



КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССАХ ПЕРЕПЛАВА

А. Митчелл

Электрошлаковый и вакуумно-дуговой переplавы широко применяются в промышленности для производства высококачественных сталей, суперсплавов и титановых сплавов. Эти процессы, использовавшиеся для рафинирования, в настоящее время в основном применяются для управления кристаллизацией металла при изготовлении слитков. Поскольку граничные условия этих процессов определяются легко, то было предпринято множество попыток моделирования кристаллизации слитков. Рассмотрены различные модели и описано их эффективное применение. Представленные модели вычислительной гидродинамики в значительной степени способствовали пониманию основных процессов, происходящих при переplаве, однако они еще пока не дают детального описания процесса промышленного производства слитков.

Electroslag and vacuum-arc remeltings are widely used in industry for production of high-quality steels, special alloys and titanium alloys. These processes, used for refining, are used at the present time mainly to control the metal crystallization in production of ingots. As the boundary conditions of these processes are easily defined, then a lot of attempts were made to model the crystallization of ingots. This work describes models and their effective application. The given models of a computational hydrodynamics contributed greatly to the understanding of main processes proceeding in remelting, however, they do not give yet the detailed description of the process of industrial production of ingots.

Ключевые слова: электрошлаковый переplав; вакуумно-дуговой переplав; стали; суперсплавы; титан

Для производства материалов, не содержащих вредные примеси, широко используются вакуумно-дуговой (ВДП) и электрошлаковый (ЭШП) переplавы. Годовое мировое производство металла с применением этих двух процессов составляет около 0,5 млн т. Эта обобщенная цифра весьма мала по сравнению с традиционным производством стали — миллиард тонн в год. Коммерческая стоимость слитков перерабатываемых сплавов составляет примерно $5 \cdot 10^9$ дол.

При ВДП и ЭШП металл в основном удерживается твердой «коркой», которая образуется в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе. Потребляемая тепловая энергия обеспечивается дугой постоянного тока, а в последнее время — электронным лучом или плазмой. Первоначально способ ВДП был предпочтительнее ЭШП, поскольку сопровождается более высокой скоростью охлаждения, а следовательно, меньшей сегрегацией. Такая его особенность по-прежнему остается основной для преимущественного использования этого способа переplавы, особенно для производства сплавов, высокочувствительных к сегрегации, таких, как суперсплавы на никелевой основе.

Для выявления особенностей кристаллизации металла в процессах ВДП и ЭШП следует определить их тепловой баланс и необходимые граничные

условия. Оба эти фактора стали предметом компьютерного моделирования. Основные рабочие характеристики указанных процессов переplавы представлены в многочисленных обзорах, обобщенных в работе [1]. Несмотря на то, что оба способа переplавы имеют много общего, их температурные режимы существенно отличаются, поэтому ЭШП и ВДП следует рассматривать отдельно.

Температурные характеристики процесса ЭШП.

При ЭШП энергия выделяется в шлаковой ванне за счет ее омического сопротивления при прохождении через нее переменного тока промышленной частоты, подаваемого от сети, что обеспечивает температуру, необходимую для процесса переplавы. Функция шлака заключается не только в выделении тепла, но и передаче тепловой энергии электроду для обеспечения его плавления, жидкому электродному металлу для обеспечения его перегрева и поверхности слитка для сохранения необходимого градиента температур в кристаллизующемся слитке. Конкретный способ, с помощью которого это выполняется, является основой технологической операции (переplавы), однако в плане кристаллизации можно рассматривать только эффект от вклада энтальпии в слиток.

В ранних компьютерных моделях процесса переplавы [2, 3] тепловложение представлено как принятое граничное условие на верхней поверхности слитка, либо как вклад энтальпии, либо как темпе-

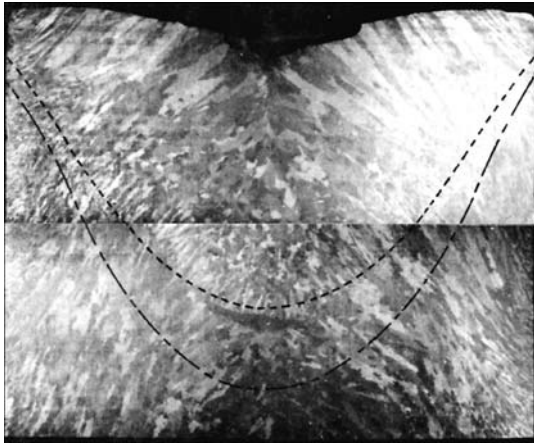


Рис. 1. Расчетная и реальная форма ванны слитка ЭШП сплава U700 диаметром 500 мм: штриховая линия — ликвидус; штрихпунктирная — солидус

ратура. Это принятое условие имело различные формы в зависимости от выбранной формулы расчета, но в большинстве случаев считалось регулируемым параметром. Форма исходного вклада обычно параболическая с периферийной граничной температурой, близкой к ликвидусу сплава и с температурой по оси с перегревом приблизительно на 150 °С. Цилиндрические поверхности слитка характеризовались коэффициентами переноса тепла или налагаемыми температурами. Коэффициенты переноса тепла измеряли в лабораторных условиях [4], в некоторых случаях эти измерения проводили в промышленных печах [5] в ходе их эксплуатации. Одним из недостатков таких моделей являлось то, что ни в одной из них не принималось во внимание наличие небольшого участка контакта жидкого металла с шлаковым гарнисажем у верхней периферийной поверхности слитка, который отвечает за такие важные характеристики, как качество поверхности слитка, а в случае прокатки сталей — за угол наклона приповерхностных первичных дендритов. Подобный подход использован и для водоохлаждаемого поддона, поддерживающего слиток в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе. С помощью различных способов фиксации объема жидкой ванны во время плавления можно скорректировать граничные условия для получения приемлемого теплового режима слитка и таким образом объяснить различные особенности процесса кристаллизации. Широко используемым способом фиксации объема жидкой ванны является точечная добавка серы с последующим изготовлением серного отпечатка осевого сечения слитка [6]. Применялись и другие способы, например, введение вольфрамовой крупки или добавка радиоактивных изотопов [7]. Следует отметить, что исследованиям ЭШП с применением моделирования предшествовала подобная работа по непрерывному литью. В результате таких попыток моделирования стало ясно, что с помощью последнего при имеющемся достаточном количестве регулируемых параметров можно адекватно описать общие характеристики процесса кристаллизации металла при ВДП и ЭШП

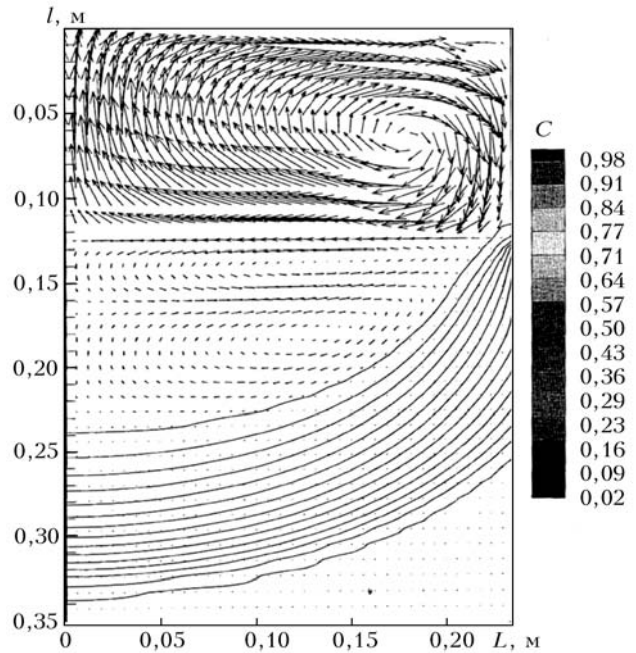


Рис. 3. Модель слитка ЭШП, полученного при высокой скорости плавления: l — расстояние по оси; L — радиальное расстояние; C — доля жидкости

(рис. 1–3). Однако также понятно, что некоторые важные факторы такие, как структура слитка и технологические особенности процесса, нельзя моделировать с приемлемым уровнем надежности. Эти особенности включают форму изотермы ликвидуса, которая не повторяет в точности прогнозируемый параболаид ни в одном из процессов, градиент температур в зоне охлаждения, характеристики кристаллизации при изменяющихся условиях нагрева или охлаждения и реакцию системы кристаллизации на движение жидкого металла в полностью жидкой ванне. Для создания более реальных моделей необходимо анализировать процесс в целом — включая плавление, нагрев и охлаждение слитка, причем в этом случае ВДП и ЭШП следует рассматривать в отдельности.

Процесс нагрева при ЭШП первоначально принимался как равномерный нагрев шлака за счет сопротивления, его изотермы можно рассчитать исходя из простой асимметричной зависимости сопротивление–температура. Также принималось до-



Рис. 2. Сечение слитка ЭШП диаметром 500 мм, полученного при высокой скорости плавления: штриховой линией обозначен контур жидкой ванны



пушение, что поверхность электрода имела постоянную геометрию, погружена в шлак и находилась под рабочим потенциалом процесса. Осевой границей шлака была водоохлаждаемая медная изложница, изолированная сплошным шлаковым гарнисажем с нулевой проводимостью. Поверхность слитка равномерно заземлялась, а сам шлак оставался неподвижным [2], и хотя эти принятые в модели допущения весьма сомнительны исходя из реального процесса переплава, модель можно было корректировать с целью получения несколько более реалистичной картины температурного поля поверхности слитка и соответственно улучшения полученных результатов. Однако вскоре стало понятно, что эти допущения были нереальными, поскольку используемая модель не позволяла воспроизвести наблюдавшиеся важные эффекты, например, изменение диаметра электрода или движение шлака. Тем не менее, моделирование структуры слитка продолжалось на основании граничных температурных условий, вычисленных с помощью модельной структуры, описанной выше.

Расширение вариантов модели «профиля ванны» направлены на получение более точного расчета профиля ликвидуса, учитывающего нередко встречающиеся на практике непараболические поверхности. Считалось, что этот эффект был вызван движением жидкой ванны, создаваемым сочетанием потока массы, плавучести и электромагнитных явлений, он учитывался через произвольно изменяющуюся теплопроводность жидкого металла как в радиальном, так и в осевом направлениях. Это позволяло выполнять принудительную подгонку профиля ликвидуса, которая, как принято считать, в сочетании с равновесной фазовой моделью кристаллизации давала реальную картину зоны кристаллизации, а следовательно, и предполагаемой металлургической структуры. Формирование последней обусловлено временем локальной кристаллизации, необходимым сплавом для того, чтобы перейти от ликвидуса к солидусу, или сочетанием градиента температур твёрдо-жидкой зоны и скорости локальной кристаллизации [8, 9]. Концепция описания металлургической структуры на основании времени локальной кристаллизации имеет преимущество в том, что позволяет проводить экстраполяцию лабораторных экспериментов по направленной кристаллизации на прогнозирование структуры слитка без вырезки больших участков образца слитка. Она дает возможность получать прогнозы структуры быстрорежущих сталей и суперсплавов [10] не только по расстоянию между дендритами, но также по размерам и химическому составу первичных карбидов.

Результаты расчетов по такой модели были использованы для создания моделей структуры зерен и прогнозирования возможности перехода от столбчатой к равноосной структуре в больших слитках [11]. Однако указанная модель применялась пока только к сверхсплавам и не к очень крупным слиткам ЭШП [12]. При этом условия точно опреде-

лялись по результатам лабораторных экспериментов, а также исходя из реальных сечений слитков. Условия перехода от столбчатой к равноосной структуре, прогнозируемые с помощью этих моделей, хорошо согласуются с имеющимися данными по этому вопросу, полученными при направленной кристаллизации суперсплавов.

Металлургические эффекты при ЭШП. Основной целью процесса ЭШП первоначально было рафинирование металла, например, от серы и неметаллических включений. И хотя потребность в первом в основном исчезла, за исключением некоторых сплавов с очень низким содержанием серы, последнее по-прежнему остается актуальным. Результаты исследований показали, что содержание неметаллических включений в слитке ЭШП в значительной степени зависит от выделения вторичных включений в жидкой ванне и зоне кристаллизации, а следовательно, от объема ванны и времени локальной кристаллизации. Эти результаты свидетельствуют о том, что размеры включений, присутствующих в слитке, зависят от скорости плавления и наряду с другими аспектами определяют необходимое для флотации время пребывания включений в металлической ванне слитка. Еще одно назначение процесса ЭШП состоит в управлении кристаллизацией слитка и его структурой. Как указано выше, время локальной кристаллизации оказывает непосредственное влияние на равновесную структуру, но не дает информации о возможности появления сегрегационных дефектов таких, как фрекис или центральная пятнистость в слитке. Поскольку наличие последней является серьезной проблемой, были предприняты попытки сравнить модельные структуры, чтобы определить, которая из них полезней для устранения этой проблемы.

Вопрос макросегрегации является сложным. В принципе, учитывая столбчатодендритную природу кристаллизации, область формирования любых выделений должна быть ограничена участком, расположенным между дендритами. Экспериментальные работы по этому вопросу с использованием радиоактивных изотопов [7] показали, что при этом имеет место полное смешивание жидкой ванны и любые изменения химического состава слитка, вызванные резким изменением химического состава, например, электрода, можно учитывать с помощью простых уравнений смешивания. Отсюда следует, что ступенчатое изменение химического состава электрода приводит к постепенному изменению химического состава слитка по всей его длине, эквивалентной трём объемам ванны. Исследования также показали, что между междендритным пространством и остальным объемом жидкой ванны обмен жидкостью очень незначителен. Такие результаты хорошо согласуются с полученными на сложных моделях, которые указывают на наличие так называемой температуры иммобилизации, температуры в зоне кристаллизации, когда твердая фракция пре-



Рис. 4. Поперечное сечение слитка ЭШП сплава IN718 диаметром 450 мм, полученного при низкой скорости плавления: штриховой линией обозначен ликвидус при завершении процесса плавления

пятствует любому обмену жидкостью с объемом металла при температуре выше линии солидус. Эта температура обычно принимается равной температуре, при которой объемная доля твердой фракции составляет 0,1... 0,2. С учетом результатов этих исследований можно ожидать (и это подтверждено на практике), что химический состав слитков ЭШП не изменяется сверху до низу, когда используется электрод однородного химического состава, при условии, что кристаллическая структура полностью столбчато-дендритная (рис. 4). В слитках, полученных при повышенных скоростях плавления и/или при очень большом их диаметре относительно чувствительности металла к сегрегации, где имеется незначительная доля равноосной структуры, также наблюдается макросегрегация, происходящая вследствие так называемого «кристаллического дождя», когда физическое движение равноосных кристаллов приводит к макросегрегации, как и в слитках обычного литья.

И хотя условия, способствующие осевой макросегрегации, хорошо изучены и прогнозируются с помощью расчетных моделей, этот процесс, происходящий в радиальном направлении, исследован пока мало. Из результатов экспериментов ясно, что имеет место движение потока жидкости через кристаллизирующуюся дендритную матрицу, которое зависит от нескольких факторов, связанных с тепловым режимом кристаллизующегося участка. Междендритный поток жидкости изучали многие исследователи [13, 14], и он описан с помощью многочисленных уравнений. Из этого стало ясно, что в условиях ЭШП (или ВДП) основными переменными являются расстояния между дендритами и степень сегрегации выбранного сплава. Первое связано непосредственно с тепловым режимом и относительно нечувствительно к изменениям химического состава сплава, а последнее зависит непосредственно от сплава. Центральная сегрегация, наблюдаемая в слитках ЭШП (ее иногда называют инготизм), появляется, если выплавляемый сплав склонен к сег-

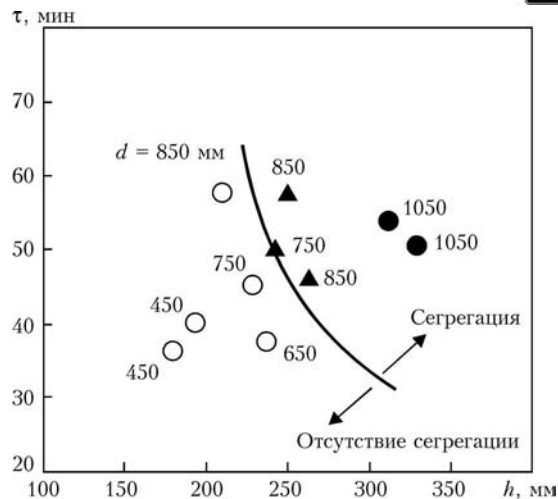


Рис. 5. Граница центрального участка сегрегации при ЭШП сплава IN706 [16]: τ — время локальной кристаллизации; h — глубина жидкой ванны; \circ — отсутствие сегрегации; \blacktriangle — слабая степень сегрегации; \bullet — сильная

регации и расплавляется со скоростью, которая создает критическое расстояние между дендритами и их наклон в центральных участках слитка. Эти условия в значительной степени зависят от самого сплава и условий плавления (скорости плавления и поперечного сечения слитка) и на практике являются постоянной проблемой, поскольку ограничивают размер получаемого слитка, особенно легированных сплавов. Это подробно освещено в работе [15], где рассматриваемый сплав IN706 имел умеренную склонность к сегрегации в основном из-за наличия ниобия (рис. 5). Подобные результаты, полученные для большого количества сплавов различных химических составов, послужили основой для промышленных данных, касающихся диаметров d слитков, скоростей плавления и химических составов сплавов [16]. Тот же принцип положен в основу попытки описать кристаллизацию слитка при различных условиях плавления в форме безразмерных цифр [17], что в общем было полезно, но не давало представлений о структуре слитка.

Условия, влияющие на расстояние между дендритами, что приводит к центральной сегрегации, те же самые, что могут привести к появлению дефекта известного как фрексл (или V-сегрегация в обычных отливках). Главный механизм образования фрексл — управляемый плавучестью поток жидкости через структуру столбчатых дендритов — подробно изучен в работе [18]. Граничные условия для образования фрексл сформулировать сложно. Несколько исследователей [18–21] использовали метод безразмерных цифр (в данном случае число Рэлея) для описания условий, при которых может сформироваться канал фрексл. Верификация этого постулата проведена в лаборатории с использованием метода направленной кристаллизации, и полученные результаты подтвердили корректность этой модели. В случае слитка ЭШП число Рэлея можно использовать непосредственно для описания взаимосвязи расстояния между дендритами и теплового режима кристаллизации [22], но для промышлен-



ных условий его пока еще не использовали, возможно, из-за неточности существующих тепловых моделей и нечеткой взаимосвязи расстояния между дендритами и градиентом температур (как правило, погрешность составляет 30 %), а также из-за незначительного объема наших знаний о физических свойствах жидких металлов [23]. При таком подходе требуется очень малый (приблизительно 3...5 %) градиент плотности междендритной жидкости для стимулирования образования фреклс, что находится в пределах области погрешности наших знаний о температурной зависимости плотности чистого железа или никеля. Еще одной сложностью в плане образования фреклс является то, что подход с использованием числа Рейля дает возможность выявить возможность распространения фреклс, а не его появления. Для последнего требуется некоторая нестабильность при кристаллизации для начала движения жидкости, после чего число Рейля будет надежным показателем способности канала фреклс поддерживать непрерывное движение. Возникаю-

щая нестабильность, наблюдаемая на практике, объяснялась образованием пузырьков CO [24] в сталях, а также неустановившимся движением жидкости в объеме жидкой ванны. В первом случае этот механизм проверен экспериментально, и он, видимо, в значительной степени способствует образованию пятнистости в слитках ЭШП сталей, полученных в условиях, когда может произойти окисление, приводящее к пересыщению междендритной жидкости вследствие сегрегации углерода и кислорода при охлаждении. Этого можно избежать путем снижения содержания кислорода в слитке. Эффект переходного движения жидкости в объеме металлической ванны наблюдался при ВДП, но не при ЭШП. В первом случае любое случайное перемешивание жидкой металлической ванны паразитными электромагнитными полями приводит к образованию фреклс при условии наличия соответствующих чисел Рейля. В случае ЭШП образование фреклс также имеет место при любом резком изменении теплового режима выплавки слитка, например, изменении тока, что косвенно приводит к движению жидкости. Концепция температуры иммобилизации, по-видимому, корректна для описания тепловых полей в жидко-твердой зоне, и если будет обнаружен очаг образования фреклс [18] при доле твердой фракции, равной хотя бы 0,5, при этом форма массопередачи между объемом ванны и жидкостью жидко-твердой зоны остается неизвестной.

Расчет теплового режима ЭШП. Из описанных выше концепций моделирования видно, что достоверность модели зависит от двух важных аспектов — определения граничных условий (внутренних и внешних) и способов, с помощью которых эта модель учитывает вклад энthalпии в слиток. Промышленный процесс усложняет прямые измерения внутренних температурных условий, но все же есть данные для слитков, полученных как в промышленных, так и лабораторных условиях [25]. Было определено, что в шлаковой ванне существует температурный градиент, который нельзя учесть в режиме простого сопротивления, а также имеет место сильное движение шлака, связанное с условиями протекания процесса. Еще одним определяющим фактором стало то, что оба этих эффекта тесно связаны с уровнем погружения электрода в шлак и относительными диаметрами электрода и кристаллизатора. Было установлено: важной переменной величиной является распределение тока между цепью электрод–слиток и электрод–кристаллизатор. Как правило, твердый шлаковый гарнисаж, образующийся между шлаком и водоохлаждаемым кристаллизатором, должен служить электрическим изолятором. При первых попытках моделировать поведение шлака это условие учитывалось [2]. Однако промышленные испытания показали, что значительная часть общего тока проходит по последнему контуру. Был разработан вариант процесса переплава, в котором 100 % тока принудительно направлялось по этому контуру [26]. Влияние направления тока на движение и температуру

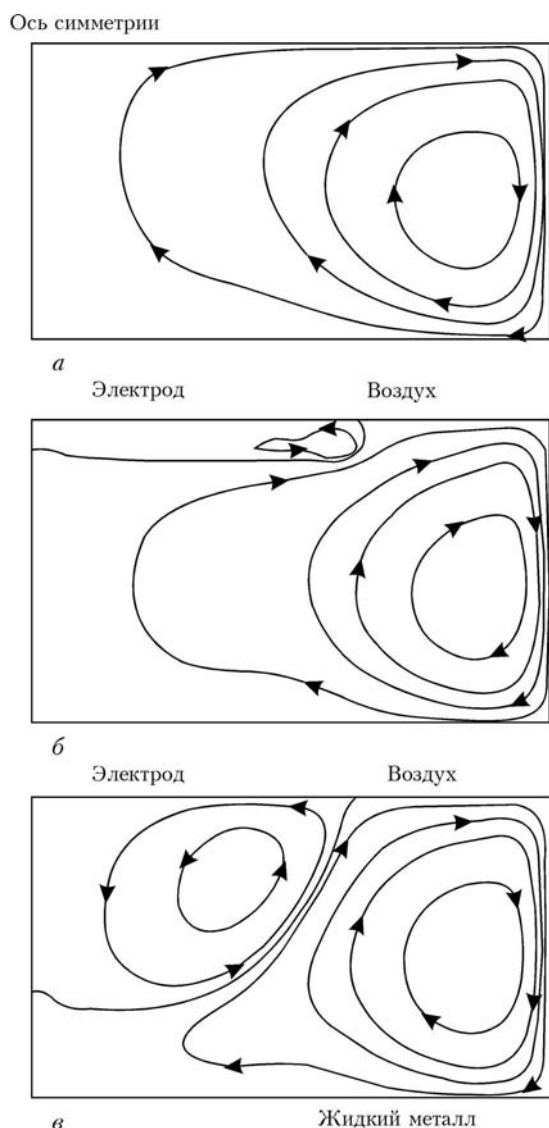


Рис. 6. Влияние изменения диаметра электрода на направление течения шлака: а — заполнение 0,64; б — 0,36; в — 0,16

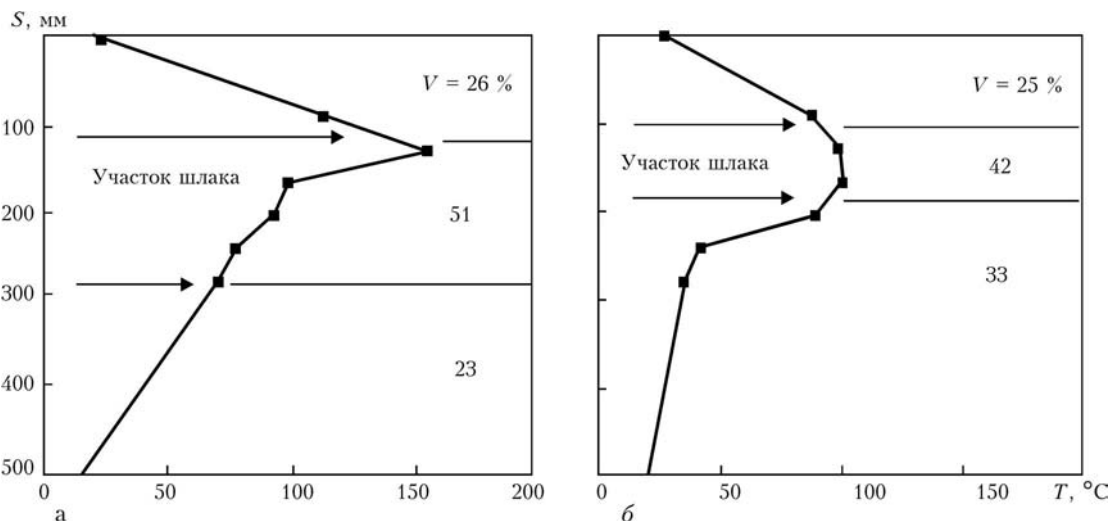


Рис. 7. Перенос тепла в изложницу с использованием электрода при его «плавающем» контакте с поверхностью шлака и глубоком погружении в шлак [35]: S — положение участка на стенке изложницы; T — температура стенки изложницы; V — доля распределения тепла на участке зоны плавления

шлака весьма значительно и, как показала практика, от этого зависят толщина шлакового гарнисажа и форма профиля ванны слитка. Исследование движения шлака в зависимости от соотношения диаметров электрода и кристаллизатора [27] подтвердили, что оно оказывает сильное воздействие на направление движения шлака из-за относительной плавучести и наличия электромагнитных сил, но при этом не учитывалось влияние глубины погружения электрода в шлак на направление тока (рис. 6). В небольших лабораторных печах электрод всегда глубоко погружен в шлак, а ток кристаллизатора близок к нулю, как и во многих использовавшихся ранее промышленных печах. Однако современная промышленная печь работает таким образом, что электрод, «плавает» на поверхности шлака при условии, что его расплавленная поверхность контактирует со шлаком приблизительно на 70 % площади поперечного сечения. Получаемый баланс между силами выталкивания и электромагнитными приводит к такому состоянию, когда при большом соотношении диаметров электрода и кристаллизатора сила выталкивания преобладает при сильном движении шлака наружу к периферии. Как показали измерения переноса тепла в этой точке, это способствует высокой температуре на периферии и образованию тонкого шлакового гарнисажа [28] (рис. 7). Это условие также обеспечивает максимальный коэффициент переноса тепла от слитка и положительно влияет на градиент температур при его кристаллизации. Указанный эффект необходимо учитывать при разработке модели теплового режима выплавки слитка, а использовании граничных условий переноса тепла [29] или температуры шлака [30], полученных при лабораторных испытаниях, вероятно, невозможно для условий промышленного производства. Разработаны модели, в которых учитываются все упомянутые выше эффекты [31]. Они проверены при исследованиях сечений слитков, полученных в промышленных печах. Однако прогресс в этом направлении в настоящее время сдерживается скорее недостаточными знаниями физических свойств

используемых материалов (как в шлаковой, так и в металлической фазе), чем проблемами расчетов, поскольку имеющегося математического обеспечения более чем достаточно для решения задач, связанных с описаниями процесса ЭШП.

Описание процесса кристаллизации при ВДП. При ЭШП целесообразнее ограничиться кристаллизацией сталей и сплавов на основе никеля, поскольку они составляют 100 % материалов, выплавляемых этим способом. Способ ВДП используют не только для таких сплавов, но и для химически активных сплавов титана, циркония, ниобия, тантала и урана. Большинство работ, посвященных исследованию кристаллизационной структуры и свойствам сплавов при ВДП, выполнено на сталях и сплавах на основе никеля, и только недавно сделана попытка объяснить особенности кристаллизации сплавов титана и циркония. Из результатов более поздних исследований стало ясно, что процесс ВДП в том виде, в каком он используется для этих сплавов, значительно отличается от применяемого для материалов с более низкой точкой плавления, поэтому эти два варианта ВДП необходимо рассматривать отдельно друг от друга.

Вначале расчетные описания кристаллизации слитков при ВДП сплавов с низкой температурой плавления так же, как и при ЭШП, базировались на использовании граничных условий на осевых частях слитков, которые можно с достаточной долей достоверности измерить экспериментально, а также на принятых распределениях температуры на верхней поверхности слитка. Однако в каждом отдельном случае требовалась определенная подгонка полученных результатов для того, чтобы обеспечить соответствие измеренных профилей ванны и прогнозируемого ликвидуса [32]. Прогнозировать структуру слитков можно было, например, с помощью зависимости расстояния между дендритами от вычисленного локального времени кристаллизации, и при точно определенном расстоянии между



дендритами в лабораторных условиях это соответствие было достаточно хорошим. Тем не менее, как и в случае ЭШП, стало ясно, что большую часть характеристик кристаллизации, обычно создающих проблемы, нельзя проанализировать с помощью этого метода, поскольку он включает слишком много допущений.

Первая из проблем касается движения металла в жидкой ванне. Потоки металла в ванне определяются тем же соотношением плавучести, массопередачи и электромагнитного взаимодействия, что и при ЭШП. В случае ВДП электромагнитные взаимодействия отличаются, поскольку при этом процессе используется постоянный ток, но распределение тока между контурами слитка и кристаллизатора подобно ЭШП.

При ВДП почти весь ток от торца электрода проходит непосредственно в кристаллизатор через верхнюю часть слитка по схеме затухания по оси в направлении вниз, его значение равно нулю в точке, где вследствие усадки слиток теряет контакт с изложницей. Считалось, что эта точка находится в положении, в котором гидростатическое давление жидкой ванны больше не может деформировать твердую оболочку слитка для достижения хорошего контакта с изложницей, что, вероятно, происходит тогда, когда температура поверхности слитка приблизительно на 100 °С ниже температуры солидус. Принятая форма затухания этого тока оказывает непосредственное влияние на поток жидкости, вычисленный по электромагнитным взаимодействиям, а следовательно, на распределение температуры в ванне слитка и градиент температур при кристаллизации. Были предприняты попытки измерить этот эффект [33], но до настоящего момента он по-прежнему не определен.

Вторая проблема касается процесса нагрева дугой. Дуга является точечным источником тепла, который быстро перемещается по верхней поверхности слитка для обеспечения практически равномерного в него тепловложения. Поскольку поверхность плавления электрода плоская то, это дает почти радиально-равномерное энтальпийное тепловложение в слиток. Конкретные параметры процесса (длина дуги, вакуум, скорость подачи электрода, соотношение диаметра электрода и кристаллизатора) могут привести к изменению равномерного движения дуги на короткое или длительное время, что оказывает непосредственное воздействие на схему кристаллизации слитка. Краткосрочный эффект способствует появлению такого дефекта, как фрексл, при продолжительном эффекте слиток может постепенно перейти в область температур, что приводит к осевой сегрегации. Эффект радиального распределения дуги был измерен экспериментально [33] и введен в модель слитка для уточнения прогноза теплового поля.

Еще одна проблема, являющаяся актуальной как для ЭШП, так и для ВДП, связана с определением общего энерговложения. В более ранних моделях

сделаны попытки выполнить это путем вычисления баланса энергии процесса. При этом обнаружено, что когда модели, включающие плавление, а также затвердевание сравнивались с реальным балансом энергии, наблюдалось существенное расхождение в расчетных балансах, что свидетельствовало о более эффективном процессе плавления, чем имеющем место в реальной системе. При ВДП плазменные разряды, видимо, происходят непрерывно вдоль нерасплавленного участка электрода, что приводит к утечке тока в кристаллизатор, не связанной со значительным нагревом электрода. При ЭШП проблема заключается в том, что большинство промышленных источников тока не дают четкой синусоидальной формы питания переменного тока, а некоторые печи не работают при высоком коэффициенте мощности. В результате энергетический баланс, вычисленный непосредственно путем умножения напряжения и тока, получается выше той реальной мощности, которая подается печи. Этот фактор усложняет четкое описание распределения температуры в шлаке в том плане, что реальное напряжение на поверхности электрода нельзя определить непосредственно путем измерения приложенного напряжения в печи. Для обоих процессов характерно то, что несмотря на применение сложных современных моделей в вычисленной кристаллизационной структуре по-прежнему есть неизвестные факторы.

Хотя фрекслам и уделяется много внимания в научной литературе, посвященной ВДП, на практике этот дефект встречается относительно редко, поскольку хорошо известны условия, позволяющие избежать его возникновения. Другие дефекты создают больше трудностей при контроле качества. Один из них известен как белые пятна [34]. Это небольшой (несколько квадратных миллиметров) объем сплава, химический состав которого близок к химическому составу первичного дендритного остова. Определено, что существует три различных типа таких дефектов: первый возникает в виде фрагментов дендритов, которые попали в ванну слитка непосредственно из центральных полостей в электроде; второй — это попавшие в ванну фрагменты, но уже из участков «шельфа» или «короны» процесса, где кристаллизация выплесков привела к тому, что химический состав обеднен легирующими элементами; третий — результат движения междендритной жидкости при кристаллизации, что может быть классифицировано как фрексл. Ни один из указанных дефектов не поддается моделированию, поскольку их возникновение в значительной степени является результатом случайных процессов. Однако последний дефект считается наиболее проблемным для сверхсплавов, а для легированных сталей — иногда даже очень опасным. Поскольку механизмы образования различных типов белых пятен не имеют аналогов при ЭШП, то эта проблема почти никогда не возникает при ВДП. Второй дефект, наблюдаемый в слитках при ВДП, — древесные кольца (полосы небольшой сегрегации, повто-



ряющие профиль ванны слитка). Они появляются как при ВДП, так и при ЭШП вследствие неустойчивости температурного режима при выплавке слитка. Последнее приводит к неравномерному развитию дендритов, вызывая периодическое колебание общей сегрегации, существующей на этом участке, и изменение химического состава закристаллизовавшейся в это время твердой фазы. Причины неустойчивости в разных процессах различны, но они также не поддаются моделированию на современном уровне, поскольку происходят в короткие периоды времени (а следовательно, на малых расстояниях), что потребовало бы использования мелкой сетки и нереально длительного времени для вычислений. Неясно, приводит ли этот эффект кристаллизации к каким-либо серьезным механическим повреждениям в изделии, но поскольку он хорошо проявляется на протравленных участках изделия, то обычно такие изделия отбраковываются. Еще одной особенностью кристаллизации металла при ВДП в сплавах с более низкой температурой плавления является использование гелия, подаваемого в пространство между слитком и внутренней поверхностью кристаллизатора для увеличения переноса тепла. Это пространство является вакуумным изолятором, где перенос тепла происходит только за счет радиации, что составляет значительную часть общего сопротивления переносу тепла между центром слитка и водяным охлаждением. Заполнение пространства гелием при давлении приблизительно 5 кПа приводит к значительному снижению общего сопротивления переносу тепла и таким образом оказывает положительное влияние на скорость охлаждения центральных участков слитка. В наиболее склонных к сегрегации сплавах этот эффект выражается в 10%-м увеличении максимального диаметра слитка, полученного ВДП [35]. Система добавки гелия является простой, однако ее эффективность зависит от уплотнения, образованного периферийной верхней частью слитка со стенкой кристаллизатора. Если оно не формируется из-за неустойчивости дугового процесса, гелий проникает в область дуги, еще более дестабилизируя процесс, что приводит к появлению вышеуказанных дефектов. При ЭШП подобный процесс не происходит из-за незначительного увеличения теплопереноса, что имело бы место в случае добавки гелия при ЭШП, выполняемом на воздухе или в аргоне.

Процесс ВДП реактивных металлов. Этот процесс переплава применили для сплавов на основе титана и циркония раньше, чем для сталей и сплавов на основе никеля, в своем современном виде он стал значительно проще. Это вызвано относительной нечувствительностью к сегрегации большинства сплавов титана и циркония, переплавляемых в промышленных условиях. Циркаллои, СРТi и Ti6/4 не склонны к сегрегации, почти все реактивные сплавы ВДП относятся к этой группе. Сплавы титана, подверженные сегрегации, создают определенные тех-

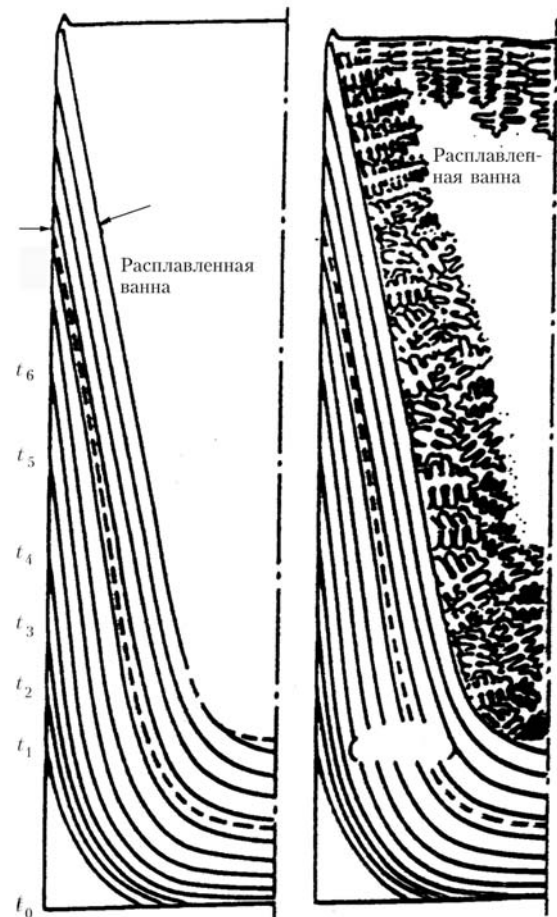


Рис. 8. Кристаллизация слитка титана, полученного способом ВДП (виден переход от столбчатой к равноосной структуре), при переходе цикла плавления слитка от стабильного к подпитке его головной части [39]

нические проблемы для технологии при ВДП, но составляют очень незначительную долю от общей массы выплавляемых слитков.

Учитывая высокую стоимость процесса переплава очень важен выход годного, отсюда большое внимание уделяется качеству поверхности полученного слитка. У названных сплавов высокая температура плавления (например, у титана — 1667 °С). Для получения поверхности слитка хорошего качества требуется высокое тепловложение при процессе переплава, а высокая скорость плавления способствует образованию жидкой ванны большого объема. При плавлении большого слитка СРТi 60... 70 % его общего объема все еще является жидким в тот момент, когда последовательность технологических операций доходит до цикла подпитки головной его части, в отличие от стального слитка, в котором эквивалентный объем будет менее 10 % (рис. 8). Следовательно, во многих отношениях кристаллизация слитка СРТi больше похожа на кристаллизацию слитка обычного литья, чем стального слитка, полученного ВДП. Процесс кристаллизации обычно моделируется так же, как для сталей и сплавов на основе никеля [36], но при этом имеются некоторые отличия. Первым и основным отличием является то, что процесс нагрева дугой намного проще



для представления в модели, поскольку дуга длиннее и принудительно вращается под действием внешнего магнитного поля, что обеспечивает прогнозируемое равномерное тепловложение в поверхность слитка. Второе существенное отличие — необходимость приложения периодически реверсирующего внешнего магнитного поля к слитку для того, чтобы обеспечить колебания жидкого металла и перемешивание его с целью выравнивания химического состава сплава. Эти факторы следует учитывать в любой модели, описывающей кристаллизацию слитка.

Схема кристаллизации слитка [37] свидетельствует о наличии столбчатой структуры (ячеистой в СРТi, дендритной в Тi6/4) в той его части, которая кристаллизовалась, когда происходило стационарное плавление, т. е. когда градиент температур при кристаллизации был относительно крутым. На участке слитка, который кристаллизовался во время или после цикла горячей подпитки головной части слитка, т. е. когда градиент температур был менее крутым, а скорость кристаллизации повышалась, сформировалась равновесная структура. Как можно предположить, ячеистая структура участка слитка СРТi свидетельствует о наличии некоторой макросегрегации из-за разделения растворенного вещества на довольно плоской поверхности раздела фаз. Кислород концентрируется в твердом веществе, а следы железа — в жидкости. Сегрегация наблюдалась также в слитке Тi6/4, но на участке жидкого металла, который закристаллизовался последним (центральный верхний участок слитка), где алюминий сконцентрирован в верхней центральной части слитка вследствие кристаллического дождя в зоне с равноосной структурой. Оба эти эффекта были успешно смоделированы, что позволило сделать вывод, что переход от столбчатой к равноосной структуре в слитке СРТi происходит при градиенте температур и скорости кристаллизации, значительно отличающихся от тех, которые имели место в сплавах с низкой температурой плавления. В слитке СРТi участок дендритов увеличивается, возможно, из-за отсутствия какого-либо элемента, вызывающего появление зародышей в жидком титане, вследствие чего поверхность раздела может переохлаждаться больше, чем в обычных сплавах.

Сплавы титана, чувствительные к сегрегации, имеют некоторые из дефектов, свойственные сталям и сплавам на основе никеля (фреклс и древесные кольца), но до настоящего времени не было обнаружено белых пятен, возможно, из-за более высоких температур и большего объема ванны. Сплавы изготавливаются в условиях, способствующих получению столбчатой дендритной структуры для того, чтобы свести к минимуму возникновение вызываемых сегрегацией дефектов. Однако достичь этого очень сложно, поскольку необходимо сохранять высокую температуру для обеспечения качества поверхности слитка. Достижение равновесия между этими двумя факторами обычно приводит к снижению выхода годного, от которого в значительной степени зависит стоимость изготовления сплавов. Как и в случае сплавов с низкой температурой

плавления, прогнозирование структуры сплава с точки зрения возникновения фреклс затруднено из-за небольшого различия в плотности, необходимого для управления каналом этого дефекта, учитывая незначительный объем наших знаний о физических свойствах жидкого сплава. Несмотря на эту проблему, очевидно, что жидкость, приводящая к появлению дефекта в виде канала фреклс в сплавах титана, образуется при доле твердой фракции, приблизительно 0,8, что не согласуется ни с тепрешней концепцией температуры иммобилизации, ни с современным описанием перколяции жидкости через сетку дендритов. Последнее показывает, что при доле твердой фракции 0,8 сопротивление потока столь существенно, что никакого потока быть не должно. Тем не менее, анализ химического состава пятен и постепенно выделяющейся междендритной жидкости подтверждает образование пятен из жидкости.

Таким образом, можно сделать вывод, что современный уровень моделирования кристаллизации металла при переплаве является достаточно высоким и обеспечивает хорошее представление этого процесса. Однако результаты моделирования во всех случаях зависят от точности необходимых параметров. Имеющихся данных о физических свойствах материалов недостаточно для того, чтобы применять моделирование для реальных промышленных технологий.

1. A. Choudhury. Vacuum Metallurgy. — Frankfurt: Leybold-Hereaus, 1985.
2. Elliot J. F., Maulvault M. Proc. 4th Intern. symp. on ESR / Ed. T. Muraji. — Tokyo: ISIJ, 1973. — P. 69–74.
3. Ballantyne A. S. PhD Thesis metallurgical engineering UBC. — Vancouver, 1978.
4. Mitchell A., Szekeley J., Elliot J. F. Electroslag refining. — London: Iron and Steel Institute, 1973. — P. 1–11.
5. Jeanfils C. L., Chen J. H., Klein H. J. Proc. 6th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. T. Saoti. — Tokyo: ISIJ, 1974. — P. 543–548.
6. Chouhury A., Jauch R., Lowenkamp H. Proc. 5th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. O. Winkler. — Munich: Leybold Hereaus Corp., 1976. — P. 233–241.
7. Mitchell A., Jackson R. O., Ballantyne A. S. Proc. 4th Intern. symp. on ESR / Ed. T. Muraji. — Tokyo: ISIJ, 1973. — P. 1–8.
8. Mitchell A., Ballantyne A. S. Proc. 6th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. G. K. Bhat, R. Schlatter. — San Diego: American Vacuum Society, 1979. — P. 569–577.
9. Ballantyne A. S., Mitchell A., Wadier J. F. // Ibid. — P. 599–618.
10. Ballantyne A. S., Mitchell A. Solidification and casting of metals. — London: Metals Soc., 1979. — P. 363–371.
11. Electroslag refining / B. E. Paton, B. I. Medovar, D. A. Kozlitsin et al. — London: Iron and Steel Institute, 1973. — P. 16–21.
12. Chouhury A., Jauch R., Lowenkamp H. Proc. 5th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. O. Winkler. — Munich: Leybold Hereaus Corp., 1976. — P. 233–243.
13. Takahashi T., Ichikawa K., Kudou M. Solidification and casting of metals. — London: Metals Society, 1979. — P. 331–340.
14. Stewart M. J., Weinberg F. // J. Cryst Growth. — 1972. — № 12. — P. 228–240.
15. Proc. 2003 symp. on liquid metal processing / S. Ueda, M. Funazaki, K. Kajikawa et al. — Paris: SF2M, 2003. — P. 131–138.
16. Holzgruber W., Machner P., Kubish C. // Proc. 3rd Intern. symp. on ESR / Ed. G. K. Bhat, A. Simkovitch. — Pittsburgh: Mellon Institute, 1971. — P. 221.



17. *Proc. 4th Intern. symp. on ESR* / H. Kajioaka, K. Yamaguchi, N. Sato et al. / Ed. T. Muraji. — Tokyo: ISIJ, 1973. — P. 102–114.
18. *Auburtin P.* PhD Thesis metallurgical engineering UBC. — Vancouver, 1996.
19. *Proc. 2001 Intern. symp. on liquid metal processing* / K. Morita, W. Yang, W. Chen et al. — San Diego: American Vacuum Society, 2001. — P. 314–323.
20. *Ibid* / T. Suzuki, T. Shibata, K. Morita et al. — P. 325–333.
21. *Proc. 1999 Symp. on liquid metal processing* / W. Chen, W. H. Yang, K.-M. Chang et al. — San Diego: American Vacuum Society, 1999. — P. 122–130.
22. *Bouse G. K., Mihalisin J.* Superalloys, supercomposites and superceramics / Ed. J. Tien et al. // J. Wiley. — 1989. — P. 99–148.
23. *Mills K. C., Quested P.* Proc. Intern. symp. on liquid metal processing / Ed. A. Mitchell, J. Fernihough. — Sandia National Laboratories, NM, 1994. — P. 226–235.
24. *Sawa S., Shibuya S., Kinbara S.* // Proc. 4th Intern. symp. on vacuum metallurgy / Ed. T. Saoti. — Tokyo: Iron and Steel Institute, 1974. — P. 129–136.
25. *P. O. Mellberg* / Proc. 6th Intern. on vacuum metallurgy conf. / Ed. G. K. Bhat, R. Schlatter. — San. Diego: American Vacuum Society, 1979. — P. 535–541.
26. *Holzgruber W., Holzgruber H., Boh M.* // Proc. 2001 Intern. symp. on liquid metal processing. — Sandia National Laboratories, NM, 2001. — P. 82–92.
27. *Rawson J. D. W., Dawson D. I., Kirkham N.* // Proc. 4th Intern. symp. on ESR / Ed. T. Muraji. — Tokyo: ISIJ, 1973. — P. 55–61.
28. *Mitchell A., Joshi S.* // Met Trans, 1971. — P. 449–456.
29. *Choudhury M., Szekeley J.* // Proc. 6th Intern. vacuum metallurgy conf. / Ed. G. K. Bhat, R. Schlatter. — San. Diego: American Vacuum Society, 1979. — P. 484–496.
30. *Heilman J. E., Damkroger B. K.* // Proc. Intern. symp. on liquid metal processing / Ed. A. Mitchell, J. Fernihough. — Sandia National Laboratories, NM, 1994. — P. 1–10.
31. *Kelkar K., Mitchell A.* // Proc. symp. on modeling in processing metallurgy. — Tours: SF2M, 2003. — P. 446–452.
32. *Hans S., Jardy A., Ablitzer D.* // Proc. Intern. symp. on liquid metal processing / Ed. A. Mitchell, J. Fernihough. — Sandia National Laboratories, NM, 1994. — P. 143–152.
33. *Ward R. M., Jacobs M. H.* // Proc. 2003 symp. on liquid metal processing. — Paris: SF2M, 2003. — P. 49–59.
34. *A. Mitchell* // Proc. «COST 50» conf. — Liege: CNRM, 1986. — № 2. — P. 1417–1431.
35. *Hosamini L. G., Wood W. E., Devletian J. H.* // Special melting and process technologies / Ed. G. K. Bhat. — San Diego: Noyes Corp., 1988. — P. 460–466.
36. *Proc. 2003 symp. on liquid metal processing.* / A. Kermanpur, D. G. Evans, R. J. Siddall et al. — Paris: SF2M, 2003. — P. 39–46.
37. *Proc. 6th World conf. on titanium* / N. Fukada, H. Okano, M. Koizumi et al. — Cannes: Soc Francaise de Metallurgie, 1988. — II. — P. 631–638.

Ун-т Британ. Колумбии, Ванкувер, Канада

Поступила 08.10.2007

УДК 669.187.56.001.3

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ВЫПЛАВКА ГАЛОГЕНИДНЫХ БЕСКИСЛОРОДНЫХ ФЛЮСОВ*

И. В. Протокилов

Предложено осуществлять выплавку галогенидных бескислородных флюсов электрошлаковым способом в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе с использованием нерасходуемого титанового электрода. Показано, что принудительное вращение расплава ванны при помощи внешнего продольного магнитного поля интенсифицирует плавление шихты и позволяет увеличить производительность процесса выплавки флюса.

It was suggested to realize the melting of halogenide oxygen-free fluxes by electroslag method in a copper water-cooled mould using a non-consumable titanium electrode. It is shown that the forced rotation of the pool molten metal by means of a longitudinal magnetic field intensifies the charge melting and allows increasing the efficiency of the flux melting process.

Ключевые слова: электрошлаковая плавка; флюс; шлак; нерасходуемый электрод; магнитное поле

При электрошлаковой сварке и плавке титана и сплавов на его основе применяют бескислородные галогенидные флюсы (шлаки) [1–4], основу которых составляет CaF_2 . В качестве добавок, способствующих улучшению тех или иных технологических и металлургических свойств флюса, используют

фториды и хлориды щелочных и щелочноземельных металлов (табл. 1). При этом одним из основных требований к флюсам для электрошлаковой сварки (ЭШС) и электрошлакового передела (ЭШП) титана является полное отсутствие оксидов, поскольку наличие во флюсе даже в небольшом количестве таких стойких оксидов, как Al_2O_3 , ZrO , TiO_2 , не исключает возможность загрязнения титана кислородом [2–3].

* В работе принимали участие инженеры Д. А. Петров, А. М. Белов.