



УДК 669.117.56

ЭШП И СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К УПРАВЛЕНИЮ ЗАТВЕРДЕВАНИЕМ КРУПНОГО КУЗНЕЧНОГО СЛИТКА

Л.Б. Медовар¹, А.П. Стовпченко¹, А.Н. Головачев², Б.Б. Федоровский³

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Национальная металлургическая академия Украины.
49600, г. Днепропетровск, пр. Гагарина. E-mail: golar@yandex.ru

³Элмет-Рол. 03150, г. Киев, а.я. 259. E-mail: elmetR@ukr.net

Обсуждены современные представления о некоторых феноменах затвердевания слитка и способах улучшения его качества. Проведено сопоставление устоявшихся теоретических представлений о затвердевании слитка и указаны имеющиеся ограничения описания всех видов сегрегации, проявляющихся при затвердевании слитков. Проанализированы различные технологические приемы воздействия на затвердевающий слиток путем изменения геометрии слитка и без него. Показано влияние изменения отношения высоты слитка к его диаметру на проявление тех или иных видов неоднородности. Рассмотрены возможности изменения перегрева затвердевающего металла над ликвидусом. Выполнено сравнение преимуществ новейших электрошлаковых технологий управления затвердеванием слитка в результате изменения его геометрии при укрупнении и без изменения геометрии в процессе электрошлакового переплава (ЭШП) по двухконтурной схеме. Рассмотрены перспективы применения ЭШП при производстве крупных кузнечных слитков особо высокого качества. Библиогр. 16, ил. 5.

Ключевые слова: крупный кузнечный слиток; кристаллизация; затвердевание; ликвация; структура; ЭШП; ЭШП ЖМ; слиток-матрейка

Получить абсолютно однородный слиток из стали или сплава невозможно. Природа процесса кристаллизации многофазных сплавов такова, что с увеличением массы кристаллизующегося слитка развитие ликвационных дефектов усиливается, а эффективность улучшения структуры при помощи деформационных и диффузионных типов обработки уменьшается.

С каждым новым витком развития тяжелого и энергетического машиностроения проблема получения качественного слитка обостряется, поскольку потребители нуждаются во все более тяжелых поковках из легированных сталей и сплавов. Сейчас мы как раз находимся на очередном этапе увеличения массы слитка и повышения требований к его качеству: уже освоено производство слитков массой 670 т, а следующим шагом станет освоение 700-тонного слитка [1]. Однако только несколько больше 20...25 % исходного слитка используется в конечной продукции. Поэтому актуальность разработки эффективных технических и технологических решений для улучшения качества кузнечного слитка и повышения выхода годного усиливается, что требует углубленного понимания механизма процессов, происходящих при кристаллизации, в частности возникновения структурной и химической неоднородности.

Теоретический анализ причин возникновения ликвационной неоднородности. Любая кристаллизация — неравновесный процесс, поскольку непрерывным условием его протекания является непрерывный отвод тепла системы в окружающую среду. Большинство исследователей придерживаются мнения о несоблюдении условий равновесия при кристаллизации, а рост твердой фазы, особенно кристалла, из расплава начинается только при переохлаждении жидкости [2–7]. Преохлаждение связывают чаще всего с энергетическими трудностями образования зародышей. В то же время при рассмотрении процесса кристаллизации металлов и сплавов обычно используют представления о локальном равновесии на фронте кристаллизации.

Затвердевание сплавов (систем состоящих из двух или более компонентов) сопровождается дополнительными эффектами, усложняющими установление равновесия. Так, помимо тепловых потоков в системе, возникают сопряженные с ними потоки вещества, обусловленные диффузионными процессами перераспределения компонентов. Условие минимума свободной энергии сплава и связанное с ним условие равенства химических потенциалов компонентов в твердой и жидкой фазах (для получения сплава, близкого к равновесному) определяют непрерывное изменение составов сосуществующих фаз сплава при понижении температуры.

© Л.Б. МЕДОВАР, А.П. СТОВПЧЕНКО, А.Н. ГОЛОВАЧЕВ, Б.Б. ФЕДОРОВСКИЙ, 2013

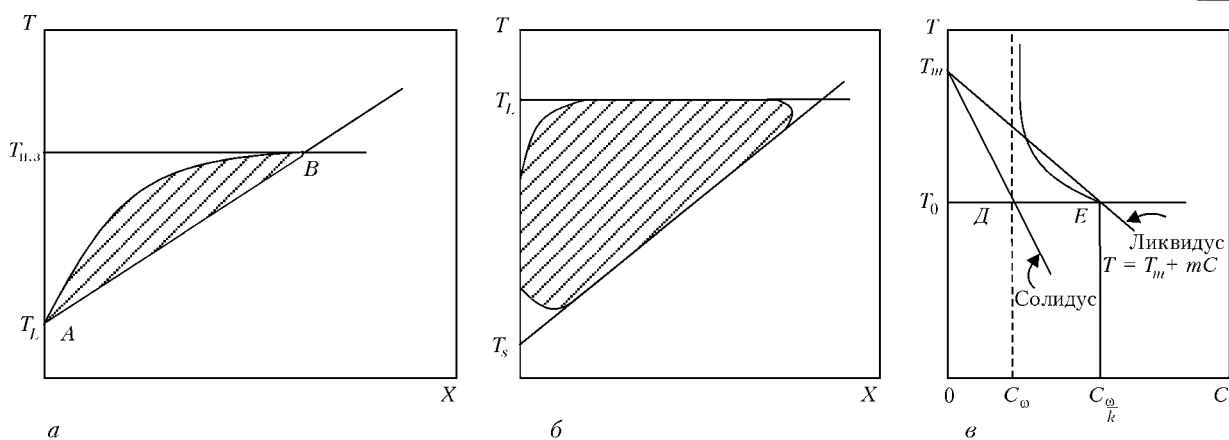


Рис. 1. Схема возникновения концентрационного переохлаждения, приведенная в следующих работах: *a* – [2–4]; *б* – [8]; *в* – [7]; C_∞ – концентрация примеси в твердом состоянии и на бесконечном отдалении от фронта кристаллизации (аналог $C_{исх}$); $T_{н.з.}$ – температура начала затвердевания; T_m – точка плавления

При каждой температуре интервала затвердевания сплава кристаллизующаяся твердая и контактирующая с ней жидкая фаза имеют различный состав, что иллюстрируют диаграммы состояния металлических систем. Кроме того, кинетические условия протекания процесса кристаллизации могут вызывать неравновесные изменения температурного интервала затвердевания, отражаемые обычно линиями неравновесного ликвидуса и солидуса (температура начала и конца кристаллизации) сплава.

Предположение о том, что фактические и равновесные температуры на границе раздела твердой и жидкой фаз при кристаллизации могут отличаться, впервые сделано в работах [2, 3]. Существуют два возможных варианта распределения второго компонента между твердой и жидкой фазой: растворимость в жидкой выше, чем в твердой ($k = C_{ТВ}/C_0 < 1$) или растворимость второго компонента в твердом сплаве выше, чем в жидкости ($k = C_{ТВ}/C_0 > 1$). Однако в обоих случаях фактические и равновесные температуры кристаллизации отличаются, а температура ликвидус жидкой остаточной фазы понижается независимо от характера изменения концентрации второго компонента перед фронтом кристаллизации

Эту особенность процесса кристаллизации сплавов в разных литературных источниках обозначают термином переохлаждение, дополненным определениями диффузионное [2], конституционное/конституциональное [3–5, 7], концентрационное [8]. Обычно в качестве иллюстрации этого понятия приводят схемы как на рис. 1. Заштрихованная область характеризует переохлаждение, связанное с перераспределением примеси [2–4].

В то же время возникает ряд вопросов, ответы на которые данная диаграмма не дает. Как следует из нее, переохлаждение на межфазной границе равно нулю, что соответствует условиям равновесия и, следовательно, отсутствию процесса кристаллизации.

Трудно объяснить физический смысл температурной линии *AB* (гипотетического начала кристаллизации), так как она не характеризует ни мгновенное распределение температур по сечению, ни изменение температуры в точке расплава во време-

ни. Не вполне корректен ход кривой фактической температуры в расплаве, поскольку в обычных условиях такой крутой градиент обеспечить довольно сложно. Все указанные недостатки схем связаны с упрощениями описания процесса, принятыми авторами для наглядности.

На наш взгляд, это приводит к неверным выводам о возникновении концентрационного переохлаждения. Общепринятое определение понятия переохлаждение может быть сформулировано как положительная разность равновесной температуры начала кристаллизации и достигнутой при данной скорости охлаждения (до появления твердой фазы) фактической температуры начала кристаллизации, а также связанное с этим метастабильное состояние жидкости [4, 5, 9].

Подробное рассмотрение позиций авторов в работах [2–6] показывает, что явление, называемое концентрационным переохлаждением, проявляется в снижении фактической температуры начала затвердевания жидкости перед фронтом кристаллизации, по сравнению с равновесной температурой ликвидус диаграммы состояния сплава из-за диффузионного фазового перераспределения компонентов. Так, в работе [10] указывается, что если следить за какой-то определенной точкой жидкости во времени, то соответствующая ей фигуративная точка при приближении фронта кристаллизации будет пересекать линию ликвидус, т.е. фактически концентрационное переохлаждение возникает вследствие обычного термического охлаждения элемента объема. Жидкость переохлаждается из-за приближения холодного фронта кристаллизации [10].

Более правильно отражающим суть явления следует признать термин, предложенный в работе [8]. Поскольку происходит уменьшение разности действительной температуры начала кристаллизации (из-за сегрегации компонентов) и складывающейся перед фронтом кристаллизации фактической (обусловливаемой условиями теплоотвода) отмечается концентрационная депрессия (снижение) переохлаждения.

Как показано на рис. 1, *б*, скрытая теплота кристаллизации требует дополнительного отбора тепла



от границы и может уменьшать степень переохлаждения расплава в приграничной зоне.

В одной из последних работ по теории затвердевания [7] описывается концентрационное переохлаждение (рис. 1, в). При фиксированной температуре поверхности T_0 на поверхности раздела концентрация равна C_s , причем для твердой фазы она составляет C_∞ , а для жидкой — C_L , определяемой как C_∞/k , где k — коэффициент сегрегации. Поскольку ширина межфазной поверхности стремится к нулю, то точки D и E совпадают физически и поэтому отмечается скачок концентрации через поверхность взаимодействия из-за оттеснения примеси, что ведет к понижению характеристической температуры кристаллизации жидкости нового состава ниже температуры ликвидус (рис. 1, в) [7].

В работе [7] показано, что это снижение температуры кристаллизации является конституциональным переохлаждением, которое вместе с капиллярным и кинетическим на поверхности раздела может быть описано уравнением Гиббса–Томпсона.

С учетом кривизны линий ликвидус и солидус линейная форма представления изменения концентрации может быть заменена функцией изменения концентрации (линией ликвидус) более общего вида. Переохлаждение за счет поверхностной энергии в этом уравнении имеет тот же вид, что и для чистых металлов.

Следует отметить, что эффекты межфазного перераспределения компонентов проявляются, с одной стороны, именно благодаря неравновесному характеру кристаллизации, а с другой, их уменьшение и исключение возможно путем создания сверхравновесных условий, когда фиксируется исходный состав (а иногда и структура) жидкого расплава — бездиффузионное затвердевание. Исключим предельные скорости кристаллизации $v_{кр} \rightarrow 0$ (равновесие) и $v_{кр} \rightarrow \infty$ (образование аморфных и наноструктур). Наиболее распространенным в метал-

лургической практике является вариант, когда скорость кристаллизации конечна, но существенно выше скорости диффузии как в твердой (зона I), так и жидкой фазах. В этом случае вблизи границы раздела фаз (зона II) будет скапливаться примесь, что и происходит на практике.

Удаленные от фронта кристаллизации объемы жидкости (зона III) имеют исходный состав и более высокую температуру начала кристаллизации. Следовательно, в этих слоях при достаточном теплоотводе могут создаваться условия для гомогенного образования и роста отдельных кристаллов (рис. 2). В то же время диффузия в жидкой фазе происходит значительно быстрее, чем в твердой, и в реальных слитках ликваты, вытесненные быстро продвигающимся дендритным фронтом, должны ассимилироваться объемом жидкого остатка. Следовательно, температура начала кристаллизации центрального объема слитка понизится и потребуется больший отбор тепла.

Установлено, что подобное накопление примеси вблизи межфазной границы с образованием расплава, имеющего пониженную температуру начала кристаллизации, меняет ее характер. Так, может происходить временная остановка или задержка продвижения плоского фронта кристаллизации, связанная с необходимостью создания дополнительного термического переохлаждения расплава этого состава, или изменение формы фронта кристаллизации на ячеистый и дендритный.

В рассматриваемом варианте это означает, что в пределах диффузионного слоя, где переохлаждение минимально (ввиду снижения переохлаждения из-за сегрегации примесей) вероятность зарождения кристаллов мала, в то время как рост уже существующих кристаллов (особенно вершин дендритов) может продолжаться.

Путем изменения условий тепло- и массообмена, а также гидродинамики движения расплава за счет применения внешних воздействий в значительной мере можно управлять формированием структуры реального стального слитка. Следует учитывать, что плоский фронт кристаллизации в реальных условиях реализуется редко. Кроме того, на поверхности формы всегда присутствуют шероховатости, которые становятся центрами кристаллизации, а затем преимущественного роста кристалла. Вершина образовавшегося кристалла имеет наиболее благоприятные условия роста, поскольку оттесняет примеси в объем окружающей жидкости. Длительное существование жидкости в междендритных пространствах (существование твердо-жидкой зоны) является еще одним подтверждением снижения переохлаждения расплава при накоплении примеси.

Накопление примеси вблизи межфазной границы с образованием расплава с пониженной температурой начала кристаллизации, тормозящее ее, может быть преодолено либо вследствие дополнительного термического переохлаждения расплава, либо путем перемешивания с расплавом, содержащим

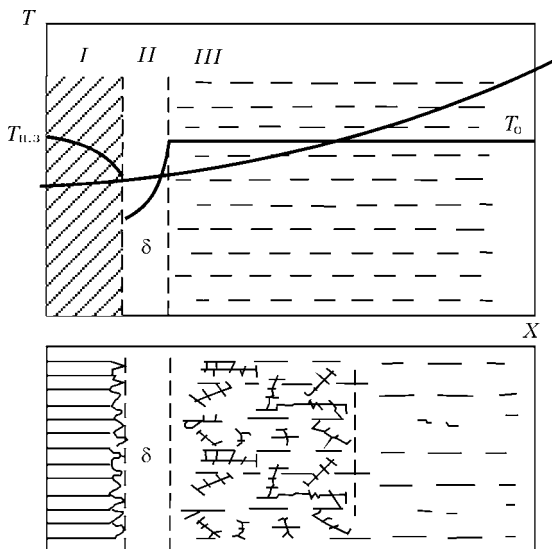


Рис. 2. Мгновенное распределение равновесных температур начала затвердевания в кристаллизующемся объеме сплава (непрерывная линия — реальное распределение температуры расплава по радиусу)



примеси. Последнее реализуется, например, в технологии электрошлакового переплава, преимущество которой при обеспечении качества крупного слитка обсуждается далее.

Возможности управления затвердеванием при формировании крупного слитка. Основные усилия технологов всегда были направлены на уменьшение перегрева при разливке стали, а также объема жидкометаллической ванны и двухфазной зоны в затвердевающем слитке. Десятилетиями во всем мире пытались усовершенствовать технологию отливки крупных кузнечных слитков, используя продувку металла в изложнице инертным газом, перемешивание, захолаживание внутренними холодильниками (как объемными, так и мелкодисперсными, вплоть до порошков) и другие способы внешних воздействий. Однако получаемые результаты были нестабильными, особенно при отливке крупных слитков.

В настоящее время в промышленности работают три основные технологии получения крупных кузнечных слитков — отливка в изложницу, электрошлаковый переплав и электрошлаковая подпитка. Отливка слитков в изложницу практически доведена до совершенства, поэтому серьезных усовершенствований технологии, видимо, не предвидится, как и в ситуации со способами электрошлаковой подпитки слитков, среди которых наилучшие результаты показывает технология BEST фирмы «Böhler».

Так, подпитка кузнечных слитков BEST высокохромистой стали массой 50...70 т на фирме «Böhler» обеспечивает такое качество поковок роторов паровых турбин на рабочие температуры до 650 °С, которое другие производители достигают только при ЭШП [11].

В технологии ЭШП в последнее время появилось несколько усовершенствований, которые, по нашему мнению, позволяют лучше управлять затвердеванием крупных кузнечных слитков. Следует отметить, что возможность управлять затвердеванием при ЭШП и достигать повышения качества слитков возникла благодаря применению токоподводящего кристаллизатора, предложенного в ИЭС им. Е.О. Патона в 1970-е гг. (рис. 3) [12, 13].

Рассмотрим воздействие некоторых факторов в процессе кристаллизации, их влияние на структуру крупного слитка и выход годного, качество крупного слитка, а также возможность управления этими факторами при ЭШП и разливке стали в изложницу.

Влияние геометрии слитка. Размеры слитка, отношение его высоты к диаметру варьируют в определенных пределах, поэтому их влияние на качество слитка известно. Так, при отношении высоты слитка H к его диаметру D в пределах 1,5...2,5 можно ожидать, что затвердевание в горизонтальном и вертикальном направлениях достигнет верха слитка и его оси одновременно. В случае уменьшения отношения диаметра к высоте слитка до менее 1,5 пре-

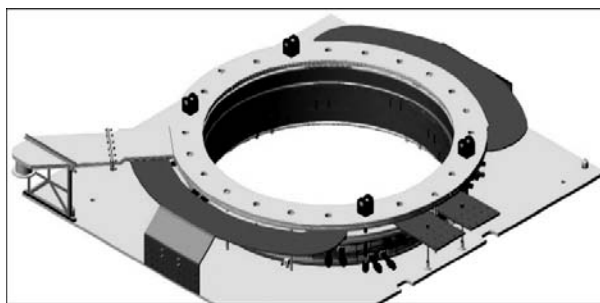


Рис. 3. Модель тоководящего кристаллизатора 3-D диаметром 3200 мм

обладает затвердевание в вертикальном направлении, при этом уменьшаются усадочные дефекты, но усиливается A -сегрегация. При увеличении этого отношения до трех затвердевание в горизонтальном направлении опережает таковое в вертикальном, увеличивается рыхлость, уменьшается химическая неоднородность и A -сегрегация.

У слитков ЭШП отношение H/D может значительно превышать число три, что обеспечивает сокращение доли головной и донной обрезки. Например, при массовом производстве высококачественных слитков ЭШП размерами 1000(4000...6000) мм неизбежная в обычном слитке осевая рыхлость отсутствует за счет постоянного обновления ванны жидкого металла и подпитки затвердевающего слитка.

Идея изменения геометрии слитка для улучшения условий его формирования путем разделения целого слитка на малые объемы не нова. Попытки реализовать ее при отливке слитка в изложницу описаны в работе [14]. Получены отдельные положительные результаты, но в промышленности они не нашли широкого применения, как и идея последовательной отливки слитка-матрешки (малый слиток вставляется в большую изложницу и затем отливается больший слиток и т.д.). Такого рода попытки предпринимали и в специальной электрометаллургии.

В процессе МНКВ [15] эту идею осуществляли по-другому. Отливали большой кузнечный слиток, трепанировали его и центральную часть (пораженную сегрегацией) удаляли, оставшийся полый слиток использовали как кристаллизатор, в нем проводили ЭШП, заправляя центральный объем слитка металлом переплавляемого расходоуемого электрода. В силу ряда причин, включая растягивающие напряжения оболочки составного слитка-матрешки, процесс МНКВ также не прижился в промышленности. Исследования в этом направлении продолжаются и основываются на применении способа электрошлаковой наплавки жидким металлом для укрупнения слитка [16]. Схематически этот способ получения крупного кузнечного слитка представлен на рис. 4.

Наплавку на центральный слиток можно производить без снятия с печи или (для получения дополнительного улучшения свойств) с переворотом вверх дном (паркетное расположение дендритов ос-

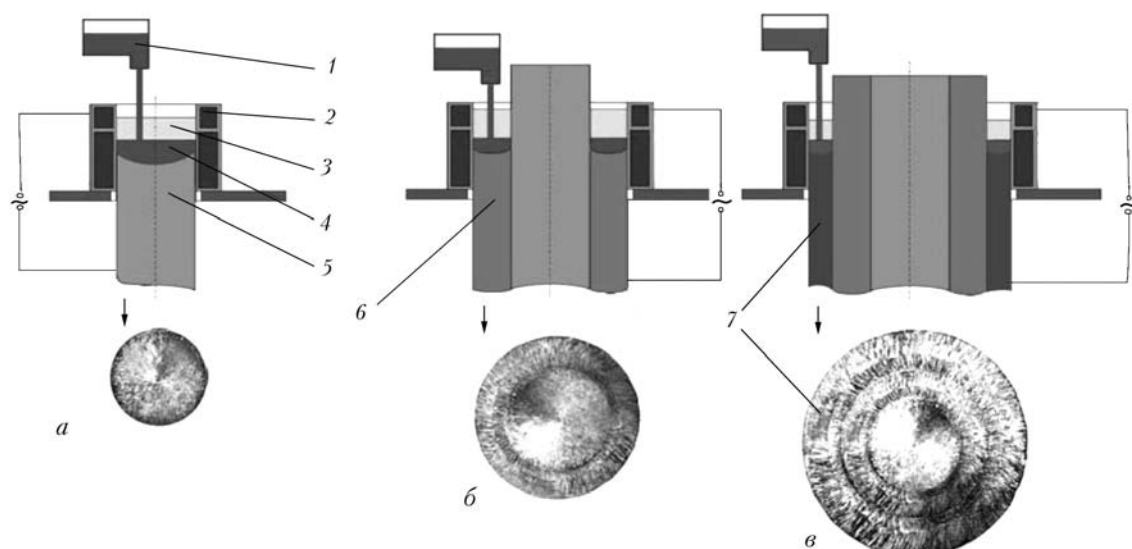


Рис. 4. Многостадийный ЭШП ЖМ (электрошлаковый процесс с жидким металлом) для укрупнения слитка: *a* — первый слиток, выплавленный способом ЭШП ЖМ (может быть получен и традиционным ЭШП); *б* — слиток с кольцевым наружным слоем, полученным способом ЭШП ЖМ; *в* — слиток с двумя кольцевыми наружными слоями, полученными аналогично; 1 — миксер-дозатор; 2 — токоподводящий кристаллизатор; 3 — шлаковая ванна; 4 — металлическая ванна; 5 — слиток; 6 — слиток второй стадии; 7 — слиток третьей стадии

нового и наплавленного слоя). Результаты математического моделирования этого процесса приведены в работе [16]. Рассмотренный при моделировании вариант укрупнения слитка показал, что параметры состояния металла в двухфазной зоне для укрупняемого слитка намного лучше, чем в сплошном слитке того же диаметра — размеры карбидов и расстояния между осями дендритов второго порядка в каждом слое (даже в центральной части) существенно ниже.

Многолетняя промышленная эксплуатация электрошлаковой наплавки при производстве валков прокатных станов на НКМЗ (Украина) подтверждает высокое качество зоны сплавления при электрошлаковой наплавке даже в случае использования разнородных сталей центрального слитка и наплавленного слоя.

Поскольку из-за двухстадийности укрупнение слитков способом наплавки априори дороже, чем при обычном ЭШП, то и применять его целесообразно для более дорогих сплавов. Полагаем, что укрупнение найдет свое применение прежде всего в производстве крупных кузнечных слитков из суперсплавов, поскольку сегодня максимальный диаметр таких слитков ограничен 1000 мм из-за образования пятнистой ликвации. Получение качественного слитка из суперсплавов большего диаметра особенно важно в связи с планами перехода на рабочие температуры пара 700...750 °С в тепловой энергетике.

Уменьшение объема ванны жидкого металла (без изменения геометрии слитка). Следует отметить, что при формировании крупного слитка длительность разлива значительно меньше продолжительности затвердевания, поэтому ванна жидкого металла не намного меньше объема формы. Затвердевание происходит в течение длительного времени,

а перемешивание ограничивается естественной конвекцией, из-за чего образование ликвационных и усадочных дефектов неизбежно.

Ускорить кристаллизацию слитка можно, создав условия для образования равноосных кристаллов. Для этого нужно повысить температуру ликвидус центрального объема слитка, уменьшив содержание ликвирующих примесей и углерода. Такой подход реализован в технологиях отливки крупных слитков, предусматривающих снижение содержания углерода в каждом последующем разливаемом ковше. Однако и в этом случае образующаяся ванна жидкого металла несмотря на более благоприятный с точки зрения ускорения кристаллизации состав имеет весьма большой размер и ее затвердевание сопровождается всеми описанными проблемами.

Применение перемешивания двухфазной зоны, с одной стороны, ускоряет затвердевание, с другой, приводит к усилению зональной неоднородности, в частности шнуровой и пятнистой ликвации. В этих условиях увеличение диаметра и массы слитка автоматически означает ухудшение его металлургического качества.

Совершенно иначе происходит процесс формирования слитка при ЭШП (в любом варианте его реализации). Глубина жидкометаллической ванны при традиционном ЭШП обычно не превышает радиуса слитка, а при новых разновидностях процесса с применением токоподводящего кристаллизатора (ЭШП ДС и ЭШП ЖМ) может быть уменьшена еще существеннее.

Первый способ, который мы хотели бы обсудить в настоящей статье, — это ЭШП ДС (электрошлаковый переplав по двухконтурной схеме) [12]. В ЭШП ДС особенно привлекательно применение двух независимых цепей подачи тока к шлаковой ванне, что позволяет варьировать соотношение мощности на электроде и кристаллизаторе. Послед-

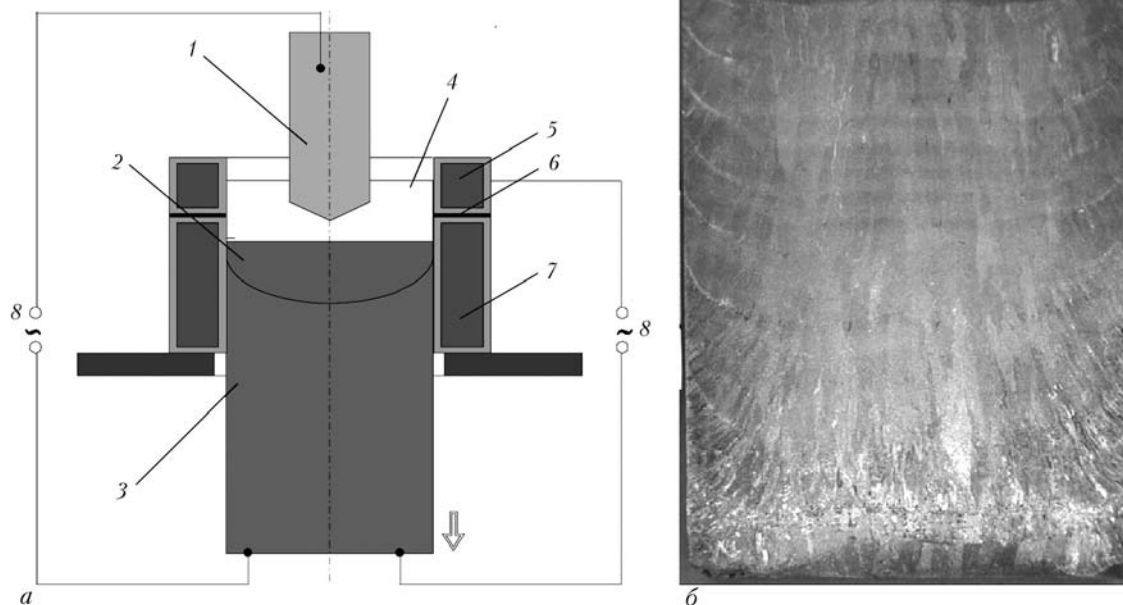


Рис. 5. ЭШП ДС: *а* — схема (два независимых источника тока): 1 — расходный электрод; 2 — ванна жидкого металла; 3 — слиток; 4 — шлаковая ванна; 5-7 — токоподводящий кристаллизатор; *б* — макроструктура слитка ЭШП ДС диаметром 350 мм

нее, в свою очередь, дает возможность в широких пределах изменять производительность переплава (вплоть до остановки формирования слитка без замораживания его верхней части). Это означает, что при ЭШП ДС (как и при холодноподовых электронно-лучевом и плазменнотуговом переплавах) мощность переплава и его производительность практически независимы, поэтому можно сформировать качественный слиток с весьма небольшой жидкометаллической ванной (рис. 5).

Кроме того, при использовании ЭШП ДС картина конвективных потоков в жидкометаллической ванне существенно изменяется, что требует углубленных исследований. Предстоит выяснить, каковы реальные возможности уменьшения скорости плавления расходных электродов и пределы уменьшения глубины жидкометаллической ванны, допустимые с технической точки зрения и рациональные с позиции эффективности.

Процесс ЭШП ДС позволяет существенно снизить глубину металлической ванны, что обеспечивает формирование слитка с малым развитием ликвационных процессов. Схема ЭШП ДС обеспечивает превосходное управление процессом и стабильную работу печи на различных режимах.

Следует также ожидать, что процесс ЭШП ДС будет эффективен для получения крупных слитков сталей и сплавов, где наряду с качеством важны выход годного и экономичность процесса.

Перегрев металла. В электрошлаковых процессах объем металлической ванны при производстве крупного слитка может быть значительно уменьшен. Однако уменьшение производительности процесса приводит к повышению расхода электроэнергии, что снижает эффективность. Поэтому, помимо уменьшения глубины ванны, следует снижать пере-

грев металла, создавая условия для ускорения кристаллизации. Высокий перегрев стали, помимо удлинения времени затвердевания, способствует общему огрублению структуры слитка, усилению зональной ликвации, образованию горячих трещин. Кроме того, при повышении перегрева увеличивается усадка металла в жидком состоянии.

Фактически перегрев — это единственный технологический фактор, который невозможно изменить ни при стандартной разливке стали в изложницу, ни при классическом ЭШП. В первом случае перегрев необходим для обеспечения разливаемости большой массы металла, во втором, — из-за невозможности вести переплав ниже некоторого минимального тепловложения.

Значительное снижение перегрева обеспечивает процесс электрошлакового переплава с жидким металлом (ЭШП ЖМ). В этом случае металл подается из обогреваемого устройства, а путь его до кристаллизатора невелик. Производительность процесса ЭШП ЖМ, в отличие от традиционного ЭШП, определяется не скоростью плавления электрода, а скоростью затвердевания слитка. Кроме того, в электрошлаковых технологиях с использованием жидкого металла можно применять шлаки с пониженным (на 100...200 °С ниже температуры солидус металла) температурным интервалом плавления.

Применение таких шлаков способствует уменьшению удельного расхода электроэнергии и тепловложения в ходе процесса, что является залогом улучшения структуры формирующегося слитка за счет ускорения затвердевания.

Следовательно, применение жидкого металла в процессе ЭШП позволяет существенно расширить возможности управления затвердеванием и, как следствие, повысить металлургическое качество производимых слитков.



Вопросы о граничных пределах массы слитков, изготавливаемых тем или иным способом, а также об экономической эффективности технологий для обоснования использования этого или того способа требуют дополнительной проработки, тем не менее применение ЭШП становится более эффективным чем выше масса выплавляемого слитка.

Выводы

1. Для ускорения кристаллизации двух- (много-) компонентного расплава перед фронтом кристаллизации необходимо дополнительное снижение температуры для преодоления конституционального переохлаждения, возникающего из-за накопления примесей. Это возможно при создании условий для образования равноосных кристаллов, например повышение температуры ликвидус стали центрального объема слитка, в результате уменьшения содержания примесей и углерода. При ЭШП преодоление накопления примесей в центральном объеме («конституциональное» переохлаждение) происходит автоматически при пополнении жидкометаллической ванны металлом постепенно плавящегося электрода.

2. Новые технологии ЭШП (ЭШП ЖМ, ЭШП ДС) дают возможность управлять глубиной жидкометаллической ванны. Это позволяет снизить степень развития ликвационных процессов при затвердевании и получить крупные слитки высокого качества из чувствительных к сегрегации сталей и сплавов. Вопрос о граничной массе слитков и экономической эффективности технологий для детерминированного выбора того или другого способа требует дополнительного изучения.

Discussed are the modern conceptions about some phenomena of ingot solidification and methods of its quality improvement. The comparison is made of steady theoretical conceptions about ingot solidification and existing limitations of description of all types segregation, proceeding in ingot solidification are indicated. Different technological procedures of effect on solidified ingot by change in ingot geometry and without it were analyzed. The effect of changes in ratio of ingot height to its diameter on appearance of either types of heterogeneity is shown. The feasibility of change in solidifying metal overheating above liquidus is shown. Comparison of advantages of the newest electroslag technologies of control of ingot solidification as a result of change of its geometry at enlargement and without change in geometry in the process of electroslag remelting using two-circuit scheme is made. Prospects of ESR application in production of large forge ingots of a super-high quality are considered. Ref. 16, Figs. 5

Key words: large forge ingot; crystallization; solidification; liquation; structure; ESR; ESR LM

Поступила 14.02.2013.

1. Tanaka Y. Recent trends and developments in the heavy open-die forging industry in Japan // Proc. IFM-2011 (Pittsburgh, USA, 2011). — Pittsburgh, 2011. — P. 29–36.
2. Иванцов Г.П. Диффузионное переохлаждение при кристаллизации бинарного сплава: Докл. АН СССР. — 1951. — № 2. — С. 179–182.
3. Tiller W.A., Rutter J.W. The effect of growth conditions upon the solidification of a binary alloy // Canadian J. of physics. — 1956. — № 34. — P. 96.
4. Голиков И.Н. Дендритная ликвация в стали. — М.: Металлургия, 1958.
5. Чалмерс Б. Теория затвердевания. — М.: Металлургия, 1968. — 288 с.
6. Flemmings M.C. Solidification Processing. — New York: McGraw-Hill, 1974. — 300 p.
7. Stephen D.H. Theory of solidification. — Port Chester: Cambridge University Press, 2001. — 400 p.
8. Оно А. Затвердевание металлов. — М.: Металлургия, 1980. — 152 с.
9. Переохлаждение // <http://en.wikipedia.org/wiki/Undercooling>.
10. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. — М.: Металлургия, 1987. — 224 с.
11. The European COST536 project for the development of new high temperature rotor materials / T.-U. Kern, B. Scarlin, B. Donth et al. // Proc. of Intern. Forgemasters meeting — IFM-2008 (Sant-Ander, Spain, September 2008). — Sant-Ander, 2008. — P. 316–320.
12. ESR with two power sources and process control // L.B. Medovar, V.L. Petrenko, A.K. Tsykoulenko et al. // Proc. of Intern. Symp. On Liquid Metal Processing and Casting LMPC-2005 (Santa Fe, New Mexico, SA, 18–21 Sept. 2005). — Santa Fe, 2005. — P. 131–135.
13. Verification of the theoretical considerations regarding the design challenges of large sized ESR Plants / H. Holzgruber, A. Scheriau, M. Knabl et al. // Proc. of Intern. Forgemasters meeting IFM-2011 (Pittsburgh, USA, 2011). — Pittsburgh, 2011. — P. 189–194.
14. Патон Б.Е., Медовар Б.И. Многослойная сталь в сварных конструкциях. — Киев: Наук. думка, 1984. — 284 с.
15. Mitchel A. The prospects for large forgings of segregation-sensitive alloys // Advances in electrometallurgy. — № 2. — 2005. — P. 2–6.
16. New method of low segregation ESR forging ingots production (computer simulation of the ESR ingot enlargement) // V. Mahnenko, L. Medovar, V. Saenko, T. Korolyova // Proc. of Intern. forgemasters meeting IFM-2008 (Sant-Ander, Spain, Sept. 2008). — Sant-Ander, 2008. — 300 p.