

УДК 621.74.047

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

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

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

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

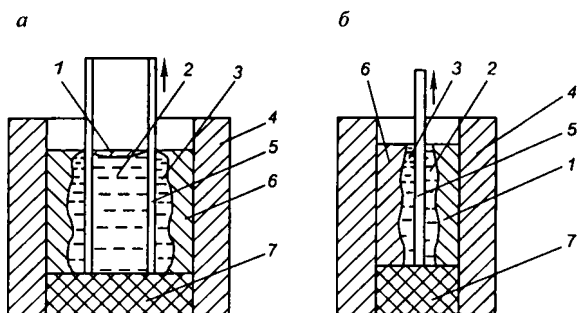


Рис. 1. Схемы получения биметаллических заготовок в кокилях:
а – цилиндрических биметаллических отливок; *б* – биметаллических отливок прямоугольного профиля; 1 – корка металла 2; 2 – жидкий металл 2; 3 – жидкий металл 1; 4 – металлический кокиль; 5 – вставной элемент; 6 – корка металла 1; 7 – теплоизолирующая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

^{*} Институт технологии металлов.

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

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

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

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

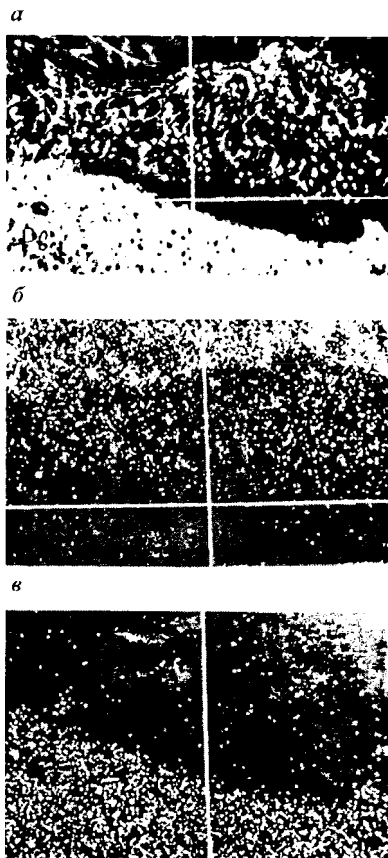


Рис. 2. РЭМ-топография (а) и R-сканирование по площади диффузионной зоны образцов Al – Pb по алюминию (б) и свинцу (в) (×325)

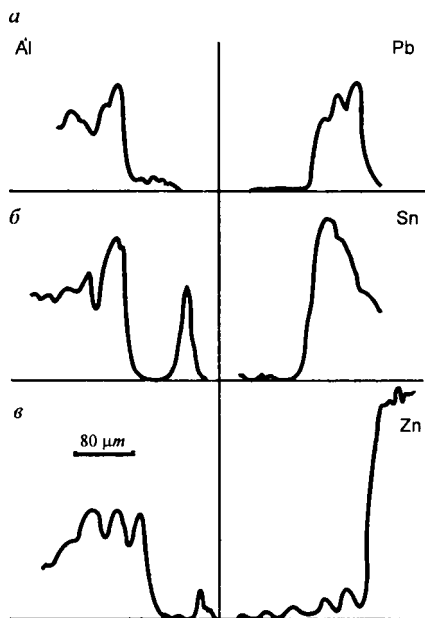


Рис. 3. Результаты сканирования по линии образцов Al – Pb (а), Al – Sn (б), Al – Zn (в)

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

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

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

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

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

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

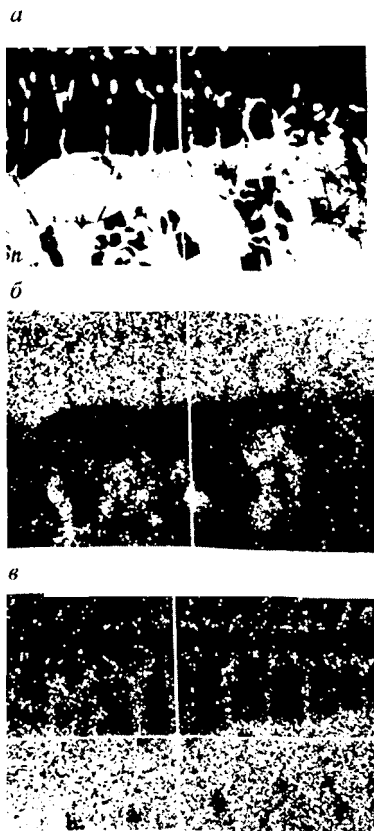


Рис. 4. РЭМ-топография (а), сканирование по площади диффузионной зоны образцов Al – Sn по алюминию (б) и олову (в) ($\times 325$)

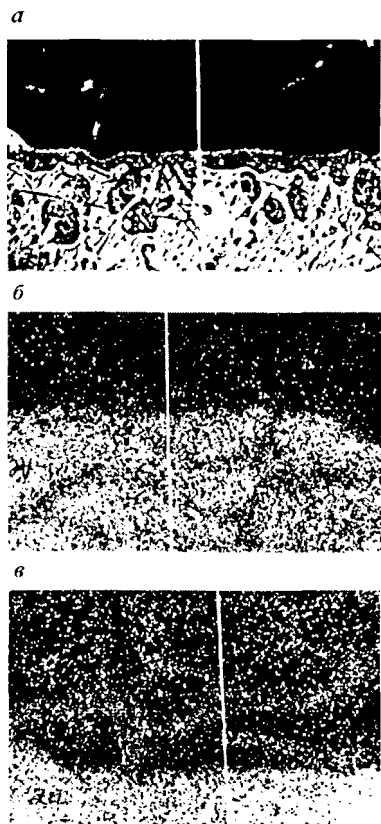


Рис. 5. РЭМ-топография (а) и R-сканирование по площади диффузионной зоны образцов Al – Zn по алюминию (б) и цинку (в) ($\times 325$)

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

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

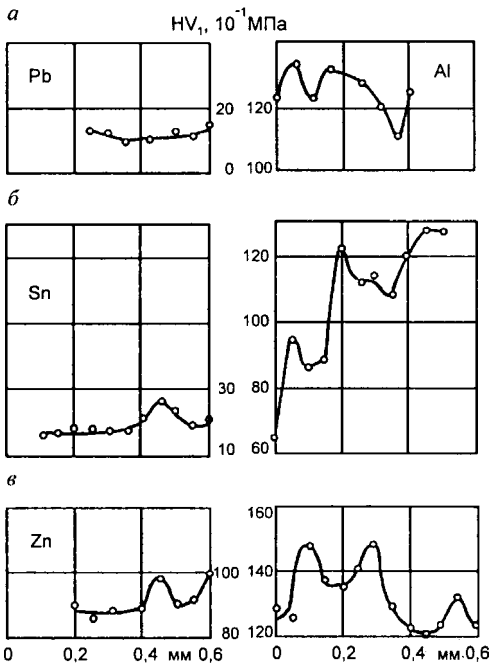


Рис. 6. Графики изменения микротвердости в контактной зоне биметаллов Al – Pb (а), Al – Sn (б), Al – Zn (в)

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

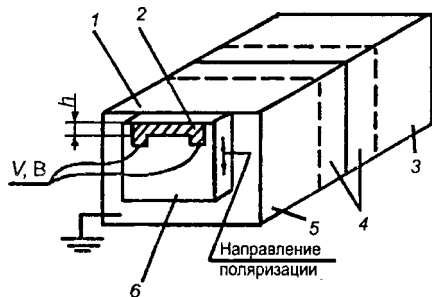


Рис. 7. Схема преобразователя краевого типа: 1 – подложка; 2 – электрод; 3 – металл; 4 – переходная зона; 5 – металл; 6 – преобразователь

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

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

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

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

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

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

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

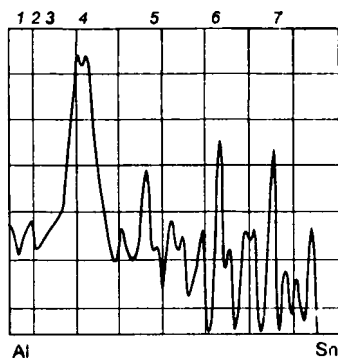
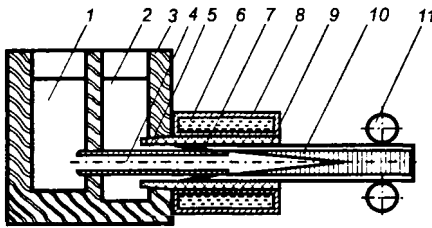


Рис. 8. Осциллограмма акустического зондирования биметаллического образца Al – Sn:

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

a



б

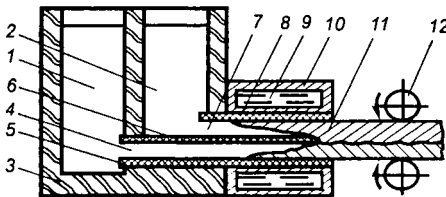


Рис. 9. Схема непрерывного литья: *a* – круглых биметаллических заготовок (1 – металл 1; 2 – металл 2; 3 – двухсекционный металлоприемник; 4 – металлопровод; 5 – кольцевой канал; 6 – кристаллизатор; 7 – корка металла 2; 8 – водоохлаждаемый корпус; 9 – графитовая вставка; 10 – биметаллическая отливка;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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

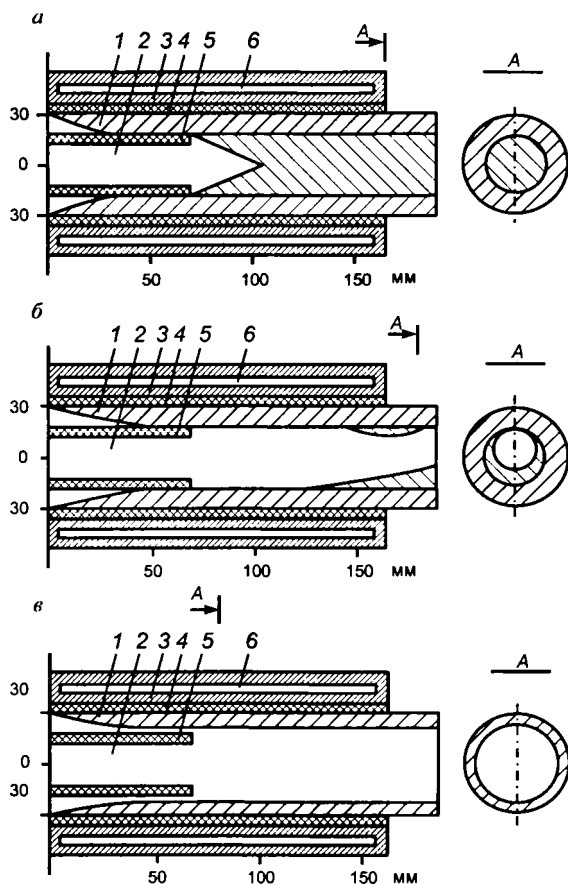


Рис. 10. Расчетный профиль биметаллической отливки:
a – при скорости литья 0,1 м/мин; *б* – при скорости литья 0,2 м/мин; *в* – при скорости литья 0,3 м/мин; 1 – чугун, 2 – бронза, 3 – водоохлаждаемый корпус; 4 – графитовая вставка; 5 – металлопровод; 6 – вода

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

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

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

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

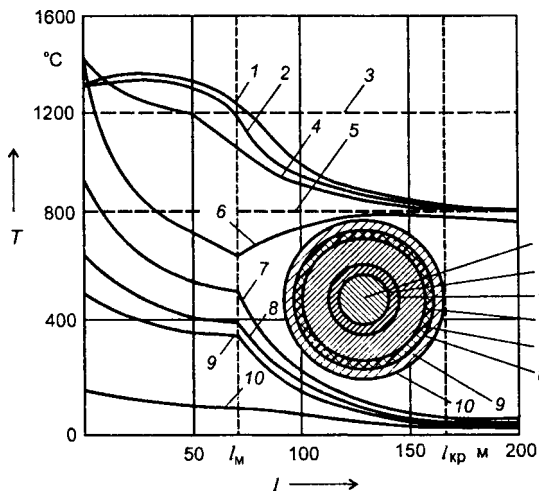


Рис. 11. Графики изменения температуры по длине слитка, графитовой вставки и металлической гильзы, в верхней части при скорости литья 0,2 м/мин:

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

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

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

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

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

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

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

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

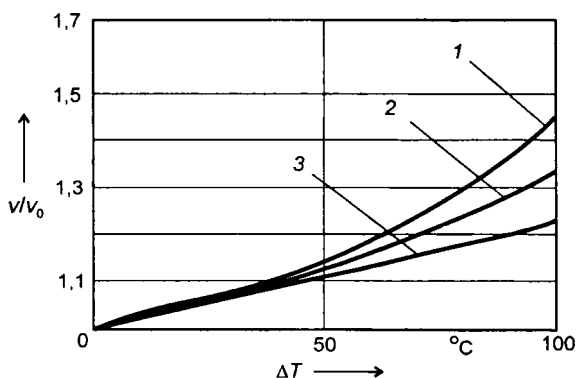


Рис. 12. Графики изменения скорости вытягивания слитка в зависимости от степени снятия перегрева:

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

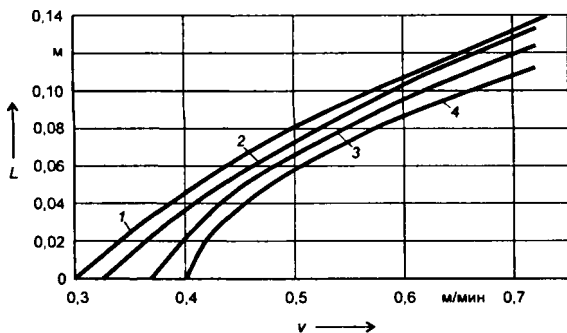


Рис. 13. Зависимость протяженности зоны спекания от скорости вытягивания биметаллического слитка алюминий – медь для кристаллизаторов с различными длинами перегородки:

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

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

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

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

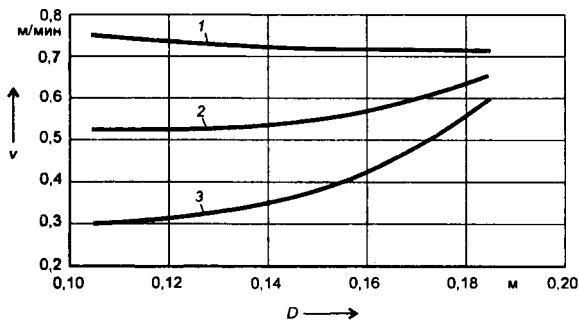


Рис. 14. Зависимость скорости вытягивания биметаллического слитка от длины перегородки кристаллизатора для отливки алюминий – медь:

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

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

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

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

ЛИТЕРАТУРА

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

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

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

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

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

УДК 621.74.047

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕПЛОПЕРЕДАЧИ ПРИ ВЕРТИКАЛЬНОМ ПОЛУНЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ ЧУГУНА

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