин возникновения такого рода скачков температуры показал, что они появляются в момент включения/выключения индукционной печи в результате мощных импульсных наводок в одном или нескольких из ниже перечисленных компонентов плавильного агрегата: силовой шкаф, генератор, проводка, индуктор. Изменяя место расположения информационно-измерительного блока и измерительной ячейки, в отдельных случаях удастся несколько уменьшить эти наводки, но полностью их исключить невозможно.

В связи с этим в работе был выполнен анализ путей оптимизации функциональной схемы и конструкции информационно-измерительного блока с целью подавления помех, вызывающих скачки температуры на термограмме кристаллизации сплава. Реали-

зация поставленной задачи была достигнута путем разработки и аппаратной реализации специального фильтра нижних частот (ФНЧ), предназначенного для подавления внешних шумов, которые формируются во внешних цепях датчика температуры вследствие наводок от внешнего электромагнитного излучения. Было установлено, что с помощью ФНЧ эффективно подавляются внешние наведенные помехи как синфазные, так и однополярные.

Подавление шумов, поступающих в аналоговые устройства по линиям питания, было реализовано с помощью установки фильтров развязки на линиях питания и блокирующих конденсаторов непосредственно у входов питания как аналоговых, так и цифровых устройств. Снижение уровня шумов, поступающих путем наводок, также достигается оптимальным расположением аналоговых устройств относительно цифровых и локальным экранированием всех компонентов измерительной схемы (процессорной платы).

Проведенные лабораторные и производственные испытания на РУП «МАЗ» показали, что разработанная электрическая схема и конструкция портативной микропроцессорной системы термического экспресс-анализа литейных сплавов при полном контроле параметров шума и дрейфа каждого компонента позволила эффективно минимизировать погрешность в измерениях аналоговых сигналов. При этом время автономной эксплуатации системы в режиме непрерывной работы без подзарядки гарантированно обеспечивается не менее 24 ч. Разработанный опытный образец микропроцессорной системы для термического экспресс-анализа литейных сплавов является универсальным цифровым запоминающим устройством, который обеспечивает возможность комплексного использования в качестве:

- цифрового прецизионного термометра при измерении высоких температур в агрессивных средах;

- для регистрации фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах при изменении их агрегатного состояния;

- для экспрессного контроля качества промышленных сплавов при производстве литых изделий.

Литература

1. Arabey, A. The automated system for the foundry process control / A. Arabey, P. Lushchik, I. Rafalski, // International doctoral L seminar. Proc. Trnava: AlumniPress, 2007. – P.P. 7–13.

2. Киселев, С. В. Универсальное устройство для термоанализа сплавов / С. В. Киселев, Г. В. Довнар // Литейное производство. – 2004. – №3. – С. 27.

3. Бялик, О. М. Определение качества металла термическим анализом / О. М. Бялик, А. А. Смольский, Д. В. Иванчук // Литейное производство. – 1981. – №5. – С. 2–3.

4. Компьютерный анализ фазовых переходов и интервала кристаллизации заэвтектических силуминов с учетом влияния температурной обработки расплава / И. В. Рафальский [и др.] // Металлургия: сб. науч. тр. – 2008. – Вып. № 31. – С. 169–179.

5. Перепелкин, С. С. Измерение температуры ликвидуса с использованием Вейвлет-преобразования: автореф. дис. ... канд. техн. наук / С. С. Перепелкин. – СПб.: Госуд. электротехнич. универ-т ЛЭТИ им. В.И. Ульянова (Ленина), 2006. – 16 с.

УДК 621.74

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

Г.П. ГОРЕЦКИЙ, канд. техн. наук (ФТИ НАН Беларуси)

РАЗРАБОТКА СОСТАВА ЖАРСТОЙКОЙ СТАЛИ ДЛЯ ПОДДОНОВ ТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ

В настоящее время для термической обработки деталей в нагревательных печах используют поддоны и другую оснастку из жаростойкой стали 35X18H24C2Л (ГОСТ 977–88), а также из жаростойкой стали 35X18H11CЛ (ТУ 23.118.294–88). В частности, на РУП «МТЗ» для собственного потребления используют литые поддоны из стали с 24% никеля, жаростойкость ее обусловлена высоким содержанием в ней никеля и хрома. В то же время при длительной эксплуатации эта сталь охрупчивается,

что приводит к выходу оснастки из строя из-за образования трещин. Стойкость оснастки при этом не превышает 3,0-3,5 месяцев.

В исходном литом состоянии жаростойкие стали имеют однофазную аустенитную структуру с небольшим выделением карбидов хрома и имеют высокие пластические свойства. В процессе длительной эксплуатации при температуре 500 – 1000 °С из γ -твердого раствора в большом количестве выделяются карбиды хрома и твердая хрупкая α -фаза (Fe-Cr), резко снижаются пластические свойства, сталь охрупчивается. Детали (поддоны) из-за термических напряжений в процессе «нагрев–охлаждение», растрескиваются и выходят из строя.

Кроме того, анализ существующих диаграмм состояния системы Fe –Cr –Ni –C показывает, что концентрация никеля этих сталей неоправданно завышена, что следует из видоизмененной диаграммы Маулера, и содержание его можно снизить без потери эксплуатационной стойкости.

Для этого необходимо оптимизировать химический состав стали, а главное предусмотреть промежуточную термическую обработку, чтобы повысить пластичность стали.

Температуру закалки можно приблизительно определить из псевдобинарных диаграмм системы Fe –Cr –Ni –C.

Для решения этой задачи необходимо выбрать серию сплавов различного химического состава и исследовать кинетику структурных превращений, с тем чтобы определить их химический состав с меньшим выделением охрупчивающих фаз, а также разработать режимы промежуточной термической обработки, способной увеличить пластичность жаростойких сталей и, соответственно, их эксплуатационную стойкость.

При выборе химического состава экспериментальных сплавов исходили из следующих соображений. Оснастка (поддоны) термических печей в первую очередь должна быть жаростойкой, в определенной степени малонагруженной жаропрочной, а также обладать высокой термостойкостью. На основании этого выбрали три серии аустенитных сплавов с содержанием 11, 15 и 24 % Ni и 18% Cr при варьировании содержания углерода в пределах 0,25-0,45%. Кроме того, в некоторые исследуемые сплавы вводили титан и ванадий. Содержание хрома составляло 18%. Этого количества хрома.

если учесть, что в жаростойкие аустенитные стали вводятся до 2% кремния, весьма достаточно для создания жаростойкости до температуры 1000°C. Наряду с этим, в никельсодержащих сталях хром до 18% является аустенизатором, а при большем содержании – ферритизатором. Поэтому следует ограничить содержание хрома в данных экспериментальных сталях именно на уровне 18%. Содержание никеля на уровне 11 и 24% определяется тем, что такое количество вводится в стали в соответствии с ГОСТ 977-88 и ТУ 23.118.294-88, а 15%, на наш взгляд, обеспечит требуемые эксплуатационные свойства. Титан и ванадий вводятся в стали для того, чтобы частично связать углерод в высокотемпературные карбиды с благоприятным расположением их в металлической матрице. Углерод не будет участвовать в образовании карбидов хрома, которые выделяются в основном по границам зерен и ослабляют прочностные свойства сталей. Карбид (нитрид) титана вводился в опытные стали для измельчения структуры.

Для исследования структурных превращений в экспериментальных сталях во время эксплуатационных испытаний был разработан образец-фрагмент, который по конфигурации близок к конфигурации производственных поддонов термических печей. Образец представляет собой прямоугольную рамку размером 60×120 мм из квадратного профиля сечением 15×15 мм. Посередине большой стороны рамки имеется перемычка, которая делит ее на две части. В углах рамки и в местах примыкания перемычки расположено по 6 бобышек с каждой стороны. Бобышки выполнены в виде цилиндра диаметром 15 мм и высотой 25 мм.

В процессе исследований такой образец-фрагмент загружался в термическую печь в заводских условиях вместе с производственными поддонами и испытывал аналогичные тепловые нагрузки. Через каждые 15 суток эксплуатации образцы вынимались из печи, и от каждого образца отрезалась бобышка для исследования микроструктуры и механических свойств. Образцы фрагментов изготавливали методом литья в песчано-глинистые формы. Формы изготавливали по стержневому ящику из песчано-глинистой смеси. После сушки при температуре 260-300°C два стержня скреплялись струбциной и подавались под заливку. Для изготовления литых образцов использовали индукционную вакуумную печь типа ИСВ-0,004-ПИ-М1 мощностью 52 кВт (на базе Физико-технического ин-

ститута НАН Беларуси) с продолжительностью рабочего цикла 0,5 часа и рабочей температурой 1700°C. Плавку и разливку стали проводили в атмосфере аргона, в тигле из диоксида циркония, емкостью 1 кг стали. В качестве шихтовых материалов использовали: электротехническую сталь 10895 (ГОСТ 11036-75); никель НО (ГОСТ 849-97); хром металлический Х99 (ГОСТ 5905-2004); марганец электролитический, Мр1 (ГОСТ 6008-90); кремний Кр О (ГОСТ 16100-79); алюминий технической чистоты А8 (ГОСТ 11069-2001); титан губчатый ТГ-100 (ГОСТ 17746-96).

Для определения эксплуатационной стойкости жаростойких сталей исследована группа сплавов при нагреве в безмуфельных агрегатах.

Химический состав опытных сталей представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав (в массовых процентах) и твердость (HRB) для поддонов безмуфельных агрегатов в исходном состоянии

№пл.	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Al	HRB
1-1	0,35%	2,5%	1,5%	18,5%	24%	–	–	84,7
2-1	0,35%	2,5%	1,5%	18,5%	24%	–	2,5%	79,3
3-1	0,35%	1,5%	1,0%	18%	11%	–	–	85,0
4-1	0,35%	2,0%	1,0%	18%	11%	–	2,5%	93,7
5-1	0,25%	2,5%	1,5%	20,5%	13,5%	–	–	86,4
6-1	0,25%	2,5%	1,5%	20,5%	13,5%	–	2,5%	104,3
7-1	0,3%	1,0%	0,5%	24%	12%	–	–	92,5
8-1	0,3%	1,0%	0,5%	24%	12%	–	2,5%	95
9-1	0,25%	2,5%	1,0%	25%	19%	–	–	85
10-1	0,25%	4,0%	1,0%	18%	12%	0,5%	0,5%	95

Режим испытаний при восстановительном режиме – полный процесс цементации при температуре 900-910°C, 12 ч с подсушиванием до 550°C, повторном нагреве под закалку до 850°C и закалкой в масло при 120°C.

Через каждые 15 суток отрезалось по одной бобышке, на которой исследовались структура, появление микротрещин и механические свойства (твердость). На этих же образцах-фрагментах

определялась также трещиностойкость (через каждые 15 суток). Результаты испытаний приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты эксплуатационных испытаний опытных жаростойких сталей

№ Пла ки	Твердость,						Наличие трещин				
	Время выдержки, сутки						Время выдержки, сутки				
	(номер эксперимента)						(номер эксперимента)				
	0'	15	30	45	60	75	15	30	45	60	75
(0)	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	
Термообработка – цементация											
1 –1	84,7	90,0	89,0	88,4	87,5	88,0	нет	нет	нет	нет	нет
2 –1	79,3	93,0	91,5	90,0	91,0	88,0	нет	нет	нет	нет	нет
3 –1	85,0	95,3	95,7	93,0	99,0	98,0	нет	нет	нет	нет	нет
4 –1	93,7	105,0	103,0	101,0	103,7	104,0	нет	нет	нет	трещ	трещ
5 –1	86,4	91,0	91,0	90,3	93,0	94,0	нет	нет	нет	нет	нет
6 –1	104,3	109,0	109,7	109,0	–	110,0	нет	нет	нет	трещ	трещ
7 –1	92,0	93,0	91,7	91,0	93,5	93,0	нет	нет	нет	нет	нет
8 –1	95,0	106,0	104,0	103,5	102,0	103,0	нет	нет	нет	трещ	трещ
9 –1	85,0	94,0	90,7	89,5	90,5	90,0	нет	нет	нет	нет	нет
10 –	95,0	101,0	99,3	98,0	97,7	98,0	нет	нет	нет	нет	трещ

Анализ микроструктуры этих сталей показал, что при наличии в исходном литом состоянии структуры с аустенитной основой и карбидами хрома в виде кучных колоний, она преобразуется в процессе испытаний, колонийные карбиды растворяются и выделяются по всему объему аустенита в дисперсионном виде.

Увеличение времени выдержки (испытания) до 30-60 суток незначительно изменяет структуру, что соотносится с изменением твердости. В то же время в сталях с 11% и 15% никеля после 60 суток испытания образуются трещины на микроскопическом уровне. В стали (плавка 1) они появляются даже после 45 суток.

Результаты дюрOMETрических исследований опытных жаростойких сталей, приведенные в таблице 2, показывают изменение твердости в процессе испытания (75 суток). На основании этих данных можно отметить, если и произошел процесс науглерожива-

ния, то незначительный. Результаты микроструктурного анализа показывают повышенное содержание карбидов только на поверхности деталей.

Все исследуемые стали, в том числе и с пониженным содержанием никеля, имеют удовлетворительные свойства по трещиностойкости. Низкой трещиностойкостью обладают только те жаростойкие стали, в структуре которых присутствует феррит. К ним относятся стали, в которые был введен алюминий (2,5%), чтобы создать барьер для диффузии углерода. Кроме этого, алюминий в большом количестве вводился для получения определенного количества феррита, растворение углерода в котором ограничено. Следует отметить, что теоретические предположения не оправдались, так как в сплавах с ферритом образовались трещины. Причиной тому, по всей вероятности, явилась фазовая перекристаллизация $\alpha \leftrightarrow \gamma$ во время нагрева и охлаждения.

Для эксплуатации в условиях цементации для оснастки на основе испытаний можно использовать стали, основой которых могут быть составы, указанные в таблице 2 (плавки 3-1, 5-1, 7-1 и 9-1).

При исследовании эксплуатационной стойкости опытных жаростойких сталей после двухмесячной эксплуатации образцов-фрагментов проведена их закалка по следующему режиму: температура нагрева под закалку – 1200°C; выдержка – 10 мин; охлаждение после выдержки – на воздухе.

Результаты замера твердости образцов показали, что их твердость после двухмесячной эксплуатации возросла на 8-10%, а термообработка понижает твердость до первоначального уровня. Таким образом, закалка позволяет растворить охрупчивающую фазу – карбид хрома, и тем самым увеличить срок эксплуатации.

На основе анализа результатов исследования опытных жаростойких сталей для изготовления литых поддонов термических агрегатов с восстановительной атмосферой (печи для цементации и нитроцементации), работающих в нагруженном состоянии при температуре до 1000°C в течение длительного времени, выбрана сталь аустенитного класса 40X23H17C2Л.

В условиях РУП «МТЗ» из этой стали были изготовлены поддоны № 1018Т (30шт.), которые установили в безмуфельном агрегате термического отделения МЦ-5. Эксплуатационная стойкость поддонов из разработанной стали составила 7 месяцев, т.е. в пол-

тора раза превышает стойкость поддонов из используемой заводом стали 35Х18Н24С2Л.

Таким образом, при переходе на разработанный состав стали сокращается потребность в никеле, уменьшается объем выплавки стали для поддонов, т.к. увеличивается их эксплуатационная стойкость, снижается объем выбросов в атмосферу. Суммарная экономия на одну тонну литых поддонов составляет 5,4 млн. руб.

УДК 621.771:539:519.22/25

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук,
Б.А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БНТУ),
Н.Б. КАЛЕДИНА, канд. техн. наук (БГТУ)

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ В ЗАКАЛЕННОМ СОСТОЯНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Пластическая деформация служит эффективным средством воздействия на структуру и механические свойства закаленных сталей при надлежащем выборе всех компонентов технологического процесса (марки стали, режима термической обработки, степени деформации) и может обеспечить дополнительное упрочнение материала при сохранении достаточного запаса пластичности и вязкости.

К настоящему времени опубликован ряд работ, в которых отмечено, что при малых степенях пластической деформации после закалки структура и свойства стали претерпевают значительные изменения [1, 2]. В связи с этим представляет интерес исследовать процесс упрочнения закаленных сталей после пластической деформации с большими ($\epsilon > 10\%$) степенями деформации.

В данной работе для исследования были выбраны низкоуглеродистые стали 10ХСНД (0,09% С) и 18Х2Н4ВА (0,17% С). После закалки они подвергались деформированию прокаткой до 50%. Закалку стали 10ХСНД проводили от 900 °С, а стали 18Х2Н4ВА от 850 °С в воде. Перед деформацией образцы зачищали с двух проти-

воположных сторон от окалины в соленой воде. После деформации проводили старение при 200 °С в течение 2 ч.

Для проведения эксперимента по оценке влияния марки стали (x_1) и степени деформации $\epsilon\%$ (x_2) был выбран план 2×3 , где 2 – два уровня марки стали (10ХСНД и 18Х2Н4ВА), 3 – три уровня степени деформации (0; 12,5; 25 %). В качестве параметров оптимизации (функций откликов) были выбраны: y_1 – предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа; y_2 – предел прочности σ_B , МПа; y_3 – относительное удлинение δ , % и y_4 – относительное сужение ψ , %. В качестве управляемых факторов были выбраны: x_1 – марка стали; x_2 – степень деформации $\epsilon, \%$. Ошибки воспроизводимости опытов определялись по результатам 5-ти параллельных опытов при $x_1 = -1$ (сталь 10ХСНД) и $x_2 = 0$ ($\epsilon = 12,5\%$). Они соответственно составили: $S_1 = 61$ МПа, $S_2 = 61$ МПа, $S_3 = 0,6\%$ и $S_4 = 0,97\%$. Во избежание влияния систематических ошибок опыты проводились в случайном порядке.

Матрица плана 2×3 и результаты опытов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Матрица плана 2×3

N	x_1	x_2	$x_1 x_2$	x_2^2	$y_1 = \sigma_{0,2}$	$y_2 = \sigma_B$	$y_3 = \delta$	$y_4 = \psi$
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

* x_1 и x_2 – кодированные уровни факторов ($x_1 = -1$, сталь 10ХСНД; $x_1 = +1$, сталь 18Х2Н4ВА; $x_2 = -1$, $\epsilon = 0\%$; $x_2 = 0$, $\epsilon = 12,5\%$; $x_2 = +1$, $\epsilon = 25\%$). Для удобства ± 1 опущены.

Статистическую обработку результатов эксперимента производили по методике, приведенной в работе [3]. После проверки зна-

чимости коэффициентов уравнения регрессии получили адекватные модели в виде полиномов второго порядка:

$$y_1 = \sigma_{0,2}, \text{ МПа} = 1310 + 413x_1 + 265x_2 - 135x_2^2; \quad (1)$$

$$y_2 = \sigma_B, \text{ МПа} = 1395 + 402x_1 + 208x_2 - 98x_2^2; \quad (2)$$

$$y_3 = \delta, \% = 10,5 - 1,8x_1 - 4x_2 + 1,5x_1x_2 + 2x_2^2; \quad (3)$$

$$y_4 = \psi, \% = 59 - 5,3x_2 + 2,3x_1x_2. \quad (4)$$

Из уравнений (1) и (2) видно, что наибольшее влияние на пределы текучести ($\sigma_{0,2}$) и прочности (σ_B) оказывает марка стали (x_1), степень деформации (x_2) оказывает несколько меньшее влияние.

Максимальные значения $\sigma_{0,2} = 1830$ МПа и $\sigma_B = 1910$ МПа получены при $x_1 = +1$ (сталь 18Х2Н4ВА) и $x_2 = +1$ ($\epsilon = 25\%$).

Анализ уравнений (3) и (4) показывает, что в этом случае наибольшее влияние на относительное удлинение (δ) и сужение (ψ) оказывает степень деформации ϵ (x_2), а влияние марки стали значительно меньше. С ростом степени деформации ϵ оба параметра оптимизации $y_3 = \delta, \%$ и $y_4 = \psi, \%$ уменьшаются, однако запас пластичности при $x_1 = +1$ и $x_2 = +1$ остается достаточно большим ($y_3 = \delta = 8,2\%$, $y_4 = \psi = 55\%$).

Хорошее сочетание прочности и пластичности, особенно у стали 18Х2Н4ВА ($x_1 = +1$), позволяет существенно повысить значения показателей прочности путем деформации в закаленном состоянии до уровня показателей прочности сталей с более значительным содержанием углерода, например, стали 30ХГСНА, имеющей после обычной закалки $\sigma_\epsilon = 1860$ МПа и $\sigma_{0,2} = 1750$ МПа. При этом пластические свойства низкоуглеродистой стали, деформированной в

мартенситном состоянии, не ниже ($\delta = 8\%$, $\psi = 55\%$), чем у обычно закаленной стали 30ХГСНА ($\delta = 9\%$, $\psi = 46\%$).

Пользуясь данными таблицы 1, запишем

$$r_{i,j} = \frac{\sum_1^N (y_i - \bar{y}_i)(y_j - \bar{y}_j)}{\sqrt{\sum_1^N (y_i - \bar{y}_i)^2 \cdot \sum_1^N (y_j - \bar{y}_j)^2}}, \quad (5)$$

где y_i и \bar{y}_i – текущее и среднее значения i -го параметра, y_j и \bar{y}_j – то же для j -го параметра.

По этой формуле рассчитываем коэффициенты парной корреляции $r_{1,2}$, $r_{1,3}$, $r_{1,4}$, $r_{2,3}$, $r_{2,4}$ и $r_{3,4}$. Они соответственно оказались равными: $r_{1,2} = 0,995$; $r_{1,3} = -0,79$; $r_{1,4} = -0,50$; $r_{2,3} = -0,735$; $r_{2,4} = -0,43$ и $r_{3,4} = 0,875$.

Табличное значение коэффициента парной корреляции $r_{кр} = 0,729$ (при $\alpha = 0,1$ и $f_1 = 4$), т. е. $r_{1,4} = -0,50$ и $r_{2,4} = 0,43$ меньше табличного значения, т.е. между ними нет линейной корреляции. Расчетные значения $r_{i,j}$ приведены в таблице 2, где символом * отмечены коэффициенты парной корреляции более $r_{кр}$.

Таблица 2 – Значения коэффициентов парной корреляции между $\sigma_{0,2}$, σ_B , δ и ψ

Характеристики Параметры оптимизации	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ
$y_1 = \sigma_{0,2}$		0,995 *	-0,79 *	-0,50
$y_2 = \sigma_B$	0,995 *		-0,735 *	-0,43
$y_3 = \delta$	0,79 *	-0,735 *		0,875 *
$y_4 = \psi$	-0,50	-0,43	0,875 *	

Из приведенной таблицы видно, что относительное удлинение δ связано с остальными параметрами ($\sigma_{0,2}$, σ_B , ψ) линейной корреляционной связью, которую можно выразить в виде следующих уравнений:

$$y_3 = \delta, \% = 20,1 - 0,007 y_1 (\sigma_{0,2}), \quad (6)$$

$$y_3 = \delta, \% = 21,11 - 0,007 y_2 (\sigma_B), \quad (7)$$

$$y_4 = \psi, \% = 46,5 + 1,02 y_3 (\delta). \quad (8)$$

Связь между пределом прочности (σ_B) и пределом текучести ($\sigma_{0,2}$) можно выразить в виде корреляционного уравнения

$$y_2 = \omega_B = 200,5 + 0,926 y_1 (\sigma_{0,2}). \quad (9)$$

Пользуясь этими уравнениями, можно по значениям $y_3 = \delta$, найти (с вероятностью 90%) остальные параметры оптимизации.

При определении компромиссного решения можно воспользоваться поиском комплексного (обобщенного) параметра оптимизации D , определяемого по формуле [4]

$$D = \sqrt[n]{d_1 \cdot d_2 \dots d_n}, \quad (10)$$

где d_i – частные функции желательности i – го параметра оптимизации, определяемые по выражению $d_i = \exp[-\exp(-y'_i)]$ (y'_i – кодированный уровень i – го параметра оптимизации).

Для расчета y'_i , d_i и D найдем вначале частные функций желательности для $\sigma_{0,2}$, σ_B , δ и ψ (табл. 3).

Таблица 3 – Частные функции желательности

d_i	y'_i	$y_1 = \sigma_{0,2}$, МПа	$y_2 = \sigma_B$, МПа	$y_3 = \delta$, %	$y_4 = \psi$, %
1,00–0,80 (отлично)	3,000	1800	1900	20	65
0,80–0,63 (хорошо)	1,500	1500	1600	17	61
0,63–0,37 (удовлетвори- тельно)	0,850	1200	1300	14	57
0,37–0,20 (плохо)	0,000	900	1000	11	53
0,20–0,00 (очень плохо)	-0,500	600	700	8	49

Для определения y'_i и d_i для конкретных значений параметров оптимизации, приведенных в таблице 1, построим график функции желательности в координатах $y'_i - d_i$ и проведем четыре параллельных оси $0 - y'_i$ прямые, на которые нанесем, пользуясь таблицей 3, численные уровни этих параметров ($y_1 = \sigma_{0,2}$; $y_2 = \sigma_B$; $y_3 = \delta$ и $y_4 = \psi$).

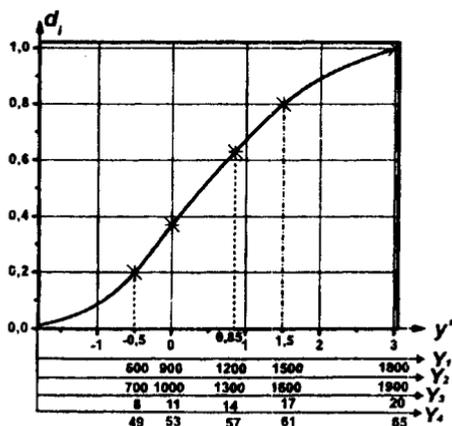


Рисунок 1 – График функции желательности

Таблица 4 – Значения y'_i , d_i и D

N	y'_1	d_1	y'_2	d_2	y'_3	d_3	y'_4	d_4	D
1	-0,633	0,152	-0,467	0,203	3,000	1,000	3,000	1,000	0,419
2	0,083	0,337	-0,058	0,346	0,283	0,471	1,338	0,769	0,453
3	0,425	0,520	0,283	0,471	-0,333	0,248	-0,250	0,277	0,360
4	1,067	0,709	1,197	0,739	0,567	0,567	1,500	0,800	0,698
5	2,850	0,944	2,625	0,930	-0,333	0,248	1,013	0,095	0,624
6	3,000	1,000	3,000	1,000	-0,500	0,200	0,425	0,520	0,568

Пользуясь графиком функции желательности, рассчитаем значения $y'_1, d_1, y'_2, d_2, y'_3, d_3, y'_4, d_4$ (табл. 4), затем по формуле (10) рассчитаем значения D .

Из таблицы 4 видно, что максимальное значение $D = 0,698$ (в хорошей области) получено в условиях опыта $N 4$; $y_1 = \sigma_{0,2} = 1300$ МПа, $y_2 = \sigma_B = 1460$ МПа, $y_3 = \delta = 13\%$, $y_4 = \psi = 61\%$ (закаленная сталь 18Х2Н4ВА ($x_1 = +1$)). Деформируя сталь при $\varepsilon = 0$ ($x_2 = -1$), получим оптимальное соотношение прочностных и пластических свойств для изделий из этой стали.

Таким образом, пластическая деформация низкоуглеродистых закаленных сталей со степенью деформации $\varepsilon = 25\%$ позволяет существенно (в 1,4 – 1,9 раза) повысить их прочностные свойства ($\sigma_{0,2}$ и σ_B), сохраняя при этом приемлемый уровень пластичности ($\delta = 8 - 10\%$, $\psi = 51 - 57\%$).

Литература

1. Процессы деформационного старения мартенсита / Л. М. Клейнер [и др.] // Повышение прочности конструкционной стали и сплавов. – М.: МДНТП, 1966. – С. 70–81.
2. Стародубов, К. Ф. Упрочнение стали при деформационном старении мартенсита / К. Ф. Стародубов, А. Н. Касимов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1974. – № 1. – С. 58–60.
3. Вознесенский, В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В. А. Вознесенский. – М.: Статистика, 1974. – 192 с.
4. Голубцова, Е. С. Основы научных исследований в порошковой металлургии и сварке: учебное пособие / Е. С. Голубцова, Б. А. Каледин, Н. Б. Каледина. – Минск: БНТУ, 2008. – 240 с.

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук,
А.В. ЖЕМОЙТА,
С.В. ЮРЕВИЧ (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ХРОМА, ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА, ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ НА ШИРИНУ ФЕРРИТНОЙ И НАУГЛЕРОЖЕННОЙ ПРОСЛОЙКИ В ОБРАЗЦАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ

Одним из применений лазера в машиностроительных технологиях является соединение элементов сваркой. Сущность процесса сварки электронным лучом в вакууме состоит в применении кинетической энергии электронов, быстро движущихся в глубоком вакууме. При использовании электронного луча, обладающего большой плотностью энергии, обнаруживается ярко выраженное направленное тепловое воздействие, при этом фокусировкой электронного луча можно получать пятно нагрева диаметром 0,0002–5 мм, что позволяет за один проход сваривать металлы толщиной от десятых долей миллиметра до 200 мм. В результате можно получить швы, в которых соотношение глубины провара к ширине составляет до 20:1 и более. Как показывают результаты [1], уменьшение протяженности зоны термического влияния снижает вероятность рекристаллизации основного металла в этой зоне.

При изготовлении сварных комбинированных конструкций качество изделий определяется не только отсутствием дефектов после электронно-лучевой сварки (ЭЛС), но и возможностью образования диффузионных прослоек в зоне сварного соединения в процессе термической обработки и дальнейшей эксплуатации при высоких температурах. Данное явление связано с диффузионным перераспределением углерода в процессе выдержки при высоких температурах и приводит к появлению науглероженных и обезуглероженных слоев у линии сплавления, что снижает механические свойства сварных соединений и может являться причиной преждевременного разрушения конструкций [2].

После ЭЛС диффузионные прослойки формируются в основном в процессе реактивной диффузии углерода в области сварного соединения с большим содержанием карбидообразующих элементов. Карбидообразующими в данном случае будут элементы, обладающие большим сродством к углероду, чем железо, и способные образовывать стойкие карбиды. В рассматриваемых сталях карбидообразующим элементом является хром, при этом у линии сплавления со стороны основного металла с меньшим содержанием хрома следует ожидать образование обезуглероженной ферритной прослойки, а в металле шва – слоя с повышенным содержанием карбидов хрома.

В данной статье выполнено исследование влияния содержания хрома и времени выдержки при температурах 550 и 650 °С на ширину ферритной и науглероженной прослойки в образцах из сталей 12ХМ и 12Х13, полученных ЭЛС. Сварку проводили на четырех режимах (табл. 1) с различной фокусировкой электронного пучка и переменным смещением оси пучка от плоскости стыка, обеспечивая при этом одинаковую глубину проплавления. Это позволило получить сварные швы различной ширины. Переменное смещение оси пучка обеспечило в каждом сечении шва различную степень проплавления, а, следовательно, различное содержание карбидообразующих элементов (в данном случае хрома).

Таблица 1 – Режимы сварки

Номер режима сварки	I , мА	P , кВт
1	110	4,4
2	160	6,4
3	220	8,8
4	260	10,4

Примечание: для всех режимов $V_{св} = 18$ м/ч, $U = 40$ кВ.

По результатам исследований выбрали образцы с различным содержанием хрома в металле шва для проведения термической обработки, которую осуществляли при 550 и 650 °С, выдерживая при каждой температуре по 9 образцов. Время выдержки каждой группы образцов составляло ст 0 до 100 ч. Непосредственно после сварки и каждого этапа термической обработки исследовали микро-

структуру, при этом определяли ширину образующейся ферритной прослойки и слоя с повышенным содержанием карбидов.

Измерение микротвердости различных зон сварного соединения проводили с использованием прибора ПМТ-3 с нагрузкой на индентор 2Н. Для проведения опытов был использован план 3×3 [3] второго порядка, где 3 – три уровня содержания хрома (x_1) и три уровня времени выдержки (x_2). Вначале исследовали влияние этих факторов на ширину науглероженной прослойки при выдержке при температуре 550 °С (y_1) затем при температуре 650 °С (y_2). Результаты эксперимента приведены в таблице 2.

Примечание: x_1, x_2 – кодированные уровни факторов (содержание хрома и время выдержки); y_1 – ширина науглероженной прослойки в (мм) при температуре 550 °С; y_2 – то же при температуре 650 °С; y_3 – ширина ферритной прослойки при температуре 650 °С; y_4 – HV.

В первой серии опытов ($t = 550$ °С) содержание хрома (x_1) составило 5,34; 7,69 и 10,7 %, а время выдержки (x_2) – 0; 50 и 100 ч. Ошибка воспроизводимости опытов $S_1 = 0,0022$.

Расчет коэффициентов уравнения проводился по формулам [3]:

$$b_0 = A_0(0Y) - A_{01}(11Y) - A_{02}(22Y); \quad (1)$$

$$b_i = A_i(iY); \quad (2)$$

$$b_{ij} = A_{ij}(ijY); \quad (3)$$

$$b_{ii} = A_{ii}(iiY) - A_0(0Y), \quad (4)$$

где коэффициенты $A_0, A_{0i}, A_i, A_{ij}, A_{ii}$ взяты из таблиц [3]. Для плана 3×3 они соответственно составили:

$$A_0 = 0,55556; A_{0i} = A_{02} = 0,33333; A_1 = A_2 = 0,16667; A_{12} = 0,25; \\ A_{11} = A_{22} = 0,50,$$

где $(0Y); (iY); (ijY); (iiY)$ – алгебраические суммы произведений столбца Y_i на столбцы матриц (приведены в нижней части табл. 2 – Σ_1).

В результате получено уравнение, устанавливающее количественную связь между шириной науглероженной прослойки (y_1) и исследуемыми факторами в виде:

$$y_1 = 0,044 - 0,018x_1 + 0,04x_2 - 0,019x_1x_2 + 0,007x_1^2 - 0,007x_2^2. \quad (5)$$

Проверку значимости коэффициентов проводили, сравнивая величину доверительного интервала коэффициента Δb_i , с абсолютным значением коэффициента b_i . Если $\Delta b_i > b_i$, то b_i незначим.

Доверительный интервал Δb_i определили для каждой группы коэффициентов по формулам:

$$\Delta b_0 = t \cdot S_3 \cdot \sqrt{A_0}; \quad (6)$$

$$\Delta b_i = t \cdot S_3 \cdot \sqrt{A_i}; \quad (7)$$

$$\Delta b_{ij} = t \cdot S_3 \cdot \sqrt{A_{ij}}; \quad (8)$$

$$\Delta b_{ii} = t \cdot S_3 \cdot \sqrt{A_{ii}}, \quad (9)$$

где t – коэффициент Стьюдента, S_3 – ошибка опыта.

В нашем случае: $t = 2,262$ для $N = 9$:

$$\Delta b_0 = 2,262 \cdot 0,00212 \sqrt{0,55556} = 0,00358 < 0,043.$$

$$\Delta b_1 = \Delta b_2 = 2,262 \cdot 0,00212 \sqrt{0,16667} = 0,00196 < 0,018 \text{ и } 0,04.$$

$$\Delta b_{12} = 2,262 \cdot 0,00212 \sqrt{0,25} = 0,0024 < 0,019.$$

$$\Delta b_{11} = \Delta b_{22} = 2,262 \cdot 0,00212 \sqrt{0,50} = 0,00339 < 0,008.$$

Таблица 2 – Матрица плана 3×3 и ширины науглероженной и ферритной прослойки

№	x_1	x_2	x_1x_2	x_1^2	x_2^2	$y_1, \text{мм}$	$y_2, \text{мм}$	$y_3, \text{мм}$	$y_4=\text{HV}$
1	-	-	+	+	+	0,002	0,00	0,40	135
2	-	0	0	+	0	0,068	0,20	0,74	138
3	-	+	-	+	+	0,120	0,28	0,91	140
4	0	-	0	0	+	0,003	0,00	0,40	213
5	0	0	0	0	0	0,044	0,25	0,66	250
6	0	+	0	0	+	0,077	0,29	0,97	269
7	+	-	-	+	+	0,004	0,00	0,51	250
8	+	0	0	+	0	0,033	0,16	0,80	288
9	+	+	+	+	+	0,046	0,21	1,00	338
Σ_1	-0,107	0,04	-0,019	0,269	0,238	0,397	-	-	-
Σ_2	-0,11	0,78	-0,07	0,85	0,78	-	1,39	-	-
Σ_3	0,26	1,57	-0,02	4,36	4,19	-	-	6,39	-
Σ_4	463	149	83	1289	1345	-	-	-	2021

Следовательно, все коэффициенты уравнения (5) значимы.

Проверку адекватности уравнения (5) проводили по известной схеме: подставили кодированные уровни x_1 и x_2 в уравнение (5), получали для каждой u -ой строки матрицы расчетное значение параметра оптимизации y_u , затем находили разность между расчетным и экспериментальным значениями в каждой строке $\Delta y_u = y_u - y_3$, возводили эту разность в квадрат (Δy_u^2) и находили сумму этих квадратов $\sum_{u=1}^N \Delta y_u^2$, по которой определяли дисперсию адекватности $S_{ад}^2$, характеризующей рассеяние, вызванное экспериментальных и расчетных величин параметра оптимизации, по формуле:

$$S_{ад}^2 = \frac{\sum_{u=1}^N \Delta y_u^2}{N - m}, \quad (10)$$

где N – число опытов (строк) в матрице, m – число значимых коэффициентов уравнения (5), включая b_0 .

$$\text{В нашем случае } S_{ад}^2 = \frac{2,90 \cdot 10^{-5}}{9 - 6} = 9,67 \cdot 10^{-6}.$$

Адекватность уравнения определяем с помощью критерия Фишера F по формуле

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_y^2} = \frac{9,67 \cdot 10^{-6}}{0,00218^2} = 2,034 < F_p = 4,1, \quad (11)$$

где S_y^2 – дисперсия параметра оптимизации, т. е. S_3^2 .

Табличное значение $F_{кр} = 4,1$ (при $\alpha=0,05$, $f_1=3$ и $f_2=8$) больше $F_p = 2,034$, т. е. модель адекватна.

После обработки результатов опытов второй, третьей и четвертой серии получим адекватные уравнения:

$$y_2 = 0,229 - 0,018x_1 + 0,130x_2 - 0,018x_1x_2 - \\ - 0,038 x_1^2 - 0,073 x_2^2. \quad (12)$$

При $t = 650$ °С, $S_3 = 0,00772$, содержания хрома 7,75; 9,44 и 11,12 %, и выдержке 0,50 и 100 ч:

$$y_3 = 0,70 + 0,04x_1 + 0,26x_2. \quad (13)$$

Ширина ферритной прослойки при содержании хрома 4,8; 7,8 и 11,1 %, $t = 650$ °С, выдержке 20, 60 и 100 ч:

$$y_4 = HV = 245 + 72x_1 + 25x_2 + 21x_1x_2 - 29 x_1^2, \quad (14)$$

где x_1 – место шва; x_2 – содержание хрома (4,7 и 10 %).

Выполненный анализ уравнения (5) показывает, что наибольшее влияние на ширину науглероженной прослойки (y_1) оказывает время выдержки (x_2): чем оно выше, тем больше ширина прослойки. Максимальная величина этого параметра $y_1 = 0,125$ мм будет при $x_1 = -1$; и $x_2 = +1$, т. е. при содержании хрома 5,34 % и времени выдержки 0. Выдержка образцов при 550 °С уже в течение 10 ч привела к формированию слоя с повышенным содержанием карбидов в металле шва, однако начало образования ферритной прослойки со стороны стали 12ХМ отмечено только в образцах с высоким содержанием хрома после выдержки в течение 100 ч.

Анализ уравнения (12) ($t = 650$ °С) показывает, что при содержании хрома 7,75, 9,44 и 11,2 % и выдержке 0,50 и 100 ч наибольшее влияние на ширину науглероженной прослойки (y_2) также оказывает время выдержки (x_2). Влияние содержания хрома (x_1) в этих пределах намного ниже, чем времени выдержки. Максимальная ширина такой

прослойки $y_2 = 0,29$ мм будет при $x_1 = 0$; и $x_2 = +1$, т. е. при содержании хрома 9,44% и 100 ч выдержки, минимальная ширина прослойки ($y_2 \approx 0$) – при $x_2 = 0$ ч. Обращает на себя внимание, что увеличение температуры выдержки с 550 до 650 °С при прочих равных условиях приводит к существенному росту ширины науглероженной прослойки. Увеличение ширины прослойки связано с исчерпанием карбидообразующего элемента у линии сплавления и образованием карбидов в более удаленных слоях металла шва.

Интенсивное образование ферритных прослоек происходит на образцах, которые выдерживали при 650 °С. Из уравнения (13) видно, что и здесь наибольшее влияние оказывает время выдержки (x_2), влияние содержания хрома (x_1) примерно в 4 раза меньше, чем время выдержки. При увеличении времени выдержки ширина ферритной прослойки и слоя карбидов увеличивается, а скорость роста ширины прослойки уменьшается.

Твердость, как это следует из уравнения (14), в первую очередь зависит от зоны ее измерения. Влияние места измерения (x_1) более чем в 3 раза превышает влияние содержания хрома (x_2). Максимальная твердость 338 HV получена при $x_1 = +1$; и $x_2 = +1$ т. е. в науглероженном слое с повышенным содержанием карбидов (10% Cr).

Литература

1. Николаев, Г. А. Сварка в машиностроении: справочник / Г. А. Николаев. – М.: Машиностроение, 1978. – Т 1. – 501 с.
2. Готальский, Ю. Н. Сварка разнородных сталей / Ю. Н. Готальский. – Киев: Техніка, 1981. – 184 с.
3. Вознесенский, В. А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В. А. Вознесенский. – М.: Статистика, 1974. – 192 с.

Б.Б. ХИНА, докт. физ.-мат. наук (ФТИ НАН Беларуси),
Н.Г. КУХАРЕВА, канд. техн. наук,
В.Ф. ПРОТАСЕВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ)

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СИНТЕЗА ПОРОШКОВЫХ СРЕД ДЛЯ БОРИРОВАНИЯ

Среди процессов химико-термической обработки сталей и сплавов особое место занимает борирование. Повышенный интерес к процессу борирования обусловлен возможностью получения в поверхностной зоне обрабатываемых изделий моно- или многофазных боридных слоев, характеризующихся уникальным комплексом физико-химических свойств и его приемлемостью для обработки широкой гаммы конструкционных и инструментальных сталей и сплавов. Существует два метода твердофазного борирования – порошковый и металлотермический. Отличительной особенностью металлотермической смеси является изменение ее первоначального фазового и гранулометрического состава в процессе восстановления.

В работе [1] показано, что фазовый состав боридного слоя определяется главным образом видом борсодержащего вещества, а не массовой долей бора в насыщающей среде. Установлено, что для получения однофазного боридного слоя на железоуглеродистых сплавах в качестве основы насыщающей среды могут использоваться, например, следующие соединения: FeB, Ni₂B, MoB, WB.

Настоящая работа посвящена исследованию состава синтезированной алюмотермической порошковой среды для борирования, полученной в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). В работе использовано термодинамическое моделирование (ТМ), которое применяют при исследовании СВС-процессов и разработке на его основе методов получения различных соединений и композиционных материалов. Целью ТМ является определение адиабатической температуры горения T_{ad} и оценка равновесного состава реагирующей системы при T_{ad} [2–4]. Результаты расчетов, основанные на использовании универсальной программы АСТРА с базой данных неорганических соединений [5, 6], являются предварительными данными, которые могут служить ос-

новой для более детального анализа механизмов формо- и структурообразования.

Расчеты СВС-процесса были проведены для алюминиотермических порошковых сред, состоящих из оксида бора, оксида алюминия, алюминия с добавлением и без добавки железа. Составы исходных смесей представлены в таблице. Исходя из диаграмм состояния [7–12] для составов ($B_2O_3 + Al + Al_2O_3$) в результате алюмотермической реакции возможно образование соединений: AlB_{12} , AlB_2 , а при введении Fe могут сформироваться следующие фазы: AlB_{12} , AlB_2 , FeB, Fe_2B , FeAl, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 , $FeAl_3$.

Моделирование осуществляли путем проведения ряда пробных расчетов с последующим уточнением параметров. Расчет СВС-процесса выполняли в адиабатических условиях при постоянном давлении $P = 0,98 \cdot 10^5$ Па. Вначале задавали исходные составы смесей и определяли адиабатическую температуру горения T_{ad} , затем рассчитанный равновесный состав сравнивали с бинарными и тройными диаграммами состояния [7–12] и уточняли, какие фазы (твердые и/или жидкие) устойчивы при данной температуре. При необходимости расчеты повторяли.

Далее моделировали охлаждение системы после СВС в изобарно-изотермических условиях ниже точек кристаллизации продуктов, которые имеются в жидком состоянии при T_{ad} . Это эквивалентно длительному отжигу продуктов синтеза при более низкой температуре. Такой расчет позволяет определить равновесный состав продуктов синтеза, образующихся при затвердевании расплава, присутствующего при $T = T_{ad}$. Основным источником тепловыделения в смесях (1–5) являются реакции $Al + B_2O_3 \rightarrow Al_2O_3 + B$, $Al + 2B \rightarrow AlB_2$ и $Al + 12B \rightarrow AlB_{12}$. Выделяющаяся теплота расходуется на нагрев и, возможно, частичное плавление получаемой композиции.

По данным термодинамического моделирования, адиабатическая температура взаимодействия для смеси 1 составляет 1412 К, что превышает температуры плавления алюминия ($T_m(Al) = 933$ К) и оксида бора ($T_m(B_2O_3) = 723$ К). Следовательно, в данной системе возможно протекание реакций в режиме СВС.

Таблица – Результаты термодинамического расчета равновесного состояния реагирующих систем при СВС-процессе и при охлаждении

№	Массовая доля компонентов смеси, %	T_{ad} , °К	Равновесное содержание конденсированных фаз при охлаждении после СВС, % масс.	Фазовый состав и толщина слоя, мкм		
				Общ.	FeB	Fe ₂ B
1	2	3	4	5	6	7
1	49B ₂ O ₃ +21Al+ +30Al ₂ O ₃	1412	$T = 723 \text{ K}$ 66,26Al ₂ O _{3(s)} +23,89B ₂ O _{3(s)} +9,18AlB _{12(s)} +0,23BN _(s)	110	–	110
2	42B ₂ O ₃ +28Al+ +30Al ₂ O ₃	1826	$T = 723 \text{ K}$ 78,4Al ₂ O _{3(s)} +8,64B ₂ O _{3(s)} + 12,30AlB _{12(s)} +0,23BN _(s)	210	80	130
3	39B ₂ O ₃ +30Al+ +30Al ₂ O ₃	1952	$T = 723 \text{ K}$ 82,70Al ₂ O _{3(s)} +3,31B ₂ O _{3(s)} + 13,32AlB _{12(s)} +0,23BN _(s)	230	100	130
4	35B ₂ O ₃ +35Al+ +30Al ₂ O ₃	2017	$T = 723 \text{ K}$ 80,86Al ₂ O _{3(s)} +11,34AlB _{2(s)} + 6,97AlB _{12(s)} +0,38AlN _(s)	150	–	–
5	28B ₂ O ₃ +42Al+ +30Al ₂ O ₃	1781	$T = 723 \text{ K}$ 70,65Al ₂ O _{3(s)} +9,06Al _(s) + 19,45AlB _{2(s)} +0,38AlN _(s)	200	–	–

1	2	3	4	5	6	7
6	$36\text{B}_2\text{O}_3+29\text{Al}+$ $+30\text{Al}_2\text{O}_3+5\text{Fe}$	1980	$T = 723 \text{ K}$ $80,49\text{Al}_2\text{O}_{3(s)}+11,67\text{AlB}_{12(s)}+$ $+5,94\text{FeB}_{(s)}+24\text{B}_2\text{O}_{3(s)}+0,23\text{BN}_{(s)}$	200	140	60
7	$30\text{B}_2\text{O}_3+25\text{Al}+$ $+30\text{Al}_2\text{O}_3+15\text{Fe}$	1976	$T = 1253 \text{ K}$ $73,57\text{Al}_2\text{O}_{3(s)}+7,63\text{AlB}_{12(s)}+$ $+17,81\text{FeB}_{(s)}+0,38\text{AlN}_{(s)}+0,14\text{AlB}_{2(s)}$	225	125	100
8	$25\text{B}_2\text{O}_3+19\text{Al}+$ $+30\text{Al}_2\text{O}_3+25\text{Fe}$	1859	$T = 723^\circ$ $65,17\text{Al}_2\text{O}_{3(s)}+2,96\text{AlB}_{12(s)}+$ $+29,99\text{FeB}_{(s)}+1,2\text{B}_2\text{O}_{3(s)}+0,23\text{BN}_{(s)}$	200	75	125
9	$22\text{B}_2\text{O}_3+17\text{Al}+$ $+30\text{Al}_2\text{O}_3+31\text{Fe}$	1852	$T = 723 \text{ K}$ $61,48\text{Al}_2\text{O}_{3(s)}+0,75\text{AlB}_{12(s)}+$ $+36,82\text{FeB}_{(s)}+0,29\text{B}_2\text{O}_{3(s)}+0,23\text{BN}_{(s)}$	150	–	150
10	$19\text{B}_2\text{O}_3+6\text{Al}+$ $+30\text{Al}_2\text{O}_3+35\text{Fe}$	974	$T = 723 \text{ K}$ $45,67\text{Al}_2\text{O}_{3(s)}+28,84\text{Fe}_2\text{B}_{(s)}+12,1\text{Fe}+$ $+12,44\text{B}_2\text{O}_{3(s)}+0,26\text{BN}_{(s)}+0,64\text{FeCl}_{2(m)}$	75	–	75
11	$14\text{B}_2\text{O}_3+11\text{Al}+$ $+30\text{Al}_2\text{O}_3+45\text{Fe}$	1466	$T = 723 \text{ K:}$ $50,25\text{Al}_2\text{O}_{3(s)}+48,18\text{Fe}_2\text{B}_{(s)}+0,85\text{Fe}_{(s)}+0,17\text{BN}_{(s)}+0,1\text{AlN}_{(s)}$	20	–	20

Примечание: При обработке из смесей 4 и 5 формируются диффузионные алитированные слои. Жирным шрифтом отмечены соединения, которые являются источниками атомов бора. Нижние индексы: (s) – твердая фаза, (m) – расплав.

В равновесных условиях при $T = T_{ad}$ в смеси 1 образуются твердые продукты: Al_2O_3 , AlB_{12} и малое количество (0,23 %) BN . Газовая фаза состоит в основном из водорода (парциальное давление $p = 7,66 \cdot 10^4$ Па), HCl ($1,08 \cdot 10^4$ Па), $AlCl_3$ ($8,55 \cdot 10^3$ Па), BCl_3 ($8,4 \cdot 10^2$ Па), $BNCl_2$ ($8,4 \cdot 10^2$ Па) и, в меньших количествах, из других газообразных соединений алюминия и бора с хлором, водородом и кислородом.

Для определения равновесного состава продуктов взаимодействия после охлаждения проведен расчет в изобарно-изотермических условиях при температуре ниже точки плавления B_2O_3 (723 К). Полученный состав незначительно отличается от высокотемпературного (при $T = T_{ad}$); некоторое изменение концентраций твердых фаз связано с изменением состава газовой фазы (поскольку при ТМ невозможно учесть уход газообразных продуктов взаимодействия в окружающую среду).

Таким образом, в данной системе возможно протекание СВС-процесса с адиабатической температурой, превышающей точки плавления B_2O_3 и алюминия. Основным продуктом взаимодействия, который может служить источником атомов бора при последующей химико-термической обработке (ХТО) стальных изделий в синтезированной порошковой среде, является AlB_{12} .

Аналогичные закономерности наблюдаются при ТМ смесей 2 и 3. Отличие от смеси 1 заключается в существенном возрастании адиабатической температуры СВС с повышением концентрации алюминия в исходной шихте: $T_{ad} = 1826$ К при 28 % Al (смесь 2) и $T_{ad} = 1952$ К при 30 % Al (смесь 3); качественный состав продуктов взаимодействия при T_{ad} и последующем охлаждении не изменяется.

Для смеси 4 при ТМ наблюдается несколько иная картина. При адиабатической температуре ($T_{ad} = 2017$ К) в равновесных условиях образуются твердые Al_2O_3 и AlB_{12} , жидкий AlB_2 ($T_m = 1253$ К), а также малое количество AlN ($\approx 0,4\%$); при этом конденсированный B_2O_3 отсутствует. Для анализа формирования равновесного фазового состава продуктов синтеза при последующем остывании проведен расчет в изобарно-изотермических условиях при $T = 723$ К $< T_m(AlB_2)$. Установлено, что содержание твердого AlB_2 несколько увеличилось (на $\approx 0,5\%$) за счет некоторого уменьшения доли AlB_{12} . Следовательно, при химико-термической обработке стальных изде-

лий в синтезированной смеси 4 источником атомов бора, диффундирующих в сталь, являются твердые фазы AlB_2 и AlB_{12} .

ТМ смеси 5 показало, что для нее адиабатическая температура горения ($T_{ad} = 1781$ °К) несколько снижается по сравнению со смесями 2-4, и при этой температуре имеются твердый оксид алюминия и расплав системы Al–B, состав которого можно выразить как 8,9% Al + 19,45% AlB_2 . При охлаждении в результате кристаллизации расплава (расчет в изобарно–изотермических условиях при $T = 723$ °К) получают твердые фазы: 9,06% $Al_{(s)}$ + 19,45% AlB_2 ; некоторое увеличение концентрации алюминия связано с уменьшением его содержания в газовой фазе. В данной композиции при ХТО единственным источником атомов бора является соединение AlB_2 .

Таким образом, на основании проведенных расчетов установлено, что в результате СВС-процесса в синтезированных смесях 1-5 источниками атомов бора могут быть соединения AlB_{12} , и AlB_2 . Для синтезированных смесей данной группы была проведена термодиффузионная обработка образцов из стали У8 при температуре 950 °С в течение 4 ч. Толщина образованных диффузионных слоев и их фазовый состав представлен в таблице. Уменьшение количества AlB_{12} в синтезированной смеси сдвигает процесс насыщения в сторону однофазного борирования, а при формировании в порошковой среде соединения AlB_2 идет процесс алитирования.

В дальнейшем проведено ТМ СВС-процессов порошковых сред для борирования, содержащих железо. Основным источником тепловыделения в смесях 6–11 являются реакции $Al + B_2O_3 \rightarrow Al_2O_3 + B$, $Al + 2B \rightarrow AlB_2$, $Al + 12B \rightarrow AlB_{12}$, $Fe + B \rightarrow FeB$, $Fe + 2B \rightarrow Fe_2B$.

В смеси 6 рассчитанная адиабатическая температура СВС $T_{ad} = 1980$ °К превышает точку плавления фазы FeB ($T_m = 1923$ °К), и в равновесии при T_{ad} присутствуют твердый Al_2O_3 (80,5%), твердый AlB_{12} (11,6%) и расплав FeB (5,9%), а также малое количество жидкого оксида бора B_2O_3 (0,76%) и твердого нитрида бора BN (0,23%). При охлаждении происходит кристаллизация фаз FeB и B_2O_3 ; некоторое увеличение доли оксида бора связано с изменением равновесного состава газовой атмосферы. Следовательно, в данной порошковой среде источником атомов бора при ХТО являются бориды AlB_{12} и FeB.

Для смеси 7 адиабатическая температура СВС близка к наблюдавшейся для смеси 6, близки также и фазовый состав с учетом того, что количество FeV почти в 3 раза больше, B_2O_3 отсутствует и появляется малое количество AlN. При охлаждении синтезированной среды ниже $T_m(AlB_2) = 1253$ К образуется AlB_{12} , FeV и малое количество AlB_2 (0,14 %).

С увеличением концентрации железа и уменьшением доли алюминия в исходной шихте (смеси 8 и 9) величина T_{ad} несколько снижается (1859 К для смеси 8 и 1852 К для смеси 9), уменьшается равновесное содержание AlB_{12} и возрастает доля FeV, появляется также малое количество жидкого B_2O_3 , который кристаллизуется при температуре 723 К. Источником атомов бора при ХТО в смесях 8-9 являются фазы FeV и AlB_{12} . В смеси 9 увеличение содержания FeV (36,82 %) и уменьшения количества AlB_{12} (0,75 %) приводит к переходу слоя двухфазного к однофазному.

В смеси 10 адиабатическая температура взаимодействия снижается до 974 К, что, однако, превышает температуру плавления B_2O_3 ($T_m = 723$ К) и алюминия (933 К), т.е. СВС возможен; гетерогенные реакции могут начаться после плавления оксида бора. Основным равновесным продуктом является фаза Fe_2B (28,8 %), при этом остается существенное количество не прореагировавшего твердого железа (12 %) и жидкого B_2O_3 (12,5 %); имеется также малое количество жидкого хлорида $FeCl_2$ (0,15 %). При последующем остывании продуктов взаимодействия происходит затвердевание B_2O_3 и $FeCl_2$; количество последнего несколько увеличивается (до 0,64 %) из-за изменения состава равновесной газовой фазы. Следовательно, в данном составе источником атомов бора при ХТО может быть только фаза Fe_2B .

Для смеси 11 величина T_{ad} возрастает до 1466 К, при этом равновесный состав продуктов при СВС включает твердую фазу FeV (26 %), оставшееся твердое железо (22,8 %) и следы BN и AlN; жидкий B_2O_3 отсутствует. Однако при более низких температурах термодинамически возможно образование соединения Fe_2B по твердофазной реакции $Fe + FeV \rightarrow Fe_2B$. Поскольку в отсутствии расплава эта реакция может протекать только по механизму твердофазной диффузии, ее завершение возможно при весьма медленном охлаждении после завершения СВС. В данной смеси источником атомов бора при ХТО будет соединение Fe_2B .

Исходя из приведенных результатов ТМ СВС-процессов в сме-

сях на основе оксида бора с добавками железа источниками атомов бора могут быть: AlB_{12} , FeB и Fe_2B . Обработка в этих смесях стали У8 при температуре 950 °С и выдержке 4 ч приводит к формированию однофазных и двухфазных боридных слоев. В двухфазном слое максимальная по толщине зона FeB формируется при самом высоком содержании AlB_{12} – 11,67 % (смесь 6). В смеси 9 уменьшение количества AlB_{12} до 0,75 % при одновременном увеличении содержания FeB до 36,82 % приводит к переходу слоя от двухфазного к однофазному. Увеличение в смесях 10-11 количества железа приводит к образованию в синтезированной смеси соединения Fe_2B , что вызывает резкое снижение толщины однофазного боридного слоя.

В результате термодинамического моделирования с использованием программы АСТРА-4 определены адиабатические температуры СВС-процесса для систем, содержащих B_2O_3 в качестве восстанавливаемого оксида, алюминия в качестве восстановителя, инертную добавку Al_2O_3 и железо. Такие равновесные составы смесей при СВС при последующем охлаждении. Это позволило определить материалы и вещества, которые при последующем проведении ХТО в синтезированных порошковых смесях являются источниками атомов бора.

Литература

1. **Получение** и исследование свойств однофазных диффузионных покрытий / Б. С. Кухарев [и др.]; Белорус. гос. политехн. акад. – Минск, 1999. – С. 8. – Деп. в ВИНТИ 14.01.00. №49–В00 // Указатель деп. рукописей 03.49В00.277.
2. **Мержанов, А. Г.** Самораспространяющийся высокотемпературный синтез / А. Г. Мержанов // Физическая химия: современные проблемы / под ред. Я. М. Колотыркина. – М.: Химия, 1983. – С. 6–45.
3. **Мержанов, А. Г.** Научные основы, достижения и перспективы развития процессов твердопламенного горения / А. Г. Мержанов // Известия Акад. наук РАН. Сер. химич. наук. – 1997. – №. 1. – с. 8–32.
4. **Munir, Z. A. and Anselmi-Tamburini U.** Self-propagating exothermic reactions: the synthesis of high-temperature materials by combus-

tion // Materials Science Reports. – 1989. – Vol. 3. – N7/8. – P. 277–365.

5. **Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов / Г. Б.Синярев [и др.].** – М.: Наука, 1982.

6. **Ватолин, Н. А.** Термодинамическое моделирование металлургических процессов / Н.А. Ватолин, Г. К. Моисеев, Б. Г. Трусов. – М.: Металлургия, 1994.

7. **Кубашевски, О.** Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: справочник / О. Кубашевский; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1985. (English original: O.Kubashevski. Iron-Binary Phase Diagrams. – Springer-Verlag, Berlin, 1982.)

8. **Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справочник / под ред. О. А. Банных, М. Е. Дрица.** – М.: Металлургия, 1986.

9. **Хансен, М.** Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – М.: Металлургиздат, 1962. – Т. 1, 2.

10. **Эллиот, Р. П.** Структуры двойных сплавов / Р. П. Эллиот. – М.: Металлургия, 1968. – Т. 1, 2.

11. **Шанк, Ф. А.** Структуры двойных сплавов / Ф. А. Шанк. – М.: Металлургия, 1973.

12. **Massalski, T. B.** Okamoto H., Subramanian P. R., Kacprzak L. editors. Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd edition. – ASM International, Metals Park, OH, 1990. – Vol. 1, 2.

УДК 621.791.13

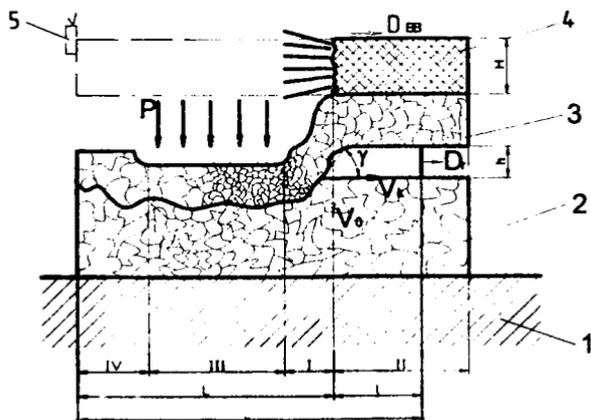
Г.М. СЕНЧЕНКО (БНТУ)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ УДАРНО-СЖАТОГО ГАЗА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

При изготовлении слоистых композиционных материалов методом сварки взрывом (СВ) газ, находящийся в сварочном зазоре, оказывает существенное влияние на процесс активации свариваемых поверхностей (ионизация газа, тепловое воздействие на свариваемые материалы) и создание равнопрочного по длине свариваемых заготовок соединения [1, 2]. При схлопывании свариваемых

заготовок впереди точки контакта образуется область ударно-сжатого газа, температура и давление которого могут достигать $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ и 3500 МПа соответственно [3]. При таком состоянии тепловой поток от газа к металлу может привести к оплавлению поверхностных слоев, что в дальнейшем сказывается на процессе образования и качестве сварного соединения.

Процесс образования области ударно-сжатого газа можно рассмотреть на примере СВ бесконечных по ширине пластин (рис. 1).



1 – основание; 2 – неподвижная заготовка; 3 – метаемая заготовка; 4 – заряд ВВ; 5 – электродетонатор

Рисунок 1 – Схема сварки взрывом

Движение наклонного участка метаемой пластины можно представить как поступательное движение поршня в замкнутом объеме. Если скорость точки контакта V_k больше скорости распространения звуковых волн в газе, находящемся между пластинами, то в последнем возникают ударные волны со скоростью распространения $D_r > V_k$. В результате между фронтом ударной волны и точкой контакта образуется область ударно-сжатого газа длиной l с повышенным давлением и температурой [4]. Длина области ударно-сжатого газа зависит от V_k и расстояния от начала пластин L . В произвольный момент времени можно записать:

$$l = (D_r - V_k) \cdot t. \quad (1)$$

Подставляя в (1) выражение для $t = \frac{L}{V_k} = \frac{L'}{D_r}$, получим

$$l = \left(\frac{D_r}{V_k} - 1 \right) \cdot L = \left(1 - \frac{V_k}{D_r} \right) \cdot L'.$$

Поскольку отношение D_r/V_k для применяемых при СВ скоростей $V_k=2000-5000$ м/с колеблется в пределах 1,1–1,2, то очевидно, что длина области ударно-сжатого газа в основном зависит от длины свариваемых заготовок. При этом время теплового воздействия ударно-сжатого газа на металл определится выражением ($t = l/V_k$)

$$t = \left(\frac{D_r}{V_k} - 1 \right) \cdot \frac{L}{V_k} = \left(\frac{1}{V_k} - \frac{1}{D_r} \right) \cdot L'. \quad (2)$$

Температуру ударно-сжатого газа можно рассчитать по ударной адиабате [4]. Однако, как показали исследования по измерению температуры воздуха в сварочном зазоре при СВ стальных пластин [5], в определенном диапазоне скоростей точки контакта ($V_k, V_k + \Delta V_k$) наблюдается значительное увеличение температуры газа по сравнению с расчетными значениями, что, по мнению авторов, связано с облаком дисперсных частиц, вылетающих из области точки контакта со скоростью $U > V_k$ [6]. Из сказанного следует, что для определения температурного поля поверхностных слоев свариваемых материалов впереди точки контакта необходимо экспериментальное измерение температуры ударно-сжатого газа для каждой пары свариваемых материалов.

В работе [5] приведена методика измерения яркостной температуры газа с помощью фоторегистратора СФР-2М в режиме непрерывной развертки. Щель СФР устанавливалась перпендикулярно плоскости заряда и пропускала излучение середины зазора, которое через экран, нейтрализующий действие заряда ВВ, и интер-

ференционный светофильтр ($\lambda = 475 \pm 2,5$ нм) попадало на фотопленку. Температура определялась по относительному почернению фотопленки при одновременном фотографировании ударной волны между пластинами и эталонным источником света, в качестве которого использовалась ударная волна в воздухе, создаваемая в цилиндрическом канале кумулятивной трубкой [7]. Температура эталона определялась из ударной адиабаты воздуха [7].

Указанная методика имеет существенные недостатки, связанные с тем, что регистрирующий прибор находится в направлении распространения ударной волны. Во-первых, такая схема не позволяет экспериментально определить размеры области ударно-сжатого газа и время действия теплового потока на материалы в зависимости от расстояния от начала пластин: $l = f(L)$ и $t = f(L)$. Во-вторых, на точность определения температуры газа за фронтом ударной волны влияет увеличение его оптической толщины, когда длина свободного пробега фотона [8] становится сравнимой с размерами газового сгустка, а также собственное коротковолновое излучение газа во фронте ударной волны, которое нагревает газ перед фронтом настолько, что последний начинает поглощать длинноволновое, в частности, видимое излучение с фронта, экранируя его [7]. Учитывая то, что облако дисперсных частиц впереди точки контакта влияет на состояние газа за фронтом ударной волны, изменяет размеры и время действия области ударно-сжатого газа, необходима новая схема измерения температуры газа, позволяющая экспериментально определять величины l и t .

Для определения температуры ударно-сжатого газа при СВ предлагается отличающаяся от используемых ранее методика, в которой в качестве фотоприемного устройства используется фотодиод [9].

Принципиальная возможность применения фотоэлектронных приборов для целей импульсного фотометрирования температуры газа доказана в работе [7]. При этом показано, что ударно-сжатый газ при СВ излучает как абсолютно черное тело.

Выбор фотодиода (в предлагаемой методике ФД-К-155) в качестве фотоприемного устройства обусловлен следующими факторами:

– малая собственная инерционность 10^{-8} – 10^{-9} с, позволяющая регистрировать процессы при СВ;

– линейность выходных характеристик в достаточно широком диапазоне освещенности [9], обеспечивающая необходимую точность измерения температуры газа;

– простота конструкции, малые габариты и масса, что позволяет разместить его в одной из свариваемых заготовок и определить размеры области ударно-сжатого газа и время действия теплового потока на материал.

Схема измерения температуры газа при СВ приведена на рисунке 2 [10].

На асбоцементном основании 1 устанавливают лист 2 с расположенными на расстоянии L_i от начала листа узлами фотодиодов 3. Заряд ВВ 4 располагают на поверхности метаемого листа 5, который устанавливают с регулируемым зазором δ к листу 2. Расстояние L_i выбирают таким образом, чтобы область ударно-сжатого газа не перекрывала одновременно два датчика. Скорость точки контакта может определяться либо по времени прекращения действия сигнала, когда точки контакта перекрывают входное отверстие узла фотодиода, либо по замыканию проволочных датчиков, расположенных на поверхности листа 2 на расстояниях L_i . Узел фотодиода (рис. 2, б) представляет собой металлическую втулку 6 с интерференционным светофильтром 7 и фотодиодом 8, закрепленным с помощью гайки 9 на расстоянии r от поверхности листа 2. Под действием излучения газа через отверстие диаметром d в листе 2 в цепи фотодиода возникает фототок, значение которого фиксируют с помощью регистрирующей аппаратуры (осциллографа) [11]:

$$i = S_E E, \quad (3)$$

где i – показания регистрирующего прибора; S_E – чувствительность фотодиода по освещенности; E – освещенность фотодиода.

Освещенность зависит от яркости источника света [12]:

$$E = L\omega, \quad (4)$$

где L – яркость источника света; ω – телесный угол, заполняемый пучком света.

Учитывая, что $\omega = \pi d^2/4r^2$, на основании формул (3) и (4) получим

$$i = S_E L \frac{\pi d^2}{4r^2},$$

откуда

$$L = \frac{i}{S_E} \cdot \frac{4r^2}{\pi d^2}. \quad (5)$$

С другой стороны, излучение абсолютно черного тела с длиной волны λ подчиняется закону Планка [12]:

$$L_0(\lambda, T) = \frac{C_1}{\pi} \cdot \frac{\lambda^{-5}}{e^{C_2/(\lambda \cdot T)} - 1}, \quad (6)$$

где $L_0(\lambda, T)$ – спектральная плотность энергетической яркости абсолютно черного тела; T – абсолютная температура абсолютно черного тела; $C_1 = 3,74 \cdot 10^{-12}$ Вт·см²; $C_2 = 1,4388$ см·К.

Для реального источника излучения A по закону Кирхгофа:

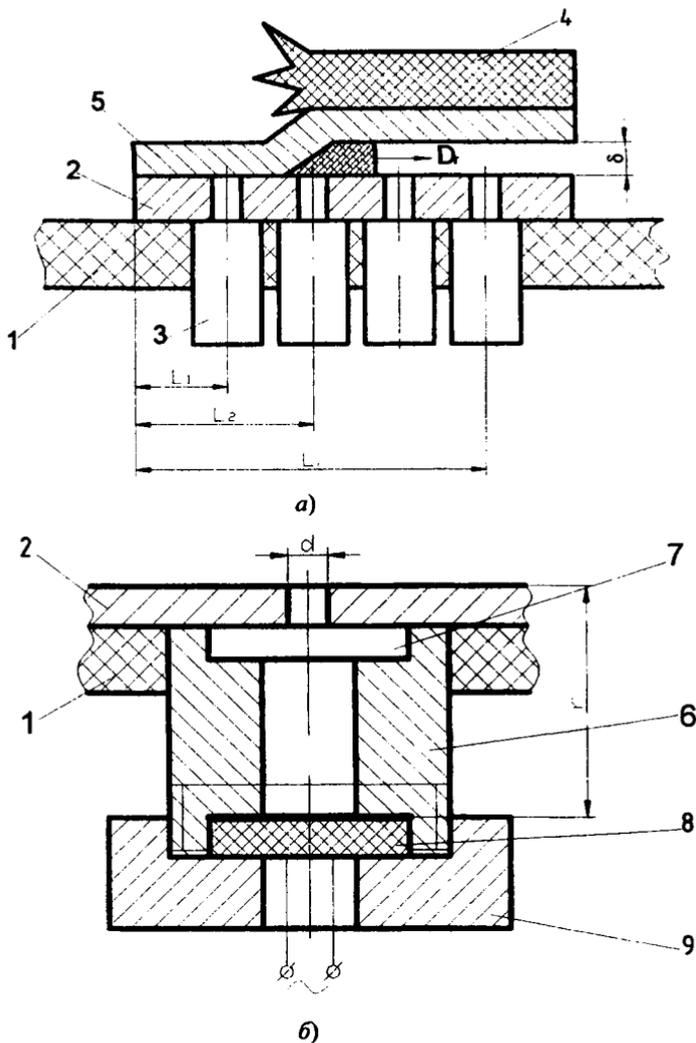
$$L_0(\lambda, T) = \frac{L_A(\lambda, T)}{\alpha_A(\lambda, T)},$$

где $\alpha_A(\lambda, T)$ – собственный коэффициент поглощения источника излучения A .

Тогда с учетом относительной спектральной характеристики чувствительности фотодиода $\varphi(\lambda)$ для системы источник излучения – фотодиод закон Планка (6) можно записать в следующем виде:

$$L(\lambda, T) = \frac{C_1}{\pi} \cdot \frac{\lambda^{-5}}{e^{C_2/(\lambda \cdot T)} - 1} \alpha(\lambda, T) \cdot \varphi(\lambda)$$

или



1 – основание асбоцементное; 2 – пластина неподвижная; 3 – узел фотодиода;
 4 – заряд ВВ; 5 – пластина метаемая; 6 – втулка; 7 – фильтр интерференционный;
 8 – фотодиод; 9 – гайка

Рисунок 2 – Схема определения параметров области ударно-сжатого газа (а) и узел фотодиода (б)

$$L = \int_0^{\infty} L(\lambda, T) d\lambda = \frac{C_1}{\pi} \int_0^{\infty} \frac{\lambda^{-5} \cdot \alpha(\lambda, T) \cdot \varphi(\lambda)}{e^{C_2/(\lambda \cdot T)} - 1} d\lambda. \quad (7)$$

Для определения T с помощью формул (5) и (7) необходимо сравнить яркость L излучения ударно-сжатого газа с яркостью L_0 эталонного источника излучения при известной температуре T_0 . В качестве эталонного источника излучения может быть использована лампа с вольфрамовым телом накала, для которой по аналогии с (5) и (7) справедливы выражения:

$$L_0 = \frac{i_0}{S_E} \cdot \frac{r_0^2}{ab}, \quad (8)$$

$$L_0 = \frac{C_1}{\pi} \int_0^{\infty} \frac{\lambda^{-5} \cdot \alpha_0(\lambda, T_0) \cdot \varphi(\lambda)}{e^{C_2/(\lambda \cdot T_0)} - 1} d\lambda, \quad (9)$$

где i_0 – показания регистрирующего прибора; r_0 – расстояние от тела накала лампы до фотодиода; a, b – размеры тела накала лампы.

Формул (5), (7) – (9) достаточно для определения температуры ударно-сжатого газа. При линейной зависимости тока или напряжения фотодиода от освещенности ($S_E = \text{const}$) температуру ударно-сжатого газа можно определить непосредственно по показаниям регистрирующей аппаратуры. Для этого перед фотодиодом необходимо установить интерференционный светофильтр 7 (рис. 2, б) с фиксированной длиной волны пропускания света λ_c и тогда основное разрешающее уравнение для температуры ударно-сжатого газа примет вид:

$$\frac{L_0}{L} = \frac{C_1 \cdot \lambda_c^{-5} \cdot \alpha_0(\lambda_c, T_0) \cdot \varphi(\lambda_c)}{\pi \cdot \frac{e^{C_2/(\lambda_c \cdot T_0)} - 1}} = \frac{i_0 \cdot r_0^2}{S_E \cdot ab} \cdot \frac{\pi \cdot \frac{e^{C_2/(\lambda_c \cdot T)} - 1}{C_1 \cdot \lambda_c^{-5} \cdot \alpha(\lambda_c, T) \cdot \varphi(\lambda_c)}}{i \cdot 4r^2} = \frac{i_0 \cdot r_0^2}{S_E \cdot ab} \cdot \frac{\pi \cdot (e^{C_2/(\lambda_c \cdot T)} - 1)}{i \cdot 4r^2}$$

или

$$\frac{\left[e^{C_2/(\lambda_c \cdot T)} - 1 \right] \cdot \alpha_0(\lambda_c, T_0)}{\left[e^{C_2/(\lambda_c \cdot T_0)} - 1 \right] \cdot \alpha(\lambda_c, T)} = \frac{i_0}{i} \cdot \frac{\pi d^2 r_0^2}{4abr^2}. \quad (10)$$

Доказано [13], что в направлении, перпендикулярном распространению фронта ударной волны (рис. 2 а), ударно-сжатый газ излучает как абсолютно черное тело:

$$\alpha(\lambda, T) = 1. \quad (11)$$

С учетом (11) формула (10) примет вид [10]:

$$T = \frac{C_2}{\lambda_c} \left\{ \ln \left[\frac{i_0}{i} \cdot \frac{\pi d^2 r_0^2}{4abr^2} \cdot \frac{e^{C_2/(\lambda_c \cdot T_0)} - 1}{\alpha_0(\lambda_c, T_0)} + 1 \right] \right\}^{-1}$$

или

$$T = A \left[\ln \left(\frac{B}{i} + 1 \right) \right]^{-1}, \quad (12)$$

где

$$A = C_2/\lambda_c; \quad B = i_0 \frac{\pi d^2 r_0^2}{4abr^2} \left[\frac{e^{C_2/(\lambda_c \cdot T_0)} - 1}{\alpha_0(\lambda_c, T_0)} \right]. \quad (13)$$

На основании выражения (12) по показаниям регистрирующей аппаратуры можно определить температуру ударно-сжатого газа, для чего в формуле (13) достаточно знать значение фототока или фотонапряжения фотодиода i_0 от действия излучения вольфрамового тела накала с температурой T_0 , прошедшего через интерференционный светофильтр с длиной волны пропускания света λ_c .

В случае если ($S_E \neq \text{const}$), необходимо с учетом формул (4) и (9) экспериментально установить зависимость тока или напряжения фотодиода от освещенности $i_0 = f(E)$, а также на основании формул (4) и (7) аналитически определить зависимость освещенности фотодиода от температуры ударно-сжатого газа $E = f(T)$. При этом подынтегральные функции в формулах (7) и (9) определяются методом численного интегрирования по известным значениям коэффи-

циента излучения вольфрама $\alpha_0(\lambda, T_0)$ [12] и спектральной характеристики чувствительности фотодиода $\varphi(\lambda)$ [14]. Полученные результаты являются основанием для построения тарифовочного графика зависимости температуры ударно-сжатого газа от показаний регистрирующей аппаратуры $T = f(i)$.

В соответствии с изложенной методикой определения температуры ударно-сжатого газа предварительно определяли чувствительность фотодиода ФД-К-155 по освещенности S_E . С этой целью измеряли фототок и фотонапряжение фотодиода от действия излучения температурной лампы СИРШ6-100 с вольфрамовым телом накала размерами $a = 8,1$ мм, $b = 2,1$ мм. Измерения проводили на фотометрической скамье. Освещенность фотодиода регулировали изменением расстояния r_0 между лампой и фотодиодом, а определяли ее по формуле

$$E = L\omega = \frac{ab}{r_0^2} \cdot \frac{C_1}{\pi} \cdot \int_0^{\infty} \frac{\lambda^{-5} \cdot \alpha_0(\lambda, T_0) \cdot \varphi(\lambda)}{e^{C_2/(\lambda \cdot T_0)} - 1} d\lambda,$$

где T_0 – температура тела накала лампы (в опытах 2000°C, 2100°C, 2200°C, 2300°C, 2400°C, 2500°C), в которой значение интеграла определяли численным методом по известным данным относительной спектральной характеристики чувствительности фотодиода ФД-К-155 (рис. 3) [14] и коэффициента поглощения вольфрама [12].

Результаты исследований представлены на рисунке 4, приведены графики зависимостей фототока I_ϕ (рис. 4, а) и фотонапряжений U_ϕ (рис. 4, б) от освещенности E . Фототок фотодиода ФДК-155 имеет линейную зависимость в исследуемом диапазоне освещенности, однако его абсолютная величина невелика и не превышает 500 мкА. Чувствительность фотодиода по освещенности составила $S_E = 9,14$ мкА/Лк. Фотонапряжение имеет достаточно большие значения полезного сигнала, но $S_E \neq \text{const}$, поэтому для определения температуры ударно-сжатого газа необходимо использование тарифовочного графика. На рис. 5 показана аналитически определенная (на основании формул (4), (7) и (11)) зависимость освещенности фотодиода от температуры ударно-сжатого газа при различных значениях телесного угла.

По полученным данным $U_{\phi} = f(E)$ (рис. 4, б) и $E = f(T)$ (рис. 5) построен тарифовочный график определения температуры ударно-сжатого газа по значениям напряжения фотодиода. На рисунке 6 показан такой график для $d = 0,5$ мм и $r = 100$ мм.

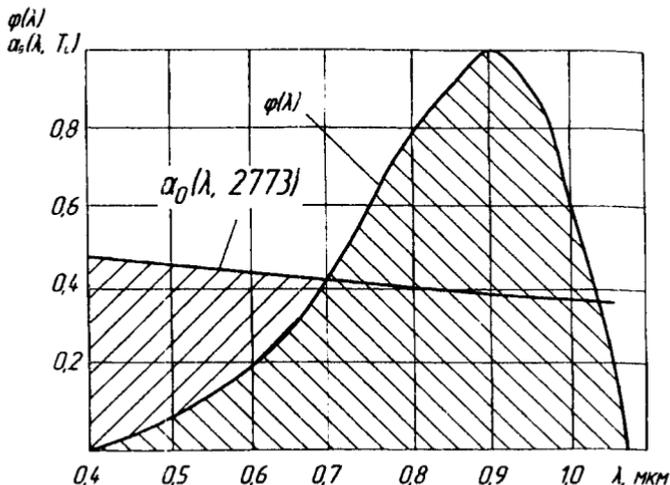


Рисунок 3 – Спектральные характеристики фотодиода $\phi(\lambda)$ и вольфрама $\alpha_0(\lambda, 2773)$

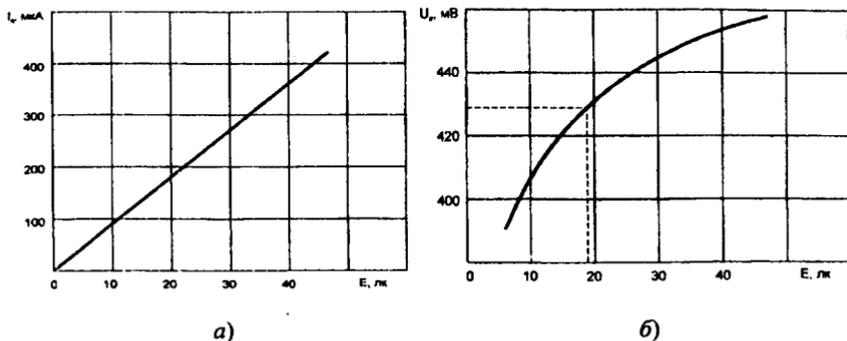


Рисунок 4 – Зависимость фототока (а) и фотонапряжения (б) от освещенности

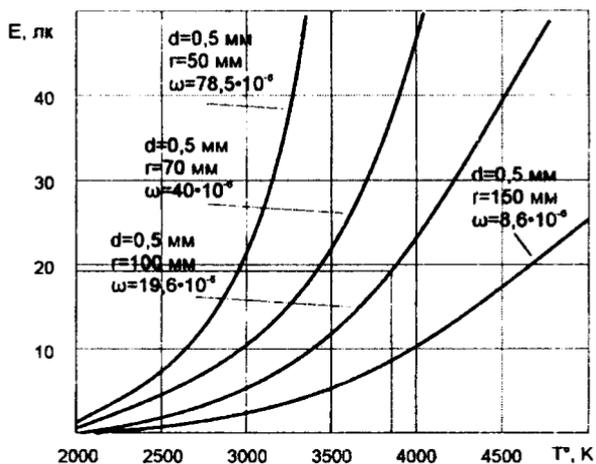


Рисунок 5 – Зависимость освещенности от температуры ударно-сжатого газа

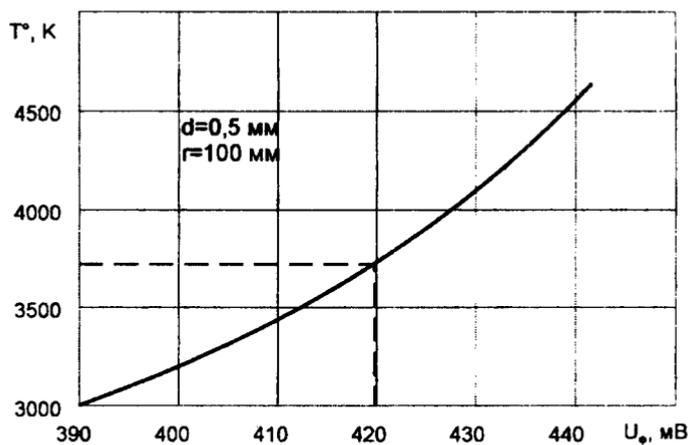


Рисунок 6 – Тарировочный график для определения температуры ударно-сжатого газа

В опытах по определению температуры ударно-сжатого газа при СВ измеряли напряжение фотодиода, так как значения фототока малы и точность измерений невелика. В качестве свариваемых

материалов использовали пластины стали 40Х и дюралюминиевого сплава Д16. Сварку взрывом осуществляли по плоскопараллельной схеме (рис. 1) с установкой узла фотодиода в нижней пластине из стали 40Х (рис. 2).

На рисунке 7 показана зависимость температуры газа от скорости точки контакта, построенная на основании экспериментальных и теоретических [4] данных. Как видно из рисунка, приведенных экспериментов недостаточно для утверждения того, что реальная температура газа в сварочном зазоре выше теоретических значений, как это указывалось в работе [5]. Но в то же время полученные результаты свидетельствуют о возможности использования теоретических данных с точностью до 7% при расчете температур свариваемых материалов от действия ударно-сжатого газа.

Аналогичные выводы можно сделать и о времени воздействия ударно-сжатого газа на свариваемые материалы, что хорошо видно из рисунке 8, на котором представлены результаты экспериментов и зависимость $t = f(V_k, S)$, построенная в соответствии с формулой (2).

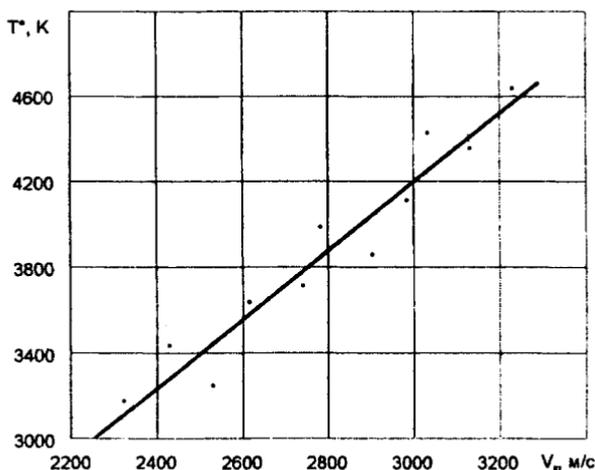


Рисунок 7 – Зависимость температуры ударно-сжатого газа от скорости точки контакта

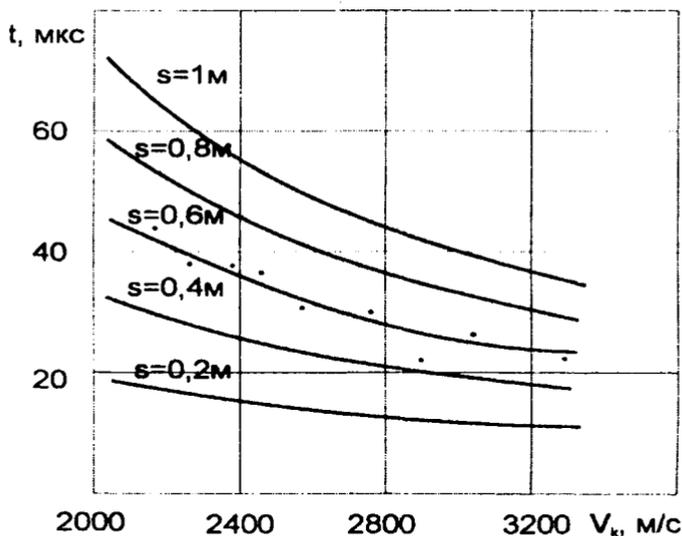


Рисунок 8 – Влияние скорости точки контакта и расстояния на время воздействия ударно-сжатого газа

На основании полученных результатов можно сделать вывод о возможности использования известных зависимостей $T_r = f(V_k)$ и $t = f(V_k, S)$ [15] при расчете температур ударно-сжатого газа при сварке материалов из стали 40Х и дюралюминиевого сплава Д16.

В целом разработанная методика определения температуры ударно-сжатого газа, основанная на измерении фототока и фотонапряжения фотодиода, позволяет определять температуру и время действия ударно-сжатого газа при сварке взрывом различных материалов, что необходимо для расчетов температурных полей и остаточных напряжений сваренных взрывом биметаллических заготовок.

Литература

1. Ковалевский, В. Н. К вопросу о теории процесса сварки труб взрывом / В. Н. Ковалевский [и др.] // Сборник научных трудов «Сварка и родственные технологии». – Минск, 2001. – вып. 4. – С. 37-39.

2. Ковалевский, В. Н. Особенности сварки труб взрывом / В. Н. Ковалевский // Сварка и родственные технологии: проблемы и пути решения: материалы международного симпозиума – Минск, 1999. – С. 86-89.

3. Ишуткин, С. Н. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, Н. И. Пак // Физика горения и взрыва. – 1981. – т. 17. – № 6. – С. 151–153.

4. Физика взрыва / Ф.А. Баум [и др.]; под ред. К.П. Станюковича. – 2-е перераб.изд. – М.: Наука, 1975. – 704 с.

5. Ишуткин, С. Н. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин / С. Н. Ишуткин, В. И. Кирко, В. А. Симонов // Физика горения и взрыва. – 1980. – Т. 16. – № 6. – С. 69–73.

6. Дерibas, А. А. О поверхностных эффектах при косых соударениях металлических пластин / А.А. Дерibas, И.Д. Захаренко // Физика горения и взрыва. – 1974 – т. 10. – № 3. – с. 409–421.

7. Цикулин, М. А. Излучательные свойства ударных волн в газах / М. А. Цикулин, Е. Г. Попов. – М.: Наука, 1977. – 173 с.

8. Оптические свойства горячего воздуха / И.В. Авилова [и др.]; под ред. Л.М. Бибермана. – М.: Наука, 1970. – 320 с.

9. Мишута, В. Н. Исследование характеристик фотодиодов в различных режимах работы / В.Н. Мишута, Г.М. Сенченко // Республиканский межведомственный сборник научных трудов «Приборостроение». – Минск: Вышэйшая школа, 1982. – Вып. 5. – С. 67–69.

10. Способ определения температуры ударно-сжатого газа при сварке взрывом: пат. 2009454 Рос. Федерация, МПК 5 G 01 J 5/28 / Г. М. Сенченко, И. Н. Федосенко; заявитель Белорусская гос. политехн. академия. – № 4891596/25; заявл. 17.12.90; опубл.15.03.94 // Изобретения / Официальный бюллетень комитета Рос. Федерации по патентам и товарным знакам. – М., 1994. – № 5. – С. – 170.

11. Эпштейн, М. И. Измерения оптического излучения в электронике / М. И. Эпштейн. – М.: Энергия, 1975. – 248 с.

12. Гуревич, М. М. Фотометрия (теория, методы и приборы) / М. М. Гуревич. – Л.: Энергоатомиздат, 1983. – 272 с.

13. Модель, И. Ш. Измерение высоких температур в сильных ударных волнах в газах / И. Ш. Модель // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1957. – Т. 32. – № 4. – С. 714–726.

14. Болотников, И. М. О применении элементов оптоэлектроники в звукочитающих системах кинопроекторов / И. М. Болотников, И. Н. Есипенко // Техника кино и телевидения. – 1977. – № 6. – С. 31–36.

15. Кузьмин, Г. Е. Применение численных методов в задачах прессования и сварки взрывом: автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук / Г.Е. Кузьмин. – Новосибирск, 1978. – 20 с.

СОДЕРЖАНИЕ

Черная металлургия

<i>Корнеев С. В., Плющевский И. Н., Трусова И. А., Маточкин А. В.</i> Особенности выплавки стали в ДСП при использовании в шихте металлургических окатышей.....	3
<i>Тимошпольский В. И., Плющевский И. Н., Кабишов С.М.</i> К вопросу о направлениях совершенствования технологии непрерывной разливки стали в условиях действующих производств.....	10
<i>Тимошпольский В. И., Трусова И. А., Ратников П. Э., Кондрашева О. А.</i> Определение оптимальной скорости непрерывной подачи металлургических окатышей в расплав стали при плавке в ДСП малой емкости.....	16
<i>Трусова И. А., Плющевский И. Н., Ратников П. Э., Малькевич Н. Г.</i> Пути совершенствования и оптимизации процессов нагрева металла в проходных печах под обработку металлов давлением.....	23
<i>Трусова И. А., Менделев Д. В., Ратников П. Э., Корнеев С. В.</i> Подбор конструктивных и технических параметров проходной нагревательной печи для нагрева заготовок под штамповку с целью создания энергосберегающих технологий.....	30
<i>Корнеев С. В., Менделев Д. В.</i> Анализ эффективности систем рекуперации нагревательных печей.....	40
<i>Тимошпольский В. И., Ратников П. Э., Козлов С. М., Маточкин А. В.</i> Моделирование скоростного нагрева металла при ограничениях на термические напряжения.....	49
<i>Слуцкий А. Г., Калинин А. С., Андриц А. А., Чанов А.Б.</i> Исследование особенностей получения безжелезистых лигатур методом внепечной металлотермии.....	55
<i>Шашкин В. Ю.</i> Реакция на внешнее возмущение камеры сгорания с распределенными параметрами.....	63

Литейное производство

<i>Кукуй Д. М., Фасевич Ю. Н., Луцкич П. Е., Турок И. А.</i> Возможности компьютерного моделирования для оценки работы экзотермической прибыли.....	70
<i>Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.</i> Модифицирование сплавов структурно-высокодисперсными силуминами.....	75
<i>Кукуй Д. М., Николайчик Ю. А.</i> Моделирование тепловых процессов на границе раздела расплав–противопригарное покрытие–форма.....	84

<i>Пумтур В. А., Ильющенко В. М., Короткин Г. П., Дойлидов В. П.</i> Решение проблемы энергосбережения при изготовлении горячекатаных цинковых анодов	91
<i>Немененок Б. М., Задруцкий С. П., Румянцева Г. А., Бежжок А. П.</i> Определние объемов и состава вредных выбросов, образующихся при плавке сплава АК9 в индукционных тигельных печах ИАТ-2,5	98
<i>Стеценко В. Ю.</i> Механизмы плавления и кристаллизации металлов и сплавов	104
<i>Немененок Б. М., Румянцева Г. А., Задруцкий С. П., Бежжок А. П.</i> Анализ состава и объемов вредных выбросов, образующихся при работе флюсоплавильных установок и в процессе рафинирующе-модифицирующей обработки силуминов.....	113

Обработка металлов давлением

<i>Исаевич Л. А., Сидоренко М. И., Иваницкий Д. М., Малекян М. М.</i> Расчет опережения при прокатке полос переменной толщины с постоянным обжатием	121
<i>Исаевич Л. А., Король В. А., Иваницкий Д. М., Костенко Г. В.</i> Тепловой режим работы деформирующего инструмента при прокатке заготовок малолистовых рессор	137
<i>Кудин М. В., Ложечников Е. Б.</i> Стан для прокатки с многосторонним обжатием в четырехвалковом калибре	147
<i>Давидович А. Н., Ивашко В. В., Давидович Л. М., Давидович В. А.</i> Упрочнение поверхности изделий в условиях воздействия высоких давлений ...	156
<i>Исаевич Л. А., Король В. А., Иваницкий Д. М.</i> Особенности технологии получения пластическим деформированием режущих граней ножей ротационных косилок	165
<i>Логачев М. В., Карпицкий В. С.</i> Исследование процесса изготовления трубчатых изделий малого диаметра из ленты	177
<i>Карпицкий В. С., Карпицкий Ю. В.</i> Безоблойная штамповка поковок сложной формы в штампах специальной конструкции	183
<i>Любимов В. И.</i> Силовая интенсификация комбинированных технологических операций листовой штамповки	191

Материаловедение и металловедение в металлургии

<i>Белявин К. Е., Минько Д. В., Побережный С. В., Решетников Н. В.</i> Исследование влияния электроимпульсной обработки на структурно-фазовые изменения в спеченном твердом сплаве марки ВК8	199
--	-----

Слуцкий А. Г., Сметкин В. А., Панасюгин А. С., Михалач Д. П. Термодинамические особенности процесса восстановления легирующих элементов из соединений	210
Голубцова Е. С., Галаев К. О., Менчицкая А. С. Оптимизация состава присадочного материала для сварки высокопрочной стали ВКС-12 (38ХС3Н4К2МФА)	218
Рафальский И. В., Арабей А. В., Киселев С. В., Гурченко П. С. Идентификация и определение значений температурно-временных параметров фазовых переходов литейных сплавов в системах термического экспресс-анализа	231
Земсков И. В., Филанович И. К., Горецкий Г. П. Разработка состава жаропрочной стали для поддонов термических печей	240
Голубцова Е. С., Каледин Б. А., Каледина Н. Б. Влияние степени деформации при прокатке в закаленном состоянии на механические свойства сталей	246
Голубцова Е. С., Жемойта А. В., Юревич С. В. Исследование влияния содержания хрома, температуры нагрева, времени выдержки на ширину ферритной и науглероженной прослойки в образцах, полученных электронно-лучевой сваркой	254
Хина Б. Б., Кухарева Н. Г., Протасевич В. Ф. Термодинамическое моделирование синтеза порошковых сред для борирования	262
Сенченко Г. М. Определение температуры ударно-сжатого газа при сварке взрывом	270

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 32

Подписано в печать 29.12.2009.

Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная.

Отпечатано на ризографе. Гарнитура Таймс.

Усл. печ. л. 16,80. Уч.-изд. л. 13,14. Тираж 100. Заказ 1402.

Издатель и полиграфическое исполнение:

Белорусский национальный технический университет.

ЛИ № 02330/ 0494349 от 16.03.2009.

Проспект Независимости, 65, 220013, Минск.