

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715

СПЛАВ Al–40Sn, ПОЛУЧЕННЫЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО
ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ СМЕСИ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ПОРОШКОВ© 2023 г. Н. М. Русин^а, А. Л. Скоренцев^{а, *}, К. О. Акимов^а^аИнститут физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия

*e-mail: skoralexan@mail.ru

Поступила в редакцию 15.05.2023 г.

После доработки 18.07.2023 г.

Принята к публикации 01.08.2023 г.

Методом селективного лазерного сплавления (СЛС) смеси элементарных порошков был синтезирован сплав Al–40Sn. В структуре сплава наблюдаются следы расплава полуэллиптической формы, границы которых декорированы порами и включениями олова. Внутренняя структура следов расплава состоит из мелкокристаллических областей с одинаково ориентированными столбчатыми кристаллами Al, разделенными тонкими прослойками олова. С увеличением мощности лазера скорость кристаллизации расплава снижается, и ячейки кристаллов алюминия увеличиваются, а вместе с ними растет и толщина разделяющих их оловянных прослоек. Пористость сплава с повышением мощности убывает медленно, и для ее минимизации требуется изменение параметров процесса СЛС.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, селективное лазерное сплавление, структура

DOI: 10.31857/S0015323023600818, **EDN:** DRRECT

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы Al–Sn устойчивы к задирам и схватыванию благодаря способности мягкого олова размазываться по поверхности трения тонким слоем, выполняющим функции твердой смазки [1–3]. Однако объемное содержание Sn в антифрикционных Al сплавах обычно ограничивают 10% (~20 мас. %), поскольку олово не растворяется в твердом алюминии и при кристаллизации расплава выпадает в виде сплошных прослоек между зернами, ослабляя их связанность и снижая несущую способность матрицы [4]. В тех случаях, когда непрерывные прослойки олова удается разбить на изолированные включения, пластичность и прочность сплавов Al–Sn возрастают, особенно при температуре выше 100°C [5–8].

При большом содержании олова его прослойки по границам алюминиевых зерен остаются сплошными даже при литье сплава в охлаждаемые металлические изложницы, так как предельная растворимость Sn в алюминии не превышает 0.2 ат. % и при более быстром охлаждении расплава Al–Sn [9]. Раздробить прослойки на изолированные включения можно, подвергнув литые образцы пластической деформации прокаткой, ковкой или экструзией [5–7], сопровождающейся сильным уменьшением поперечных размеров обрабатываемых образцов. При использовании с указанной целью интенсивных методов деформации,

таких как кручение под давлением, равноканальное угловое прессование и т.д., обрабатываемые образцы изначально имеют малую толщину.

Повысить прочность сплавов Al–Sn с высокой концентрацией олова можно, получая их методом жидкофазного спекания, в процессе которого в местах контакта алюминиевых зерен формируются шейки, связывающие зерна в непрерывный каркас. При наличии такого каркаса максимальную износостойкость при сухом трении демонстрирует сплав Al–40Sn [10, 11]. Существенным недостатком спекания, как способа получения данных сплавов, является выпотевание олова в период нагрева до высоких температур, пока угол смачивания твердых Al частиц оловом больше 90° [12], и жидкому олову энергетически выгодно находиться на внешней поверхности спекаемой прессовки. Указанные потери Sn возрастают с увеличением его концентрации.

В этой связи было предположено, что объем выпотевающей жидкости может быть снижен, если удастся сократить время установления адгезионного контакта между чистой неокисленной поверхностью порошков Al и жидким оловом. С этой целью, можно использовать селективное лазерное сплавление (СЛС) с его высокими скоростями нагрева порошковых тел [13, 14]. Сплавы системы Al–Sn таким способом ранее никто не получал, поэтому целью работы является исследова-

дование влияния мощности лазерного излучения (важнейшего параметра СЛС) на структуру образцов с большим содержанием олова, полученных из смеси элементарных порошков Al и Sn.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследование проводили с использованием смеси сферических порошков Al марки АСД-1 (ТУ 48-8-226-87) и Sn марки ПО 2 (ГОСТ 9723–73), взятых в весовой пропорции 60/40. Основная фракция порошка алюминия составляла менее 30 мкм, а олова – менее 45 мкм. Смешивание подвергнутых предварительной сушке в вакууме (120°C; 3 ч) порошков проводили в конусном смесителе. Из полученной смеси на 3D-принтере ONSINT AM150 в атмосфере проточного аргона особой чистоты были синтезированы образцы с поперечным размером 10 × 10 мм. Модель каждого образца разбивалась на слои толщиной 0.03 мм (*h*). Коэффициент запаса подачи порошка был равен 1.3. Каждый последующий слой наносился через 40 секунд, и всего таких слоев было 333. Образцы располагались на напечатанной из того же материала поддерживающей подложке толщиной 2 мм с размером ячеек 2 × 2 мм.

Стратегия сканирования была линейной. Угол поворота луча лазера на каждом слое равен 33°. Температура подложки, на которой выращивались образцы, составляла 120 ± 5°C.

Скорость сканирования луча лазера (*v*) составляла 1200 мм/с, диаметр пятна был 0.06 мм, а межтрековое расстояние (*s*) – 0.09 мм. При переходе от образца к образцу мощность лазерного пучка (*P*) повышали от 10 до 110 Вт, с шагом в 20 Вт. Таким образом, все параметры СЛС оставались неизменными за исключением величины *P*, и, следовательно, только от нее зависел определяющий параметр процесса – плотность энергии лазера $E = P/(vsh)$ [14]. В нашем случае $E = P/3.24 = 0.31P$ [Дж/мм³].

Синтезированные образцы разрезали по вертикали вдоль направления роста образца, и плоскость среза полировали на наждачной бумаге с убывающим размером абразивных частиц, а затем на сукне с нанесенной алмазной пастой. Полученные шлифы подвергали кратковременному травлению в 4%-ном растворе HNO₃ в спирте и тщательно промывали в спиртовой ультразвуковой ванне. Исследование структуры и элементного состава поверхности шлифов проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO EVO 50 (Zeiss, Германия), имеющего встроенный рентгеновский микроанализатор. Все изображения были получены с помощью обратно рассеянных электронов. Используемые в работе

3D-принтер и микроскоп были предоставлены ЦКП “НАНОТЕХ” ИФПМ СО РАН.

Микротвердость (*H_ц*) материала определяли в середине образца с помощью прибора ПМТ-3, при нагрузке на алмазный индентор 0.5 и 1.0 Н. При каждой нагрузке производили не менее 10 измерений, затем два экстремальных значения отбрасывали, а остальные усредняли. Плотность (*ρ*) синтезированного материала определяли методом гидростатического взвешивания в воде (ГОСТ 20018-7), а его пористость (*Π*) рассчитывали по формуле: $\Pi = (\rho_t - \rho)/\rho_t$, где ρ_t – теоретическая плотность материала, рассчитанная по праву смеси.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В ходе быстрого нагрева порошковых тел происходит их тепловое расширение, пропорциональное $\alpha \Delta T$, где α – коэффициент термического расширения, а также при расплавлении они испытывают скачкообразное увеличение объема: олово на 2.6%, и на 6.6% – алюминий. Резкое увеличение объема порошковых тел при СЛС приводит к разрушению покрывающих их хрупких оксидных пленок, и расплавленные порошки приходят в соприкосновение. Взаимная растворимость Al и Sn в жидком состоянии не ограничена, поэтому жидкости активно перемешиваются. Анализ элементного состава синтезированных образцов показал, что концентрация Al и Sn в них близка к исходной, то есть, при СЛС олово из образцов не выпотевает и не теряется за счет испарения из расплавленного порошкового слоя даже при сильном его перегреве.

Структура сплава Al–40Sn, полученного при мощности лазера 10 Вт, показана на рис. 1. Из фотографии на рис. 1а видно, что в поперечном сечении образца основным элементом структуры являются полуэллиптические гомогенные области, вытянутые вдоль вертикальной оси (в направлении преимущественного отвода тепла) и представляющие собой, по сути, следы ванн расплава с границами дугообразной формы. Т.е. на макроскопическом уровне в структуре синтезированного при *P* = 10 Вт материала присутствуют следы ванн расплава, образующихся под проходящим лучом. Поперечные размеры ванн в верхней их части около 120 мкм, а глубина их не менее 150 мкм, что почти в 5 раз больше толщины наносимого порошкового слоя. Следовательно, скользящий луч лазера расплавляет не только нанесенный порошковый слой смеси Al–40Sn, но и подложку, на которой слой лежит, оставляя за собой наполненную жидкостью канавку шириной вдвое большей диаметра пятна. Аналогичные по форме и размерам ванны расплава наблюдались в работах [15–17] при СЛС нержавеющей стали и

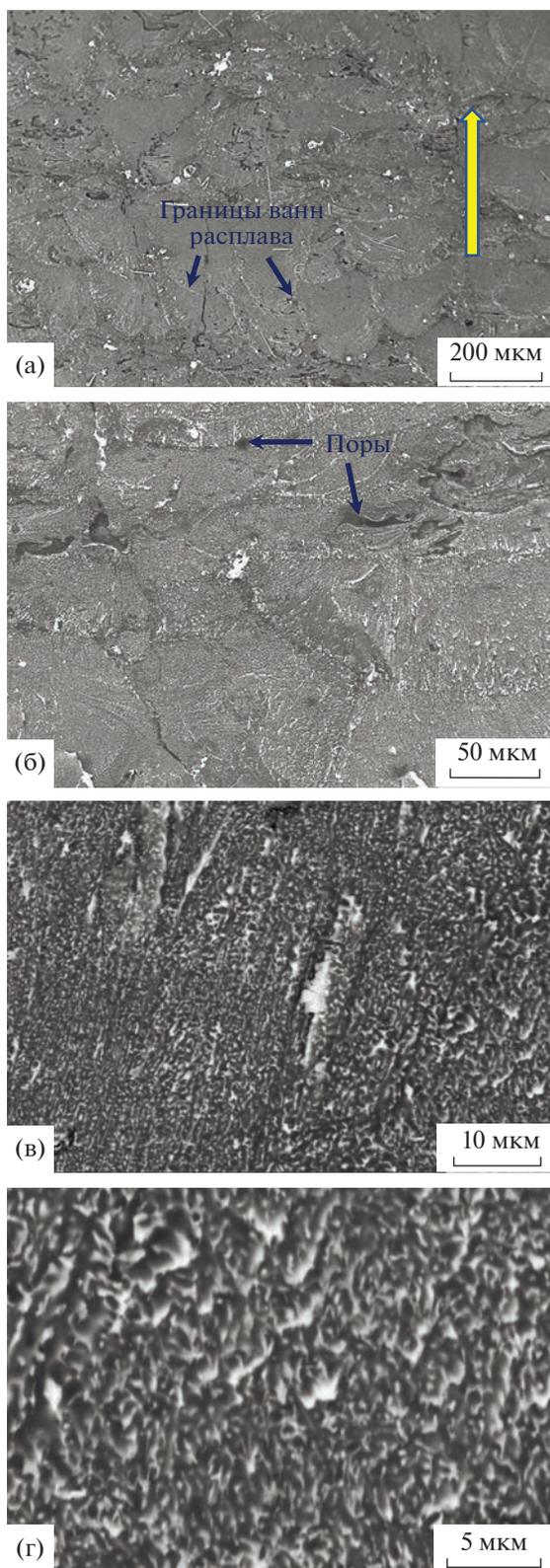


Рис. 1. Структура сплава Al–40Sn, полученного методом СЛС, при различных увеличениях. Мощность лазера – 10 Вт. Стрелкой указано направление наращивания образца.

эвтектического силумина с применением лазерного пучка диаметром около 70 мкм.

Диаметр пучка лазера в нашем случае был 60 мкм, поэтому увеличение ширины ванны вдвое происходило за счет пропитки прилегающих межтрековых прослоек из порошков расплавом и их растворения в нем. Температура расплава при этом понижается, так как помимо нагрева частиц Al до предплавильной температуры, значительное количество тепла (~400 Дж/г) требуется и для перевода их в жидкое состояние (скрытая теплота плавления). Вязкость охлажденного расплава повышается, и в результате пористые прослойки между треками плохо пропитываются жидкостью.

Объем пор в образцах после СЛС при $P = 10$ Вт был больше 6%. Сохранению пор в жидком материале способствует тот факт, что температура плавления порошков Al и Sn существенно отличается. Быстрое расплавление олова приводит к тому, что его расплав закупоривает поровые каналы между еще твердыми алюминиевыми порошинками, не позволяя газу (аргону) выйти наружу. Захваченный газ продолжает препятствовать заполнению пор расплавом и после оплавления алюминиевых частиц. Такие незаполненные расплавом каналы в перпендикулярном им сечении видны как поры различной величины на рис. 1а, но истинная их форма и размеры видны в том случае, если они полностью располагаются в плоскости шлифа (рис. 1б).

Границы между ваннами расплава декорированы выделениями мелких частиц олова (рис. 1а). Образование таких обогащенных оловом приграничных зон обусловлено особенностями распределения частиц порошка олова в исходной смеси. Поскольку их объемная доля ~20%, то они в основном располагаются в междоузлиях порошинок алюминия, и отделены друг от друга несколькими частицами Al [10]. При СЛС смеси частицы олова начинают плавиться первыми, но расплав не успевает распространиться на большие расстояния ввиду быстрого нагрева и сплавления между собой окружающих их порошинок алюминия. После этого олово может распространяться через расплавленные алюминиевые области только посредством диффузии и с конвективными потоками.

Глубина диффузии Sn в жидкий алюминий при $P = 10$ Вт ограничена коротким временем нагрева и малой температурой перегрева расплава маломощным лучом. На относительно низкую температуру расплава при данной мощности лазера указывает и наличие пор на границах ванн расплава. Нагрев материала здесь происходит за счет тепловой радиации от образующейся под лучом ванны расплава и передачи тепла горячей жидкостью, проникшей в поровые каналы под влиянием капиллярных сил. При низкой темпе-

ратуре расплава заполнение межчастичных пор не полное, что хорошо видно на рис. 1б.

Сами ванны расплава при охлаждении разбиваются на некоторые области (сегменты), отличающиеся ориентацией составляющих их стержнеобразных ячеек (рис. 1в). Диаметр ячеек 0.1–0.6 мкм, а длина составляет несколько мкм (рис. 1г). По периметру ячейки обрамлены оловянными прослойками, отделяющими их друг от друга. Прослойки образуются из-за того, что растворенные атомы олова вызывают сильное искажение решетки алюминия, и термодинамически более выгодно, чтобы при кристаллизации они вытеснялись на периферию растущих алюминиевых ячеек.

В свою очередь, границы тонких оловянных прослоек с алюминием также являются местами повышенной запасенной поверхностной энергии, и оловянным частицам энергетически более выгодно объединяться в крупные образования с меньшей удельной поверхностью. Однако быстрый нагрев и кристаллизация расплава при малой мощности лазера не позволяют развиваться процессам коагуляции, поэтому крупных оловянных включений в сплаве немного (рис. 1).

В данном эксперименте луч лазера обегал поверхность образца за ~ 1 с, т.е. мощность лазера численно совпадала с количеством джоулей энергии, сообщенной им поверхности образца. Толщина наносимого порошкового слоя 30 мкм, и объем наплавляемого слоя $10 \times 10 \times 0.03 = 3 \text{ мм}^3$. Плотность сплава Al–40Sn составляет 3.6 г/см^3 . Отсюда вес слоя $G \approx 0.011 \text{ г}$. Олово с теплоемкостью $0.23 \text{ Дж/(г}^\circ\text{C)}$ составляет 40% массы слоя, его вес – 0.0044 г , а Al с теплоемкостью $1.15 \text{ Дж/(г}^\circ\text{C)}$ составляет остальные $0.6G$ и весит 0.0065 г . На разогрев алюминия до 700°C ($\Delta T = 600^\circ\text{C}$ с учетом температуры подложки) надо израсходовать $\sim 4.5 \text{ Дж}$, а олова – 0.6 Дж . Скрытая теплота плавления алюминия 401 Дж/г , а олова 61 Дж/г . Получается, что на перевод смеси порошков алюминия и олова в жидкое состояние потребуется 2.88 Дж . Таким образом, для нагрева и расплавления слоя смеси Al–40Sn толщиной 30 мкм в сумме потребуется примерно $Q_{\text{пл}} \sim 8 \text{ Дж}$, т.е. большая часть из 10 Дж подводимой лазером энергии, и на перегрев расплава ее остается мало.

Данные оценки носят приблизительный характер, поскольку не учитывают пористость порошковой насыпки, а также коэффициент запаса подачи порошков – 1.3. Кроме того, при оценке расходов падающей энергии на нагрев порошкового материала не учтено, что поверхности Al и Sn могут отражать падающую лучистую энергию с коэффициентом отражения η .

Величина η насыпного слоя из порошков неизвестна, но заведомо меньше, чем для гладкой поверхности, и даже после расплавления слоя и формирования “зеркала” расплава размер его по-

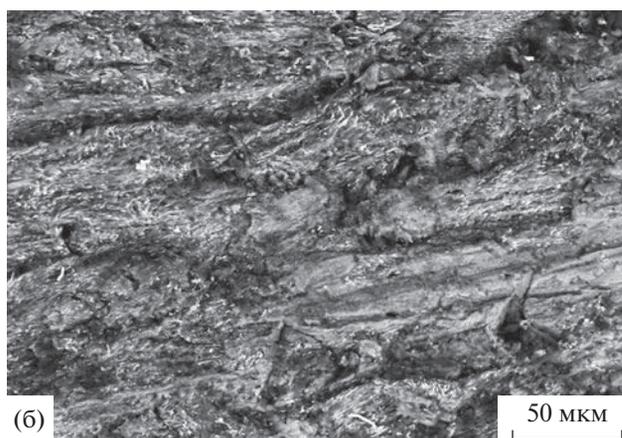
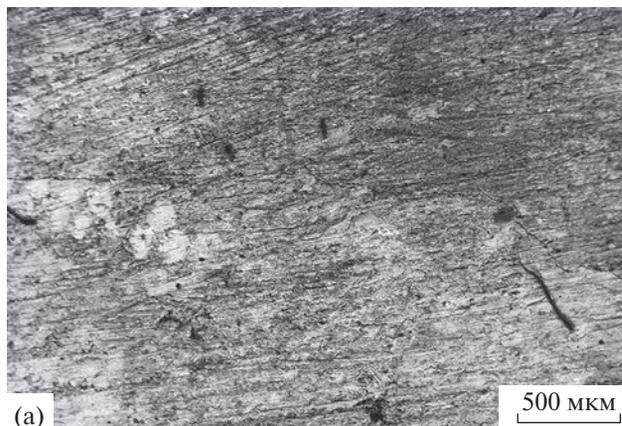


Рис. 2. Поверхность образца сплава Al–40Sn после СЛС с мощностью 70 Вт при различных увеличениях.

верхностных неровностей намного превышает длину волны 1.03 мкм луча используемого иттербиевого лазера. В любом случае, какая-то часть лучистой энергии рассеивается в пространстве. Поэтому, даже при слабом отражении, например $\eta \sim 0.2$, на расплавление порошкового слоя должно быть затрачено уже не 8, а 9.6 Вт, и на перегрев расплава остается еще меньше тепловой энергии. Если при этом учесть, что часть тепла расплава передается нижележащим слоям, то сообщенной наносимому порошковому слою падающей энергии 10 Вт может даже и не хватить для его полного расплавления, особенно это касается материала, расположенного в межтрековых промежутках.

Скользкий луч оставляет после себя на поверхности образца параллельные ряды ванн из расплавленного металла (рис. 2а), разделенные извилистыми границами (рис. 2б). Ширина каждой ванны расплава составляет около 120 мкм. Центральная их часть шириной $\sim 60 \text{ мкм}$ формируется непосредственно под лучом, а с обеих сторон к ней примыкают подлежащие пропитке расплавом зоны шириной $\sim 30 \text{ мкм}$. Структура их поверхности отличается от структуры поверхности в

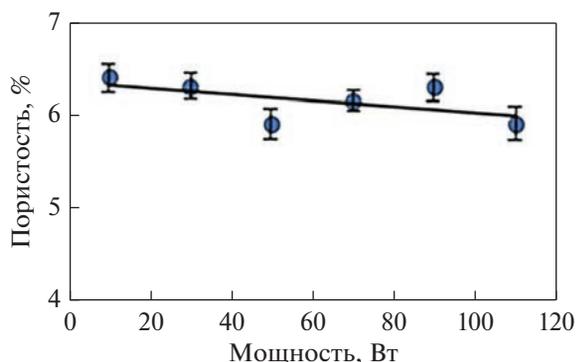


Рис. 3. Влияние мощности лазера на пористость сплава Al–40Sn.

центральной части ванны расплава, но даже здесь границы исходных порошинок Al почти не просматриваются, поскольку покрывающие их оксидные пленки фрагментируются и перемешиваются с расплавом.

Луч достаточной мощности, пробегая по поверхности синтезируемого образца, расплавляет не только порошковый слой, но и расположенный под ним материал. Следовательно, если материал в перерывах между облучениями будет сильно охлаждаться, то при повторном сообщении ему тепловой энергии верхним жидким слоем ее будет недостаточно для образования глубокой ванны расплава.

В нашем случае глубина ванны достигает 150 мкм (рис. 1а, 1б), что примерно в 5 раз больше толщины наносимого за 1 раз порошкового слоя. Видимо, ванна расплава указанных размеров при $P = 10$ Вт формируется не за один проход, а постепенно увеличивает свои размеры. На это же указывает фотография (рис. 2а), где на поверхности образца видны канавки, пересекающиеся под углом $\sim 30^\circ$ с канавками предшествующего слоя.

Увеличению массы ванны расплава способствует и тот факт, что в результате сплавления Al и Sn образуется сплав Al–40Sn, который имеет более низкую температуру плавления ($\sim 570^\circ\text{C}$), чем чистый алюминий [18]. Более легкому расплавлению сплава способствует и снижение его теплоемкости, которая, согласно правилу Неймана–Коппа (правило аддитивности) становится приблизительно равной сумме теплоемкостей образующих сплав простых веществ. Т.е. по мере сплавления порошков одного и того же количества тепла будет хватать на расплавление более толстого слоя под ванной. Также сохранению высокой температуры образцов и малой скорости их охлаждения способствует низкая теплопроводность окружающей пористой насыпки из порошков, не участвующих в синтезе.

Независимо от мощности падающего луча, на расплавление нанесенного порошкового слоя требуется одно и то же количество энергии. Следовательно, с увеличением P доля энергии, расходуемой на перегрев ванны расплава и материала под ней, также будет расти, увеличивая глубину и ширину ванны расплава. Жидкотекучесть расплава с ростом его температуры также улучшается, и, как следствие, пористость синтезированных образцов убывает. Однако из рис. 3 следует, что снижение ее происходило медленными темпами, так что результирующая пористость синтезированных образцов оставалась относительно высокой.

Тогда как, например, в работе [14] пористость синтезированного методом СЛС сплава Al10Si1Mg составила 0.2–0.3% и не менялась при увеличении P до 300 Вт. При этом, температура плавления около эвтектического силумина была примерно равной температуре плавления сплава Al–40Sn. Толщина порошкового слоя составляла 30 мкм, остальные параметры СЛС также были близки к используемым нами. Следовательно, можно надеяться, что при правильно выбранном режиме СЛС плотность синтезированного сплава Al–40Sn также может иметь высокие значения.

К примеру, в указанной работе минимальная величина плотности энергии была 30 Дж/мм³, а в нашем случае эта величина соответствовала максимальному значению E , т.е., ванна расплава в работе [14] имела значительно более высокую температуру. К тому же силумины обладают хорошей жидкотекучестью, и чтобы приблизиться к аналогичным показателям пористости в случае сплава Al–40Sn, температура его расплава должна быть более высокой, чем была в нашем эксперименте.

На рис. 4 видно, что с увеличением мощности лазера с 10 до 110 Вт объем жидких ванн возрастает. Соответственно, увеличивается и толщина слоев кристаллизации, которая после облучения образца с мощностью 30 Вт выросла со 150 мкм при $P = 10$ Вт до 200 мкм. При $P = 50$ Вт их толщина составила уже около 300 мкм, и возросла до 400 мкм при $P = 70$ Вт. При $P = 90$ Вт границы между слоями практически исчезли, поскольку существенно улучшилась однородность распределения всех компонентов расплава.

Однако на пористости материала рост P сказывается мало, поскольку наполненные захваченным газом поры остаются внутри расплавленного, а затем и кристаллизующегося слоя. Их количество также меняется мало. При этом, извилистые и протяженные поры, возникшие в результате закупорки межчастичных каналов (рис. 1), с повышением P исчезли, видимо, разбившись на более мелкие под влиянием изменившихся сил поверхностного натяжения расплава. Образовавшиеся

газовые пузырьки не успевают выйти на поверхность ванны расплава из-за быстрого ее охлаждения и остаются внутри, а общий их объем сохраняется. Возможно также, что поддержанию высокого уровня пористости синтезируемых образцов способствует увеличение объема водорода, выделяемого при восстановлении покрывающих порошки Al и Sn гидроокисных пленок [17]. Растрескивание материала под влиянием термических напряжений внутри образцов также может быть причиной повышения их пористости (рис. 4).

На рис. 4 видно, что расплавленный слой при кристаллизации разбивается на полуэллиптические области (сегменты), размер которых мало меняется с ростом мощности лазера. На рис. 5 эти области представлены при большом увеличении. При $P = 10$ Вт, перегрев ванны расплава минимальный, и она кристаллизуется с высокой скоростью. Размер столбчатых кристаллов алюминия в этом случае минимальный, как и размер разделяющих их оловянных прослоек (рис. 5а).

С увеличением плотности сообщаемой материалу энергии растет степень перегрева ванны расплава и окружающего ее материала. Скорость кристаллизации расплава при этом падает, и ячейки кристаллов алюминия увеличиваются, а вместе с ними растут и толщина разделяющих их оловянных прослоек. При $P = 10$ Вт, средняя толщина кристаллов Al составляет 0.5 мкм, а прослоек Sn – 0.23 мкм, тогда как при $P = 110$ Вт данные параметры составляют 1.7 и 0.71 мкм соответственно.

С увеличением времени кристаллизации возрастает интенсивность коагуляции оловянных включений, и в структуре синтезированного материала увеличивается количество крупных оловянных прослоек. Снижение концентрации олова на границах кристаллов алюминия вызывает их укрупнение (рис. 5е) [19].

Границы трещок с увеличением температуры ванны расплава остаются декорированными большими порами. Их образование может быть связано не только с недостаточным увеличением жидкотекучести расплава по мере роста P , но и высокой шероховатостью поверхности предшествующего синтезированного слоя (рис. 2). Наличие большого количества дефектов на поверхности приводит к плохому связыванию соседних слоев [14].

Измерения микротвердости образцов показали, что максимальное ее значение (около 420 МПа) было в сплаве, полученном при мощности 10 Вт. Величина $H_{\text{ц}}$ сплава резко снижалась до ~ 330 МПа при $P = 30$ Вт и практически не менялась при более высоких P . Данный факт, вероятно, связан с резким увеличением размеров кристаллов Al и прослоек Sn при мощности лазера выше 10 Вт (рис. 5).

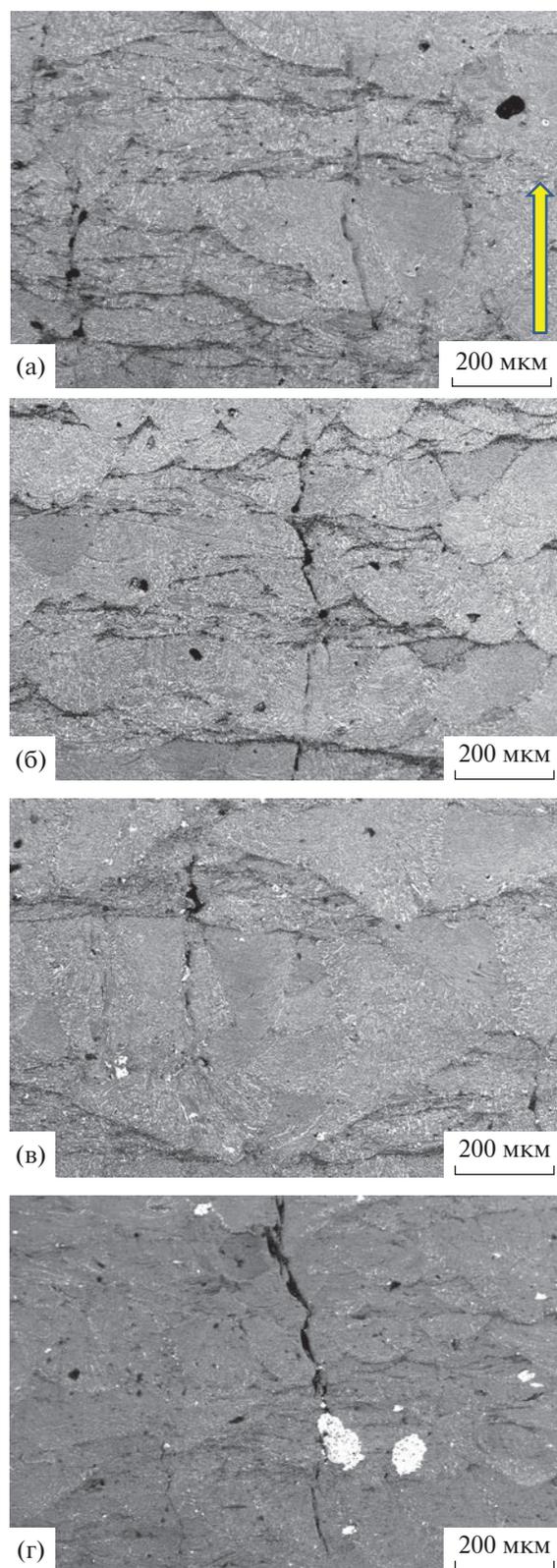


Рис. 4. Структура СЛС сплава Al–40Sn. Мощность лазера, Вт: 30 – а; 50 – б; 70 – в; 90 – г. Стрелкой указано направление наращивания образца.

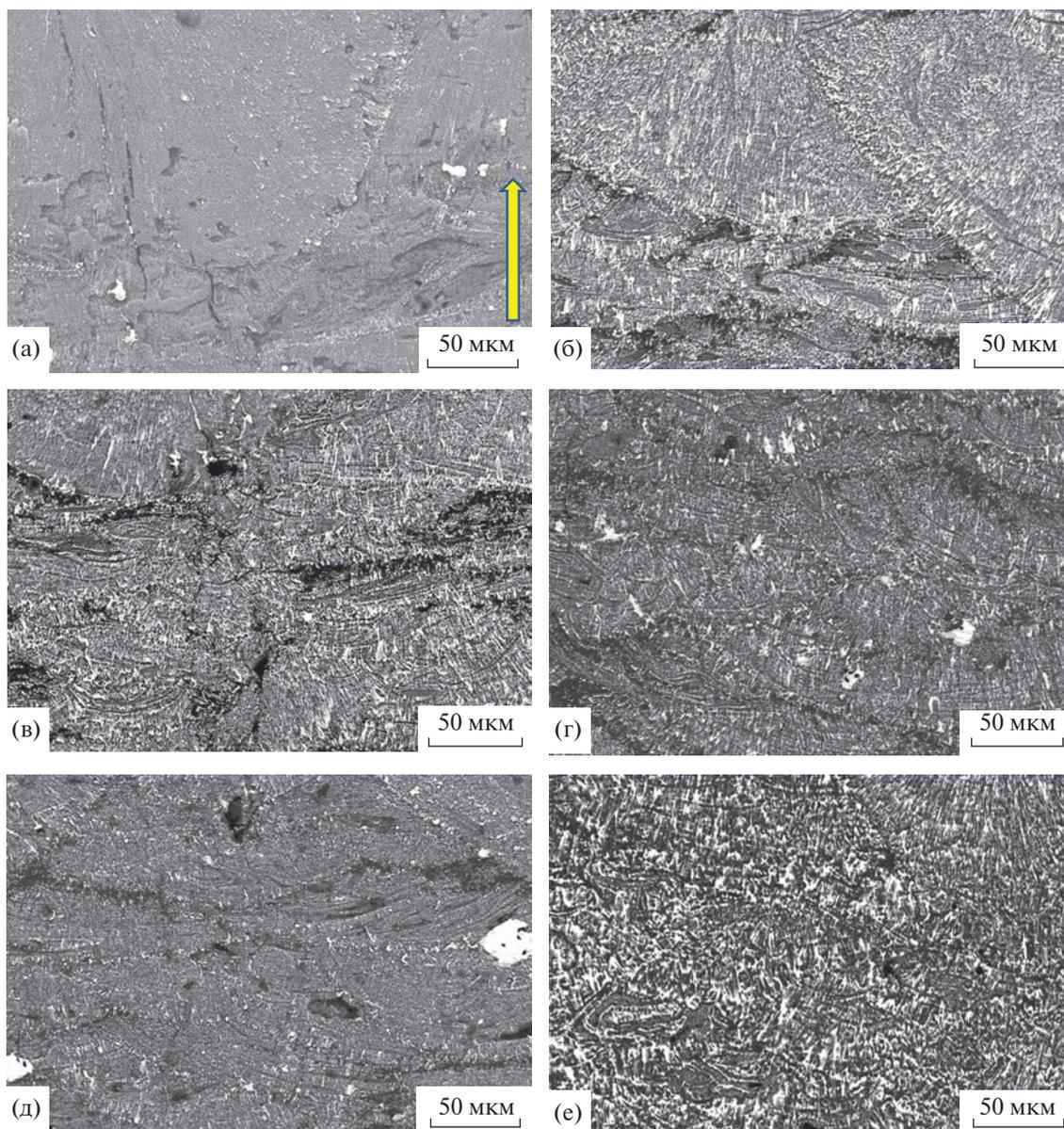


Рис. 5. Структура сплава Al–40Sn после СЛС при мощности, Вт: 10 – а; 30 – б; 50 – в; 70 – г; 90 – д; 110 – е. Стрелкой указано направление наращивания образца.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследование влияния плотности энергии (мощности) лазера на структуру синтезированного методом СЛС сплава Al–40Sn показало, что в результате сплавления элементарных порошков образуется сплав с высокодисперсной структурой, состоящей из столбчатых кристаллов алюминия, декорированных оловянными прослойками и включениями. На макроскопическом уровне структура синтезированного материала состоит из слоев, образованных следами расплава, границы между которыми декорированы порами и включениями олова. С увеличением мощности луча от 10 до 110 Вт пористость сплава Al–40Sn снижается

незначительно, поэтому для получения более плотного материала следует изменить параметры процесса СЛС, например, повысив мощность излучения лазера и/или уменьшив скорость скольжения луча.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, темы FWRW-2021-0006 и FWRW-2021-0003.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Буше Н.А., Двоскина В.А., Раков К.М. Подшипники из алюминиевых сплавов. М.: Транспорт, 1974. 256 с.

2. *Mironov A.E., Gershman I.S., Gershman E.I.* Influence of tin on the tribotechnical properties of complex anti-friction aluminum alloys // *J. Frict. Wear.* 2018. V. 39. P. 394–399.
3. *Zeng M.Q., Hu R.Z., Song K.Q., Dai L.Y., Lu Z.C.* Enhancement of wear properties of ultrafine-structured Al–Sn alloy-embedded Sn nanoparticles through in situ synthesis // *Tribol. Lett.* 2019. V. 67. P. 84.
4. *Abed E.J.* Study of solidification and mechanical properties of Al–Sn casting alloys // *Asian Trans. Eng.* 2012. V. 2. P. 89–98.
5. *Noskova N.I., Korshunov A.G., Korznikov A.V.* Microstructure and tribological properties of Al–Sn, Al–Sn–Pb, and Sn–Sb–Cu alloys subjected to severe plastic deformation // *Metal. Sci. Heat Treat.* 2008. V. 50. P. 593–599.
6. *Hernandez O., Gonzalez G.* Microstructural and mechanical behavior of highly deformed Al–Sn alloys // *Mater. Charact.* 2008. V. 59. P. 534–541.
7. *Liu X., Zeng M.Q., Ma Y., Zhu M.* Wear behavior of Al–Sn alloys with different distribution of Sn dispersoids manipulated by mechanical alloying // *Wear.* 2008. V. 265. P. 1857–1863.
8. *Harris S.J., McCartney D.G., Horlock A.J., Porrin C.* Production of ultrafine microstructure in Al–Sn, Al–Sn–Cu and Al–Sn–Cu–Si alloys for use in tribological application // *Mater. Sci. Forum.* 2000. V. 331–337. P. 519–526.
9. *Чикова О.А., Вьюхин В.В., Цепелев В.С.* Влияние перегрева расплава на литую структуру сплавов Al–Sn // *Изв. вузов. Цветная металлургия.* 2021. Т. 27. № 2. С. 40–48.
10. *Русин Н.М., Скоренцев А.Л.* Спекание как метод получения прочных композитов Al–Sn с большим содержанием второй фазы // *Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2017. № 1. С. 20–28.
11. *Rusin N.M., Skorentsev A.L., Kolubaev E.A.* Effect of equal channel angular pressing on mechanical and tribological properties of sintered Al–Sn composites // *J. Mater. Eng. Perf.* 2020. V. 29. P. 1955–1963.
12. *Далакова Н.В., Елекоева К.М., Кашежев А.З., Манукянц А.Р., Прохоренко А.Д., Понежев М.Х., Созаев В.А.* Полимеры углов смачивания алюминия и алюминий–литиевого сплава расплавами на основе олова // *Поверхность. Рентгеновские синхротронные и нейтронные исследования.* 2014. № 4. С. 60–63.
13. *Gusarov A.V., Grigoriev S.N., Volosova M.A., Melnik Y.A., Laskin A., Kotoban D.V., Okunkova A.A.* On productivity of laser additive manufacturing // *J. Mat. Process. Technol.* 2018. V. 261. P. 213–232.
14. *Дынин Н.В., Заводов А.В., Оглодков М.С., Хасиков Д.В.* Влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg // *Труды ВИАМ.* 2017. № 10. С. 3–14.
15. *Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Абдуллина Д.Н., Петухов Е.А., Смирнов Е.Б., Шорохов Е.В., Клёнов А.И., Пильщиков А.А.* Структура и механические свойства аустенитной нержавеющей стали, полученной методом селективного лазерного плавления // *ФММ.* 2021. Т. 122. № 5. С. 527–534.
16. *Базалеева К.О., Цветкова Е.В., Балакирев Э.В.* Процессы рекристаллизации аустенитного сплава, полученного методом селективного лазерного плавления // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение.* 2016. № 5. С. 117–127.
17. *Weingarten C., Buchbinder D., Pirch N., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R.* Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of Al–Si10Mg // *J. Mater. Process. Technol.* 2015. V. 221. P. 112–120.
18. *Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под общ. ред. Лякишева Н.П. Т. 1. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.*
19. *Стеценко В.Ю.* Механизмы процесса кристаллизации металлов и сплавов // *Литье и металлургия.* 2013. Т. 1. С. 48–54.