

УДК 669.017.12/15

**В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Е. В. Середенко,
А. А. Паренюк**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ДВИЖЕНИЯ РАСПЛАВА НА ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ДОБАВКИ В ОБЪЁМЕ МЕТАЛЛА НА НАЧАЛЬНОМ ЭТАПЕ СПЛАВЛЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ МОНОТЕКТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ

На низкотемпературном сплаве монотектической системы Bi-Zn, в которой каждый из элементов существенно отличается температурой плавления и вязкостью, исследованы особенности процессов взаимодействия объёма добавки (цинк) и основы расплава (висмут) на начальном этапе их сплавления при различных интенсивностях перемешивания ($Re \sim 1-1000$). Полученные результаты могут быть использованы при выплавке промышленных сплавов. Ускорение процесса сплавления возможно за счёт адресного воздействия на добавку и примыкающий к ней слой основы сплава электромагнитным полем в частности.

Ключевые слова: расплав, монотектическая система, зона несмешиваемости, компоненты, начало сплавления, температура плавления, вязкость, перемешивание.

На низкотемпературному сплаві системи Bi-Zn, в якій кожен із елементів суттєво відрізняється температурою плавлення і в'язкістю, досліджено особливості процесів взаємодії об'єму добавки (цинк) і основи розплаву (вісмут) на початковому етапі їх сплавлення при різній інтенсивності перемішування ($Re \sim 1-1000$). Отримані результати можуть бути використані при виплавці промислових сплавів. Прискорення процесу сплавлення можливо за рахунок адресної дії на добавку і прилеглий до неї шар основи сплаву, електромагнітним полем у тому числі.

Ключові слова: розплав, монотектична система, зона незмішування, компоненти, початок сплавлення, температура плавлення, в'язкість, перемішування.

On lower temperature alloy Bi-Zn, which differ from melting temperatures and viscosities, peculiarities of interaction between addition's (Zn) volume and matrix's one (Bi) were investigated at beginning stage of there smelting in differ mixing intensities ($Re \sim 1-1000$). Results can to be used for melting of industrial alloys. Acceleration of smelting process is possible by address action, in particular, electromagnetic field on an addition and applied to it a melt lamina.

Keywords: melt, monotectic system, immiscibility gap, components, beginning smelting, melting temperature, viscosity, mixing.

Благодаря существованию в сплавах монотектической системы области несмешивания фаз в жидком состоянии возможно формирование эмульсии [1], ко-

торая "замораживается" в твёрдом сплаве при определённых условиях охлаждения и затвердевания. Сплавы с такой структурой применяются в технике как материалы с высокой прочностью, тепло- и электропроводностью, износостойкостью [2, 3]. Сплавы с более тугоплавкой основой по отношению к компоненту включений используются как автоматные и антифрикционные материалы, а с менее тугоплавкой основой – как упрочнённые. Данные материалы могут состоять из комбинации простых компонентов, в частности на основе: цинка с включениями свинца [4]; алюминия – система Al-Pb [5]; меди – системы Cu-Cr, Cu-W, Cu-Mo [6-8]. Также применяются сплавы с легированной основой и однокомпонентными добавками – силумины и медистые силумины с добавками свинца [9, 10], стали и латуни со свинцом или висмутом [11-13], серые чугуны, а также хромистые чугуны и стали с медью [14-16].

Для придания металлическим материалам высоких теплофизических и электро-технических свойств при повышенных температурах используется метод дисперсионного упрочнения, основанного на распаде твёрдого раствора. Материалы, упрочнённые данным способом, могут работать при температурах, достигающих $0,6 T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления основы сплава, °C). В сплавах монотектических систем с эмульгированными упрочняющими включениями область значительной растворимости элементов находится в жидком состоянии. В этом случае основные физико-механические характеристики материала сохраняются при рабочих температурах до $0,8-0,9 T_{пл}$ [17]. Главным резервом повышения свойств сплавов монотектических систем с эмульгированной структурой является увеличение дисперсности включений, их количества и однородности распределения в объёме металла.

В технологическом процессе получения литых сплавов с заданной структурой большое значение имеют операции, связанные с приготовлением качественного расплава. Механизмы эмульгирования металлических расплавов в настоящее время мало изучены. Область двухфазного состояния достаточно полно известна только для нескольких легкоплавких бинарных металлических систем. На диаграммах состояния высокотемпературных сплавов, а также трёхкомпонентных и более сложных, она только обозначена, и это обозначение носит, в основном, качественный характер.

Одной из основных задач повышения энергоэффективности технологического процесса получения металлических сплавов является минимизация времени и температуры его обработки в плавильном агрегате. Компоненты сплавов, образующих монотектические системы, при сплавлении существенно отличаются рядом свойств, в частности температурой плавления и вязкостью. Например, для сплава системы Cu-Cr температура плавления основы – меди составляет 1083 °C, а добавки хрома – 1855 °C. Взаимодействие жидкой основы с твёрдой добавкой проходит в диффузионном режиме, что требует значительных затрат времени. Перегрев основы и расплавление в ней добавки интенсифицирует диффузионные процессы, но приводит к существенным энергетическим затратам и угару металла основы.

Согласно закону Фика ускорение диффузионных процессов возможно при увеличении площади поверхности соприкосновения контактирующих фаз. Для сплавов монотектических систем увеличение поверхности контакта основы с добавкой может достигаться диспергированием объёма добавки в расплаве. Однако разрушение добавки затруднено вследствие того, что её вязкость существенно превышает вязкость основы сплава. Для системы Cu-Cr вязкость меди снижается от $5,2 \cdot 10^{-7}$ м²/с при температуре её плавления до $\sim 2,4 \cdot 10^{-7}$ м²/с при температуре перехода в жидкое состояние хрома [18], вязкость которого после расплавления $\sim 8,3 \cdot 10^{-7}$ м²/с [19].

Для понижения температуры плавления фазы, образующей эмульгированные включения, применяется не однокомпонентная добавка, а более сложная. Например, для сплавов с медной матрицей используется легирующий комплекс FeCrC [20], образующий с медью обширную зону несмешивания [21].

Так, температура плавления одного из составов комплекса FeCrC (16-18 хрома, 1,4 % углерода, остальное – железо и примеси) ~ 1250 °C [22]. Однако при этом

соотношение вязкостей фаз остаётся высоким. В зоне несмешивания фаз при температуре 1400 °С вязкость меди и FeCrC составляет $3,1 \cdot 10^{-7}$ [18] и $10,0 \cdot 10^{-7}$ м²/с соответственно [22]. Согласно формуле Стокса-Эйнштейна для оценки коэффициента диффузии атомов растворяемого вещества в фазу растворителя, он обратно пропорционально зависит от вязкости растворителя. Это указывает на то, что высокая вязкость эмульгируемой добавки замедляет её насыщение атомами основы и переход в равновесное состояние, отвечающее области несмешивания. Кроме того, в отличие от однокомпонентной добавки, в легирующем комплексе образуются сложные соединения с прочными межчастичными связями, например, карбиды, что делает их ещё более труднорастворимыми.

Расплавы многокомпонентных монотектических систем даже при высоких перегревах по отношению к температурам плавления базовых компонентов имеют выраженное микрогетерогенное строение, проявляющееся в существовании одно- и двухкомпонентных микрогруппировок, особенно в зоне перехода от области однофазного расплава к области несмешивания жидких фаз [23-25].

В статическом состоянии или при ламинарном течении объёмов в условиях отсутствия возмущений на межфазной поверхности скорость насыщения фаз определяется коэффициентами молекулярной диффузии. В случае создания возмущающих внешних воздействий, разрушающих диффузионный пограничный слой, скорость достижения насыщенного состояния фаз существенно возрастает. Наличие компонента скорости, перпендикулярной межфазной поверхности, даже в ламинарном режиме ускоряет достижение равновесного состояния фаз расплава.

Турбулентный режим течения (число Рейнольдса $Re > 2300$) за счёт деформации межфазной поверхности и эмульгирования расплава приводит к значительному возрастанию скорости насыщения фаз расплава. Однако в каплях малых размеров и вокруг них процесс достижения равновесия фаз будет замедленным. Это связано с тем, что в малых каплях (диаметром до $1 \cdot 10^{-4}$ м) $Re \ll 1$ [26], а скорость обтекания таких капель потоком лишь немного отличается от величины скорости седиментации в неподвижной жидкой среде [27].

Поэтому изучение особенностей поведения жидких фаз, прежде всего на начальном этапе их взаимодействия при формировании эмульгированного расплава с заданными параметрами включений, важно при определении оптимальных воздействий на расплав, в том числе электромагнитных, для повышения эффективности процесса плавки.

Цель данной работы – изучение особенностей взаимодействия жидких металлов, образующих сплав монотектической системы на основе более легкоплавкого компонента, существенно отличающихся температурами плавления и вязкостями при сплавлении в условиях перемешивания с различной интенсивностью на начальной стадии сплавления.

Для достижения поставленной цели использовали сплав монотектической системы из компонентов с низкими температурами плавления – технически чистого висмута (основа сплава) и чистого цинка ЧДА (включения). Компоненты сплава нетоксичны и образуют обширную температурно-концентрационную область расслоения жидких фаз с верхней критической точкой несмешивания ~600 °С. Границы области несмешивания на линии монотектического превращения соответствуют содержанию цинка в висмуте – 15 %мас. и висмута в цинке ~1 %мас. Поэтому для гарантии нахождения сплава в двухфазном состоянии, цинк был взят в количестве 30 %мас., а температура плавки сплава – 560 °С. При данной температуре висмут имеет низкое значение кинематической вязкости – $1,0 \cdot 10^{-7}$ м²/с, а цинк – $3,3 \cdot 10^{-7}$ м²/с [18]. Согласно оценке по формуле Стокса, сила сопротивления объёма висмута при проникновении в него объёма цинка, прямопропорционально зависящая от коэффициента вязкости, более, чем в 2 раза меньше, чем при внедрении висмута в

цинк. Согласно расчёту коэффициента диффузии компонентов сплава по формуле Стокса-Эйнштейна величина для варианта диффузии атомов висмута в объём цинка в $\sim 2,3$ раза ниже, чем атомов цинка в висмут. Таким образом, преимущество получает замешивание объёма цинка в висмут и образование прямой эмульсии по сравнению с возникновением обратной эмульсии. Достижение равновесного состояния фаз в зоне несмешивания со стороны основы сплава (висмут) затруднено вследствие того, что оно соответствует достаточно высокой концентрации цинка. Со стороны добавки, по сравнению с основой сплава, необходимо намного меньшее насыщение висмута цинком, но как было указано выше, небольшой коэффициент диффузии висмута в цинке препятствует быстрому достижению данной концентрации.

При проведении исследований масса полученного сплава была 50 г. Расплав готовили в печи электросопротивления в алундовом тигле. Температуру сплава и печного пространства контролировали с помощью термопар ТХА с потенциометрами М4213 (погрешность измерения 5°C). После плавления компонентов расплав перемешивали алундовой мешалкой. Для установления влияния интенсивности перемешивания, характеризуемого числом Re , на изменения, происходившие при взаимодействии фаз, пробы расплава отбирали и анализировали. Пробы отбирали алундовой ложкой, после чего порцию расплава сливали на стальную подложку, где она охлаждалась и затвердевала. Для изучения микроструктуры затвердевшие порции сплава разрезали по вертикали и подвергали шлифованию и полированию. Фазы на основе цинка и висмута идентифицировали по цвету.

Для получения контрастного изображения применяли травление (20%-ным спир-

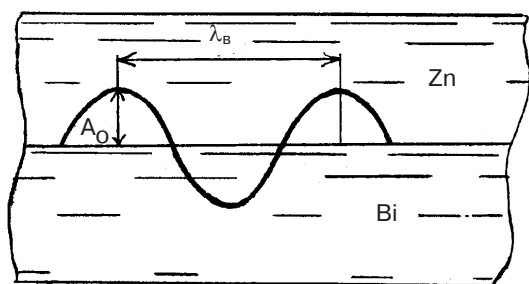


Рис. 1. Схематическое изображение гармонического возмущения на межфазной поверхности несмешивающихся жидкостей

товым раствором соляной кислоты). При изучении особенностей взаимодействия фаз фиксировали характерные размеры объёмов, возникшие при проникновении одной фазы в другую (длина l и ширина b), а также волновые возмущения с длиной волны λ_b и амплитудой A_0 , образовавшиеся на межфазной поверхности (рис. 1). Исследование микроструктуры сплавов производили с использованием оптического микроскопа для металлографических исследований МЕТАМ-Р1.

Анализ проб сплава показал, что в условиях несущественного движения расплава ($Re \sim 1$) взаимодействие компонентов сплава проходило следующие этапы. На первом этапе, в результате смешения жидких фаз, в объём висмута попадали диспергированные объёмы цинка. В жидком цинке наблюдали только единичные объёмы висмута. Второй этап характеризовался тем, что из объёма цинка осуществлялась диффузия его атомов в объём висмута. При этом образовывалась зона расплава, примыкающая к цинковой фазе в виде тонкого слоя толщиной до 7 мкм (рис. 2, а). На третьем этапе в расплаве формировались объёмы фаз на основе висмута с разным содержанием цинка в диапазоне концентраций от доэвтектического до заэвтектического составов (рис. 2, б). Четвёртый этап заключался в том, что на поверхности объёмов фаз с содержанием компонентов близким к эвтектическому, а также доэвтектическому, возникали коротковолновые возмущения, обусловленные уменьшением величины межфазного натяжения в результате диффузии компонентов через межфазную поверхность [28].

Эти возмущения характеризовались для объёмов фаз с концентрацией компонентов близкой к эвтектической $\lambda_b = 14\text{-}21$ мкм, $A_0 = 4\text{-}7$ мкм (рис. 2, в). На поверхности объёмов висмута с доэвтектической концентрацией цинка существовали возмущения с параметрами фазы эвтектического состава, на которых дополнительно воз-

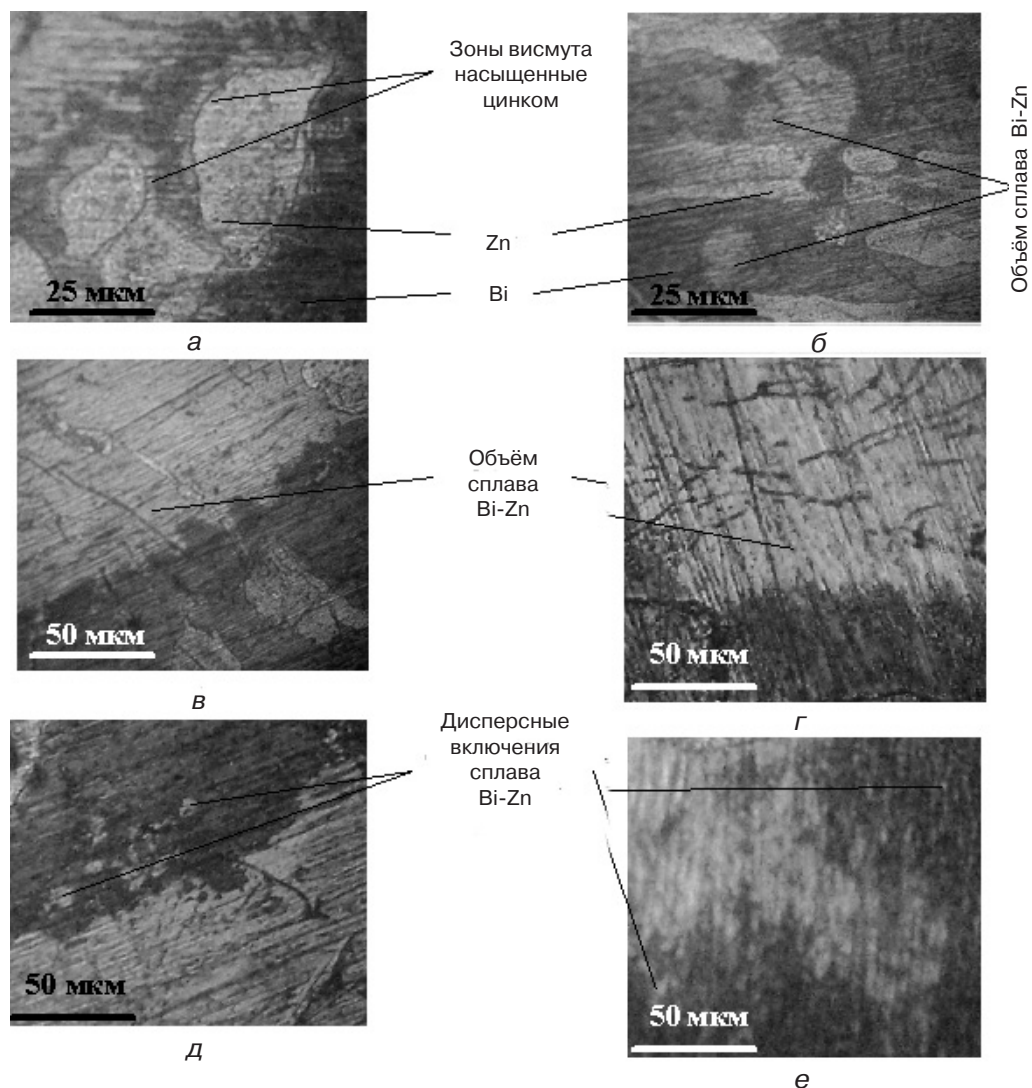


Рис. 2. Этапы взаимодействия объёмов цинка с висмутом при образовании сплава с концентрацией компонентов, отвечающей зоне несмешивания жидких фаз ($Re \sim 1$): а – диффузия цинка в зоны висмута, примыкающих к объёмам цинка; б – возникновение объёмов висмута с разным содержанием цинка; в – возмущения на поверхности объёмов висмута с концентрацией цинка близкой к эвтектической; г – возмущения на поверхности объёмов висмута с доэвтектической концентрацией цинка; д – диспергирование фазы с концентрацией цинка близкой к эвтектической; е – диспергирование фазы с доэвтектической концентрацией цинка

никли возмущения с $\lambda_b = 2,8$ мкм, $A_0 = 0,7$ мкм (рис. 2, г). Пятый этап формирования расплава был связан с разрушением межфазной поверхности объёмов висмута, насыщенных цинком. В результате разрушения фазы с эвтектическим составом возникали дисперсные включения с $b = 2-5$ мкм, а с доэвтектической концентрацией включения b как 1,5-5 мкм, так и более дисперсные – до 1 мкм (рис. 2, д, е).

При увеличении интенсивности перемешивания, по сравнению с предыдущим случаем ($1 < Re < 10$), в расплаве начинали возникать удлинённые объёмы на основе цинка. Такие образования характеризовались длиной $l = 6-70$ мкм и шириной $b = 17-90$ мкм. На рис. 3, а показаны объёмы фазы на основе цинка, возникшие в условиях $1 < Re \ll 10$. Соотношение l/b таких компактных объёмов было на уровне $\sim 1,1$. Возмущения на их поверхностях были двух масштабов: больший – $\lambda_b = 11-33$ с $A_0 = 9-63$ мкм, и меньший – с λ_b до 6 и A_0 до 2 мкм.

С увеличением числа Re до 10 возникли удлинённые объёмы на основе цинка с соотношением l/b до 3,8. Вследствие перемешивания расплава удлинённые объёмы были как прямолинейными (рис. 3, б), так и криволинейными, создававшими образования с радиусом циркуляционного контура ~ 140 мкм. Промежуточное положение отображали объёмы расплава, имевшие как прямолинейные, так и циркуляционные участки (рис. 4). Процесс образования удлинённых объёмов на основе цинка усиливался, диффузионный слой расплава на базе висмута, насыщенный цинком, примыкавший к объёмам цинка, становился тоньше – до 1 мкм или смывался потоком в толщу расплава. В результате возникали формы включений сплава на базе цинка с соотношением $l/b = 2-24$, имевшие на поверхности возмущения с λ_b и A_0 11-50 и 14-21 мкм соответственно (рис. 5, а). Процесс формирования самых длинных включений цинка сопровождался смыванием выступов возмущений потоком висмута и уносом их в толщу расплава (рис. 5, б, в).

Усиление интенсивности перемешивания ($Re \sim 100$) привело к увеличению количества диспергированных объёмов цинка в висмуте и уменьшению длины максимальных

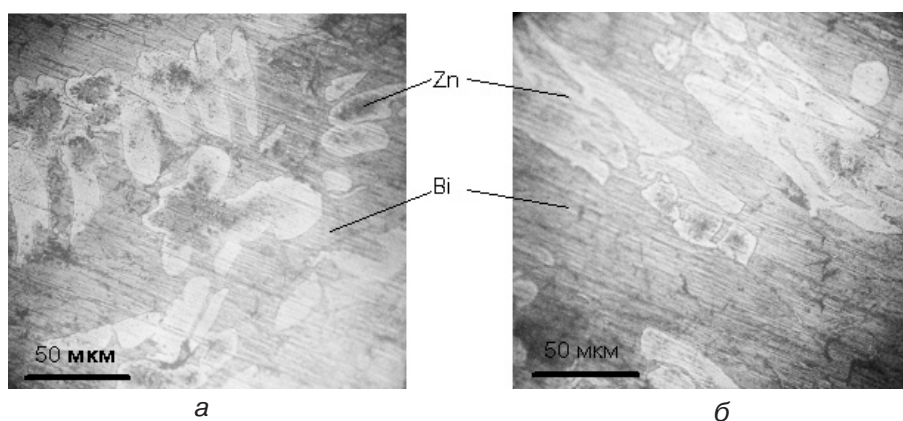


Рис. 3. Начало взаимодействия жидких объёмов висмута и цинка при очень медленном движении расплава: а – возмущения на поверхности компактных объёмов цинка ($1 < Re \ll 10$); б – удлинённые объёмы цинка ($Re \sim 10$)

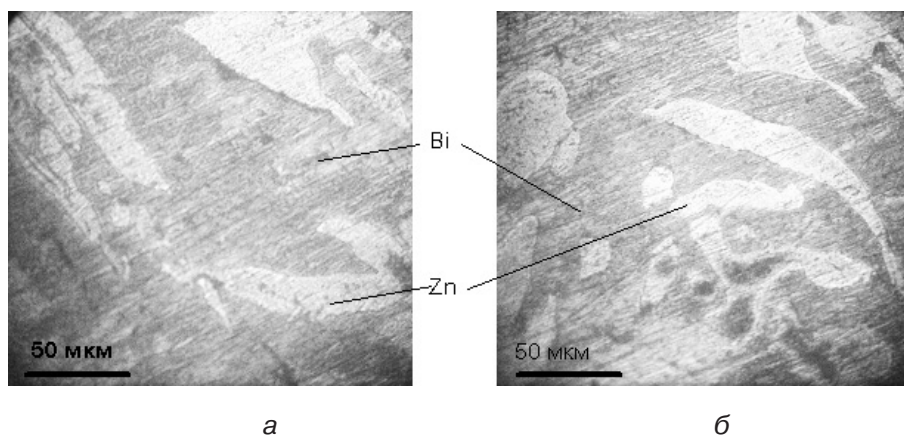


Рис. 4. Фрагменты локального циркуляционного контура движения объёмов расплава ($Re \sim 10$): а – объём с прямолинейными и циркуляционными участками; б – объёмы, образующие циркуляционный контур

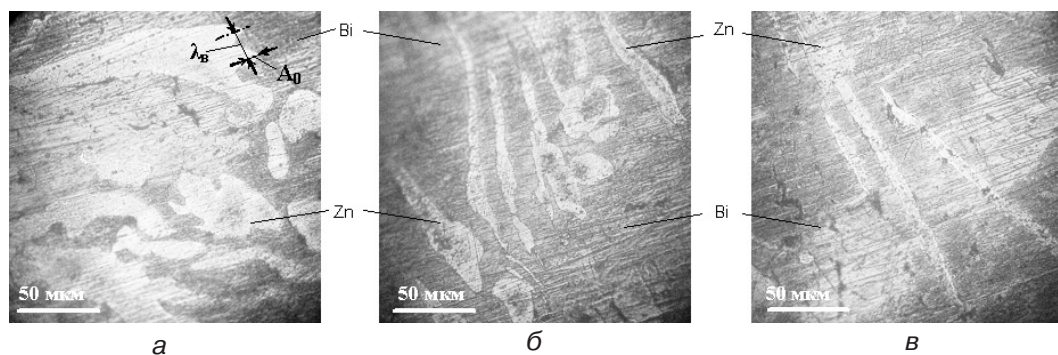


Рис. 5. Объёмы цинка, удлинённые в потоке расплава ($Re \sim 10$): *а* – удлинённые включения с возмущениями большого масштаба на их поверхности; *б* – формирование самых длинных объёмов; *в* – самые длинные объёмы на основе цинка

образований с 170 до 90 мкм (рис. 6). Кроме этого такое перемешивание способствовало проникновению объёмов висмута (с размером до 45 мкм) в цинк (рис. 6, *в*, *г*) и диспергированию фазы висмута в цинке с образованием обратной эмульсии с включениями $b = 2-11$ мкм (см. рис. 6, *в*, *г*). Усилился процесс диффузии цинка в висмут, на что указывало увеличение толщины диффузионного пограничного слоя во многих местах до ~ 5 мкм, который не успевал смывать поток расплава (рис. 6, *в*, *г*).

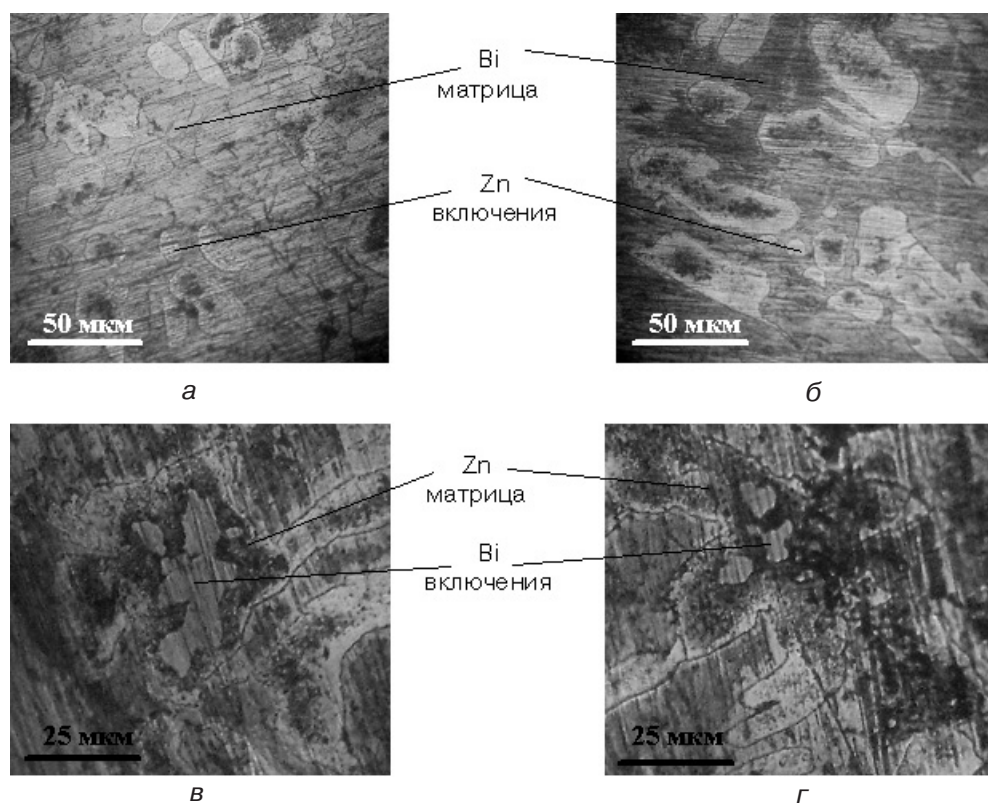


Рис. 6. Объёмы расплава с эмульгированными включениями, образованными действием сдвиговых усилий в потоке расплава ($Re \sim 100$): *а* – прямая эмульсия с компактными включениями; *б* – прямая эмульсия с удлинёнными включениями; *в* – обратная эмульсия с крупными включениями; *г* – обратная эмульсия с мелкими включениями

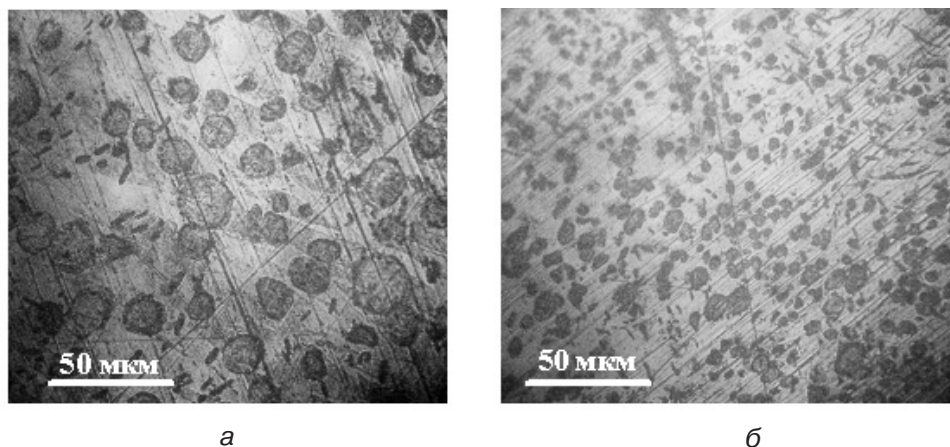


Рис. 7. Структура сплава, полученного в условиях увеличения интенсивности его перемешивания: а – $Re \sim 500$; б – $Re \sim 1000$

Повышение интенсивности перемешивания ($Re \sim 500$) привело к дальнейшему увеличению количества диспергированных объёмов и соответственно уменьшению их размеров (рис. 7, а). Последующая интенсификация перемешивания ($Re \sim 1000$) вызвала быстрый переход расплава в эмульгированное состояние, но диффузионные процессы, направленные на достижение равновесной концентрации компонентов в матрице сплава и диспергированных объёмах согласно диаграмме состояния, в полной мере не прошли. Поэтому ускорение процессов диспергирования и диффузии в зоне двухфазного состояния расплава возможно за счёт адресного воздействия на добавку и примыкающий к ней слой основы сплава, в частности, электромагнитным полем, реализация чего достижима вследствие различия электрических характеристик компонентов.

На низкотемпературном сплаве, диаграмма равновесного состояния которого характеризуется наличием температурно-концентрационной области несмешивания жидких фаз, определённые особенности взаимодействия исходных компонентов в начальный период их сплавления могут быть использованы при отработке рациональных режимов расплавления и смешения шихты при выплавке высокотемпературных промышленных сплавов. Установлена необходимость применения локального внешнего воздействия на пограничные зоны контактирующих фаз. Наиболее эффективно это условие может быть реализовано за счёт дифференцированного действия электромагнитных сил на межфазных поверхностях.



Список литературы

1. Райнз Ф. Диаграммы фазового равновесия в металлургии: Пер. с англ. Райнз Ф. – М.: Металлургиздат, 1960. – 376 с.
2. John K. Tien, George S. Ansell. Alloy and microstructural design. - New – York – San Francisco – London: Academic press, 1976. – 430 p.
3. Смирягин А. П. Промышленные цветные металлы и сплавы / А. П. Смирягин, Н. А. Смирягина, А. В. Белова. – М.: Металлургия, 1974. – 488 с.
4. Производство отливок из сплавов цветных металлов: Учебник для вузов / А. В. Курдюмов, М. В. Пикунев, В. М. Чурсин, Е. Л. Бибииков. – М.: Металлургия, 1986. – 416с.

5. *Добаткин В. И.* Гранулируемые алюминиевые сплавы / В. И. Добаткин, В. И. Елагин. – М.: Металлургия, 1981. – 176с.
6. *Morris M. A., Morris D. G.* Microstructures and mechanical properties of rapidly solidified Cu-Cr alloys // *Acta metallurgica*. – 1987. – Vol. 35, № 10. – P. 2511-2522.
7. *Movchan B. A.* Dimensional structural Relationships Materials // *Materials Science and Engineering*. – 1991. – A138 – P. 109-121.
8. *Zweben C.* Advances in composite materials for thermal management in electronic packaging // *JOM: Journal Minerals, Metals and Material Society*. – 1998. – Vol. 50, № 6. – P. 47-51.
9. *Koporka Z.* Production and properties of composite material AK9 – Pb // *Krzep metali i stopow*. – 1987. – Vol. 11. – P. 125-134.
10. Литые с кристаллизацией под давлением антифрикционных алюминиевых сплавов / А. И. Батышев, Г. М. Георгиевский, К. А. Батышев, Ф. П. Хорохорин, Е. Г. Савченко // *Литейн. пр-во*. – 1997. – № 4. – С. 132-137.
11. EU proposals threaten freecutting steel // *Metal Bulletin*. – 1998. – № 8301. – P. 3-5.
12. Производство висмутосодержащей автоматной стали / А. Я. Заславский, Н. И. Кузькина, Е. М. Кошельков, А. А. Гусев, В. И. Фалкон, С. И. Ковалёва, Е. К. Шпатов. // *Электрометаллургия*. – 1999. – № 6. – С. 20-26.5
13. *Лившиц Б. Г.* Металлография: Учебник для вузов 3-е изд., перераб. и доп. / Б. Г. Лившиц. – М.: Металлургия, 1990. – 236 с. 33
14. *Афонаскин А. В.* Исследование свойств чугуна, легированного медью и фосфором, работающего в условиях теплосмен и повышенного изнашивания / А. В. Афонаскин, А. А. Жуков, О. Д. Опалихина, и др. // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 1996. №1. – С. 59-61.
15. *Тихонович В. И.* Управление износостойкостью хромистых сталей и чугунов путём создания оптимальной гетерогенной структуры / В. И. Тихонович // *Процессы литья*. – 1994. – № 1. – С. 104-108.
16. *Кириевский Б. А.* Совершенствование состава, структуры и свойств высокохромистых чугунов / Б. А. Кириевский, Т. К. Изюмова // *Литейн. пр-во*. – 1992. – № 9. – С.17-19.
17. *Кириевский Б. А.* Влияние неоднородностей в расплаве на структурообразование и современные технологии получения литых сплавов / Б. А. Кириевский // *Процессы литья*. – 1998. – № 3-4. – С. 68-75.
18. *Смитлз К. Дж.* Металлы: Пер. с нем. – М.: Металлургиздат, 1980. – 446 с.
19. *Batterzzaty L., Greer A. L.* The viscosity of liquid metals and alloys // *Acta metallurgica*. – 1989. – Vol. 37. – P. 1791.
20. *Христенко В. В.* Перспективні методи покращення характеристик оброблюваності зносостійких хромистих чавунів. / В. В. Христенко, О. В. Ушкалова, А. Ф. Будник // *Вісник Сумського державного університету. Серія Технічні науки*. – 2012. – № 2. – С. 138-141.
21. *Parameswara K., Mettr K., Morris A.* Phase equilibria for iron-rich Fe-Cu-C alloys: 1500 to 900 °C // *Metall Trans*. – 1979. – V. 10 A, № 12. – P. 43-52.
22. *Андронов В. И.* Жидкие металлы и шлаки / В. И. Андронов, Б. В. Чекин, С. В. Нестеренко. – М.: Металлургия, 1977. – 128 с.
23. *Попель П. С.* Термодинамический анализ одной из причин металлургической наследственности / П. С. Попель, Б. А. Баум // *Металлы*. – 1986. – № 5. – С. 47-51.
24. *Ilinsky A. G., Korobov V. A., Slyusarenko S. I.* Atomic Structure of Quaternary Alloys of the Bi-Ga--Sn-Ge System in the Liquid State // *Metal. Physic Adv. Technology*. – 1996. – Vol. 15. – P. 817-823.
25. *Жукова Л. Ф.* Атомное строение расслаивающихся расплавов Л. Ф. Жукова, О. П. Аксёнова, А. А. Жуков и др. // *Тр. XI Рос. конф. "Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов"*. – Т. 1. – Екатеринбург: Изд. ЮУрГУ. – 2004. – С. 140-144.
26. *Кутателадзе С. С.* Анализ подобия и физические модели / С. С. Кутателадзе. – Новосибирск: Наука, 1986. – 295 с.
27. *Меджибожский М. Я.* Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов: Учеб. пособие для вузов / М. Я. Меджибожский. – Киев -Донецк: Вища школа, 1979. – 280 с.
28. *Сумм Б. Д.* Физико-химические основы смачивания и растекания / Б. Д. Сумм Ю. В. Горюнов. – М.: Химия. – 1976. – 232 с.

Поступила 11.03.2015