

Исследование механизма образования горячих трещин в алюминиево-медных заготовках, получаемых непрерывным литьем

Пантюхова К. Н., Бургонова О. Ю.

Омский государственный технический университет, г. Омск, Россия

Аннотация: В данной работе рассматривается явление горячего трещинообразования в заготовках непрерывного литья из алюминия с (1–4,5 %) меди посредством контролирования непрерывного литья с последующим исследованием структуры. В заготовках из сплавов, содержащих более 4 % меди, горячих трещин не обнаружено. В сканирующем электронном микроскопе наблюдали горячие трещины на поверхности заготовок непрерывного литья с различным химическим составом. Также проводилось измерение объема пористости. Было обнаружено, что снижение концентрации меди с 3 до 1 % вызывает уменьшение количества эвтектики, наблюдаемой на поверхностях с горячими трещинами. Увеличение скорости литья приводит к увеличению пористости.

Ключевые слова: горячее трещинообразование; пористость; непрерывное литье; алюминиевые сплавы; состав сплава.

Введение

В заготовках непрерывного литья довольно распространены такие дефекты как пористость и горячие трещины. Известно, что Макроскопически образование горячей трещины вызвано неспособностью материала выдерживать существующее напряжение или деформации в диапазоне затвердевания, причем напряжение является результатом неравномерного теплового сжатия отливки [1–5]. На микроскопическом уровне предложены два основных подхода для объяснения этого явления. Первый подход заключается в том, что образование горячей трещины вызвано отсутствием подачи дополнительного металла для формирования прибыли, чтобы противодействовать только усадке или как усадке, так и короблению [6]. Второй подход предполагает, что разрушение происходит при критической нагрузке. Жидкость, окружающая зерно, рассматривается как концентратор напряжений в полутвердом теле. В этой теории, полость, образующаяся в непосредственной близости от концентратора напряжений, считается инициатором трещины. Распространение инициатора трещины определяется критическим напряжением. Очевидно, что поры, как и любой другой вид полости, можно рассматривать как концентраторы напряжений и причины появления трещины.

Пористость в отливке может быть классифицирована на основе размера (микропористость и макропористость) и причины возникновения (усадочная пористость и газовая пористость). Известны два основных механизма формирования пористости. Пористость усадки обусловлена отсутствием

дополнительной подачи расплава для компенсации усадочной раковины. Газовая пористость вызвана сегрегацией газов из-за того, что растворимость газа в твердом металле намного меньше, чем в жидком металле. Пористость характеризуется неправильной формой и округлой формой для усадки и газовой пористости соответственно. В действительности поры образованы обоими механизмами, действующими вместе.

Хотя подача расплава и усадка играют роль как в пористости, так и в образовании горячей трещины, связь между этими двумя дефектами все еще не ясна. Попытка описать пористость и горячее трещинообразование как последовательные процессы описана в работе. Результирующая модель может быть применена для получения модели прогнозирования горячего трещинообразования, которая приводит к образованию либо пористости, либо горячей трещины. В этом случае образование пор является результатом усадки и термического сжатия (деформации) с одной стороны и подачей расплава с другой стороны. Если подача расплава (в условиях достаточной проницаемости расплава и достаточного давления расплава, чтобы преодолеть капиллярное сопротивление) может полностью компенсировать усадку и тепловое сжатие, то поры не образуются. В противном случае поры образуются и могут расти до конца затвердевания. Размер поры может в конечном счете достичь критического размера для быстрого распространения и превратиться в трещину. Критический размер может быть, в первую очередь, оценен по критерию Гриффитса как функция напряжений, модуля Юнга и поверхностного натяжения на границе зерна. Кажется логичным предположить, что распространению трещин способствуют такие дефекты, как другие поры, хрупкие частицы, небольшие докритические трещины.

Целью данной работы является исследование горячих поверхностных трещин сплавов Al – Cu с различной концентрацией меди, полученных методом непрерывного литья. Заготовки из алюминиевых сплавов Al– (1–4,5 %) меди были отлиты с увеличивающейся скоростью. Исследована микроструктура и пористость. Обсуждается возможное взаимодействие между горячим трещинообразованием и пористостью

Эксперимент

Заготовки диаметром 195 мм и длиной до 1800 мм были изготовлены на экспериментальной установке для прямого охлаждения. Литейная машина оборудована наклонной плавильной электропечью емкостью 200 кг; гибкий закрытый литейный желоб, для подачи расплава в керамический желоб; предварительно нагретый керамический литейный желоб для непрерывной подачи; круглая горячая форма 200 мм; лазерный контроль уровня расплава в печи; блок мониторинга и управления процессом на базе ПК. Температура расплава и охлаждающей воды, скорость потока воды, скорость разлива, уровень расплава и длина заготовки были контролируемые параметрами.

Заготовки из сплавов Al-Cu были отлиты в условиях, показанных в таблице 1. Скорость литья постепенно увеличивалась и уменьшалась в диапазоне 100–200 мм/мин со скоростью нарастания приблизительно 1 мм/(мин с).

Образцы для металлографического анализа были взяты вдоль осевого и радиального сечений заготовки на разных длинах, соответствующих разным скоростям литья на стадии наращивания литья. Образцы готовили шлифовкой, полировкой и, при необходимости, электроокислением в трех-процентном водном растворе фторборной кислоты HBF_4 при 20 В постоянного тока. Затем структура исследовалась с помощью оптического микроскопа. Объемные доли эвтектики и пористости определяли из микрофотографий стандартным методом линейного перехвата.

Таблица 1

Условия непрерывного литья

| Сплав | Al-1% Cu | Al-2% Cu | Al-3% Cu | Al-4.5% Cu |
|-----------------------------|---|---|---|---|
| Химический состав, % | 1,03% Cu, 0,16% Fe, 0,03% Zn, 0,04% Si | 1,98% Cu, 0,18% Fe, 0,01% Zn, 0,06% Si | 3,03% Cu, 0,20% Fe, 0,13% Zn, 0,09% Si | 4,49% Cu, 0,19% Fe, 0,02% Zn, 0,06% Si |
| Температура расплава в печи | 728 °C | | | |
| Расход воды | 150 л/мин | | | |
| Скорость литья | Скорость от 100 до 200, а затем обратно до 100 мм/мин | | | |

Результаты

Поверхностные горячие трещины

На заготовке непрерывного литья, изготовленной из сплава Al – 4,5 % Cu, не обнаружено признаков горячих трещин, что хорошо согласуется с опубликованными данными [7]. Горячие трещины наблюдались при данных условиях литья только в сплавах, содержащих 1–3 % Cu. Горячие поверхностные трещины сплавов Al– (1–3%) Cu по мере их появления в центре заготовки при скорости разливки 200 мм/мин показаны на рис. 1–3.

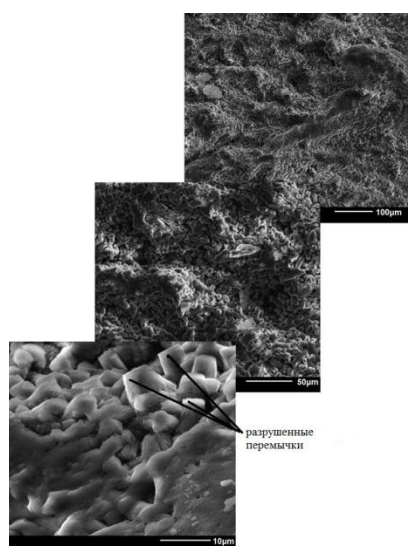


Рисунок 1 – Поверхность горячей трещины сплава Al – 1% Cu. Грани перемычек показаны стрелками.

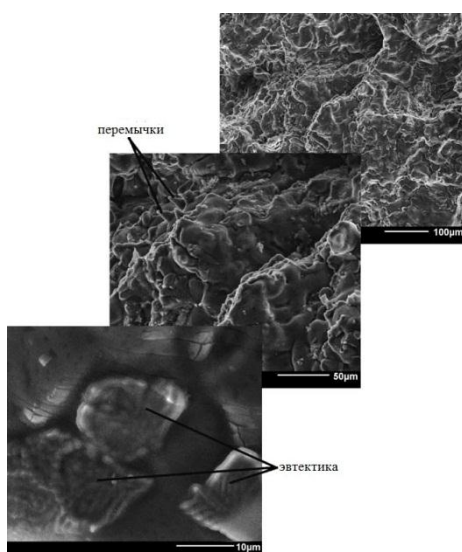


Рисунок 2 – Поверхность горячей трещины сплава Al – 2% Cu. Перемычки и эвтектика показаны стрелками.

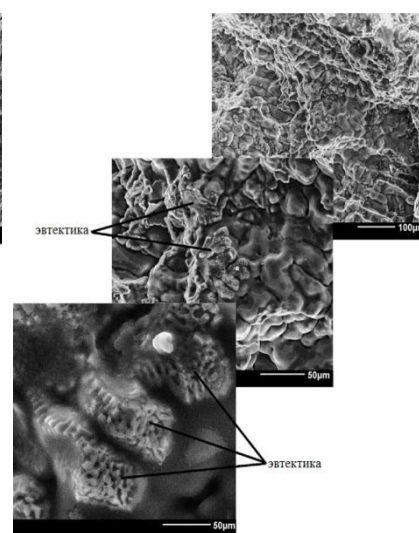


Рисунок 3 – Поверхность горячей трещины сплава Al – 3% Cu. Эвтектика показана стрелками.

Поверхность разрушения является более гладкой при более высокой концентрации меди, причем области эвтектики покрывают, по меньшей мере, часть поверхности. Эти эвтектические области указывают на наличие жидкой пленки на поверхности разрушения сплавов, содержащих заметное количество меди. Разрушение в сплавах, содержащих 2–3 % Cu, явно межзеренное. При концентрации меди 1 % на поверхности разрушения преобладают границы зерен твердого раствора. В этом случае на поверхности перелома проявляются признаки хрупкой и, возможно, трансгранулярной недостаточности.

Микроструктура вокруг вершины горячей трещины

Микрофотография на рисунке 4 показывает место в заготовке, где останавливается развитие макротрещины. Можно увидеть «путь» перед вершиной трещины, который простирается на протяжении нескольких зерен. Этот путь заполнен эвтектикой и, ближе к вершине трещины, содержит микропоры (рис. 4б). Эти поры сохраняются до конца затвердевания и либо заполняются эвтектикой (рис. 4с), либо остаются пустыми (рис. 4д).

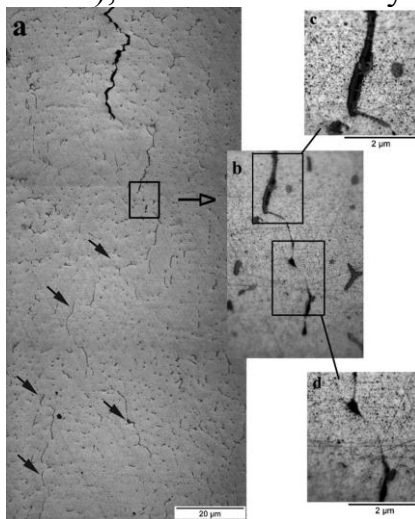


Рисунок 4 – Область горячей трещины (а) и микропоры вдоль границы зерна перед вершиной трещины в сплаве Al – 3% Cu (b – d).

Черные стрелки показывают обогащенный эвтектикой раствор

Пористость и структура

Соотношение концентрации меди, положения в заготовке и пористости при трех скоростях линейного увеличения показано на рис. 5. Пористость концентрируется ближе к центру заготовки. Объем пористости имеет тенденцию увеличиваться с концентрацией меди и достигает максимума приблизительно при 3 % Cu. Пористость становится значительно более выраженной с увеличением скорости разливки от 100 до 160 мм/мин, а затем практически не зависит от дальнейшего увеличения скорости разливки. При высокой скорости литья и вокруг центра заготовки пористость имеет неправильную форму и распределяется по границам зерен с высоким содержанием растворенного вещества (рис. 6). При низкой скорости литья наблюдаемые поры округлены.

Микроструктуры сплавов Al– (1–3 %) Cu в центре заготовки показаны на рис. 7. Видно, что зерна увеличиваются с уменьшением концентрации меди.

Структура состоит из равноосного зерна, в котором расстояние между дендритными ветвями увеличивается с расстоянием от поверхности заготовки. Смесь грубых и тонких дендритов наблюдается в центре заготовки при высокой скорости разливки (200 мм/мин).

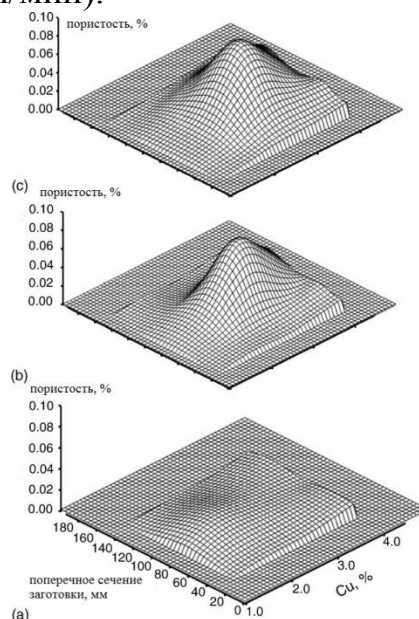


Рисунок 5 – Влияние скорости разливки ((а) 100 мм/мин; (б) 160 мм/мин; и (с) 200 мм/мин) и концентрации меди на распределение пористости в круглых заготовках непрерывного литья

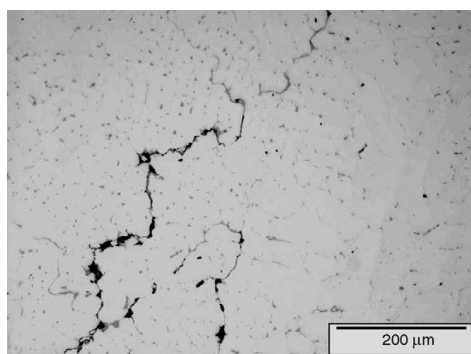


Рисунок 6 – Пористость в центральной части заготовки Al – 3% Cu, отлитой со скоростью 200 мм/мин

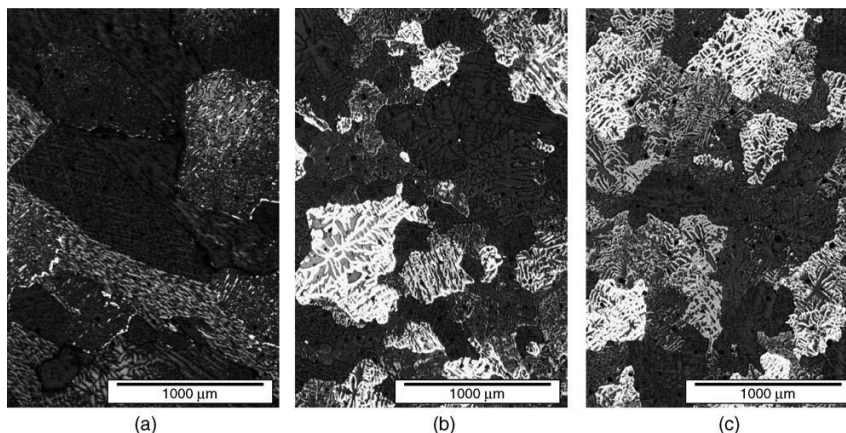


Рисунок 7 – Микроструктура центральной части заготовок Al – Cu после разливки со скоростью 200 мм/мин: (а) Al – 1% Cu; (b) Al – 2% Cu; и (с) Al – 3% Cu

Обсуждение результатов

Известно, что существует определенный диапазон химического состава двойных сплавов с максимальной восприимчивостью к горячему трещинообразованию [8]. Эти результаты были получены для отливок в форму и постоянные формы. Увеличение количества легирующего элемента выше максимальной концентрации восприимчивости приводит к уменьшению горячего трещинообразования [7]. В системе алюминий-медь максимальная восприимчивость обнаруживается при концентрации меди около 1 %, и при литье в сплавах, содержащие более 4% меди, трещины не образуются [7]. Одна из причин того, что сплавы Al – Cu с более чем 4 % Cu не испытывают горячего трещинообразования, заключается в благоприятной комбинации небольшого диапазона кристаллизации и, соответственно, меньшей величины теплового сжатия и большего количества (эвтектической) жидкости, доступной для подачи при высокой температуре. Объемные доли твердого вещества, наблюдаемые на поверхности с горячими трещинами в заготовках сплавов Al – Cu, содержащих 2 и 3 % Cu, соответствуют предыдущим наблюдениям для лабораторных и промышленных сплавов в отношении видимых дендритов на поверхности разрушения и жидкой пленки, покрывающей поверхность из этих дендритов. Твердое перекрытие, которое отчетливо видно на трещинах при концентрации меди 2 % (рис. 2), также описывалось в нескольких работах, но там не было сведений о поверхностном трещинообразовании. По-видимому, горячая трещина распространяется либо через полностью жидкую пленку, либо через жидкую пленку и твердые перекрытия, как было предложено в нескольких случаях [3]. Первый механизм приводит к образованию гладкой поверхности горячей трещины, а второй приводит к образованию поверхности горячей трещины с разрушенными твердыми перемиками.

Доля перекрытий между границами зерен в данной твердой фракции во время кристаллизации зависит от содержания легирующих примесей, как правило, она меньше в более легированных материалах. Это можно понять по наблюдению эвтектической составляющей в отлитом образце, учитывая, что неравновесная жидкость эвтектического состава кристаллизуется последней. Было показано, что количество эвтектики в заготовках увеличивается с увеличением концентрации меди в сплавах [7]. Чем больше доступного количества эвтектики, тем больше вероятность компенсации усадки при подаче расплава и вероятность заживления трещин. На рис. 4 можно видеть обогащенную растворенными веществами (эвтектическую) траекторию вдоль нескольких границ зерен как продолжение горячей трещины, что может свидетельствовать о течении жидкости в дендритной сети и залечивание трещины. Подача эвтектической жидкости предотвратит образование полости, которая возникает в результате усадки пери кристаллизации, деформации из-за теплового сжатия и выделения газа. Если количество эвтектики мало и недостаточно для того, чтобы покрыть границы зерен и образовать сплошную жидкую пленку, то твердые зерна объединяются посредством перемичек, и межзеренная трещина должна распространяться через эти перемички. В то же время полутвердый материал приобретает прочность благодаря коалесценции и

соединению зерен. Это имеет два последствия. С одной стороны, теперь напряжение может передаваться через полутвердый расплав, а силы теплового сжатия внешней оболочки заготовки могут быть преобразованы в растягивающие напряжения в центре заготовки. С другой стороны, нарастание прочности может быть быстрее, чем нарастание напряжений, и при определенном (высоком) содержании закристаллизовавшихся частиц в расплаве приведет к достаточной прочности, чтобы выдержать существующие напряжения. Тем не менее, последнее явление возможно только в отсутствие концентраторов напряжений и предварительных трещин, таких как поры и жидкие пленки.

Существование концентраторов напряжений вызывает появление локальных напряжений, которые могут быть значительно выше, чем общие напряжения, и наличие предварительных трещин не требует затрат энергии на зарождение трещины, а только на ее распространение. Это становится совершенно очевидным из анализа микроструктуры, показанной на рисунке 6. Хотя в сплаве с 3 % Cu содержание эвтектики было достаточно, чтобы залечить трещину, можно легко представить, что распространение трещины через границу, которая состоит из пор и частично увлажненных жидкостью из расплава очень легко. Эти наблюдения и их интерпретация позволяют сделать следующие выводы. Во-первых, подача расплава играет важную роль в снижении образования горячих трещин на последней стадии кристаллизации. И, во-вторых, перемишки по границам зерен не обязательно уменьшают распространение горячей трещины.

На поверхности горячей трещины сплава Al – 1 % Cu наблюдается хрупкое разрушение твердых перемишек (рис. 1). При этой концентрации меди количество неравновесной эвтектической жидкости составляет всего 1 % [7], и около 90 % границ зерен перекрываются на последней стадии кристаллизации, следовательно, проницаемость системы очень сильно ограничена. Следовательно, последняя оставшаяся жидкость не может течь на большом протяжении, чтобы противодействовать усадке и деформации. Трещина не может распространяться вдоль жидкой пленки, которой на данном этапе затвердевания практически не существует. Распространение горячей трещины на данном этапе может происходить через перемишки по границам зерен. Зародыш горячей трещины может быть образован в последней жидкости, которая сосредоточена в определенных местах, например тройные соединения, из-за прерванного сообщения жидкости в расплаве. Напряжения передаются через связанную дендритную сеть. Следует отметить, что величина теплового сжатия, накопленная в интервале затвердевания сплава Al – 1 % Cu, и, следовательно, испытываемое этим сплавом тепловое напряжение/деформация выше, чем для сплавов с более высокой концентрацией меди. В определенный момент напряжение концентрируется на границе раздела жидкость/твердое тело и достигает значения, достаточного для распространения трещины. В случае охрупчивания жидкого металла энергия, необходимая для разрастания трещины/поры, заполненной жидкостью, через границу твердого зерна, является самой низкой среди других возможностей

распространения. Следовательно, трещина может легко распространяться через сплошные перемычки, и трещина будет хрупкой, как показано на рисунке 1. В принципе, трещина, вызванная охрупчиванием жидкого металла, может быть трансгранулярной.

Пористость является общей чертой в затвердевшей структуре. Это вызвано усадкой при кристаллизации и выделением водорода на последних стадиях затвердевания, когда усадка не может быть компенсирована подачей расплава, а газ не может выйти на поверхность расплава, что обусловлено обеими причинами из-за низкой проницаемости зоны смачивания. Усадка и/или осаждение газа являются движущими силами для появления пор, и те же самые силы способствуют росту пор до макроскопического размера. Пористость концентрируется в центре заготовки и обратно коррелирует с фракцией горячего трещинообразования.

Известно, что максимальный уровень горячего трещинообразования в сплавах Al–Cu, полученных методом постоянного литья, соответствует диапазону составов 0,5–1,5 % Cu независимо от скорости литья [7]. Результаты распределения пористости, показанные на рисунке 5, дают только очень малые значения для этого композиционного диапазона, в то время как максимальная величина пористости наблюдается приблизительно при 3 % Cu, когда восприимчивость Al–Cu к горячему трещинообразованию мала. Обратная зависимость пористости и восприимчивости к образованию горячих трещин объясняется тесно связанными механизмами появления обоих дефектов. Пора может медленно увеличиваться в размерах или быстро превращаться в горячую трещину (рис. 4). Концентрация напряжений около поры может быть уменьшена путем образования горячей трещины. В результате в областях, где появились горячие трещины, наблюдается гораздо меньшая пористость. Другими словами, поры, которые должны были быть там, поглощаются трещиной во время ее зарождения и распространения. При увеличении концентрации меди в сплаве образуется меньше трещин из-за меньшего теплового сжатия в интервале кристаллизации, а более сформированные трещины залечиваются из-за большего количества доступной жидкости и меньшей доли перемычек по границам зерен. Следовательно, в структуре остается больше пор, что является максимумом на рис. 5b и c. А при концентрации меди более 3,5 % как пористость, так и горячее трещинообразование уменьшаются с увеличением концентрации меди. Это уменьшение, очевидно, связано с улучшением условий подачи при более высоких концентрациях меди, которые обеспечивают более полную компенсацию усадки при затвердевании.

Выводы

Наблюдение за микроструктурой, пористостью и поверхностными горячими трещинами заготовок Al–Cu полученными методами непрерывного литья в зависимости от скорости разливки и концентрации меди позволяет сделать следующие выводы:

1. Снижение концентрации меди с 3 до 1 % приводит к уменьшению количества эвтектики, наблюдаемой на поверхности горячей трещины, и увеличению доли твердых перемычек.

2. Особенности наблюдаются на поверхности горячей трещины сплава Al–1% Cu. Горячая трещина, по-видимому, преимущественно распространяется через твердую (соединенную перемычкой) границу зерна. Предложен механизм зарождения трещин в областях с жидкостью и распространения трещин по твердым перемычкам.

3. Пористость максимальна в центре заготовки и в диапазоне концентраций низкой восприимчивости к горячему трещинообразованию, выше 3 % Cu. Небольшая пористость наблюдается в области составов без горячих трещин, то есть выше 4 % Cu.

Библиографический список

1. Pellini W. S. Strain theory for hot tearing // *Foundry* 80 (1952). P. 125–199.
2. Новиков И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов / И. И. Новиков. – М.: Наука, 1966. 299 с.
3. Novikov I.I., Grushko O.E. Hot cracking susceptibility of Al–Cu–Li and Al–Cu–Li–Mn alloys // *Mater. Sci. Tech.* 11 (1995) 926–932.
4. Прохоров Н.Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при литье // *Литейное производство*. 1962. № 2. С. 172–175.
5. Magnin B., Katgerman L., Hannart B., in: M. Cross, J. Campbell (Eds.), *Modeling of Casting Welding and Advanced Solidification Processes // VII*, TMS, Warrendale, PA, 1995. P. 303–310.
6. Rappaz M., Drezet J.M., Gremaud M. A new hot-tearing criterion // *Metall. Mater. Trans. A* 30A (1999). P. 449–455.
7. Suyitno, Eskin D.G., Savran V.I., Katgerman L. Effects of alloy composition and casting speed on structure formation and hot tearing during direct chill casting of Al-Cu alloys // *Metall. Mater. Trans. A* 35A (2004). 3551–3561.
8. Eskin D.G., Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys // *Prog. Mater. Sci.* 49 (2004). 629–711.