

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.74'26'71'784

КАПИЛЛЯРНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСПЛАВА МЕДИ С ПЛОТНОЙ И ПОРИСТОЙ МАХ-ФАЗОЙ (Cr, Mn)₂AlC

© 2024 г. С. Н. Жевненко^а, М. В. Горшенков^а *

^а *Национальный исследовательский технологический университет МИСИС,
Ленинский просп., 4, стр.1, Москва, 119049 Россия*

** e-mail: myg@isis.ru*

Поступила в редакцию 10.09.2023 г.

После доработки 03.11.2023 г.

Принята к публикации 09.11.2023 г.

В работе экспериментально исследовали взаимодействие расплава чистой меди с плотной МАХ-фазой (Cr, Mn)₂AlC, полученной в результате спекания электроимпульсным плазменным методом, и пористой, компактированной прессованием при комнатной температуре. Пористая фаза (пористость 20 %) впитывает расплав меди при температурах выше 1200 °С. Измерена кинетика впитывания с использованием скоростных термо- и видео камер. Эксперименты проводили в вакууме 10⁻³ Па. Исследования методами сканирующей электронной микроскопии, микрорентгеноспектральным анализом и рентгеновской дифракции показали, что происходит химическое взаимодействие МАХ-фазы с расплавом меди с образованием раствора алюминия и хрома в меди и разложением МАХ-фазы до карбидов хрома (стабильных или метастабильных). Плотный, спечённый образец также активно взаимодействует с расплавом, хотя контактные углы смачивания составляют более 100°. Отличие пористого и плотного образцов заключается в кинетике взаимодействия. Результаты сравнивали с экспериментами по смачиванию МАХ-фазы Cr₂AlC расплавом Cu (0.8 ат. % Cr), проведенными ранее. Описанные условия экспериментов и результаты определения химических и фазовых изменений в процессе капиллярного взаимодействия указывают на возможность создания композиционного материала с субмикронной структурой карбида хрома пропитанной алюминиевой бронзой.

Ключевые слова: МАХ-фазы, (Cr, Mn)₂AlC, расплав Cu, капиллярное взаимодействие, композиционный материал

DOI: 10.31857/S0015323024020075, **EDN:** YPHYSX

ВВЕДЕНИЕ

МАХ-фазы различного состава стали объектом интенсивных исследований последние 20 лет в связи с присущим этим материалам комплексом свойств, сочетающим типичные свойства металлов и керамики [1–3]. Cr₂AlC появилась одной из первых в многочисленном ряду МАХ-фаз, и для нее характерны высокая электропроводность, термостойкость, жаропрочность, коррозионная стойкость, высокая ударная прочность и т. д. [4–7]. Вместе с тем МАХ-фазы также являются и прекурсорами для создания максенов, тонких (двумерных) листов, которые интенсивно ищут свое, потенциально широкое применение [8, 9]. Cr₂AlC кроме прочего, не содержит редких и дорогих компонентов, методы получения ее относительно просты и разнообразны [10–14].

МАХ-фазы на основе Cr₂AlC, с марганцем и другими компонентами находят и классические

применения в качестве коррозионностойких покрытий, работающих при высоких температурах, как компоненты композиционных материалов, хорошо показавших себя на трение и износ [15, 16]. Введение в состав МАХ-фазы марганца, частично замещающего хром, придает ей интересные магнитные свойства. Теоретически существует наличие конкурирующих ферромагнитного (ФМ) и антиферромагнитного (АФМ) взаимодействий, а значит магнитные свойства соединения могут быть изменены за счет уровня легирования марганцем [17, 18]. Все эти применения требуют методов соединения МАХ-фаз на основе (Cr, Mn)₂AlC с элементами конструкций (пайка, сварка) и методов создания композиционных материалов на основе МАХ-фаз (капиллярная пропитка, спекание). Таким образом, изучение процессов взаимодействия расплавов металлов с МАХ-фазами являются практически важной задачей.

Необычное сочетание свойств МАХ-фаз обусловлено в первую очередь их структурой, в случае $(\text{Cr}, \text{Mn})_2\text{AlC}$ она представляет собой слой двумерных карбидов, соединенные между собой моноатомной прослойкой алюминия [19]. Алюминий, по-видимому, весьма подвижен вдоль слоев и относительно легко может быть удален из них. Насколько быстро Al “выходит” из МАХ-фазы, какие расплавы образуют термодинамически предпочтительные растворы с алюминием (провоцируя распад фазы), какая структура формируется после удаления алюминия при высоких температурах — это вопросы фундаментального характера, которые пока не освещены в литературе в должной мере. Нами было обнаружено, что Cr_2AlC может быть успешно смочена (контактный угол смачивания около 35°) при температурах выше 1150°C расплавом меди, содержащим хром [20]. При этом оказалось, что МАХ-фаза разлагается до карбида хрома, алюминий при этом переходит в раствор на основе меди и заполняет освободившийся объем. В результате формируется структура из субмикронного каркаса карбида хрома, заполненного алюминиевой бронзой, содержащей хром. Процесс разложения фазы происходит при контакте с расплавом меди и этим обусловлена “квазирадиальная” структура распавшейся области под каплей, напоминающей по форме процесс пропитки пористого тела из точечного источника расплава. Исходная МАХ-фаза Cr_2AlC , однако, была спеченной, с плотностью, близкой к теоретической. Таким образом, образование пористой структуры и заполнение ее расплавом происходит согласованно, одновременно.

Данная работа является продолжением наших исследований, два вопроса лежат в ее основе: если макроскопический угол смачивания будет больше 90° , будет ли протекать процесс взаимодействия, разложения МАХ-фазы; и насколько состав МАХ-фазы влияет на процесс взаимодействия с плотным и пористым телом? Для решения первого вопроса использовали медь в качестве расплава и МАХ-фазу, содержащую марганец $(\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25})_2\text{AlC}$, частично замещающий хром. Этим был достигнут большой угол смачивания. Второй вопрос был решен путем определения кинетики впитывания.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Схема измерений изображена на рис. 1а, подробное описание установки можно найти в работе [21]. Эксперименты проводили с использованием плотного, чистого графита в качестве

материала дозатора, с помощью которого выдвигали расплав на подложку. Элементы камеры выполнены также из графита, включая нагреватель. Нагрев производился постоянным током, температуру столика контролировали вольфрам-рениевой термопарой ВВР 5/20 и термовизионной камерой. Термовизионное измерение температуры капли затруднено вследствие ее неплоской поверхности, поэтому температуру усредняли по площади капли, дополнительно температуру контролировали измерением на плоской боковой поверхности подложки термопарой. Расхождение между показаниями термопары и тепловизионным определением температуры на подложке составляло около 10°C . Скорость видеосъемки скоростной видеокамерой CP70–2-M/C-1000 составляла от 500 до 7000 кадров/с, термовизионную съемку производили камерой Optiris PI 1M на скорости 1000 кадров/с. Эксперименты сводились к выдвиганию капли расплава меди из дозатора при постоянной температуре 1200°C с переносом на полированную подложку плотной или пористой фазы $(\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25})_2\text{AlC}$ в вакууме 10^{-3} Па и наблюдению за каплей. Вакуум создается диффузионным насосом с водоохлаждаемой ловушкой, работающим в паре с пластинчато-роторным насосом. Определяли контактный угол смачивания и объем лежащей капли. Изменения объема лежащей капли позволяет определить динамику впитывания расплава. Форма капли описывалась фигурой вращения. Объем капли рассчитывали с помощью программы DropShape (Open Science Ltd., Москва, Россия).

Два вида подложек МАХ-фазы использовали в экспериментах: спеченные методом искрового плазменного спекания с плотностью, близкой к теоретической, и пористые, полученные холодным прессованием, с пористостью 20 %. Поликристаллические объемные образцы $(\text{Cr}_x\text{Mn}_{1-x})_2\text{AlC}$, содержащие МАХ-фазу с номинальной концентрацией марганца $x = 0.25$, первоначально синтезировали с помощью оптимизированной технологии дуговой плавки [22] с использованием в качестве прекурсора карбида хрома (Cr_3C_2) , алюминий и марганец были добавлены в виде порошков чистых металлов (марганец Mn чистотой 99.95 %, алюминий Al чистотой 99.999 %, карбид хрома Cr_3C_2 чистотой 99.95 %). Несколько граммов смешанных порошков помещали в медный тигель с водяным охлаждением и спекали в аргоно-дуговой печи Arcast. Плавку проводили в атмосфере аргона высокой чистоты (99.9998 %) под давлением 10 бар. После выплавки образцы подвергали

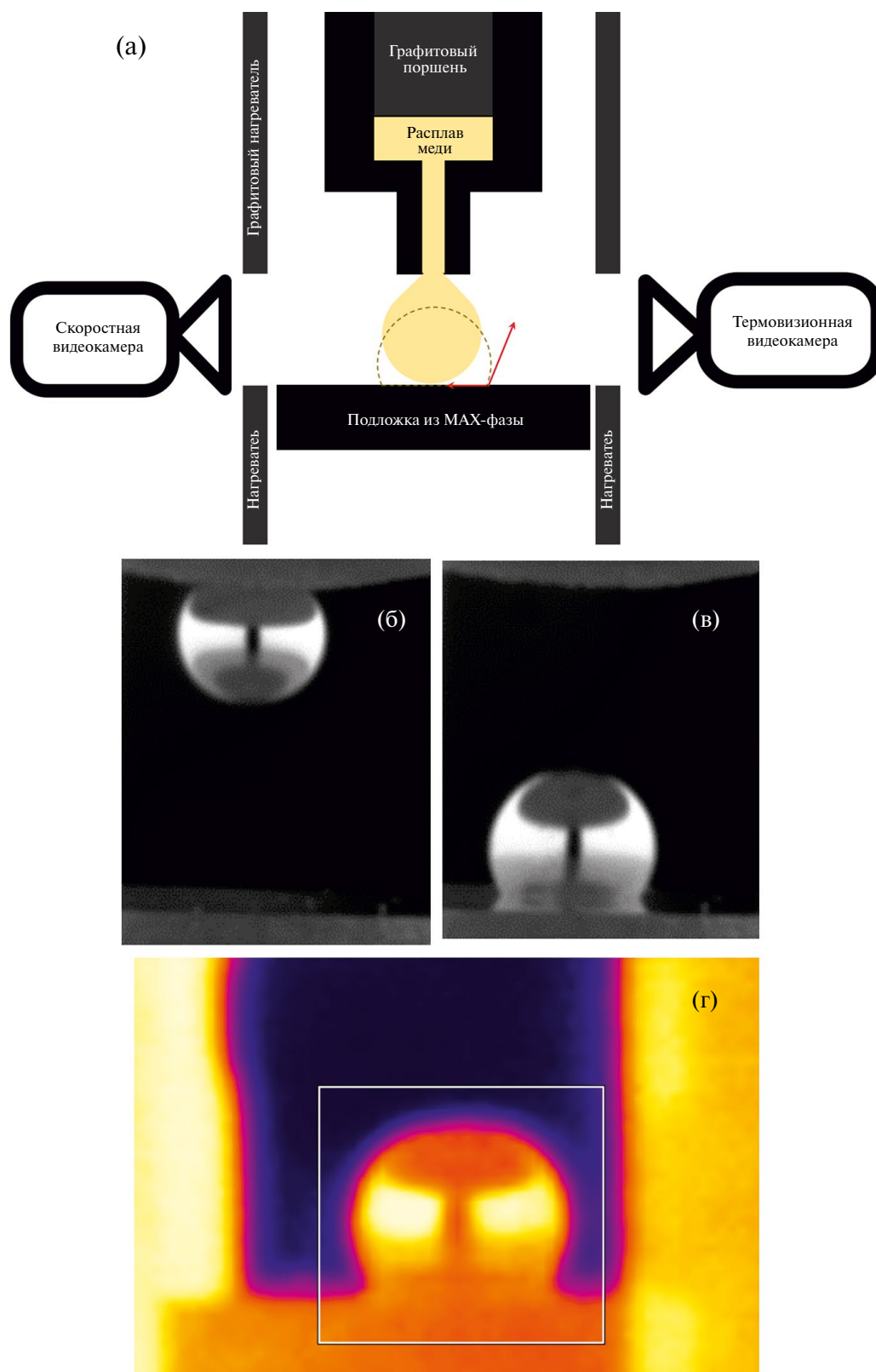


Рис. 1. Схема эксперимента (а) и вид капли меди в видеокамере при высокой температуре в подвешенном состоянии (б) и лежащей на МАХ-фазе ($\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25}\text{AlC}$) (в). На (г) изображен вид капли в термовизионной камере. Стрелки на (а) показывают измеряемый контактный угол.

отжигу в печи в вакуумированных кварцевых ампулах. Отжиг проводили при температуре 900 °С в течение 120 ч для гомогенизации. Образцы размалывали в порошок и затем помещали в водный раствор 20 % HCl для удаления интерметаллических фаз. Более подробно методику синтеза МАХ-фаз, содержащих марганец, можно найти в работе [23]. Компактирование образцов для смачивания проводили методом искрового плазменного спекания на установке Labox 650 (SinterLand, Япония). Спекание в графитовой пресс-форме проводили при следующих параметрах: вес порошка 0.9 грамм, температура спекания 1300 °С, время спекания 10 мин, скорость нагрева 100 °С/мин, вакуум, давление 50 МПа. Плотность образца, полученного после спекания, составила 5.3 ± 0.2 г/см³.

Исследование структуры проводили методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на приборе Tescan Vega 3, микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) с помощью приставки Oxford Instruments. Рентгеновские дифракционные спектры были получены на дифрактометре ДРОН-4 с использованием монохроматизированного Cu K α -излучения.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 приведен спектр рентгеновской дифракции порошка ($\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25}$)AlC после очистки в соляной кислоте. На спектре хорошо видно, что практически все линии принадлежат отражению от МАХ-фазы. Период решетки МАХ-фазы отличается от периодов не допированных марганцем Cr_2AlC , линии сдвинуты

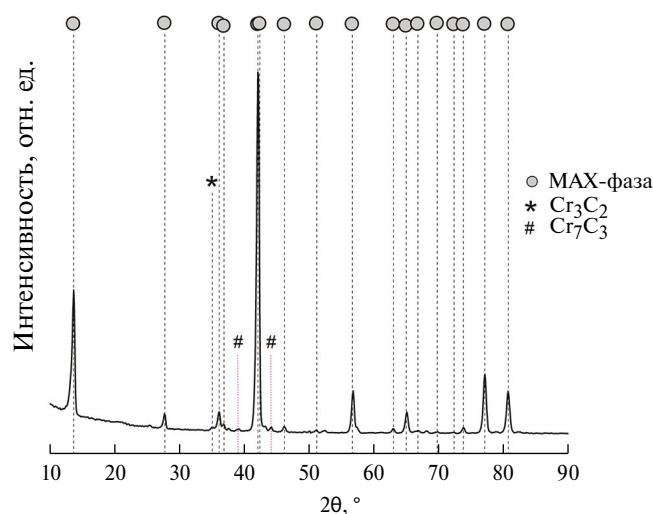


Рис. 2. Спектр рентгеновской дифракции порошка ($\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25}$)AlC после синтеза и очистки в водном растворе HCl.

в сторону больших углов. Незначительное количество карбидов хрома Cr_3C_2 и Cr_7C_3 также присутствует в образце после очистки в соляной кислоте.

На рис. 3 представлены рентгенограммы от образца порошка после искрового плазменного спекания и взаимодействия с расплавом меди. На рентгенограмме образца после спекания видно, что изменения фазового состояния образца не происходит, и МАХ-фаза остается основной фазой. Тем не менее, в результате нагрева образца при искровом плазменном спекании происходит незначительное увеличение доли фазы Cr_7C_3 , интенсивность её пиков растет. При взаимодействии спеченного образца с медью на рентгенограмме появляются линии твердого раствора на основе меди, отмечены на рентгенограмме. Увеличивается интенсивность линий карбида Cr_7C_3 . Линии МАХ-фазы также присутствуют на рентгенограмме, но они смещаются в область меньших углов.

Исследования поперечного шлифа методами сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектральным анализом показывают изменение структуры, фазового и химического состава области, непосредственно прилегающей к контактной поверхности расплава, плотного, полированного образца (рис. 4а). Рис. 4в и д демонстрируют изменение структуры на фронте, отделяющем светлую и темную область внутри спеченной МАХ-фазы, и непосредственно под поверхностью капли соответственно. Изображения на рис. 4б, г, е аналогичны по расположению и химическим изменениям рис. 4а, в, д, но получены на пористом образце,

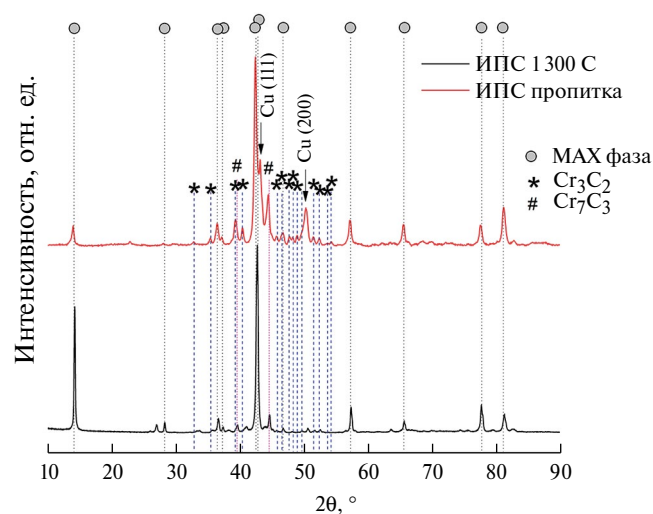


Рис. 3. Спектры рентгеновской дифракции порошка ($\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25}$)AlC после искрового плазменного спекания (нижний спектр) и взаимодействия с расплавом меди (верхний спектр).

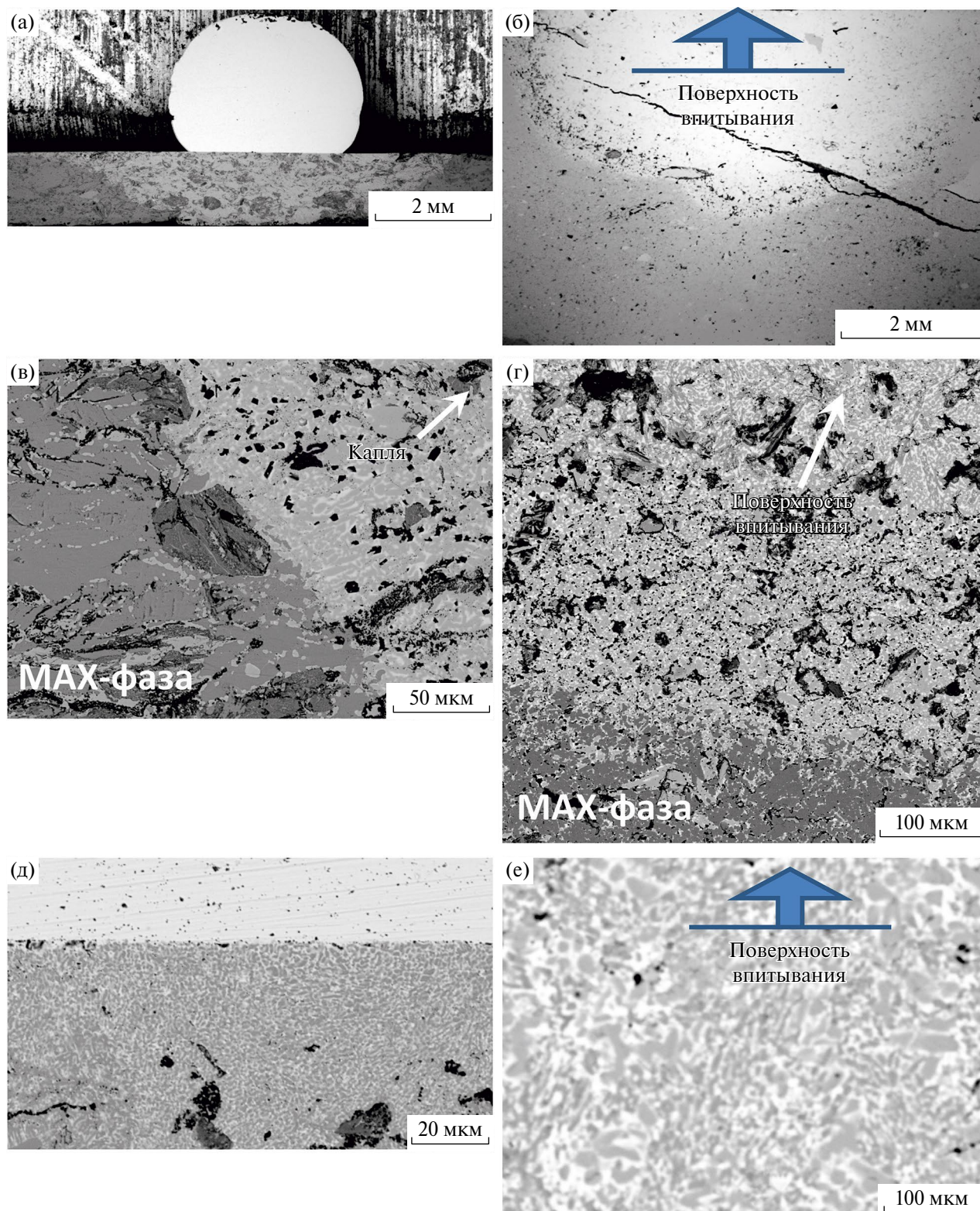


Рис. 4. Электронно-микроскопические изображения поперечных шлифов спеченного, плотного образца $(Cr_{0.75}Mn_{0.25})_2AlC$ под каплей меди (а, в, д) и пропитанной медью пористой подложки (б, г, е). а — капля меди и область изменения состава под ней (светлее в сравнении с областью МАХ-фазы); б — область, пропитанная медью (светлая). Впитавшаяся капля находилась непосредственно над верхним краем изображения; в, г — переходная область распавшейся и сохранившейся МАХ-фазы на плотном и пористом образцах соответственно; д, е — микроструктура области, непосредственно контактировавшей с медной каплей (для плотного и пористого образцов соответственно).

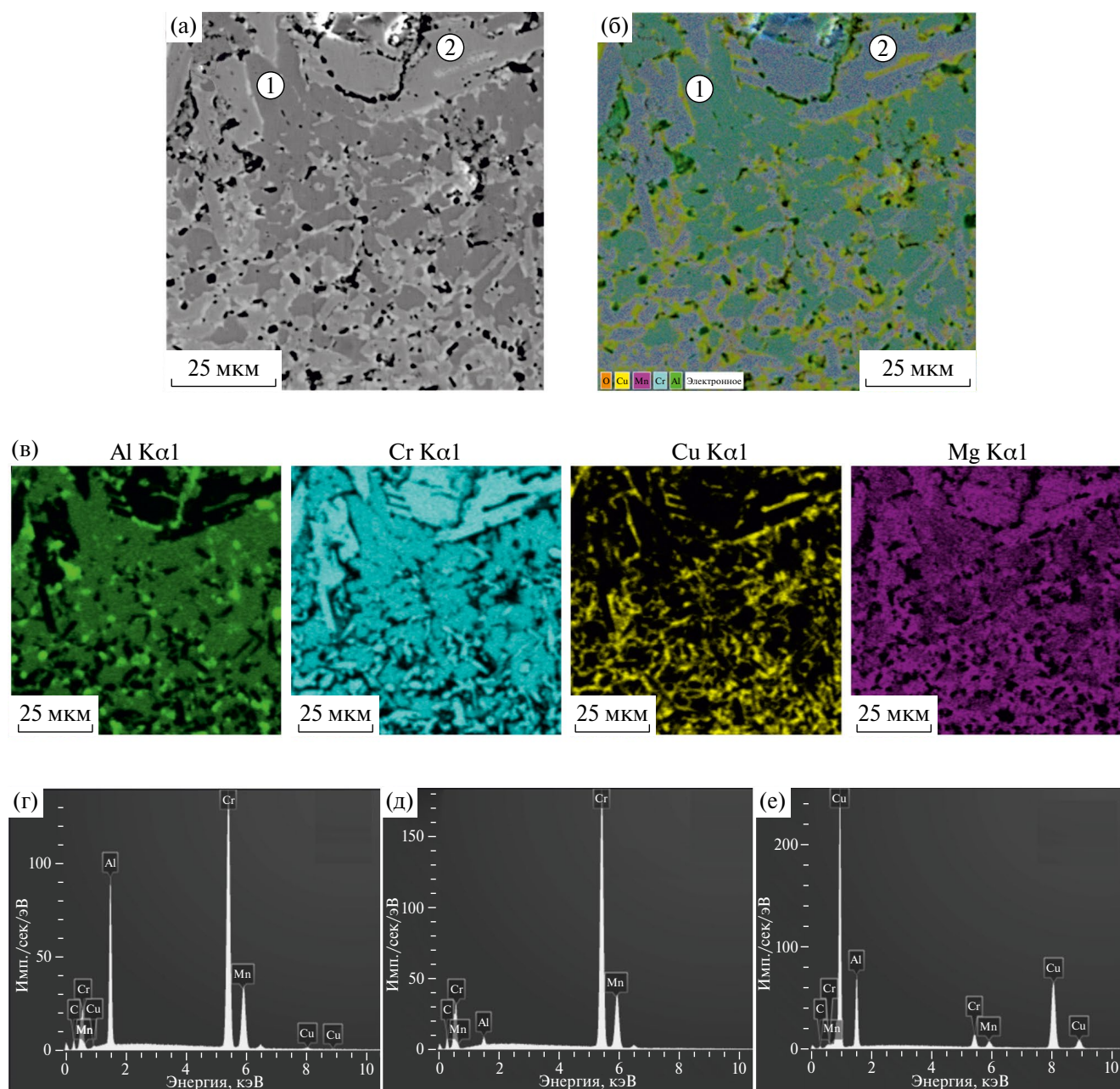


Рис. 5. СЭМ-изображение (а) и карты распределения хрома, алюминия, меди и марганца у фронта формирования и распространения расплава (б–в) внутри пористого $(\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25})_2\text{AlC}$ после пропитки. Приведены МРСА-спектры для МАХ-фаз (г, спектр 1) и карбида хрома, содержащего марганец (д, спектр 2). Спектр на (е) получен с области расплава (прослойки между фазовыми составляющими 1 и 2).

контактировавшим с медной каплей и полностью впитавшем ее. Были получены карты распределения химических элементов и МРСА спектры различных областей поперечного шлифа (рисунки 5, 6). В целом, изменения, происходящие под контактной поверхностью, подобны как для плотного и пористого образцов $(\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25})_2\text{AlC}$, так и для Cr_2AlC , исследованного при смачивании расплавом $\text{Cu}(0.8\% \text{ Cr})$

в работе [20]. Отличия заключаются только в кинетике взаимодействия (в пористом образце процесс распространения фронта расплава внутри МАХ-фазы идет быстрее) и температуре формирования адгезионного контакта (“закрепление” капли на поверхности в случае МАХ-фазы с марганцем происходит при более высоких температурах). Как в случае с Cr_2AlC , МАХ-фаза распадается с образованием карбидов Cr_3C_2 , Cr_7C_3 (см.

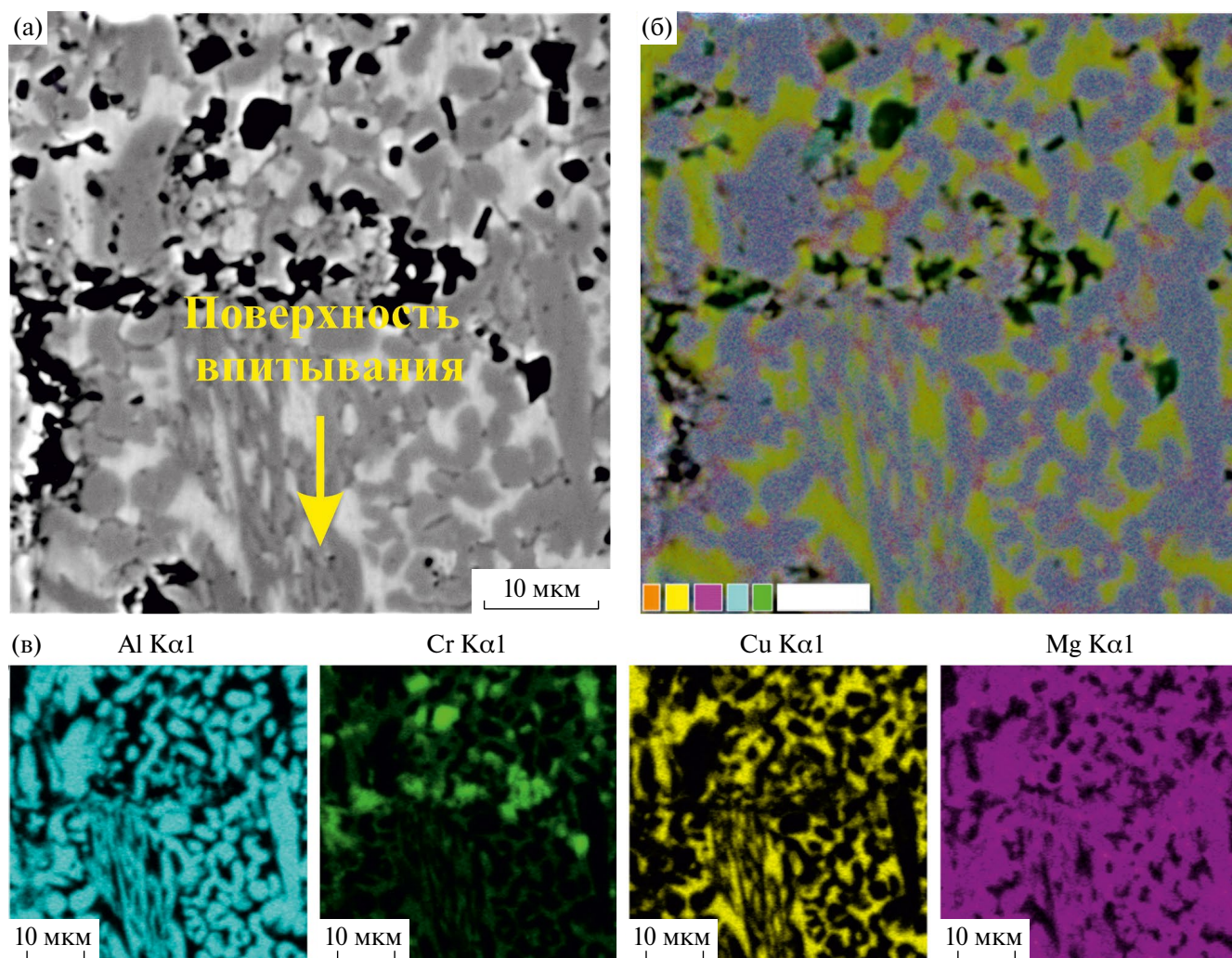


Рис. 6. СЭМ-изображение (а) и карты распределения хрома, алюминия, меди и марганца у поверхности контакта расплава с подложкой (б–в) внутри пористого $(Cr_{0.75}Mn_{0.25})_2AlC$ после пропитки. Наблюдается только карбид хрома (с марганцем), расплав и фаза Al_2O_3 .

спектры рентгеновской дифракции на рис. 3), при этом алюминий переходит в расплав меди (спектр на рис. 5е и распределение элементов на рис. 6). Хром также в небольшом количестве переходит в расплав вместе с марганцем. Образующийся расплав смачивает карбиды хрома. Все эти элементы переходят в каплю расплава в случае смачивания плотного образца, хотя заметного изменения объема капли на поверхности не происходит. Структуры образующегося каркаса из карбидов подобны по форме и характерным размерам.

Влияние марганца заключается в капиллярных эффектах. Установившийся контактный угол расплава меди на спеченной и полированной МАХ-фазе $(Cr_{0.75}Mn_{0.25})_2AlC$ составляет $135 \pm 2^\circ$ (рис. 7а), что гораздо выше в сравнении с расплавом $Cu(0.8\% Cr)$ на поверхности спеченного

Cr_2AlC (35° при $1150^\circ C$, рис. 7б). Объем капли на поверхности спеченной $(Cr_{0.75}Mn_{0.25})_2AlC$ заметно не меняется в течение 15 с контакта при $1200^\circ C$. Поверхностное натяжение меди оценивается в 0.65 ± 0.1 Н/м в соответствии с методом лежащей капли (измерено с помощью программы DropShape). Лежащая на поверхности пористого образца капля демонстрирует угол $150 \pm 2^\circ$ (рис. 7в) и впитывается. Увеличение контактного угла можно качественно объяснить большей шероховатостью пористой поверхности в сравнении с плотной. Контактный диаметр около 2 мм устанавливается быстро, с характерной для гидродинамического растекания скоростью примерно 0.5 м/с, и не меняется за время впитывания (рис. 7в, время эксперимента 60 с). Это, в свою очередь указывает на то, что очевидное химическое взаимодействие с распадом МАХ-фазы

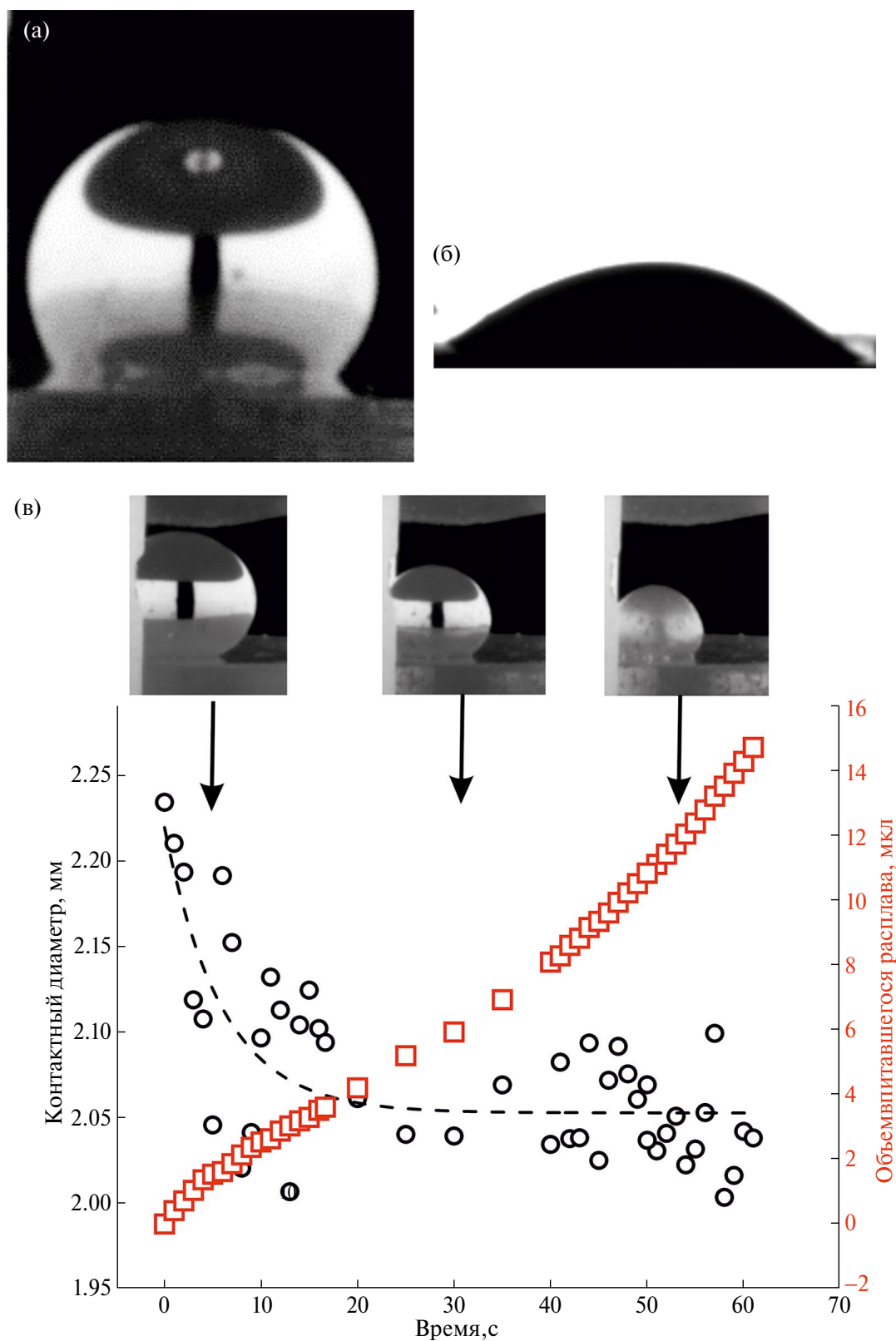


Рис. 7. Капли расплавов меди на поверхности плотных, спеченных МАХ-фаз ($\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25}\text{AlC}$ (а) и Cr_2AlC (б)). Кинетика впитывания расплава меди в пористую фазу ($\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25}\text{AlC}$ и изображения капель в процессе впитывания, а также контактный диаметр капли в процессе впитывания (в).

и образованием жидкого раствора Cu–Al–Cr–Mn происходит после инерциальной стадии. Скорость фильтрации [24] расплава можно оценить по тангенсу угла наклона графика на рис. 7в, она составляет $7 \cdot 10^{-5}$ м/с.

Такое значительное изменение контактного угла и низкое поверхностное натяжение расплава меди трудно объяснимо в рамках моделей жидких расплавов алюминия, хрома или марганца в меди — все они хотя и являются поверхностно активными, но снизить более чем в два раза поверхностное натяжение не могут [25, 26]. Более правдоподобное объяснение может быть связано с влиянием кислорода и образованием сложных оксидов на поверхности расплава. Вакуум 10^{-3} Па не является достаточным для предотвращения окисления алюминия и хрома. Это косвенно подтверждается матовостью (отсутствием металлического блеска) поверхности капли в конце впитывания (рис. 7в) и выделениями оксида алюминия в области впитывания.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе исследовали влияние марганца в МАХ-фазе $(\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25})_2\text{AlC}$ на капиллярное взаимодействие расплава меди при температуре 1200°C в вакууме. Эксперименты показали, что углы смачивания расплавом плотной и пористой подложек МАХ-фазы составляют 135° и 150° соответственно. Вместе с тем при контакте с расплавом происходит распад МАХ-фазы на карбиды хрома, алюминий при этом переходит в раствор меди и заполняет карбидный каркас. Таким образом, расплав проникает в объем МАХ-фазы либо в результате распада фазы в случае плотной $(\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25})_2\text{AlC}$, либо одновременно путем пропитывания и проникновения внутрь фазы в результате распада в случае пористой структуры. Скорость фильтрации расплава при 1200°C в $(\text{Cr}_{0.75}\text{Mn}_{0.25})_2\text{AlC}$ пористостью около 20 % была оценена как $7 \cdot 10^{-5}$ м/с. Полученные результаты указывают на возможность создания композиционного материала, путем взаимодействия расплава меди с МАХ-фазой при температурах выше 1200°C . Композиционный материал будет представлять собой каркас из карбидов хрома Cr_3C_2 , Cr_7C_3 частично или полностью пропитанных расплавом алюминиевой бронзы, содержащей хром и марганец.

Работа выполнена при поддержке грантом РНФ 23–19–00657.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sokol M., Natu V., Kota S. and Barsoum M.W. On the chemical diversity of the MAX phases // Trends in Chem. 2019. V. 1. № 2. P. 210–223.
2. Lei X. and Lin N. Structure and synthesis of MAX phase materials: a brief review // Critical Rev. Solid State Mater. Sci. 2022. V. 47. № 5. P. 736–771.
3. Горшков В.А., Милосердов П.А., Хоменко Н.Ю., Милосердова О.М. Литые керамические материалы на основе max фаз в системе: Mn–Cr–Al–C, полученные методом СВС / Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКоМ-2020): Сб. трудов V Международной научно-технической конференции в дистанционном формате, Москва, 27–29 октября 2020 года. Москва: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, 2020. С. 90–91.
4. Barsoum M.W., E-Raghy T. The MAX phases: Unique new carbide and nitride materials // Amer. Sci. 2001. V. 89. No. 4. P. 336–345.
5. Barsoum M.W., Radovic M. Elastic and mechanical properties of the MAX phases // Annu. Rev. Mater. Res. 2011. V. 41. P. 195–227.
6. Li H., Li S., Zhou Y. Cyclic thermal shock behavior of a Cr_2AlC ceramic // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 607. P. 525–529.
7. Горшков В.А., Милосердов П.А., Карпов А.В., Шукин А.С., Сычев А.Е. Исследование состава и свойств материала на основе МАХ-фазы Cr_2AlC , полученного методом СВС-металлургии // ФММ. 2019. Т. 120. № 5. 512–517.
8. Jun B.M., Kim S., Heo J., Park C.M., Her N., Jang M., Huang Y., Han J. and Yoon Y. Review of MXenes as new nanomaterials for energy storage/delivery and selected environmental applications // Nano Research. 2019. V. 12. P. 471–487.
9. Wei Y., Zhang P., Soomro R.A., Zhu Q. and Xu B. Advances in the synthesis of 2D MXenes // Advanced Mater. 2021. V. 33. № 39. P. 2103148.
10. Panigrahi B.B., Min-Cheol Chu, Yong-Il Kim, Seong-Jai Cho, Jose J. Gracio Reaction Synthesis and Pressureless Sintering of Cr_2AlC Powder // J. American Ceramic Society. 2010. V. 93. P. 1530–1533.
11. Xiao D., Zhu J., Wang F., Tang Y. Synthesis of Nano Sized Cr_2AlC Powders by Molten Salt Method // J. Nanosci. Nanotechnol. 2015. V. 15. P. 7341–7345.
12. Duan X., Shen L., Jia D., Zhou Y., Zwaag S., Sloof W.G. Synthesis of high-purity, isotropic or textured Cr_2AlC bulk ceramics by spark plasma sintering of pressure-less sintered powders // J. Eur. Ceram. Soc. 2015. V. 35. P. 1393–1400.

13. *Miloserdov P.A., Gorshkov V.A., Yukhvid V.I.* High-temperature synthesis of cast Cr_2AlC at an inert gas overpressure // *Inorg. Mater.* 2013. V. 49. No. 8. P. 781–785
14. *Xiao L.O., Li S.B., Song G. and Sloof W.G.* Synthesis and thermal stability of Cr_2AlC // *Journal of the European Ceramic Society.* 2011. V. 31. № (8). P. 1497–1502.
15. *Shamsipoor A., Farvizi M., Razavi M., Keyvani A.* Influences of processing parameters on the microstructure and wear performance of Cr_2AlC MAX phase prepared by spark plasma sintering method // *J. Alloy. Compd.* 2020. V. 815. P. 152345.
16. *Tabares E., Kitzmantel M., Neubauer E., Jimenez-Morales A. and Tsipas S.A.* Sinterability, Mechanical Properties and Wear Behavior of Ti_3SiC_2 and Cr_2AlC MAX Phases // *Ceramics.* 2022. V. 5. № 1. P. 55–74.
17. *Mockute A., Dahlqvist M., Emmerlich J., Hultman L., Schneider J.M., Per Persson O.Å., Rosen J.* Synthesis and ab initio calculations of nanolaminated $(\text{Cr}, \text{Mn})_2\text{AlC}$ compounds // *Phys. Rev. B.* 2013. V. 87. № 9. P. 094113.
18. *Sobolev K., Pazniak H., Farle M., Rodionova V. and Wiedwald U.* Synthesis, phase purification and magnetic characterization of the $(\text{Cr}_{1-x}, \text{Mn}_x)_2\text{AlC}$ MAX-phase // *J. Mater. Chem. C.* 2021. V. 9. № 46. P. 16516–16522.
19. *Ramzan M., Lebègue S. and Ahuja R.* Correlation effects in the electronic and structural properties of Cr_2AlC // *Phys. status solidi (RRL)—Rapid Research Letters.* 2011. V. 5. № 3. P. 122–124.
20. *Zhevnenko S.N., Gorshenkov M.V.* Wetting and spreading of Cu(Cr) melt over the Cr_2AlC MAX phase // *Mater. Letters.* 2022. V. 324. P. 132711.
21. *Zhevnenko S.N., Gorshenkov M.V., Petrov I.S.* Effect of B on improving wetting and imbibition of sintered porous Ta by Cu melt // *Journal of Alloys and Compounds.* 2021. V. 860. P. 157886.
22. *Sobolev K., Pazniak A., Shylenko O., Komanicky V., Provino A., Manfrinetti P., Peddis D., Rodionova V.* Complex optimization of arc melting synthesis for bulk Cr_2AlC MAX-phase // *Ceramics Intern.* 2021. V. 47. № 6. P. 7745–7752.
23. *Sobolev K., Gorshenkov M., Manfrinetti P., Peddis D., Pazniak A., Rodionova V.* Synthesis of phase-pure highly-doped MAX-phase $(\text{Cr}_{1-x}\text{Mn}_x)_2\text{AlC}$ // *Ceramics International.* 2021. V. 47. № 15. P. 21069–21076.
24. *Senotrusov S.K., Perezhogina V.A.* Method of determining the kinetics of infiltration of capillary-porous solids by melts // *Powder Metall Met Ceram.* 1986. V. 25. P. 467–470.
25. *Lu H.M. and Jiang Q.* Surface tension and its temperature coefficient for liquid metals // *The Journal of Physical Chemistry B.* 2005. V. 109. № 32. P. 15463–15468.
26. *Katayama I., Oura K., Shoji F. and Hanawa T.* Evidence for solute segregation on Cu-Mn alloy surfaces studied by low-energy ion scattering // *Phys. Rev. B.* 1988. V. 38. № 3. P. 2188.
27. *Yen P.S. and Datta R.* Butler–Sugimoto monomolecular bilayer interface model: The effect of oxygen on the surface tension of a liquid metal and its wetting of a ceramic // *J. Colloid Interface Sci.* 2014. V. 426. P. 314–323.

CAPILLARY INTERACTION OF COPPER MELT WITH DENSE AND POROUS MAX PHASE $(\text{Cr}, \text{Mn})_2\text{AlC}$

S. N. Zhevnenko¹, M. V. Gorshenkov^{1,*}

¹ National Research Technological University MISiS, Moscow, 119049 Russia

* e-mail: myg@mis.ru

In the present work, we experimentally studied the interaction of a pure copper melt with a dense MAX-phase $(\text{Cr}, \text{Mn})_2\text{AlC}$ after sintering by the electric pulse plasma method and a porous phase obtained by pressing at room temperature. The porous phase (20% porosity) absorbs molten copper at temperatures above 1200 °C; the kinetics of absorption was directly measured using high-speed thermal and video cameras. The experiments were carried out in a vacuum of 10–3 Pa. Studies using scanning electron microscopy, EDX spectral analysis and X-ray diffraction have shown that a chemical interaction of the MAX-phase with a copper melt occurs with the formation of a solution of aluminum and chromium in copper and the decomposition of the MAX-phase to chromium carbides (stable or metastable). The dense, sintered sample also actively interacts with the melt, although the contact angles exceed 100°. The difference between porous and dense samples lies in the kinetics of interaction. The results were compared with experiments on wetting the Cr_2AlC MAX-phase with a Cu (0.8 at.% Cr) melt conducted earlier. The described experimental conditions

and the results of determining chemical and phase changes in the process of capillary interaction indicate the possibility of creating a composite material with a submicron structure of chromium carbide impregnated with aluminum bronze.

Keywords: MAX phases, $(\text{Cr, Mn})_2\text{AlC}$, Cu melt, capillary interaction, composite material