

ВЛИЯНИЕ ВАНАДИЯ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА ИЗ СПЛАВА Al–2.3%V, ПОЛУЧЕННОГО 3D-ПЕЧАТЬЮ

© 2024 г. В. Г. Шевченко^{а, *}, Д. А. Еселевич^{а, **}, Н. А. Попов^а,
М. Н. Бакланов^а, Д. И. Вичужанин^б

^аИнститут химии твердого тела УрО РАН, ул. Первомайская, 91, Екатеринбург, 620990 Россия

^бИнститут машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

*e-mail: shevchenko@ihim.uran.ru

**e-mail: diablohulk@gmail.com

Поступила в редакцию 03.11.2023 г.

После доработки 22.12.2023 г.

Принята к публикации 14.01.2024 г.

Методами рентгеноструктурного анализа, эллипсометрии и оптической микроскопии изучены образцы алюминиевых сплавов (Al и Al–2.3%V), полученные 3D-печатью по технологии селективного лазерного сплавления. Проведено сравнение механических свойств полученных изделий. Установлено отсутствие влияния термической обработки на прочностные и пластические свойства деталей из чистого Al и сплава Al–2.3%V. Выявлено существенное воздействие легирующей добавки ванадия на эксплуатационные свойства материалов из сплава Al–2.3%V при сохранении его исходной пластичности, по сравнению с образцами из первичного алюминия.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, алюминий, сплав, рентгеноструктурный и эллипсометрический анализы, твердость и прочностные свойства, морфология

DOI: 10.31857/S0015323024050147, **EDN:** XVNROQ

ВВЕДЕНИЕ

Селективное лазерное сплавление (СЛС) – перспективный метод получения изделий, поскольку аддитивные технологии позволяют получать детали любой сложности при наличии образа (модели) изделия. Метод СЛС используется для получения 3D-изделий из достаточно широкого круга материалов [1–6]. Большое количество оксидной фазы, присутствующей на поверхности каждой частицы порошка (исходного сырья), способствует увеличению пористости при консолидации частиц, что сказывается на прочностных и пластических характеристиках конечного материала.

Прежде чем получить изделие из порошкообразного сырья, требуется поиск оптимальных режимов 3D-печати: мощность и тип лазера, скорость сканирования треков, температура платформы, на которой идет печать, атмосфера, в которой проводится сплавление. Кроме того, наряду с использованием традиционных порошков, разработанных для технологий спекания в металлургическом производстве, требуется поиск новых составов сплавов и отработка

режимов синтеза порошков для лазерной печати изделий.

Известно, что сплавы Al–V находят широкое применение в машиностроении, аэрокосмической технике, медицине и других областях в качестве материалов, обладающих высокой коррозионной устойчивостью и улучшенными механическими свойствами [7–12]. Добавки ванадия оказывают положительное влияние на механические свойства алюминия. Однако в доступной литературе информация по использованию порошков системы Al–V в качестве сырья для получения деталей с повышенными эксплуатационными характеристиками методом СЛС отсутствует.

Ранее [13] нами была изучена методом проникающего гамма-излучения плотность алюминия и сплавов на его основе, содержащих 3 и 5 мас. % ванадия. Установленные структурные особенности расплавов в дальнейшем были использованы для оптимизации получения порошков Al–V для 3D-печати методом СЛС [14, 15].

Данная работа посвящена исследованию механических свойств (определенных при испытаниях на растяжение и изгиб, а также твердость)

3D-материалов, полученных методом селективного лазерного сплавления из порошков сплава Al–2.3%V и первичного Al, коммерчески применяемого в современных 3D-принтерах, а также термической устойчивости этих СЛС-материалов при нагреве на воздухе до температуры плавления.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Метод синтеза порошка сплава Al–2.3%V с размером частиц 20–40 мкм описан в работе [15]. В “Институте Легких Материалов и Технологий” (ООО “ИЛМиТ”) проводилось изготовление кубических образцов (10 × 10 × 10 мм) методом СЛС из порошков сплава Al–2.3%V и первичного Al марки АПК с подбором оптимальных параметров печати. Для этого использовался 3D-принтер EOS M 290 с одномодовым иттербиевым оптоволоконным лазером IPG YLR-400-WC, работающим в среде аргона. На протяжении всего времени печати осуществлялся предварительный подогрев порошкового слоя при температуре 165°C. В печи Nabertherm N 120\85 HA на воздухе производилась термообработка (ТО) напечатанных изделий при 325°C в течение 2 ч.

Изменяя параметры печати на 3D-принтере (мощность лазера, скорость сканирования и расстояние между треками штриховки), опробовано 40 различных режимов построения для каждого алюминиевого порошка (первичный и легированный ванадием). В результате определен конкретный режим 3D-печати, в зависимости от использованного порошкового сырья, при котором получены СЛС-образцы с однородной структурой и пористостью менее 1%. Параметры 3D-печати из порошка на основе сплава Al–2.3%V: мощность лазера – 370 Вт; скорость сканирования – 1500 мм/с; расстояние между треками штриховки – 0.1 мм; диаметр пучка в фокальной плоскости – 80 мкм. Для порошка из первичного Al параметры 3D-печати следующие: мощность лазера – 370 Вт; скорость сканирования – 1250 мм/с; расстояние между треками штриховки – 0.13 мм; диаметр пучка в фокальной плоскости – 80 мкм.

Механические свойства алюминиевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления, изучали в ФГБУН Институте машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН в испытаниях на растяжение и изгиб. Оба вида испытаний выполнены на сервогидравлической испытательной установке INSTRON 8801. Для проведения испытаний на растяжение в соответствии с ГОСТ 1497–84 [16] использовали цилиндрические образцы без ТО и после ТО, начальной расчетной длиной 25 мм и начальным

диаметром рабочей части образца 5 мм. Испытания на изгиб в соответствии с ГОСТ 14019–2003 [17] заключались в пластической деформации образцов без ТО и после ТО прямоугольного сечения шириной 20 мм, толщиной 3 мм и длиной 120 мм. По результатам испытаний были получены диаграммы в координатах “Напряжение при растяжении/изгибе – деформация” для СЛС-изделий из чистого Al и сплава Al–2.3%V. А также для всех СЛС-образцов были определены прочностные характеристики: предел текучести условный $\sigma_{0.2}$ и временное сопротивление σ_b . По результатам испытаний на растяжение, помимо прочностных, были также определены пластические характеристики: относительное удлинение после разрыва δ и относительное сужение после разрыва ψ .

Термическое окисление полученных СЛС-материалов изучали методом одноволновой эллипсометрии (ЛЭФ-3М). Исследуемой поверхностью являлась плоскость поперечного разреза СЛС-образцов, совпадающая с вертикальной осью (OZ) 3D-печати. Указанная поверхность была отполирована алмазной пастой АСМ крупностью 1/0 до зеркального отражения. После полировки исследуемую поверхность СЛС-образцов очищали смесью ацетона с этанолом и подвергали отжигу при 340°C в течение 30 мин с целью удаления с нее поверхностных загрязнений путем термодесорбции. Исследование окисления проводили в диапазоне температур 300–650°C с интервалом в 30°C путем выдержки СЛС-образцов в муфельной печи в течение 20 мин при каждой выбранной температуре. Измерения эллипсометрических параметров Δ и Ψ поверхности проводили нулевым методом [18, 19] после охлаждения СЛС-образцов до комнатной температуры после каждого интервала окисления. Построение зависимостей толщины d (нм) оксидных пленок от времени окисления образцов проводили с использованием основного уравнения эллипсометрии [19]. Необходимые для этого данные об оптических постоянных оксидного слоя (n_1, k_1) и металлической подложки (n_2, k_2) (при длине волны $\lambda=0.6328$ мкм), входящих в однослойную модель “подложка-пленка”, определяли иммерсионным методом, описанным ранее в [20]. В качестве иммерсионных жидкостей использовали анисовое масло (показатель преломления $n=1.507$) и монобромнафталин ($n=1.657$).

Рентгенофазовый анализ выполнен с помощью рентгеновского порошкового дифрактометра STADI-P (STOE, Germany) в $\text{CuK}\alpha_1$ -излучении с использованием библиотеки рентгеноструктурных данных РФС-2 (Release 2009). Количественный фазовый анализ про-

веден методом Ритвельда [21] с использованием программы MAUD (Materials Analysis Using Diffraction) [22]. Структуру шлифов СЛС-образцов исследовали на оптическом микроскопе Neophot 32. Твердость СЛС-изделий по Виккерсу измеряли на микротвердометре ПМТ-3М с приложенной нагрузкой 0.1 кг.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенофазовый анализ (рис. 1) показал, что в составе изделия, полученного из сплава Al–2.3%V на 3D-принтере, помимо металлического Al в количестве 93 мас. % присутствуют интерметаллиды Al₃V (5 мас. %), Al₁₀V (1 мас. %) и оксид Al₂O₃ (1 мас. %). Твердость СЛС-образца Al–2.3%V оказалась значительно выше (73 ± 2 HV_{0.1}) по сравнению с твердостью образца, полученного 3D-печатью из первичного алюминия (41 ± 2 HV_{0.1}).

В табл. 1 приведены показатели преломления *n* и коэффициенты поглощения *k* поверхности СЛС-образцов, измеренные иммерсионным методом. Проведено сравнение этих значений со значениями, полученными в образцах, созданных путем переплава исходных металлических порошков (Al, Al–2.3%V) в вакуумной печи в атмосфере аргона при 820°C.

Из табл. 1 видно, что значения показателей преломления и коэффициентов поглощения образцов, полученных разными методами, существенно отличаются. Ненулевое значение коэффициента поглощения *k*₁ оксидных пленок на СЛС-образцах может указывать на наличие примесей, находящихся в порах этих материалов. Также, пористостью и различием морфологии поверхности можно объяснить отличия значений *n*₂ и *k*₂ металлической части (подложки) образцов, полученных различными методами.

Сплав, полученный путем переплава порошка в вакуумной печи (рис. 2а), имеет двухфазную структуру, где одна фаза представляет собой твердый раствор ванадия в алюминии, а другая – интерметаллидные включения Al–V произвольной формы и размеров. Образец того же

химического состава, но полученный методом СЛС (рис. 2б), вследствие послойного плавления порошка получил более гомогенную структуру, где интерметаллидные включения ограничены в размерах и равномерно распределены по объему. Различие морфологии этих сплавов сказывается на комплексной диэлектрической проницаемости исследуемой поверхности $\epsilon(\omega) = N^2(\omega) = (n(\omega) - ik(\omega))^2$ и ее отражательной способности.

СЛС-образцы рис. 2б, г имеют следы проплавления лазером дорожек. Кроме этого, образцы, как отмечалось выше, характеризуются наличием пористости, которая минимизируется путем подбора оптимального режима сплавления на 3D-принтере, однако ввиду особенности процесса, не может быть полностью устранена.

На рис. 3 приведены зависимости толщин *d* (нм) оксидных пленок СЛС-образцов от температуры их окисления на воздухе.

Видно, что интенсивное окисление СЛС-образца из первичного Al происходит при более низкой температуре, чем из сплава Al–2.3%V. Проведенные исследования термического окисления исходных прессованных порошков Al и Al–2.3%V (таблетки диаметром 10 мм, давление

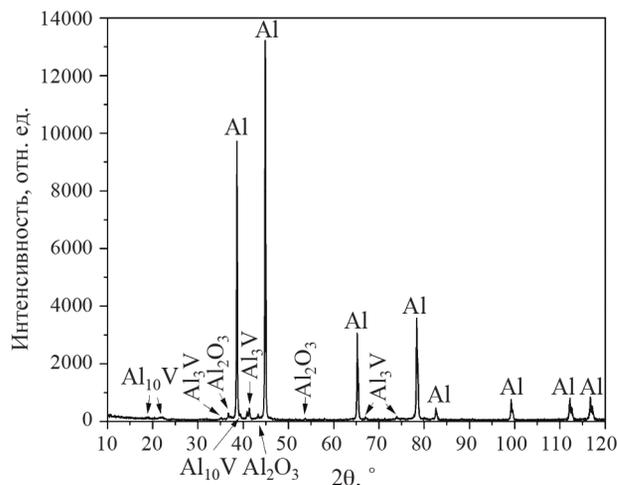


Рис. 1. Рентгенограмма материала Al–2.3%V, полученного 3D-печатью.

Таблица 1. Оптические постоянные образцов, полученных методом СЛС и переплава исходных порошков (Al, Al–2.3%V) при длине волны λ=0.6328 мкм

Образец	Оксидная пленка		Подложка (сплав)	
	<i>n</i> ₁	<i>k</i> ₁	<i>n</i> ₂	<i>k</i> ₂
Al (СЛС)	1.82(±0.03)	0.15(±0.04)	1.83(±0.03)	7.85(±0.05)
Al–2.3%V (СЛС)	1.65(±0.03)	0.15(±0.04)	1.90(±0.01)	6.95(±0.02)
Al (переплав)	1.58(±0.03)	0	1.80(±0.03)	6.90(±0.04)
Al–2.3%V (переплав)	1.65(±0.03)	0	2.40(±0.03)	7.34(±0.04)

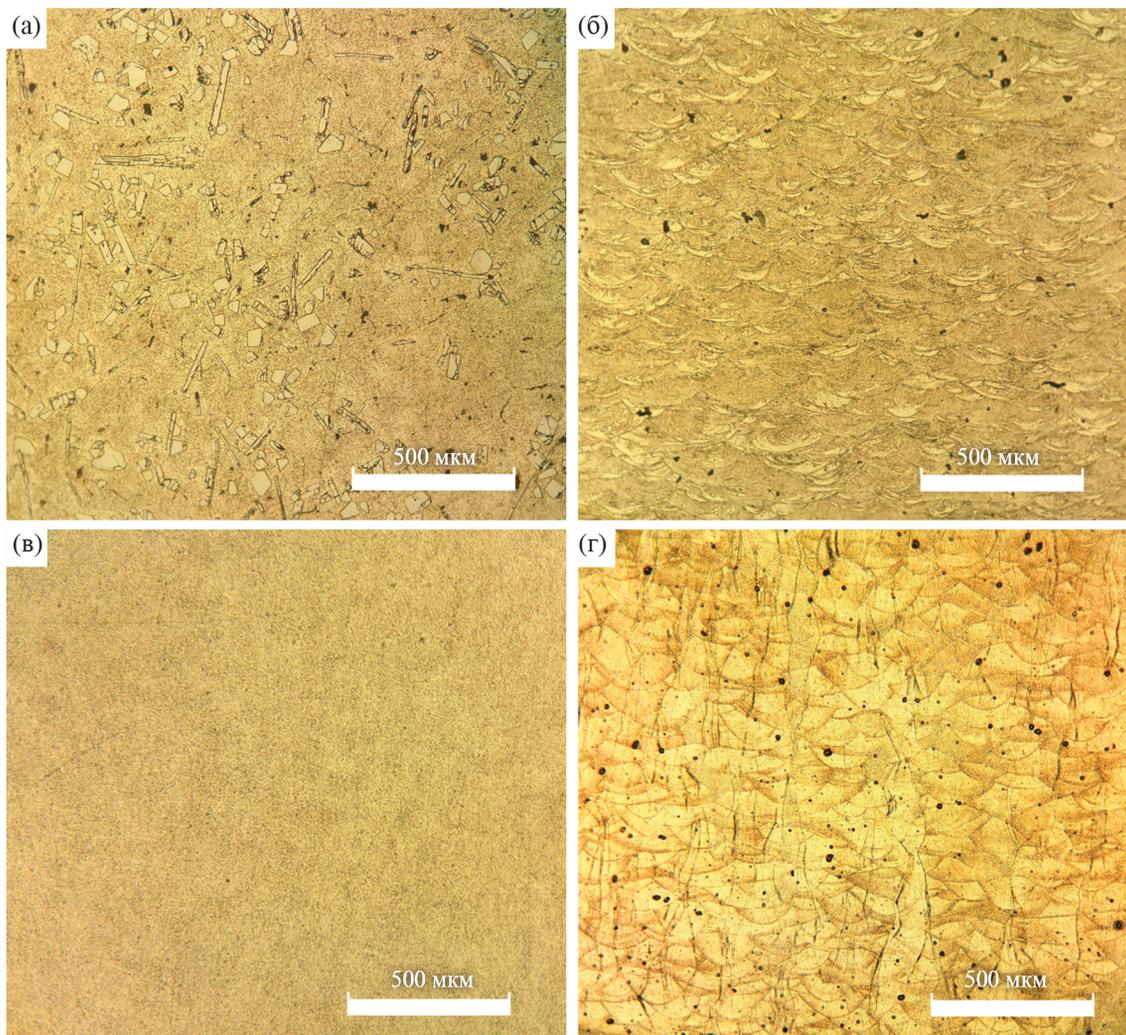


Рис. 2. Структура материала в поперечном сечении изделий из порошков Al–2.3%V (а, б) и первичного Al марки АК (в, г). а) и в) образцы, полученные путем переплава; б) и г) СЛС-образцы.

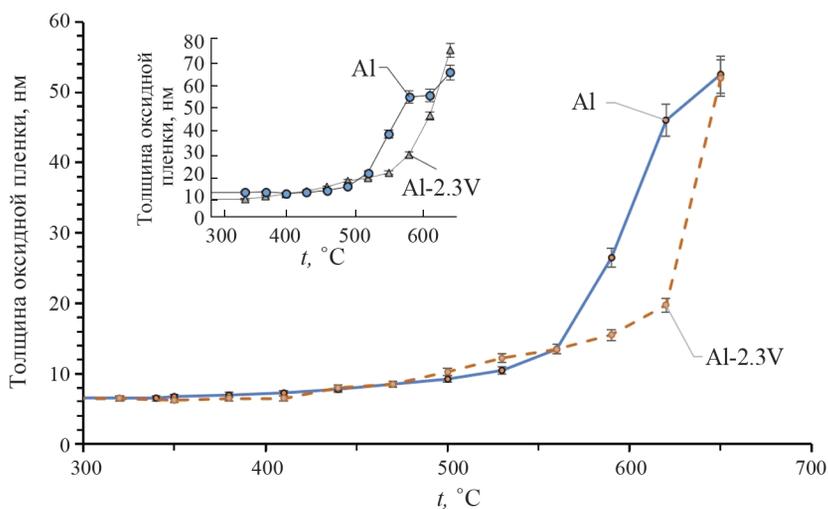


Рис. 3. Зависимость толщины оксидной пленки на поверхности СЛС-образцов от температуры окисления на воздухе. Вставка – исследование окисления аналогичных прессованных порошков.

прессования 4500–5000 кПа) в аналогичных условиях нагрева дали похожие результаты (рис. 3, вставка). Таким образом, термическая устойчивость СЛС-материалов из первичного алюминия и сплава с ванадием сохраняется до температуры около 520°C. При температурах близких к плавлению, процесс окисления сплава ускоряется, что может быть связано с появлением оксида ванадия V₂O₅.

На рис. 4, 5 представлены диаграммы “Напряжение при растяжении-деформация” СЛС-образцов из первичного Al и сплава Al–2.3%V без ТО и после ТО соответственно.

Для всех СЛС-изделий определены средние значения предела текучести условного, временного сопротивления, относительного удлинения после разрыва и относительного сужения после разрыва (табл. 2).

По результатам испытаний на растяжение установлено, что термическая обработка практически не влияет на прочностные и пластические свойства СЛС-изделий из сплава Al–2.3%V. Отличие средних значений прочностных харак-

теристик образцов без ТО и после ТО не более 1%, средние значения пластических характеристик различаются в пределах 5%, что вполне допустимо для отдельной партии образцов.

Термическая обработка также не оказала влияния на прочностные свойства СЛС-материала из первичного Al, средние значения предела текучести и временного сопротивления для партий образцов без ТО и после ТО различаются ~ на 1%. В пределах 2% отличаются средние значения относительного сужения после разрыва. Однако, выявлено некоторое влияние термической обработки на величину относительного удлинения после разрыва. Среднее значение относительного удлинения после разрыва в партии СЛС-образцов из чистого алюминия после ТО на 17% выше, чем в партии СЛС-образцов без ТО.

Относительное удлинение СЛС-образца из чистого алюминия после ТО на 17% выше, чем из его сплава Al–2.3%V.

Выявлено существенное влияние легирующей добавки ванадия на прочностные свойства исследованных материалов, полученных мето-

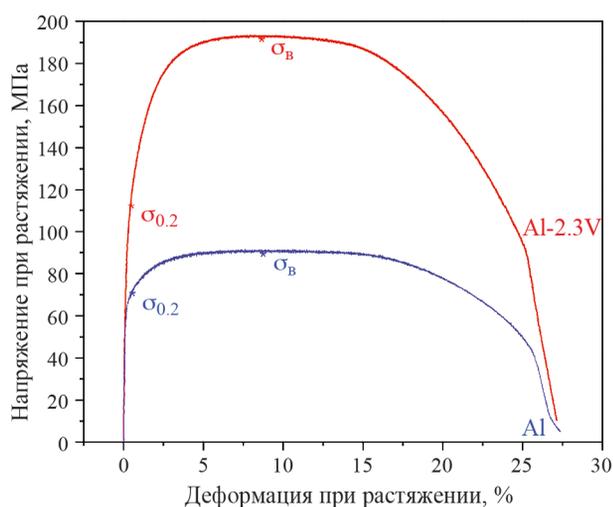


Рис. 4. Диаграммы “Напряжение при растяжении-деформация” СЛС-образцов первичного Al (синий) и его сплава Al–2.3%V (красный) без ТО.

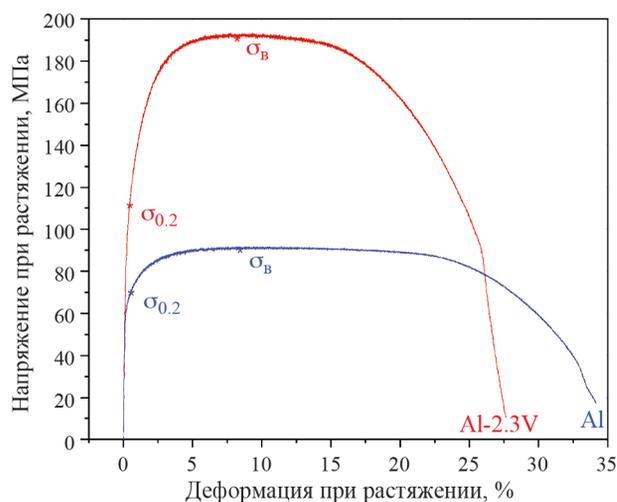


Рис. 5. Диаграммы “Напряжение при растяжении-деформация” СЛС-образцов первичного Al (синий) и его сплава Al–2.3%V (красный) после ТО.

Таблица 2. Результаты испытаний на растяжение СЛС-образцов

$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Al–2.3%V без термообработки			
112	193	29	87
Al–2.3%V после термообработки			
112	195	28	86
Al марки АПК без термообработки			
70	92	28	87
Al марки АПК после термообработки			
69	91	33	89

дом селективного лазерного сплавления. Так, предел текучести условный ($\sigma_{0.2}$) сплава Al–2.3%V в среднем на 60% выше, а временное его сопротивление (σ_B) ~ в два раза выше, по сравнению с соответствующими характеристиками образцов из первичного Al марки АПК (табл. 2)

Известно, что модифицированный материал, у которого были существенно улучшены прочностные свойства, значительно теряет в пластичности [23–26]. Для исследованного СЛС-материала данный недостаток отсутствует, пластические свойства сплава Al–2.3%V практически не изменились по сравнению со свойствами первичного Al без ТО (отличие не превышает 1.2%).

СЛС-материал из сплава Al–2.3%V близок по прочности к сплаву АМГ2 ($\sigma_B = 190$ МПа; $\sigma_{0.2} = 100$ МПа [27]) и несколько превосходит его по пластическим свойствам ($\delta = 23\%$).

Исследованный СЛС-образец Al–2.3%V также близок по прочности к силумину АЛ9 ($\sigma_B = 200$ МПа; $\sigma_{0.2} = 140$ МПа [28]), однако сплав АЛ9 значительно уступает по пластическим свойствам ($\delta = 5\%$).

В работе [29] приведены механические свойства силумина AL–12%Si, полученного методом СЛС. $\sigma_{0.2}$ материала, полученного 3D-печатью из сплава Al–2.3V или из силумина, практически одинаковы, однако σ_B силумина на 78% выше. При этом силумин значительно уступает по пластическим свойствам (δ сплава Al–2.3%V в три раза выше, чем у Al–12%Si).

Изгиб образцов, напечатанных на 3D-принтере, осуществляли на угол около 90°. В процессе испытаний на изгиб разрушение образцов не происходило. Диаграммы “Напряжение при изгибе – деформация” СЛС-образцов из первичного Al и сплава Al–2.3%V без ТО и после ТО показаны на рис. 6, 7.

Средние значения предела текучести условного, временного сопротивления представлены в табл. 3.

По результатам испытаний СЛС-материалов на изгиб установлено, что термическая обработка практически не влияет на прочностные свойства сплава Al–2.3%V. Отличие средних значений прочностных свойств образцов, по-

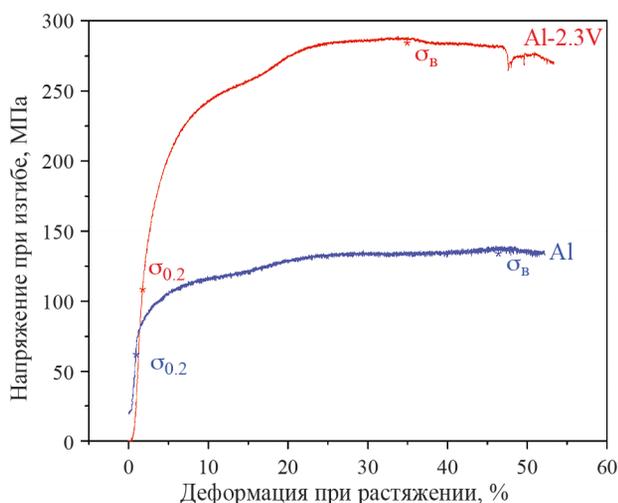


Рис. 6. Диаграммы “Напряжение при изгибе-деформация” СЛС-образцов первичного Al и его сплава Al–2.3%V без ТО.

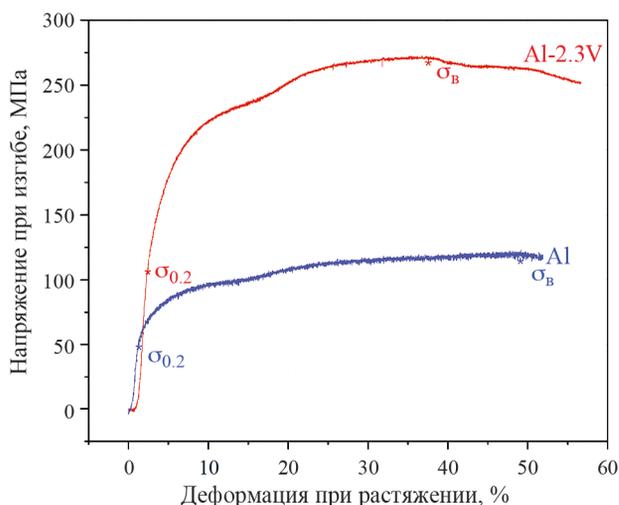


Рис. 7. Диаграммы “Напряжение при изгибе-деформация” СЛС-образцов первичного Al и его сплава Al–2.3%V после ТО.

Таблица 3. Результаты испытаний на изгиб СЛС-образцов

$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	α°
Al–2.3%V без термообработки		
117	285	90
Al–2.3%V после термообработки		
118	290	90
Al марки АПК без термообработки		
57	125	90
Al марки АПК после термообработки		
53	122	90

лученные 3D-печатью, без ТО и после ТО не превышает 2%. Среднее значение предела текучести условного ($\sigma_{0,2}$) для образцов первичного алюминия после ТО на 8% ниже, чем у образцов Al без ТО. Отличие по временному сопротивлению (σ_b) не превышает 2.6%. Таким образом, для чистого алюминия есть некоторое влияние термической обработки на значения предела текучести условно, но оно незначительное.

Испытания на сдвиг показали, что легирующая добавка ванадия, так же, как и в испытаниях на растяжение, способствует значительному увеличению прочностных свойств материала, полученного методом селективного лазерного сплавления из алюминия. При этом временное сопротивление и предел текучести условный для сплава Al–2.3%V возросли более чем в два раза по сравнению с прочностными характеристиками образцов из первичного алюминия. Как было показано в работе [15], V воздействует на разрушение оксидной оболочки на поверхности частиц порошка Al в момент их плавления при СЛС, что положительно сказывается на консолидации частиц порошка. Интерметаллидные включения А–V дисперсно упрочняют структуру матрицы, при этом пластичность изделия сохраняется на уровне пластичности первичного Al.

Выявлены также некоторые различия в значениях прочностных свойств для разных видов испытаний у СЛС-образцов. Так, например, временное сопротивление сплава Al–2.3%V без ТО, полученное по результатам испытаний на растяжение, на 32% ниже, чем полученное по результатам испытаний на изгиб. Данные отличия, вероятно, связаны с разными условиями деформирования (существенным отличием в напряженном состоянии), а также с различиями условий кристаллизации СЛС-образцов, связанными с отличием в их форме.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Благодаря легированию алюминия ванадием значительно улучшаются прочностные свойства материала, полученного 3D-печатью методом селективного лазерного сплавления. Его твердость по Виккерсу увеличивается на ~ 56%.

Предел текучести условный ($\sigma_{0,2}$) в испытаниях на растяжение СЛС-образцов из сплава Al–2.3%V в среднем на 60% больше, а временное сопротивление (σ_b) в среднем в два раза выше, по сравнению с прочностными характеристиками СЛС-образцов из первичного Al. При этом пластические свойства сплава не ухудшились и примерно равны свойствам чистого алюминия без ТО. В испытаниях на изгиб, наблюдается увеличение прочностных свойств СЛС-изделий из сплава Al–2.3%V в два раза, в отличие от СЛС-образцов

из первичного Al марки АПК. Также повышается стойкость СЛС-материалов из сплава алюминия с ванадием к окислению на воздухе при нагреве до 650°C.

Установлено отсутствие влияния термической обработки на прочностные и пластические свойства напечатанных на 3D-принтере изделий как из сплава Al–2.3%V, так и чистого Al.

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования “Пластометрия” Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института машиноведения им. Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-23-20013, <https://rscf.ru/project/22-23-20013>.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Акимов К.О. Сплав AL-40SN, полученный методом селективного лазерного сплавления смеси элементарных порошков // ФММ. 2023. Т. 124. № 9. С. 846–853.
2. Зельдович В.И., Хомская И.В., Хейфец А.Э., Абдулина Д.Н. Структурные изменения при нагреве в аустенитной нержавеющей стали, полученной методом селективного лазерного плавления // ФММ. 2022. Т. 123. № 9. С. 971–977.
3. Zhang B., Dembinski L., Gobbet C. The Study of the Laser Parameters and Environment Variables Effect on Mechanical Properties of High Compact Parts Elaborated by Selective Laser Melting // Mater. Sci. Eng.: A. 2013. V. 584. P. 21–31.
4. Казанцева Н.В., Козмец Ю.Н., Шишкин Д.А., Ежов И.В., Давыдов Д.И., Ригмант М.Б., Кочнев А.В. Магнитное исследование деформированной медицинской аустенитной стали, изготовленной на лазерном 3D-принтере // ФММ. 2022. Т. 123. № 11. С. 1210–1217.
5. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Beese A.M., Wilson-Heid A., Elmer J.W., Milewski J.O., De A., Zhang W. Additive Manufacturing of Metallic Components – Process, Structure and Properties // Progress in Mater. Sci. 2018. V. 92. P. 112–224.
6. Казанцева Н.В., Крахмалев П.В., Ядройцева И.А., Ядройцев И.А. Лазерная аддитивная 3D-печать титановых сплавов: современное состояние, проблемы, тенденции // ФММ. 2021. Т. 122. № 1. С. 8–30.
7. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. М.: Физматгиз. Наука, 1959. 3306 с.
8. Omran A.M. Preparation of Al–V master alloys from reduction of vanadium pentoxide by aluminum // Al-Azhar University Eng. J. Jaues. 2007. V. 2. № 6. P. 36–44.
9. Stolecki B., Borodziuk-Kulpa A., Zahorowski W. Thin vanadium-aluminum alloys film resistivity saturation // J. Mater. Sci. 1987. V. 22. № 8. P. 2933–2936.
10. Woo K.D., Lee H.B. Fabrication of Al Matrix Composite Reinforced with Submicrometr-sized Al₂O₃

- Particles Formed by Combustion Reaction between HEMM Al and V_2O_5 Composite Particles during Sintering // *Met. Mater. Int.* 2010. V. 16. № 2. P. 213–218.
11. *Omran A.M.* Fabrication and characterization of Al-based in situ composites reinforced by Al_3V intermetallic compounds // *E3 Journal of Scientific Research.* 2014. V. 2. № 2. P. 026–034.
 12. *Okamoto H.* Al-V (Aluminum-Vanadium) // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion.* 2012. V. 33. № 6. P. 491.
 13. *Шевченко В.Г., Еселевич Д.А., Бакланов М.Н., Сидоров В.Е., Русанов Б.А.* Исследование плотности сплавов системы Al–V для оптимизации режимов получения порошков для 3D-печати // *Расплавы.* 2021. № 5. С. 460–468.
 14. Патент РФ № 2754258. Способ получения порошков на основе алюминия для 3D-печати / *Шевченко В.Г., Еселевич Д.А., Бакланов М.Н.* Оpubл. 28.10.2021.
 15. *Шевченко В.Г., Еселевич Д.А., Попов Н.А., Бакланов М.Н., Винокуров З.С., Ким Г.А.* Термическая устойчивость порошка Al-2.3%V в сравнении с Al, применяемым на 3D-принтерах, в зависимости от скорости нагрева // *Журнал физич. химии.* 2023. Т. 97. № 10. С. 1528–1534.
 16. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М.: Стандартинформ, 2008. 26 С.
 17. ГОСТ 14019–2003. Материалы металлические. Метод испытаний на изгиб М.: Стандартинформ, 2006. 11 с.
 18. *Fujiwara H.* Spectroscopic Ellipsometry: Principles and Applications. John Wiley & Sons Ltd, England. 2007. 369 p.
 19. *Ржанов А.В.* Основы эллипсометрии. Новосибирск: Наука, 1979. С. 61–66.
 20. *Попов Н.А., Skachkov V.M., Akashev L.A., Eselevich D.A., Baklanova I.V.* A study of oxide layer growth on the surface of aluminium alloys with Ti, Zr, Hf during heating in air // *Thin Solid Films.* 2021. V. 738. P. 138961.
 21. *Rietveld H.A.* A profile refinement method for nuclear and magnetic structures // *J. Appl. Crystal.* 1969. V. 2. P. 65–71.
 22. *Popa N.C., Balzar D.* An analytical approximation for a size-broadened profile given by the lognormal and gamma distribution // *J. Appl. Crystal.* 2002. V. 35. P. 338–346.
 23. *Hashiguchi D., Tricker D., Tarrant A., Campbell J., Pokross C.* Discontinuously Reinforced Aluminum MMC Extrusions // *Metal Powder Report.* 2017. V. 72. № 4. P. 252–258.
 24. *Pandey U., Purohit R., Agarwal P., Dhakad S.K., Rana R.S.* Effect of TiC Particles on The Mechanical Properties of Aluminium Alloy Metal Matrix Composites (MMCs) // *Mater. Today: Proceedings.* 2017. V. 4. P. 5452–5460.
 25. *Bharath V., Nagaral M., Auradi V., Kori S.A.* Preparation of 6061Al-Al₂O₃ MMC's by Stir Casting and Evaluation of Mechanical and Wear Properties // *Procedia Mater. Sci.* 2014. V. 6. P. 1658–1667.
 26. *Chen B., Shen J., Ye X., Jia L., Li S., Umeda J., Takahashi M., Kondoh K.* Length Effect of Carbon Nanotubes on The Strengthening Mechanisms in Metal Matrix Composites // *Acta Mater.* 2017. V. 140. P. 317–325.
 27. *Филиппов М.А., Бараз В.Р., Гервасьев М.А.* Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении: учебное пособие: в 2 т. Т. II. Цветные металлы и сплавы. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. 236 с.
 28. *Ляхтин Ю.М., Леонтьева В.П.* Материаловедение: Учебник для машиностроительных вузов – 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1980. 493 с.
 29. *Бродова И.Г., Чикова О.А., Петрова А.Н., Меркушев А.Г.* Структурообразование и свойства эвтектического силумина, полученного селективным лазерным спеканием // *ФММ.* 2019. Т. 120. № 11. С. 1204–1209.

THE EFFECT OF VANADIUM ON THE PERFORMANCE PROPERTIES OF Al–2.3% V ALLOY MANUFACTURED BY 3D PRINTING

V. G. Shevchenko^{1,*}, D. A. Eselevich^{1,**}, N. A. Popov¹, M. N. Baklanov¹, D. I. Vichuzhanin²

¹*Institute of Solid State Chemistry, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620990 Russia*

²*Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620049 Russia*

*e-mail: shevchenko@ihim.uran.ru

**e-mail: diablohulk@gmail.com

X-ray diffraction analysis, ellipsometry and optical microscopy have been used to study aluminum alloys samples (Al and Al–2.3% V) fabricated by 3D printing using selective laser melting. The mechanical properties of the resulting products have been compared. The strength and plastic properties of parts made from pure Al and Al–2.3% V alloys have been found to be insensitive to heat treatment. The addition of vanadium to pure Al showed that the Al–2.3% V alloy has significantly improved performance properties compared to those of primary aluminum, without affecting its initial plasticity.

Keywords: selective laser melting, aluminum, alloy, X-ray diffraction, ellipsometric analyses, hardness and strength properties, morphology