

Разработка и сертификация летной годности современной ответственной детали корпуса переключателя для аэрокосмических систем, изготовленной из сплава AlSi10Mg с помощью аддитивной технологии

© 2023

Вигнеш Поннусами*¹, доктор наук, младший специалист-1
Правин К.В., бакалавр технических наук, технический помощник
Кришнакумар Суббулакшми, бакалавр технических наук, технический помощник
Бхуванесвари Моханрао Чембу, бакалавр технических наук, региональный директор (сектор 'F')
Кейл Шириш Шарад, доктор наук, директор (сектор 'G')
Рам Прабху Тэгараджан, доктор наук, содиректор (сектор 'E')

Региональный центр военной полетопригодности (F&F), Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок, Бангалор (Индия)

*E-mail: vigneshpt3532@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4487-2030>

Поступила в редакцию 22.06.2023

Принята к публикации 15.08.2023

Аннотация: Аддитивные технологии (АТ) очень эффективны для макетирования и быстрого производства, поэтому их применение выгодно для аэрокосмической отрасли. Они позволяют экономить средства, а также облегчить конструкции, подходят для комплексного проектирования. Однако на данный момент доступно лишь несколько стандартов аддитивных технологий, требуется много материалов и оборудования, что приводит к возникновению затруднений с сертификацией и внедрением АТ. Нестандартные испытания приводят к тому, что АТ в аэрозольных материалах оказываются менее привлекательными из-за их дороговизны и трудоемкости. Целью работы является изготовление детали корпуса переключателя военных и гражданских самолетов методом лазерного сплавления порошкового слоя (LPBF) с применением порошка AlSi10Mg. Выявлены физико-химические свойства материала, проведены неразрушающие и разрушающие испытания, а также даны четкие разъяснения процедур сертификации. Сделан упор на необходимости разработки руководств и стандартов, охватывающих все аспекты производства – от проектирования до изготовления и эксплуатации продукта. Комплексный анализ испытаний на проникновение жидкости показывает, что дефекты находятся в пределах допустимого уровня. AlSi10Mg демонстрирует более высокие показатели предела текучести, предела прочности и относительного удлинения, равные (259±4) МПа, (323±4) МПа и (12,5±1,5) % соответственно. Показано, что дисперсионно-твердеющий AlSi10Mg, разработанный и производящийся в Индии, по свойствам не уступает аналогичным дисперсионно-твердеющим алюминиевым сплавам всемирно известных производителей.

Ключевые слова: аддитивное производство; AlSi10Mg; алюминиевый сплав; дисперсионное твердение; разработка и сертификация.

Для цитирования: Вигнеш П., Правин К.В., Кришнакумар С., Бхуванесвари М.Ч., Кейл Ш.Ш., Рам Прабху Т. Разработка и сертификация летной годности современной ответственной детали корпуса переключателя для аэрокосмических систем, изготовленной из сплава AlSi10Mg с помощью аддитивной технологии // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 19–30. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-2.

ВВЕДЕНИЕ

Детали для аэрокосмической, военной, биомедицинской и автомобильной промышленности изготавливаются из традиционных высокопрочных алюминиевых сплавов. В аэрокосмической промышленности используются два основных алюминиевых сплава: дисперсионно-твердеющий сплав (Al–Mg–Si) и Al6061 из серии 6000. Лазерное аддитивное производство сплавов с высокими эксплуатационными характеристиками, таких как Al6061, вызвало значительный интерес благодаря созданию высокопрочных легких конструкций. AlSi10Mg представляет собой близкий к эвтектическому алюминиевый сплав с высокой текучестью расплава и низкой усадкой и, следовательно, традиционно является наиболее подходящим для лазерной аддитивной обработки [1; 2]. При традиционном литье (литье без применения давления) обычно используют доэвтекти-

ческий сплав AlSi10Mg. Благодаря легкому весу и превосходным механическим свойствам он широко используется в автомобильной и аэрокосмической отраслях. Вместе с тем при упрочнении старением Mg имеет решающее значение для функциональности этого сплава, поскольку способствует выделению β'- и β-фаз (Mg₂Si) [3; 4]. Ранее были проведены многочисленные исследования дисперсионно-твердеющего сплава (AlSi10Mg), полученного с помощью аддитивного производства (АП) [5]. Как правило, они касаются микроструктуры, выбора параметров процесса и механических свойств, хотя в некоторых также рассматривается термическая обработка [6; 7]. В [8] сплавы Al–Si, полученные в результате АП, оптимизируются путем изучения эволюции их микроструктуры в процессе их производства и после термообработки. В [9; 10] в результате образования плавильной ванны в сплаве наблюдались текстуры «рыбьей чешуи» в направлениях кристаллизации

и столбчатые кристаллы в перпендикулярных направлениях. Как показано в [11], измельчение зерен сплавов Al–Si приводит к улучшению их механических свойств. Согласно [12], высокие скорости охлаждения могут привести к образованию мелких зерен Al с наноразмерным Si, имеющим более высокие механические характеристики. В [13; 14] полученные в результате АП сплавы Al–Si–Mg модифицировали путем изменения их морфологии и укрупнения с помощью специальной термической обработки. Алюминиевые сплавы после дисперсионного твердения, особенно сплавы серии бxxxx Al, стали объектом всестороннего изучения выделений и механических свойств в работах [15; 16]. Было отмечено, что выделения происходили в следующем порядке: (Al) зоны Гинье – Престона; $\beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$. В зонах Гинье – Престона кластеры Mg и Si идеально когерентны с кластерами матрицы Al, метастабильные фазы (β'' и β') – с различной стехиометрией Mg–Si, тогда как стабильная фаза (β) – с различной стехиометрией Mg₂Si [17; 18]. Максимальное упрочнение обычно происходит при сосуществовании зон Гинье – Престона [19]. Старение при различных температурах приводит к различной кинетике старения, хотя и с одинаковыми величинами твердости [20]. Авторы [21] описали сопоставимую последовательность осаждения для Al–7Si–0,6Mg, состава, идентичного сплавам, доступным для аддитивной технологии плавления порошков. Для сплавов AlSi10Mg до сих пор широко применяется дисперсионное твердение [22]. С другой стороны, максимальная твердость в процессе старения редко документируется. С учетом текущей актуальности сплава AlSi10Mg для лазерного сплавления порошкового слоя (LPBF) необходимы более глубокие знания о микроструктуре и характеристиках дисперсионного твердения.

Цель исследования – изготовление детали с помощью процесса лазерного сплавления порошкового слоя (LPBF) и оценка материала в соответствии с ASTM F3318. Механические свойства сплавов AlSi10Mg (T6), термообработанных в процессе лазерного сплавления порошкового слоя. Образование выделений было тщательно изучено с целью лучшего понимания механического поведения алюминиевого сплава, полученного методом LPBF.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Описание порошка

Выбранный алюминиевый порошок (ASTM F3318) был взят из линейки Carpenter в форме порошка (таблица 1). Алюминиевые порошки были распылены газом и имели аморфную морфологию, как показано на рис. 1. Исследование проводилось лазерной дифракцией в соответствии с ASTM B822-17 для определения распределения частиц в порошке по размерам. На рис. 2 показаны диаметры частиц D10, D50 и D90 в кумулятивном распределении при 10, 50 и 90 %. Объемная плотность порошка 2,3 г/см³, значения D10, D50 и D90 составили 29,89; 41,63 и 53,95 мкм соответственно.

Параметры лазерной сварки в порошковом слое

Аналогичный набор параметров обработки используется для всех деталей, производимых на станке EOS

M290 в инертной среде. Детали обрабатывались с использованием специфичных для алюминия параметров обработки, которые включают иттербиевый волоконный лазер (мощность 400 Вт, скорость сканирования 7 м/с, толщина слоя 0,03 мм, диаметр фокуса от 80 до 100 мм, расстояние штриховки 0,19 мм) и распылитель (приспособление для подачи порошка при селективном лазерном спекании) типа HSS.

Термическая обработка

Детали корпуса из сплава, полученного лазерным сплавлением порошкового слоя, подвергали: 1) снятию напряжений при температуре (270±20) °С, выдержке в течение (90±15) мин и охлаждению на воздухе; 2) солюционированию при температуре (530±14) °С и выдержке (30±10) мин с последующей закалкой в воде. Цикл старения – при (165±10) °С в течение (360±15) мин с последующим охлаждением на воздухе.

Определение характеристик

Проводили химический анализ элементов согласно ASTM E3061 с использованием оптических эмиссионных спектрометров. Микроструктурные характеристики и размер зерен определяли согласно ASTM E3 и ASTM E407. Рентгеновское радиографическое исследование частей корпуса выполняли в соответствии с ASTM E1742/E1742M. Исследование на проникновение жидкости (флуоресценции) проводилось на частях корпуса в соответствии с ASTM E1417. Рентгеновскую дифракцию (XRD) осуществляли для измерения остаточного напряжения в соответствии с ASTM E2860 в четырех местах, как показано на рис. 3. Во время рентгенографических экспериментов были установлены напряжение, скорость сканирования, диапазон 2 θ , тип излучения и размер шага: 40 кВ, 5 град/мин, 10–90°, Cu–K α и 0,028°.

Механические свойства

Для проверки твердости по Бринеллю на поперечном сечении образца было проведено испытание на твердость ASTM E10. Приложив нагрузку в трех разных местах, можно рассчитать среднее значение твердости (HBW). По кривым растяжения можно определить предел прочности (UTS), предел текучести (YS) и относительное удлинение. Испытания на растяжение проводились во всех трех направлениях (XY, Z и 45°) с использованием стандарта ASTM E8 (образец).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Химический состав

Как показано в таблице 2, химический состав деталей корпуса переключателя в исходном состоянии был получен на двух образцах сплава AlSi10Mg. Согласно этим результатам, химический состав сплава находится в допустимых пределах ASTM F3318. Кроме того, было измерено содержание газов кислорода, азота и водорода, равное 0,0862; 0,001 и 0,004 мас. % соответственно.

Микроструктура сплава AlSi10Mg в режиме T6

Микроструктура сплава AlSi10Mg, полученного методом лазерного сплавления порошкового слоя после

Таблица 1. Химический состав порошка AlSi10Mg, мас. %
 Table 1. Chemical composition of AlSi10Mg powder wt. %

Элементы	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Zn	Ti	Pb	Sn	Остальные, всего	Al
Предельное количество	0,05 max	0,55 max	0,20–0,45	0,45 max	0,05 max	9–11	0,10 max	0,15 max	0,05 max	0,05 max	0,15 max	Основа

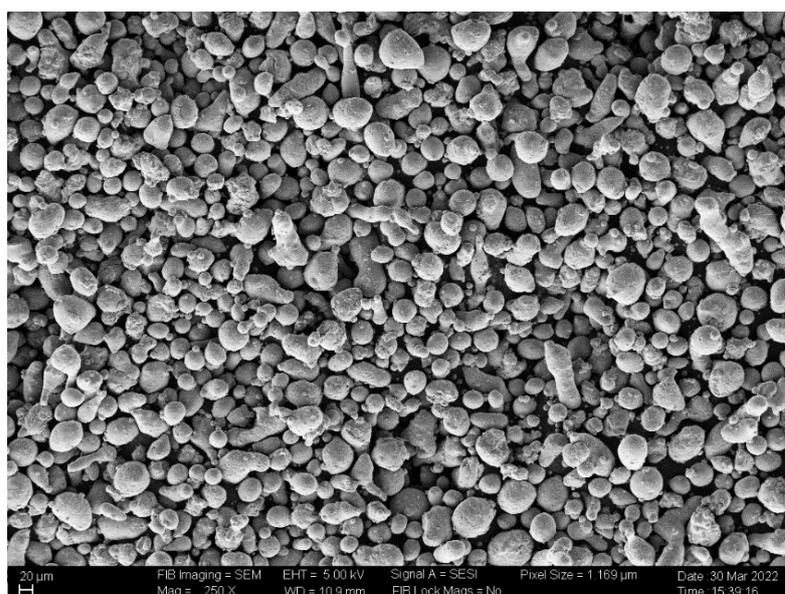


Рис. 1. Порошковый материал AlSi10Mg на РЭМ-изображениях
 Fig. 1. AlSi10Mg powder material as seen in SEM images

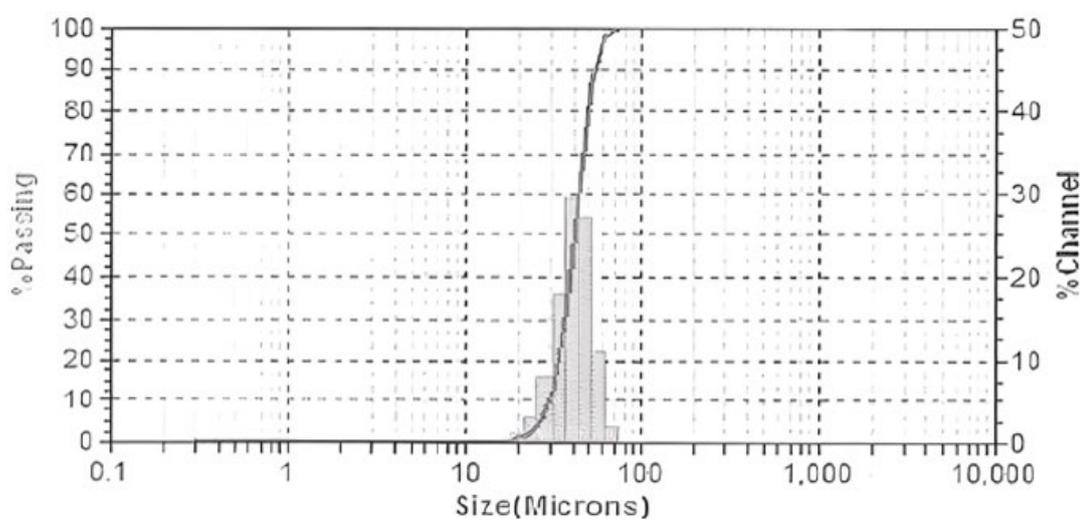


Рис. 2. Распределение по размерам частиц в порошке AlSi10Mg
 Fig. 2. Distribution of particle sizes in AlSi10Mg powder

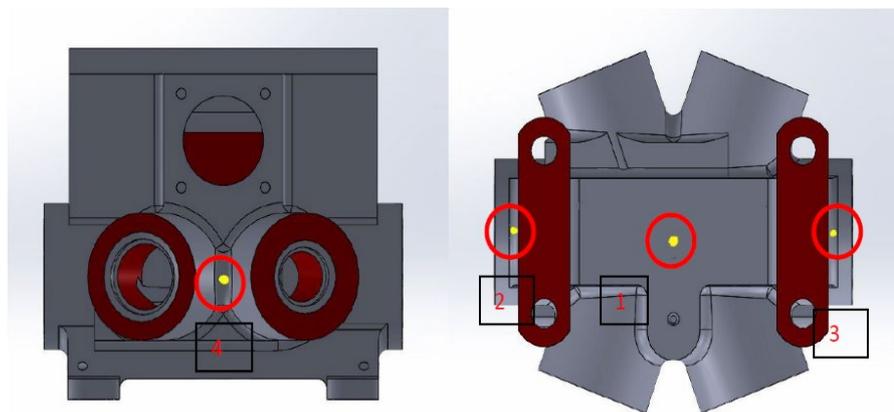


Рис. 3. Измерение остаточного напряжения в выделенных областях
Fig. 3. Measurement of residual stress in marked areas

Таблица 2. Химический состав AlSi10Mg в исходном состоянии, мас. %
Table 2. Chemical composition of AlSi10Mg in as-developed condition, wt. %

Элементы	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Zn	Ti	Pb	Sn	Остальные, всего	Al
Предельное количество	0,05 max	0,55 max	0,20–0,45	0,45 max	0,05 max	9–11	0,10 max	0,15 max	0,05 max	0,05 max	0,15 max	Основа
Образец 1	0,028	0,215	0,329	0,046	0,035	10,31	0,032	0,020	0,015	0,024	0,048	Основа
Образец 2	0,032	0,223	0,327	0,046	0,036	10,21	0,035	0,020	0,016	0,024	0,048	Основа

дисперсионного твердения, представлена на рис. 4. У дисперсионно закаленных образцов (рис. 4 а) край ванны расплава не был четко виден, а на поверхности обнаружены многочисленные мельчайшие пластинки эллиптической формы. Пластинки неправильной формы разбросаны по образцам и связывают зоны накопления выделений на каждом конце вытянутой ванны расплава. Это позволяет предположить, что в образце, подвергшемся термообработке, произошла эрозия области скопления выделений. На увеличенных снимках (рис. 4 b) видны выделения, рассредоточенные по краям ванны расплава, с ограниченной шириной полосы. После дисперсионного твердения вытянутая ванна расплава утратила практически сферические полосы выделений. Дисперсионное твердение привело к значительному укрупнению частиц Si, что, в свою очередь, привело к устранению характерных столбчатых зерен. Таким образом, режим термообработки T6 может помочь получить превосходные механические свойства за счет измельчения зерна и однородной микроструктуры.

Механические свойства сплава AlSi10Mg в режиме T6

Расчетная кривая «напряжение – деформация», показывающая влияние дисперсионного твердения на механические свойства, представлена на рис. 5. Сводная информация по избранным свойствам приведена

в таблице 3. Сплав AlSi10Mg отличается высокими показателями предела текучести ((259±6) МПа) и предела прочности ((324±4) МПа), которые в основном превышают значения, получаемые при традиционном производственном процессе.

Экспериментальная оценка методов контроля

Для выявления дефектов образцов применялись рентгеновская и капиллярная дефектоскопия. Детали корпуса переключателя в исходном состоянии подвергались рентгенографическому исследованию с целью оценки дефектов по всему образцу (предельно допустимый уровень указан в таблице 4). Было обнаружено, что образцы после лазерного сплавления порошкового слоя не имеют каких-либо видимых дефектов сварного шва, таких как пористость, непровары и дефекты растрескивания.

Контроль проникающей жидкостью (ПЖ) является одним из самых быстрых и наиболее распространенных методов проверки лазерного сплавления порошкового слоя на наличие неоднородностей и приповерхностных отверстий. Сначала для очистки поверхности образцов используется очиститель, а затем наносится проникающая жидкость и выдерживается достаточное время. Для исследования поверхности образца необходимо удалить излишки проникающей жидкости с образца перед нанесением проявителя. Как показано на рис. 6, детали корпуса переключателя были изготовлены

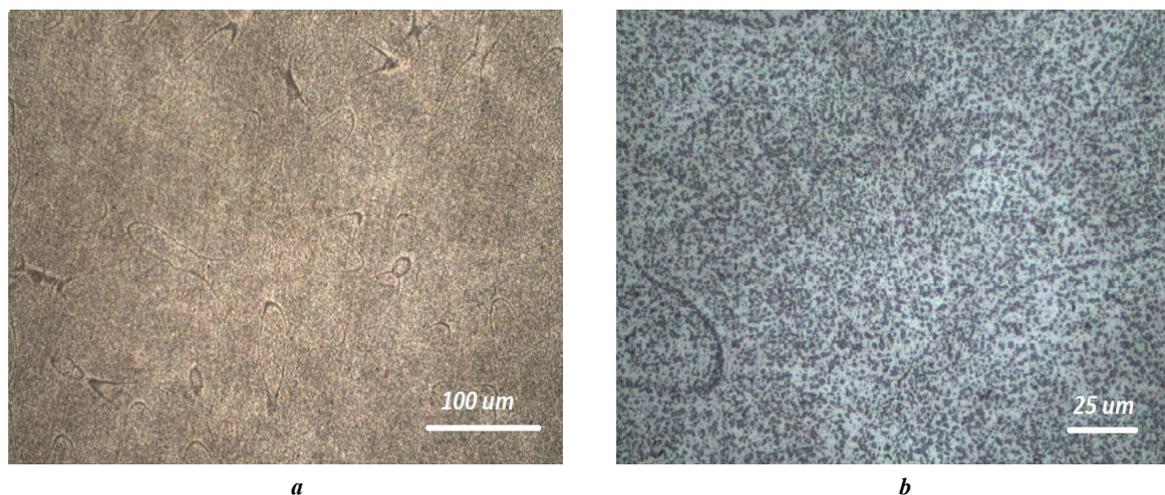


Рис. 4. Оптическое изображение микроструктуры AlSi10Mg в режиме T6 (a) и увеличенное изображение (b)
 Fig. 4. Optical microstructure of AlSi10Mg at T6 condition (a) and higher magnification (b)

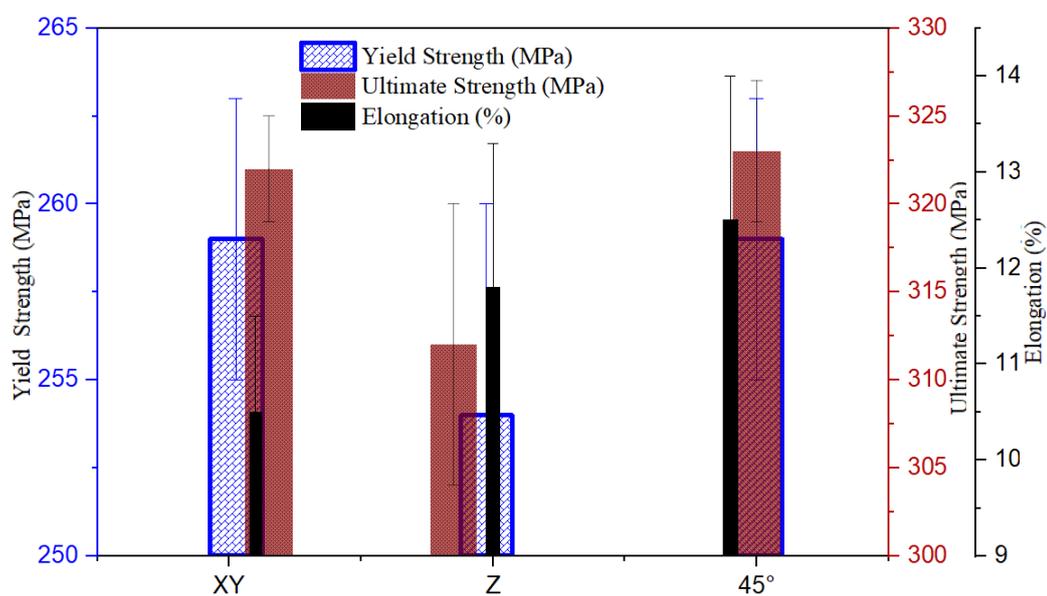


Рис. 5. Свойства при растяжении испытательных образцов AlSi10Mg в режиме T6
 Fig. 5. Tensile properties of T6 condition AlSi10Mg test samples

Таблица 3. Механические свойства деталей корпуса переключателя в режиме T6
 Table 3. Mechanical properties of selector valve body parts in T6 conditions

Направление образца	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Твердость, HBW
XY	259±4	322±3	10,5±1,0	88,8±2
Z	254±6	312±8	11,8±1,5	
45°	259±4	323±4	12,5±1,5	

Таблица 4. Максимально допустимые уровни радиографической интенсивности для неоднородности
 Table 4. Maximum permissible radiography severity levels for discontinuity

Неоднородность	Уровень интенсивности – Марка В	
	¼	¾
Газовые раковины	1	1
Газовые поры, круглые	1	1
Газовые поры, удлиненные	1	2
Постороннее вещество	1	1
Пористость «замочной скважины»	<0,152 мм	
Трещины	Нет	
Неровность поверхности	Не должна превышать допустимый предел	
Наложения	Нет	
Неполный провар	Нет	



Рис. 6. Результат цветной дефектоскопии деталей корпуса переключателя
 Fig. 6. Result Dye penetrant test of selector valve body parts

методом аддитивного производства. С целью проверки их соответствия критериям, перечисленным в таблице 5, применялась флуоресцентная дефектоскопия. Детали корпуса переключателя подверглись контролю с помощью проникающей жидкости. На поверхностях деталей, полученных с помощью аддитивной технологии, не выявлено признаков отдельных трещин или микротрещин. Примечательной особенностью поверхности является отсутствие включений, полос, трещин, швов, нахлестов, подрезов, сколов и расслоений. Два указанных выше метода неразрушающего контроля имеют большое значение с позиции летной годности. Детали корпуса переключателя не могут применяться в гидравлической системе, если они не прошли эти два испытания.

Остаточное напряжение

Остаточное напряжение сплава AlSi10Mg в режиме T6 показано на рис. 7. Существуют разные точки, в которых можно проводить измерения остаточного напряжения, поэтому значение остаточного напряжения получено как среднее из них. В результате пластической деформации в материалах обычно возникают остаточные напряжения. Несмотря на это, пластической деформации в образцах, обработанных лазерным сплавлением порошкового слоя, не произошло. Повторяющийся быстрый нагрев и охлаждение расплавленной фазы приводят к накоплению остаточных термических напряжений в затвердевшем слое. Образец 1 явно

Таблица 5. Максимальные допустимые размеры (в мм) и распределения неоднородностей
 Table 5. Maximum discontinuity sizes (in mm) and distributions are allowed

Тип неоднородности	Максимально допустимый размер неоднородности
Включение округлое: поверхность	диаметр 1,193, D-3*
Включение округлое: приповерхностная область	диаметр 1,6, D-3*
Строчечное включение: поверхность	длина 9,52, DD-1**
Строчечное включение: приповерхностная область	длина 12,7, DD-1**
Перекрытия внахлестку или швы (необработанные поверхности)	длина 25,4, DD-1**
Перекрытия внахлестку или швы (обработанные поверхности)	0
Распространяющиеся неоднородности (расслоения, пластинки, трещины и т. п.)	0
Нерасплавленные частицы, комкование, пористость	Нет

Примечание. * D-3 – между неоднородностями должно быть не более трех максимальных расстояний.

** DD-1 – расстояние между линейными неоднородностями не может быть меньше, чем 12,7 мм, а между параллельными неоднородностями – меньше, чем 6,35 мм.

Note. The following is a list of distribution designations.

* D-3 – there should be no more than three times the maximum distance between discontinuities.

** DD-1 – linear discontinuities cannot be closer than 12.7 mm and parallel discontinuities cannot be closer than 6.35 mm.

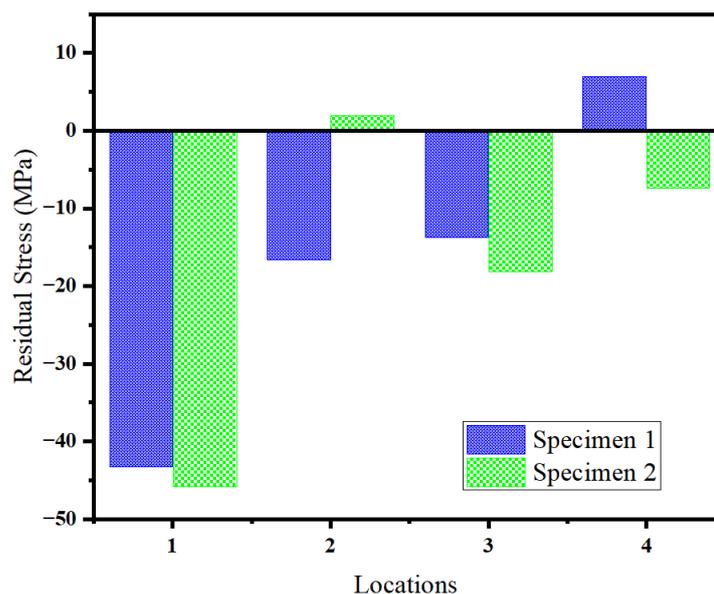


Рис. 7. Остаточное напряжение в образцах дисперсионно-твердеющего AlSi10Mg
 Fig. 7. Residual stress in precipitation hardened AlSi10Mg specimens

подвержен сжимающему остаточному напряжению (точка 1), которое постепенно увеличивается (точки 2 и 3). В противоположной точке 4 остаточное напряжение переходит в растягивающее напряжение. Образец 2 сначала подвергается сжимающему напряжению, затем резко увеличивается остаточное напряжение, которое превращается в растягивающее напряжение в точке 2, а затем возвращается к сжимающему напряжению в точках 3 и 4.

Сертификация летной годности

Рассмотрим типичный процесс сертификации летной годности (СЛГ) аэрокосмической лазерного сплавления порошкового слоя на примере деталей корпуса переключателя. СЛГ деталей корпуса переключателя включает три этапа: 1) оценку технологического проекта, 2) доводочные и летно-конструкторские испытания и 3) подготовку сертификационной документации.

При оценке технологических расчетов исследуемый компонент классифицируется по функциональности и критичности процесса. В настоящей работе были изучены детали корпуса переключателя, которые обычно моделируются перед началом испытаний. Компонентом в модели является лазерное сплавление порошкового слоя для различных комбинаций параметров процесса. Анализируются степень легкости и удобства структуры лазерного сплавления и четкость информации, а также эволюция дефекта. После окончательного определения параметров процесса проводятся испытания, имитирующие ограничения моделирования для проверки точности модели. После этого органы контроля летной годности проверяют и сертифицируют проектные параметры. Наконец, разрабатываются чертеж и отчет о проверке конструкции, которая подвергается квалификационным испытаниям на летную годности. Кроме того, проводятся квалификационные испытания, необходимые для проверки летной годности деталей корпуса переключателя, с учетом функционирования компонентов, условий эксплуатации и взаимодействия с другими деталями. В нашем случае детали корпуса переключателя (LPBF) были подвергнуты последующей термообработке, в ходе которой было проведено сопоставление структурных свойств. Компоненты корпуса переключателя представляют собой конструктивно-сменный узел (КСУ), поэтому уровень отказоустойчивости чрезвычайно ограничен, так как любые дефекты, размер которых превышает критический, серьезно ухудшают работу гидравлической системы. В качестве стандартной практики проверки поверхностных дефектов рекомендуются рентгеновская дефектоскопия (ASTM E1742) и флуоресцентный дефектоскопический контроль (ASTM E1417).

Подробный план испытаний, включающий требования к испытаниям в соответствии со стандартами аэрокосмических материалов и испытаний, геометрией компонентов и спецификациями, составленными разработчиком, создается на основе вышеупомянутых исходных данных и сертифицируется агентствами по годности к полетам. Стратегия выборки разрабатывается на основе метода тестирования, спецификаций, составленных разработчиком, и критичности детали. Неразрушающий и разрушающий контроль обычно проводятся на одном образце из партии и среди изготовленных деталей. Проверка на соответствие графика испытаний процесса сварки в присутствии органов контроля за годностью к полетам проводится на опытных партиях. После испытаний составляются отчеты и передаются на рассмотрение в органы контроля за годностью к полетам.

Перед сертификацией агентствами по летной годности отчеты об испытаниях тщательно проверяются и подтверждаются на заключительном этапе сертификации, который показан на рис. 8. После тщательного анализа отчетов детали корпуса переключателя получают разрешение на продолжение производства на конкретной платформе. Механическая обработка деталей, сборка, функциональные испытания, имитирующие реальные условия эксплуатации гидравлической системы, а также испытания прототипов гидравлических агрегатов – все это учитывается.

Сертификация включает в себя проверку процесса и продукции на соответствие графика испытаний. Испы-

тания, которые необходимо провести для подтверждения соответствия компонентов корпуса переключателя, определяются спецификациями материала и условиями эксплуатации. Условия работы включают в себя такие факторы, как рабочая температура и состояние контакта. Для сертификации процесса и продукта необходимо провести следующие испытания: 1) проверку химического состава на соответствие спецификации материала; 2) неразрушающее испытание (рентгеновское исследование и дефектоскопию) для проверки соответствия уровня дефектов допустимым пределам; 3) исследование микроструктуры для подтверждения процедуры термообработки; 4) испытание на растяжение при комнатной температуре на образце в заданном состоянии.

Протоколы проведения вышеуказанных испытаний проверяются на соответствие графику испытаний АТ (LPBF). Они предварительно сертифицированы для производительности КСУ на уровне компонентов на основе хорошего соответствия. После успешного завершения вышеуказанных испытаний детали корпуса переключателя сертифицируются Индийской военной организацией по сертификации летной годности (CEMILAC) на пять лет.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Очень мелкозернистая микроструктура сплава возникает в результате быстрого затвердевания. С другой стороны, детали АП имеют низкое значение удлинения (12,5 %). Прочность материала значительно повышается за счет образования и равномерного распределения выделений в результате искусственного старения. В процессе старения выделение происходит в результате реакции Mg с Si, при котором мелкие зерна выделения взаимодействуют с дислокациями, что приводит к упрочнению материала. Процесс дисперсионного твердения включает в себя несколько стадий. На первом этапе атомы Mg и Si образуют небольшие кластеры (зоны Гинье – Престона). Затем Mg_2Si выделяет ядра в метастабильные и когерентные β'' -фазы. Они постепенно переходят в метастабильные и полукogerентные β' -фазы, которые производят наибольший упрочняющий эффект. Образцы деталей, изготовленные методом лазерного сплавления порошкового слоя, обычно намного тверже, чем материалы, подвергнутые термообработке в режиме T4. В условиях режима T4 причиной пониженной твердости является мелкозернистая рекристаллизационная микроструктура, создаваемая в твердом растворе. Образцы лазерного сплавления могут демонстрировать высокие значения твердости благодаря ячеистой дендритной микроструктуре, дислокационной структуре и мелкой дисперсии эвтектического кремния в алюминиевой матрице [12]. С другой стороны, соллюционирование растворяет эти вторичные фазы и значительно снижает твердость [13], а последующее искусственное старение может привести к образованию метастабильных фаз, таких как выделения Mg_2Si . Это изменение может незначительно влиять на значения твердости. В результате дисперсионное твердение влияет на повышение твердости, однако может потребоваться уменьшение напряжения и получение других механических свойств. В результате пластической деформации в материалах обычно возникают остаточные напряжения.

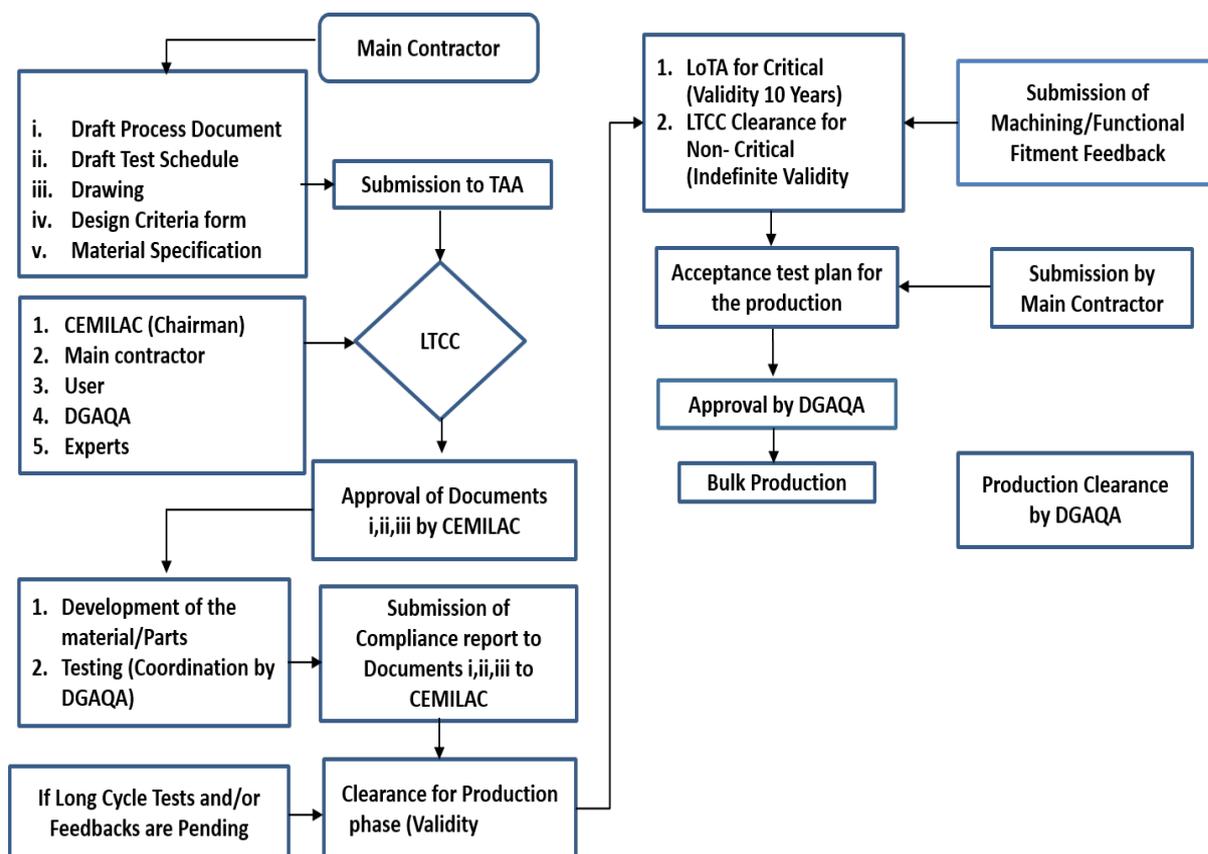


Рис. 8. Общее представление процесса сертификации
 Fig. 8. An overview of the certification process

Несмотря на это, пластической деформации не произошло в образцах, полученных методом лазерного сплавления порошкового слоя. Повторяющийся быстрый нагрев и охлаждение расплавленной фазы приводит к накоплению остаточных термических напряжений в затвердевшем слое. Лазерные лучи могут вызывать сложные напряжения в образцах во время применения лазерной аддитивной технологии, поскольку нижний слой переплавляется и вновь нагревается. Градиенты тепла вдоль направления формирования вызывают попеременные остаточные напряжения растяжения и сжатия между нижележащим и последующими слоями. Из-за большого масштаба и малого количества границ зерен в образце Т6 дислокации легко скользят и поднимаются вверх (рис. 4). С целью улучшения механических свойств и увеличения срока службы в материале необходимо уменьшить или устранить остаточные напряжения растяжения.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Лазерная сварка в порошковом слое использовалась для разработки и испытаний деталей корпуса переключателя, и этот процесс хорошо подходит для изготовления деталей корпуса переключателя с использованием аддитивного производства. Предпочтительным материалом для деталей корпуса переключателя является сплав AlSi10Mg. Велись обсуждения относительно по-

тенциального применения различных рабочих зон на протяжении всего процесса АП, включая проектирование, материалы, предварительную обработку, 3D-печать и производство, постобработку, тестирование и проверку, верификацию и сертификацию. Представленная траектория сертификации позволит найти для гидравлической системы самолета и его экосистемы цепочки поставок наиболее эффективный путь внедрения этой новой технологии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Bradford R.L., Cao L., Klosterman D., Herman F., Forman L., Browning C. A metal-metal powder formulation approach for laser additive manufacturing of difficult-to-print high-strength aluminum alloys // *Materials Letters*. 2021. Vol. 300. Article number 130113. DOI: [10.1016/j.matlet.2021.130113](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130113).
- Bajakke P.A., Malik V.R., Deshpande A.S. Particulate metal matrix composites and their fabrication via friction stir processing – a review // *Materials and Manufacturing Processes*. 2018. Vol. 34. № 8. P. 833–881. DOI: [10.1080/10426914.2019.1605181](https://doi.org/10.1080/10426914.2019.1605181).
- Matilainen V., Piili H., Salminen A., Syvänen T., Nyrhilä O. Characterization of process efficiency improvement in laser additive manufacturing // *Physics Procedia*. 2014. Vol. 56. P. 317–326. DOI: [10.1016/j.phpro.2014.08.177](https://doi.org/10.1016/j.phpro.2014.08.177).

4. Fousová M., Dvorský D., Michalcová A., Vojtěch D. Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 137. P. 119–126. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.01.028](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.028).
5. Tradowsky U., White J., Ward R.M., Read N., Reimers W., Attallah M.M. Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development // *Materials & Design*. 2016. Vol. 105. P. 212–222. DOI: [10.1016/j.matdes.2016.05.066](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.066).
6. Zhou L., Mehta A., Schulz E., McWilliams B., Cho K., Sohn Y. Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 143. P. 5–17. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.04.022](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.022).
7. Li X.P., Wang X.J., Saunders M., Suvorova A., Zhang L.C., Liu Y.J., Fang M.H., Huang Z.H., Sercombe T.B. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 95. P. 74–82. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.05.017](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.05.017).
8. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J., Trøholt C., Tundal U., Reiso O. The crystal structure of the β'' phase in Al–Mg–Si alloys // *Acta Materialia*. 1998. Vol. 46. № 9. P. 3283–3298. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00493-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00493-X).
9. Rometsch P.A., Schaffer G.B. An age hardening model for Al–7Si–Mg casting alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2002. Vol. 325. № 1-2. P. 424–434. DOI: [10.1016/S0921-5093\(01\)01479-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01479-4).
10. Montero-Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B., Wang X., Van Hooreweder B., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting // *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 238. P. 437–445. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003).
11. Li W., Li S., Liu J., Zhang A., Zhou Y., Wei Q., Yan C., Shi Y. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 663. P. 116–125. DOI: [10.1016/j.msea.2016.03.088](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.088).
12. Takata N., Kodaira H., Sekizawa K., Suzuki A., Kobashi M. Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 704. P. 218–228. DOI: [10.1016/j.msea.2017.08.029](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029).
13. Reunova K.A., Astafurova E.G., Moskvina V.A., Astafurov S.V., Panchenko M.Y., Melnikov E.V., Kolubaev E.A. Microstructure and Phase Composition of a Gradient Material “Stainless Steel/Cr-Ni Alloy” Produced by Electron-Beam Additive Manufacturing // *Russian Physics Journal*. 2022. Vol. 65. P. 771–777. DOI: [10.1007/s11182-022-02696-0](https://doi.org/10.1007/s11182-022-02696-0).
14. Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A. et al. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment // *Journal of Materials Science*. 2020. Vol. 55. № 22. P. 9211–9224. DOI: [10.1007/s10853-020-04424-w](https://doi.org/10.1007/s10853-020-04424-w).
15. Москвина В.А., Мельников Е.В., Загибалова Е.А. Особенности градиентного материала на основе нержавеющей хромоникелевой стали и сплава X20H80, изготовленного методом электронно-лучевой 3D-печати // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2021. № 3. С. 57–66. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-57-66](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-57-66).
16. Халикова Г.Р., Закирова Г.Р., Фархутдинов А.И., Корзникова Е.А., Трифонов В.Г. Структура и механические свойства алюминиевого сплава АК12Д, подвергнутого обработке трением с перемешиванием // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 3-2. С. 99–108. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108).
17. Торубаров И.С., Дроботов А.В., Гушин И.А., Вдовин Д.С., Плотников А.Л., Яковлев А.А. Аддитивное производство изделий с пространственным армированием непрерывным волокном // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 2. С. 92–104. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-92-104](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-92-104).
18. Веткасов Н.И., Капустин А.И., Сапунов В.В. Разработка и применение процесса предварительного формирования высокооднородной сухой смеси «Алюминиевый порошок – одностенные УНТ» в технологии получения алюмоматричных композитов // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2018. № 3. С. 14–21. DOI: [10.18323/2073-5073-2018-3-14-21](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2018-3-14-21).
19. Raja A., Cheethirala S.R., Gupta P., Vasa N.J., Jayaganthan R. A review on the fatigue behaviour of AlSi10Mg alloy fabricated using laser powder bed fusion technique // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 17. P. 1013–1029. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.028](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.028).
20. Limbasiya N., Jain A., Soni H., Wankhede V., Krolczyk G., Sahlot P. Comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 21. P. 1141–1176. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.09.092](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.092).
21. Sha G., Möller H., Stumpf W.E., Xia J.H., Govender G., Ringer S.P. Solute nanostructures and their strengthening effects in Al–7Si–0.6 Mg alloy F357 // *Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. № 2. P. 692–701. DOI: [10.1016/j.actamat.2011.10.029](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.10.029).
22. Zhao L., Song L., Macías J.G.S., Zhu Y., Huang M., Simar A., Li Z. Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg // *Additive Manufacturing*. 2022. Vol. 56. Article number 102914. DOI: [10.1016/j.addma.2022.102914](https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102914).

REFERENCES

1. Bradford R.L., Cao L., Klosterman D., Herman F., Forman L., Browning C. A metal–metal powder formulation approach for laser additive manufacturing of difficult-to-print high-strength aluminum alloys. *Materials Letters*, 2021, vol. 300, article number 130113. DOI: [10.1016/j.matlet.2021.130113](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130113).
2. Bajakke P.A., Malik V.R., Deshpande A.S. Particulate metal matrix composites and their fabrication via friction stir processing – a review. *Materials and Manufac-*

- ting Processes, 2018, vol. 34, no. 8, pp. 833–881. DOI: [10.1080/10426914.2019.1605181](https://doi.org/10.1080/10426914.2019.1605181).
3. Matilainen V., Piili H., Salminen A., Syvänen T., Nyrhilä O. Characterization of process efficiency improvement in laser additive manufacturing. *Physics Procedia*, 2014, vol. 56, pp. 317–326. DOI: [10.1016/j.phpro.2014.08.177](https://doi.org/10.1016/j.phpro.2014.08.177).
 4. Fousová M., Dvorský D., Michalcová A., Vojtěch D. Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures. *Materials Characterization*, 2018, vol. 137, pp. 119–126. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.01.028](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.028).
 5. Tradowsky U., White J., Ward R.M., Read N., Reimers W., Attallah M.M. Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development. *Materials & Design*, 2016, vol. 105, pp. 212–222. DOI: [10.1016/j.matdes.2016.05.066](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.066).
 6. Zhou L., Mehta A., Schulz E., McWilliams B., Cho K., Sohn Y. Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment. *Materials Characterization*, 2018, vol. 143, pp. 5–17. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.04.022](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.022).
 7. Li X.P., Wang X.J., Saunders M., Suvorova A., Zhang L.C., Liu Y.J., Fang M.H., Huang Z.H., Sercombe T.B. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility. *Acta Materialia*, 2015, vol. 95, pp. 74–82. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.05.017](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.05.017).
 8. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J., Træholt C., Tundal U., Reiso O. The crystal structure of the β phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, no. 9, pp. 3283–3298. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00493-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00493-X).
 9. Rometsch P.A., Schaffer G.B. An age hardening model for Al–7Si–Mg casting alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 325, no. 1-2, pp. 424–434. DOI: [10.1016/S0921-5093\(01\)01479-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01479-4).
 10. Montero-Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B., Wang X., Van Hooreweder B., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 238, pp. 437–445. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003).
 11. Li W., Li S., Liu J., Zhang A., Zhou Y., Wei Q., Yan C., Shi Y. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 663, pp. 116–125. DOI: [10.1016/j.msea.2016.03.088](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.088).
 12. Takata N., Kodaira H., Sekizawa K., Suzuki A., Kobashi M. Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 704, pp. 218–228. DOI: [10.1016/j.msea.2017.08.029](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029).
 13. Reunova K.A., Astafurova E.G., Moskvina V.A., Astafurov S.V., Panchenko M.Y., Melnikov E.V., Kolubaev E.A. Microstructure and Phase Composition of a Gradient Material “Stainless Steel/Cr-Ni Alloy” Produced by Electron-Beam Additive Manufacturing. *Russian Physics Journal*, 2022, vol. 65, pp. 771–777. DOI: [10.1007/s11182-022-02696-0](https://doi.org/10.1007/s11182-022-02696-0).
 14. Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A. et al. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment. *Journal of Materials Science*, 2020, vol. 55, no. 22, pp. 9211–9224. DOI: [10.1007/s10853-020-04424-w](https://doi.org/10.1007/s10853-020-04424-w).
 15. Moskvina V.A., Melnikov E.V., Zagibalova E.A. Characteristics of a gradient material based on chromium-nickel stainless steel and Cr20Ni80 alloy produced by electron-beam 3D-printing. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 3, pp. 57–66. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-57-66](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-57-66).
 16. Khalikova G.R., Zakirova G.R., Farkhutdinov A.I., Korznikova E.A., Trifonov V.G. The structure and mechanical properties of the AK12D (Al-Si-Cu-Ni-Mg) aluminum alloy subjected to friction stir processing. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3-2, pp. 99–108. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108).
 17. Torubarov I.S., Drobotov A.V., Gushchin I.A., Vdovin D.S., Plotnikov A.L., Yakovlev A.A. Additive manufacturing of parts with three-dimensional continuous fiber reinforcement. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 2, pp. 92–104. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-92-104](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-92-104).
 18. Vetkasov N.I., Kapustin A.I., Sapunov V.V. The development and application of the process of preliminary formation of the high-homogeneous dry mixture “Aluminum powder – single-wall CNT” in the technology of production of the aluminium matrix composites. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2018, no. 3, pp. 14–21. DOI: [10.18323/2073-5073-2018-3-14-21](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2018-3-14-21).
 19. Raja A., Cheethirala S.R., Gupta P., Vasa N.J., Jayaganthan R. A review on the fatigue behaviour of AlSi10Mg alloy fabricated using laser powder bed fusion technique. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 17, pp. 1013–1029. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.028](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.028).
 20. Limbasiya N., Jain A., Soni H., Wankhede V., Krolczyk G., Sahlot P. Comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 21, pp. 1141–1176. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.09.092](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.092).
 21. Sha G., Möller H., Stumpf W.E., Xia J.H., Govender G., Ringer S.P. Solute nanostructures and their strengthening effects in Al–7Si–0.6 Mg alloy F357. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, no. 2, pp. 692–701. DOI: [10.1016/j.actamat.2011.10.029](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.10.029).
 22. Zhao L., Song L., Macías J.G.S., Zhu Y., Huang M., Simar A., Li Z. Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg. *Additive Manufacturing*, 2022, vol. 56, article number 102914. DOI: [10.1016/j.addma.2022.102914](https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102914).

Development and airworthiness certification of state of art additively manufactured AlSi10Mg mission critical selector valve body part for aerospace

© 2023

*Ponnusamy Vignesh**¹, Ph.D., Junior Specialist-1

K.V. Praveen, Bachelor of Engineering, Technical Assistant

Subbulakshmi Krishnakumar, Bachelor of Engineering, Technical Assistant

Mohanrao Chembu Bhuvaneshwari, Bachelor of Engineering, Regional Director (Sc 'F')

Shirish Sharad Kale, Ph.D., Director (Sc 'G')

Theagarajan Ram Prabhu, Ph.D., Joint Director (Sc 'E')

RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization, Bangalore (India)

*E-mail: vigneshpt3532@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4487-2030>

Received 22.06.2023

Accepted 15.08.2023

Abstract: Aerospace applications can benefit from additive manufacturing (AM), which is highly advantageous for prototyping and rapid manufacturing. It also offers cost and weight savings, as well as integrated design capabilities. As of now, there are only a few AM standards available, many materials and equipment are involved, resulting in many variables that hinder certification and adoption. As a result, nonstandard testing is making AM in the airborne materials less appealing due to its costly and time-consuming nature. The main objective of this work is to manufacture the Selector Valve Body parts of military and civil aircraft through Laser Powder Bed Fusion (LPBF) process using AlSi10Mg powder. Further, this paper has been carried out the metallurgical properties, non-destructive and destructive testing as well as the clear explanation about the certification procedures. Moreover, this underscores the need for the developing guidelines, and standards that cover all aspects of manufacturing from design to manufacturing to operation. A comprehensive analysis from liquid penetration test shows defects are within the permissible level. In addition, it exhibits higher yield strength, ultimate strength, and elongation of (259±4) MPa, (323±4) MPa, and (12.5±1.5) % respectively, along with factual evidence that the precipitation hardened AlSi10Mg indigenously developed and produced is equal in properties to the equivalent precipitation hardening aluminium alloys produced by internationally renowned manufacturers.

Keywords: additive manufacturing; AlSi10Mg; Al alloy; precipitate hardening; development and certification.

For citation: Vignesh P., Praveen K.V., Krishnakumar S., Bhuvaneshwari M.C., Kale Sh.Sh., Ram P.T. Development and airworthiness certification of state of art additively manufactured AlSi10Mg mission critical selector valve body part for aerospace. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 19–30. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-2.