

(19)



**Евразийское
патентное
ведомство**

(11) **046229**

(13) **B1**

(12) **ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ЕВРАЗИЙСКОМУ ПАТЕНТУ**

(45) Дата публикации и выдачи патента 2024.02.19	(51) Int. Cl. <i>C22F 1/04</i> (2006.01) <i>C22F 1/047</i> (2006.01) <i>C22C 1/04</i> (2006.01) <i>C22C 21/00</i> (2006.01) <i>B33Y 70/00</i> (2015.01) <i>B33Y 80/00</i> (2015.01) <i>B22F 3/10</i> (2006.01) <i>B22F 3/24</i> (2006.01)
(21) Номер заявки 202091011	
(22) Дата подачи заявки 2018.12.03	

(54) **ВЫСОКОПРОЧНЫЙ АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

(31) 2017904867	(56) DE-B3-102013012259
(32) 2017.12.04	US-A1-20080029188
(33) AU	US-A1-20160145727
(43) 2020.09.04	EP-A1-3181711
(86) PCT/AU2018/051291	
(87) WO 2019/109135 2019.06.13	
(71)(73) Заявитель и патентовладелец: МОНАШ ЮНИВЕРСИТИ (AU)	
(72) Изобретатель: Ромеч Пауль, У Синьхуа, Цзя Цинбо (AU)	
(74) Представитель: Поликарпов А.В., Соколова М.В., Черкас Д.А., Игнатъев А.В., Путинцев А.И., Билык А.В., Дмитриев А.В. (RU)	

(57) Сплав на основе алюминия и способ получения компонентов методом аддитивного производства (AM) или другого процесса высокоскоростной кристаллизации данного сплава; причем сплав содержит от 2,01 до 15,0 мас.% марганца, от 0,3 до 2,0 мас.% скандия с балансом, отличным от второстепенных легирующих элементов и случайных примесей алюминия.

B1

046229

046229

B1

Область техники

Данное изобретение относится к высокопрочному алюминиевому сплаву, подходящему для использования в аддитивном производстве, а также применимому к другим процессам, в частности к другим производственным процессам высокоскоростной кристаллизации.

Уровень техники

Термин "аддитивное производство" (Additive Manufacturing; AM) стал широко распространенным в последние годы благодаря гибкости процесса, который он обозначает, при изготовлении геометрически сложных деталей, а также универсальности в ряде областей применения. Технология AM была разработана в 1980-х гг. с целью непосредственного производства деталей и быстро развивалась в течение прошедшего периода времени. Нетрадиционный характер этого представляющего интерес производственного процесса заключается в том, что компоненты создаются аддитивно, в отличие от традиционных способов субтрактивной обработки. Среди всех разработанных технологий AM для производства металлических деталей их можно в широком смысле разделить на основании типов исходного материала на неограничивающие категории технологий с применением заранее сформированного слоя, а именно селективного лазерного плавления (Selective Laser Melting; SLM) и электронно-лучевого плавления (Electron Beam Melting; EBM); выдувных порошковых технологий лазерного осаждения металла (Laser Metal Deposition; LMD) и лазерного спекания распыляемого порошкового материала (Laser Engineered Net Shaping; LENS); технологий, при которых в строительных деталях используют проволоку, порошки, "металлические краски" и другие материалы в качестве сырья. В дальнейшем термин "аддитивное производство" (AM) будет использоваться в качестве широкой концепции, охватывающей эти и другие технологии. Тем не менее, AM не ограничивается только этими технологиями, и данное изобретение может использоваться не только для технологий AM, но и для других производственных процессов высокоскоростной кристаллизации, таких как лазерная наплавка (Laser Cladding; LC), термическое напыление (Thermal Spray; TS), искровое плазменное спекание (Spark Plasma Sintering; SPS), газовое распыление (Gas Atomisation; GA) и формование из расплава (Melt Spinning; MS).

В процессах AM используют лазерный луч, электронный луч или электрическую дугу в качестве источника энергии, причем указанный источник точно управляется либо системой с ЧПУ, либо системой зеркальной развертки на основе гальванометра. Посредством плавления и кристаллизации материалов последовательные слои можно создавать по очереди, перемещая источник энергии точка за точкой и шаг за шагом в соответствии со связанными формами поперечного сечения, соответствующими условным срезам требуемого компонента, который должен быть изготовлен. То есть компонент создается путем повторения послойного процесса и достижения соединения между последовательными слоями вдоль направления создания.

В процессах AM плавление и кристаллизация сильно локализованы. В результате очень высокие скорости охлаждения, достигаемые в одной ванне расплава, могут достигать примерно вплоть до 10^5 - 10^7 К/с. Эти скорости охлаждения таковы, что изготовленные компоненты имеют тонкую микроструктуру и получаемые превосходные свойства по сравнению с компонентами, изготовленными с помощью традиционных процессов литья. Наряду с полезными факторами свободы при проектировании и гибкости производства, предлагаемыми процессами AM, растет спрос на критически важные легкие компоненты, которые должны быть изготовлены таким способом, такие как конструкционные или технические детали из высокоэффективного алюминиевого сплава. Кроме того, высокоэффективные алюминиевые сплавы, изготовленные по технологии AM, которые могут работать при повышенных температурах (например, выше 150°C), также вызывают большой интерес в различных отраслях промышленности, поскольку они могут заменить некоторые титановые сплавы с более высокой плотностью для деталей, необходимых для работы в среднетемпературных режимах без потери их свойств.

Выбор высокоэффективных алюминиевых сплавов, подходящих для процессов AM, все еще очень ограничен, и потенциальное применение процессов AM для производства алюминиевых компонентов ограничено. В настоящее время широко используемыми алюминиевыми сплавами для процессов AM являются близкие к эвтектическим сплавы на основе Al-Si, такие как Al7SiMg, Al12Si и Al10SiMg благодаря их хорошей жидкотекучести и свариваемости. Подтвержденные значения прочности на растяжение вышеуказанных сплавов в основном ниже 400 МПа, а предел текучести ниже 300 МПа в изготовленном состоянии и еще ниже после обработки для снятия остаточных напряжений вследствие осаждения и/или укрупнения частиц, содержащих Si. Эти уровни свойств не могут соответствовать требованиям к текущему промышленному исполнению и требованиям к применению, особенно в случае создания критических несущих нагрузку конструктивных элементов. Кроме того, для компонентов, изготовленных из этих сплавов, требуется термообработка на твердый раствор после изготовления для достижения требуемых свойств, что увеличивает как время цикла заказа, так и стоимость промышленного производства. Другие высокопрочные алюминиевые сплавы, такие как деформируемые сплавы серии 2xxx и 7xxx, которые обычно используются в аэрокосмических отраслях, не могут быть легко изготовлены с помощью технологий AM из-за их высокой подверженности образованию усадочных трещин при обработке AM. При наличии большого количества меди, магния и цинка в таких системах сплавов диапазон кристаллизации расширяется, что, в свою очередь, увеличивает подверженность образованию горячих трещин. Кроме

того, отсутствуют подтвержденные данные о свойствах при повышенной температуре алюминиевых сплавов, изготовленных с помощью процессов АМ. Соответственно, данное изобретение относится к созданию высокопрочного алюминиевого сплава, подходящего для использования в процессах АМ, а также применимого к другим производственным процессам высокоскоростной кристаллизации.

Сущность изобретения

В соответствии с первым аспектом изобретения обеспечен сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка, при этом сплав на основе Al-Mn-Sc содержит от 2,01 до 15,0 мас.% марганца, от 0,3 до 2,0 мас.% скандия, при этом остальное алюминий, не считая случайных примесей.

В соответствии со вторым аспектом изобретение обеспечивает способ получения компонентов из сплава на основе алюминия, в котором в способе используют АМ или другой процесс высокоскоростной кристаллизации для получения компонента путем плавления, а затем высокоскоростной кристаллизации сплава на основе алюминия, и при этом сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка содержит от 2,01 до 15,0 мас.% марганца, от 0,3 до 2,0 мас.% скандия, при этом остальное алюминий, не считая случайных примесей. В одном из воплощений способ отличается тем, что после выхода указанного компонента из процесса АМ или другого процесса высокоскоростной кристаллизации его подвергают упрочнению при старении. В другом воплощении способа скорость охлаждения в ходе производственного процесса такова, что получают перенасыщенный твердый раствор для основных элементов для сохранения свойств изготовленных компонентов, предпочтительно скорость охлаждения в ходе производственного процесса превышает 100 К/с и может быть достигнута непосредственно в ходе самого производственного процесса, как в технологиях АМ, или в результате других вспомогательных процессов, таких как применение воды, жидкого азота или любой другой подходящей охлаждающей среды. В другом воплощении способ дополнительно включает последующую термообработку компонента, изготовленного посредством процесса АМ или другого процесса высокоскоростной кристаллизации, путем того, что компонент подвергают нагреву, например, в процессе термообработки путем разового нагрева в диапазоне температур от 200 до 500°C в течение суммарного времени от 0,10 до 100 ч.

Как в первом, так и во втором аспектах изобретения уровень марганца предпочтительно составляет от 2,5 до 8 мас.% и более предпочтительно от 3 до 5 мас.%. Уровень скандия предпочтительно составляет от 0,4 до 1,5 мас.% и более предпочтительно от 0,6 до 1,2 мас.%. Кроме того, в одном из воплощений сплав дополнительно содержит магний в количестве вплоть до 6,0 мас.% магния. В другом воплощении сплав дополнительно содержит цирконий в количестве вплоть до 4,0 мас.% циркония.

В соответствии с третьим аспектом изобретения обеспечена проволока, подходящая для процесса АМ или другого процесса высокоскоростной кристаллизации, изготовленная из указанного выше сплава на основе Al-Mn-Sc в виде порошка.

В соответствии с четвертым аспектом изобретения обеспечен компонент для конструкционных или технических деталей из высокопрочного алюминиевого сплава, изготовленный из сплава на основе Al-Mn-Sc указанным выше способом, отличающийся тем, что предел текучести образца компонента, имеющего толщину 30 мкм, равен 577 МПа после термической обработки при $300\pm 2^\circ\text{C}$ в течение 5 ч.

Сплав на основе Al-Mn-Sc по изобретению, предпочтительно в виде порошка подходящей марки, можно использовать для изготовления компонентов с помощью аддитивного производства или других производственных процессов высокоскоростной кристаллизации. Эти компоненты могут подвергаться прямому дисперсионному твердению для достижения одновременно оптимизированных свойств и упрочнения остаточных напряжений, возникающих в процессе производственного изготовления. Исходный материал сплава на основе Al-Mn-Sc имеет более высокое содержание марганца и скандия, чем в обычных алюминиевых сплавах, а детали, изготовленные из данного сплава в соответствии с изобретением, обеспечивают превосходные механические свойства как при комнатной температуре, так и в условиях повышенной температуры. Сплав по данному изобретению, кроме того, что он предпочтительно содержит 2,01-15,0 мас.% марганца и 0,3-2,0 мас.% скандия, также может содержать дополнительные легирующие компоненты, содержащие вплоть до 6,0 мас.% магния, вплоть до 4,0 мас.% циркония, другие элементы, способные обеспечить замену или являющиеся дополнительными элементами к любому из алюминия, марганца, скандия, магния и циркония и комбинациям двух или более дополнительных легирующих компонентов.

Сплав на основе Al-Mn-Sc по данному изобретению можно использовать для непосредственного изготовления конструктивных компонентов для широкого диапазона промышленных применений либо с помощью обработки АМ, либо с использованием других производственных процессов высокоскоростной кристаллизации. Компоненты, изготовленные из сплава в соответствии с изобретением, могут быть подвергнуты простой обработке дисперсионным твердением непосредственно без термообработки на твердый раствор для достижения оптимальных свойств. Эти компоненты способны проявлять свойства высокой прочности и термостойкости, которые могут дополнительно увеличить потенциал применения алюминиевых деталей, изготовленных методом АМ.

Ранее система материалов Al-Mn-Sc на основе алюминиевых сплавов серии 3xxx была изучена исследователями на предмет применения деформируемого/экструзионного изделия преимущественно из-за его хорошей способности к деформации [1-3]. Целью добавления скандия в деформируемые сплавы се-

рии 3xxx было преимущественно повышение стойкости к рекристаллизации, а также упрочнение сплава с помощью дисперсионного твердения. Тем не менее, в предыдущих исследованиях количество марганца было ограничено до менее 2 мас.% и, как правило, менее 1,5 мас.%, тогда как количество скандия обычно составляло менее 0,4 мас.%. Это связано с тем, что растворимость марганца и скандия в традиционных производственных процессах очень ограничена, и это, в свою очередь, ограничивает получаемый эффект упрочнения.

В отличие от этого сплава Al-Mn-Sc, основанного на системе алюминиевых сплавов серии 3xxx, в WO 2008/125092 и DE 1020/07018123 B4 за авторством Palm (правопреемник EADS Deutschland GmbH) предложен способ получения конструктивного компонента с помощью процесса быстрого прототипирования с использованием сплава на основе Al-Sc, содержащего от 0,41 до 2,0 мас.% скандия и от 2,0 до 10 мас.% магния. В результате этой работы была разработана система порошковых сплавов на основе Al-Mg-Sc для использования в процессах АМ, доступных под торговой маркой SCALMALLOY®, сплав, эффективно разработанный для процессов АМ путем добавления процентного содержания скандия в существующий свариваемый деформируемый сплав серии 5xxx. Целью SCALMALLOY® является еще большее упрочнение базового сплава с использованием преимущества высокой скорости охлаждения при процессах АМ. Однако из-за большого содержания магния с низкой температурой плавления могут возникать сильные испарения и так называемые явления задымления, что приводит к образованию высокой пористости и, как следствие, к ухудшению свойств конечных изделий, полученных методом АМ. Кроме того, более высокое содержание магния, обычно выше 3 мас.%, в сплавах серии 5xxx также может приводить к проблемам коррозии по причине межкристаллитной коррозии из-за осаждения непрерывной фазы β -Mg₅Al₈ вдоль границ зерен, особенно при воздействии температур выше 65°C, в частности от 150 до 200°C, в течение продолжительного времени [4]. Однако при температурах дисперсионного твердения выше чем около 200°C фаза β -Mg₅Al₈ может быть растворена, и более высокие содержания магния могут быть допустимы, если температуры применения выходят за пределы критического диапазона около 65-200°C. Тем не менее, не рекомендуется содержание магния выше 6 мас.%, так как сплав также становится более подверженным образованию горячих трещин [5].

Не известно, что сплав на основе Al-Mn-Sc по данному изобретению был предложен или использовался ранее для процессов АМ или для других производственных процессов высокоскоростной кристаллизации. Удаление магния или существенное снижение содержания магния позволяет данному изобретению эффективно снижать риски испарения и связанные с этим проблемы высокой пористости. Добавление марганца в алюминиевые сплавы не имеет известных проблем коррозии или испарения во время АМ или других производственных процессов высокоскоростной кристаллизации. Благодаря высокой скорости охлаждения, получаемой в рамках производственного процесса, использование высоких количеств марганца и скандия возможно благодаря значительно повышенной растворимости. Марганец в сплаве по изобретению играет основную роль в упрочнении твердого раствора, тогда как скандий образует термически стабильные структурированные наноразмерные выпавшие фазы L1₂ после последующей термообработки, которые могут значительно упрочить сплав и поддерживать улучшенные механические свойства вплоть до высоких температур. Важно отметить, что марганец обладает более высоким эффектом упрочнения твердого раствора, чем магний из расчета мас.% [6]. Разложение и образование большой объемной доли наноразмерных выпавших фаз Al₃Sc во время процесса дисперсионного твердения могут значительно упрочить сплав по данному изобретению. Выпавшие фазы Al₃Sc имеют гранецентрированную кубическую структуру и имеют чрезвычайно низкое несоответствие параметров решетки и высокую когерентность с алюминиевой матрицей, а низкая скорость диффузии скандия препятствует укрупнению выпавших фаз при повышенных температурах. Высокое напряжение из-за несоответствия параметров решетки и энергия межфазных границ выпавших фаз Al₃Sc способствуют высокой прочности сплава по данному изобретению, закрепляя границы зерен и препятствуя движению дислокаций. Также было обнаружено, что сплав по изобретению проявляет превосходную коррозионную стойкость, свариваемость, термическую стойкость и механические свойства после обработки АМ или другой обработки высокоскоростной кристаллизации.

Свойства сплава на основе Al-Mn-Sc по изобретению могут быть дополнительно улучшены за счет добавления других, замещающих или дополнительных легирующих элементов в сплав по изобретению. Например, в сплав по изобретению может быть добавлено по меньшей мере одно из кремния, цинка, магния, меди, никеля, кобальта, железа, серебра, хрома, лития, ванадия, титана, кальция, тантала, циркония, гафния, иттрия, иттербия и эрбия. Одним или более из этих элементов обеспечиваются следующие преимущества: (i) упрочнение твердого раствора; (ii) эффект измельчения зерна; (iii) контроль структуры зерна; (iv) дополнительное дисперсионное упрочнение или упрочнение выпавших фаз или (v) комбинация этих преимуществ. Как правило, содержание вышеуказанных легирующих элементов должно составлять менее 4 мас.% по отдельности и 15 мас.% в целом.

Кроме того, в зависимости от конструкции и требований к применению, в сплав на основе Al-Mn-Sc по данному изобретению могут быть добавлены легирующие элементы, включающие по меньшей мере один из хрома, ванадия, титана, тантала, циркония, гафния и иттрия для улучшенной стабильности при

высокой температуре. Эти легирующие элементы имеют исключительно низкий коэффициент диффузии в алюминии, поэтому при повышенных температурах ожидаются низкие скорости диффузии и высокая устойчивость к укрупнению частиц. Эти легирующие элементы также имеют высокую тенденцию отделять и окружать осадки Al_3Sc с образованием защитной оболочки, которая может стабилизировать осадки Al_3Sc от укрупнения во время воздействия при повышенных температурах. Как правило, содержание вышеуказанных легирующих элементов также должно составлять менее 4 мас.% по отдельности и, самое большее, 15 мас.% в целом.

Сплав на основе Al-Mn-Sc по данному изобретению можно использовать для изготовления компонентов механического устройства, а также в качестве основного материала для изготовления композиционных добавок металлических или неметаллических материалов посредством реакций как *in situ*, так и *ex situ*. В дополнение к изготовлению компонентов из сплава на основе Al-Mn-Sc по изобретению в качестве исходного материала, сплав по изобретению может быть превращен в полуфабрикаты, такие как порошки, проволоки и другие формы, для других производственных целей.

Для плавления исходного сырья может использоваться любой возможный источник энергии или комбинация источников, таких как лазеры, формователи электронного луча, плазма и источники электрической дуги, или подходящая химическая реакция, или проводящий или индуктивный процесс, связанный с технологиями высокоскоростной кристаллизации. Скорость охлаждения в ходе производственного процесса должна быть такой, чтобы достичь перенасыщенного твердого раствора для основных элементов для сохранения свойства изготовленных компонентов. Предпочтительная скорость охлаждения в производственной технологической цепочке превышает 100 К/с. Характер охлаждения в ходе процесса может обуславливаться непосредственно самим производственным процессом, как в технологиях АМ, или другими вспомогательными процессами, такими как использование воды, жидкого азота или любой другой подходящей охлаждающей среды.

Для достижения оптимальных свойств, а также для снятия остаточного напряжения, создаваемого в изготовленных компонентах, полученных с помощью процесса АМ или другого процесса высокоскоростной кристаллизации, обычно требуется последующая термообработка. Данное изобретение включает в себя последующую термообработку после SLM, при которой компонент, изготовленный с помощью процесса АМ, с использованием сплава на основе Al-Mn-Sc в соответствии с изобретением, подвергают нагреву, предпочтительно в рамках одного процесса термообработки, в температурном диапазоне от 200 до 500°C в течение накопленного времени, составляющего от 0,10 до 100 ч. Тем не менее, также применимы термообработка с соблюдением аналогичных периодов времени с поправкой на температуру, многоэтапная обработка или обработка в специальных условиях. Это может включать в себя горячее изостатическое прессование (*hot isostatic pressing*; HIP) под соответствующим давлением. Прямая обработка дисперсионным твердением простой прямой обработкой дисперсионным твердением без отдельной термообработки на твердый раствор является наиболее предпочтительной, и это является другим моментом отличия от других систем дисперсионного твердения. После термической обработки не требуется никаких необходимых ограничений для последующего охлаждения и контроля охлаждения, и охлаждение может варьироваться от медленного охлаждения в печи до быстрого закалочного водяного охлаждения. Остаточные напряжения, возникающие из-за высоких скоростей охлаждения во время производственного процесса методом АМ, могут эффективно сниматься при термообработке. Кроме того, разложение пересыщенного твердого раствора в результате высоких скоростей охлаждения приводит к осаждению большой объемной доли наноразмерных частиц или других дисперсий, тем самым значительно улучшая механические свойства компонентов, получаемых в процессе АМ.

Для производственного процесса АМ с использованием сплава на основе Al-Mn-Sc по данному изобретению предпочтительными являются некоторые другие полезные аспекты управления. Например, ожидается, что тщательное регулирование параметров (таких как тип лазера, параметры лазера, стратегия сканирования, температура подложки и т. д.) в технологиях АМ для поддержания подходящей скорости охлаждения и лучшей обрабатываемости, с использованием защитных газовых сред для защиты изготовленных деталей от окисления, удаления так называемого дыма или брызг, возникающих во время процесса АМ, или любых других необходимых средств контроля для методов АМ и других методов высокоскоростной кристаллизации, еще больше улучшит свойства изготовленных изделий.

Примеры изобретения

Пример 1. Производство компонентов сплавов на основе Al-Mn-Sc в соответствии с данным изобретением путем обработки методом АМ моделировали с использованием двух составов сплава. Первый сплав на основе Al-Mn-Sc имел состав Al-4,18Mn-2Mg-0,9Sc-0,18Zr (мас.%), тогда как второй сплав имел состав Al-3Mn-1,5Mg-1Sc-0,05Zr (мас.%). Эти сплавы были получены путем плавки литейных сплавов составов Al-60Mn, Al-50Mg, Al-2Sc и Al-10Zr (все в мас.%) в печи с резистивным нагревом при 800°C, отливки последовательных расплавов и охлаждения отливок при скорости охлаждения кристаллизации, составляющей около 10^3 К/с. Литейные сплавы разрезали на образцы толщиной 5 мм, а затем образцы шлифовали с помощью абразивной бумаги с сохранением одинаковой шероховатости поверхности.

Образцы, полученные таким образом, помещали на подложку коммерческой машины EOSINT M280 SLM для лазерного сканирования. В общей сложности было проведено 30 лазерных сканирований

на поверхности измельченного образца для создания параллельных смежных расплавосборников без добавления порошка, в результате чего площадь зоны сканирования составляла приблизительно 3 мм на 18 мм. Процесс лазерного сканирования проводился при мощности лазерного излучения 370 Вт, скорости сканирования 500 мм/с, размере пятна 0,1 мм и расстоянии штриховки 0,1 мм. После лазерного сканирования образцы выдерживали в соляной ванне при 300°C в течение различных отрезков времени вплоть до 168 ч. Затем образцы разрезали с помощью низкоскоростной пилы, после чего устанавливали, чтобы выявить расплавосборники в поперечном сечении для последующих исследований. Образцы для наблюдений за микроструктурой и измерений микротвердости подготавливали в соответствии со стандартными способами металлографии для подготовки образцов. Твердость по Виккерсу измеряли в пределах площади поперечного сечения расплавосборника с помощью прибора для изменения твердости Duramin A300 при нагрузке 0,5 кг в течение 10 с. Изображения площади поперечного сечения с использованием электронной микроскопии с обратным рассеянием (backscattered electron micrograph; BSE) получали на сканирующем электронном микроскопе JEOL 7001 FEG (SEM). Были получены следующие характеристики:

а) максимальная твердость, достигнутая для первого сплава Al-4,18Mn-2Mg-0,9Sc-0,18Zr после дисперсионного твердения при 300°C в течение 10 ч, составила $186,3 \pm 2 \text{ HV}_{0,5}$;

б) максимальная твердость, достигнутая для второго сплава Al-3Mn-1,5Mg-1Sc-0,05Zr после дисперсионного твердения при 300°C в течение 24 ч, составила $170,6 \pm 2 \text{ HV}_{0,5}$.

Пример 2. Образцы призматического типа были изготовлены методом SLM из распрысненного газом порошка с массовой долей состава Al-4,52Mn-1,32Mg-0,79Sc-0,74Zr. Образцы были изготовлены на коммерческой SLM машине EOSINT M290 с мощностью лазерного излучения 370 Вт, скоростью сканирования 1000 мм/с, расстоянием штриховки 0,1 мм и толщиной слоя 30 мкм. Образцы были созданы на подложке из алюминиевого сплава 6061, с которой они были удалены путем электроискровой обработки (electric discharge machining; EDM). Некоторые образцы были подвергнуты термообработке в соляной ванне при температуре $300 \pm 2^\circ\text{C}$ в течение 5 ч, а затем все образцы с термической обработкой и без нее были подвергнуты механической обработке с превращением в образцы для испытаний на растяжение с геометрической конфигурацией, показанной на фиг. 3, в соответствии с ASTM E8M. Испытания на растяжение проводили с помощью машины с приводом от ходового винта Instron 5500R/4505 усилием 100 кН при постоянной скорости перемещения траверсы, составляющей 0,48 мм/мин. Полученные кривые условного напряжения/деформации при растяжении показаны на фиг. 4, тогда как другими определенными характеристиками были следующие:

1) характеристики прочности на растяжение без термической обработки, в качестве образцов, изготовленных методом SLM:

предел текучести равен 427 МПа,
предел прочности при растяжении равен 453 МПа,
удлинение равно 12,0%;

2) характеристики прочности на растяжение образцов, изготовленных методом SLM, после термической обработки при $300 \pm 2^\circ\text{C}$ в течение 5 ч:

предел текучести равен 577 МПа,
предел прочности при растяжении равен 588 МПа,
удлинение равно 11,3 %.

Краткое описание графических материалов

Рабочие характеристики образцов первого и второго сплавов на основе Al-Mn-Sc, полученных в примере 1, проиллюстрированы на прилагаемых фиг. 1 и 2, а рабочие характеристики в соответствии с примером 2 показаны на фиг. 3 и 4. На фигурах показано следующее:

на фиг. 1 проиллюстрировано изображение BSE, показывающее вдавливания индентора в образце второго сплава на основе Al-Mn-Sc;

на фиг. 2 проиллюстрирован график зависимости твердости от времени дисперсионного твердения для каждого из первого и второго сплавов на основе Al-Mn-Sc;

на фиг. 3 проиллюстрировано схематическое изображение геометрических конфигураций образца на растяжение в соответствии с ASTM E8M; а также

на фиг. 4 проиллюстрированы кривые условного напряжения/деформации при растяжении образцов, не подвергнутых термообработке, полученных путем изготовления методом SLM, и образцов, подвергнутых термообработке.

Подробное описание сущности изобретения

На фиг. 1 показана поверхность среза образца второго сплава на основе Al-Mn-Sc, выявленная с помощью металлографической подготовки на изображении, полученном методом электронной микроскопии с обратным рассеянием (BSE). В нижней зоне изображения показана микроструктура отливки второго сплава, а в верхней зоне показана микроструктура возникшего в результате высокоскоростной кристаллизации расплавосборника, полученная путем переплавки сплава с помощью лазерного сканирования. Как показано, измерения твердости проводились в верхней зоне переплава. На фиг. 1 четко видно,

что верхняя зона, образующаяся из переплавленного лазером расплавоборника, отличается от начальной зоной литья, поскольку не может наблюдаться выпадение первичных выпавших фаз Al_3Mn или Al_3Sc типа белой иглы или стержневого типа. Это четко показывает, что марганец и скандий были успешно захвачены алюминиевой матрицей после очень быстрого охлаждения лазерного переплава и достижения состояния перенасыщения.

На фиг. 2 можно видеть, что сплав на основе Al-Mn-Sc по данному изобретению демонстрирует очень многообещающие результаты, поскольку значения твердости достигли диапазона 170-186 HV_{0,5}. Эти свойства аналогичны свойствам высокопрочных сплавов серии 7xxx, однако термическая устойчивость значительно повысилась, так как высокие уровни твердости сохранялись даже спустя 168 ч при 300°C. Обработанные лазером алюминиевые сплавы или даже литейные сплавы не могут обычно достигать таких свойств, особенно по сравнению с широко распространенными в настоящее время алюминиевыми сплавами для использования в технологиях АМ. При нормальном дисперсионном твердении сплавы Al начинают слишком затвердевать и размягчаются в течение нескольких минут после воздействия при 300°C. Также имеются указания на то, что результаты, показанные в примерах по данному изобретению, могут быть дополнительно улучшены за счет еще более высокой скорости охлаждения и других преимуществ процесса АМ. Таким образом, сплавы на основе Al-Mn-Sc по данному изобретению обладают очень многообещающими свойствами и высоким потенциалом для применения в широком диапазоне конструкционных, промышленных, технических, аэрокосмических и транспортных компонентов, изготовленных с помощью процесса АМ или других производственных процессов высокоскоростной кристаллизации.

На фиг. 3 проиллюстрированы надлежащим образом изготовленные образцы на растяжение, по которым были получены кривые условного напряжения/деформации при растяжении в соответствии с фиг. 4. Предел текучести, составляющий 427 МПа, для изготовленных (не термообработанных) образцов является превосходным, хотя заметно повышенный предел текучести, составляющий 577 МПа, для термообработанных образцов подчеркивает потенциал для сплавов по данному изобретению. И напротив, считается, что наиболее предпочтительный предел текучести, указанный для термически обработанного SCALMALLOY®, находится в диапазоне от 459 до 479 МПа (см. www.cititn.de/en/metal-additive-manufacturing).

Примеры 1 и 2 и результаты, проиллюстрированные на фиг. 1-4, подчеркивают ряд важных вопросов, касающихся сплава по данному изобретению. Данный сплав имеет преимущества благодаря низким скоростям диффузии, упомянутым ранее в данном документе, как в случае скандия, так и в случае марганца, а также некоторых других добавленных элементов, таких как цирконий. Эти низкие скорости способствуют свойству сплава после высоких скоростей охлаждения при циклическом изменении температуры подвергаться дисперсионному твердению путем осаждения термостойких наноразмерных выпавших фаз или дисперсных фаз. В случае марганца это возможно от нижнего эффективного предела, равного 2,01 мас.%, вплоть до относительно высокого верхнего предела, равного 15,0 мас.%, без нежелательного укрупнения выпавших фаз, что может иметь место при уровнях добавления марганца выше 15 мас.%.

Кроме того, данный сплав характеризуется улучшенным развитием свойств, достижимым за счет простой термической обработки, без необходимости термообработки на твердый раствор, как в сложных режимах термической обработки, требуемых для некоторых других алюминиевых сплавов, отверждаемых с помощью дисперсионного твердения. Простая термообработка, которая предпочтительно включает в себя только одноэтапную операцию, эффективно удваивается в качестве этапа снятия напряжения и термообработки методом дисперсионного твердения. В случае использования процесса АМ с высокоскоростной кристаллизацией, такого как процесс на основе SLM, термическая обработка может проводиться до или после того, как получаемый компонент, производимый в ходе данного процесса, срезают со строительной платформы, на которой он создан.

В то время как сплав по данному изобретению хорошо подходит для использования в процессе АМ, таком как SLM и другие процессы высокоскоростной кристаллизации, пример 1 и фиг. 1 и 2 показывают пригодность данного сплава для использования в альтернативном процессе высокоскоростной кристаллизации. В частности, в случае с компонентом, изготовленным в ходе процесса субтрактивной обработки, такого как любой из ряда процессов литья, компонент может сканироваться источником энергии, таким как лазерный или электронный луч, для достижения плавления сканируемой области поверхности компонента, причем затем основная часть компонента обеспечивает теплоотвод, приводящий к высокоскоростной кристаллизации, чтобы улучшить свойства сплава сканируемой области поверхности. Это включает в себя поверхностную обработку, такую как лазерная наплавка или починка компонентов, с использованием сплава на основе Al-Mn-Sc по данному изобретению в качестве части компонента и/или осажденных поверхностных материалов.

Ссылочные материалы

1. Forbord B, Hallem H, Ryum N, Marthinsen K: "Precipitation and recrystallisation in Al-Mn-Zr with and without Sc", Materials Science and engineering A (2004), 387-389, 936-939.
2. Forbord B, Hallem H, Roysset J, Marthinsen K: "Thermal stability of Al₃(Sc_xZr_{1-x})-dispersoids in extruded aluminium alloys", Materials Science and engineering A (2008), 475, 241-248.
3. Forbord B, Auran L, Lefebvre W, Hallem H, Marthinsen K: "Rapid precipitation of dispersoids during extrusion of an Al-0.91 wt.% Mn-0.13 wt.% Zr-0.17 wt.% Sc-alloy", Materials Science and engineering A (2006), 424, 174-180.
4. Rowe. J, "Advanced materials in automotive engineering" Woodhead Publishing Limited, UK, ISBN 978-1-84569-561-3. Bloeck. M, Chapter 5 "Aluminium sheet for automotive applications", 92-93.
5. Li RD, Wang MB, Yuan TC, Song Bo, Chen C, Zhou KC, Cao P: "Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: Processing, microstructure, and properties", Powder Technology 319 (2017) 117-128.
6. J. R. Davis, "Alloying: Understanding the Basics". ASM International Publishing, 2001, USA, ISBN978-0-87170-744-4. Chapter 16, "Aluminium and Aluminium alloys", p.368.

ФОРМУЛА ИЗОБРЕТЕНИЯ

1. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка, подходящий для процесса аддитивного производства (AM) или другого процесса высокоскоростной кристаллизации, при этом сплав на основе Al-Mn-Sc содержит:

от 2,01 до 15,0 мас.% марганца и

от 0,3 до 2,0 мас.% скандия,

при этом остальное алюминий, не считая случайных примесей.

2. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по п.1, отличающийся тем, что сплав дополнительно содержит магний в количестве вплоть до 6,0 мас.% магния.

3. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по п.1, отличающийся тем, что сплав дополнительно содержит цирконий в количестве вплоть до 4,0 мас.% циркония.

4. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по любому из пп.1-3, отличающийся тем, что содержание марганца составляет от 2,5 до 8 мас.%.

5. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по любому из пп.1-3, отличающийся тем, что содержание марганца составляет от 3 до 5 мас.%.

6. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по любому из пп.1-5, отличающийся тем, что содержание скандия составляет от 0,4 до 1,5 мас.%.

7. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по п.6, отличающийся тем, что содержание скандия составляет от 0,6 до 1,2 мас.%.

8. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по любому из пп.1-7, отличающийся тем, что сплав представляет собой марку порошка, пригодную для применения в производстве компонентов в производственном процессе аддитивного производства.

9. Сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по любому из пп.1-8, отличающийся тем, что сплав дополнительно содержит по меньшей мере один вспомогательный легирующий элемент, выбранный из кремния, цинка, магния, меди, никеля, кобальта, серебра, хрома, лития, ванадия, титана, кальция, тантала, циркония, гафния, иттрия и эрбия, присутствующего в количестве менее 4 мас.% по отдельности и 15 мас.% в целом.

10. Проволока, подходящая для процесса аддитивного производства (AM) или другого процесса высокоскоростной кристаллизации, изготовленная из сплава на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по любому из пп.1-9.

11. Способ изготовления компонента из сплава на основе алюминия, отличающийся тем, что в способе используют процесс аддитивного производства (AM) или другой процесс высокоскоростной кристаллизации для изготовления компонента путем плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации сплава на основе алюминия, и при этом сплав на основе алюминия содержит сплав на основе Al-Mn-Sc в виде порошка по любому из пп.1-9.

12. Способ по п.11, отличающийся тем, что после выхода указанного компонента из процесса AM или другого процесса высокоскоростной кристаллизации его подвергают упрочнению при старении.

13. Способ по п.11 или 12, отличающийся тем, что скорость охлаждения в ходе производственного

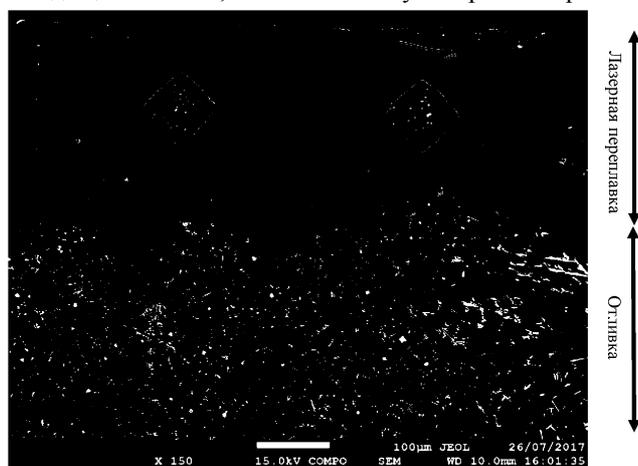
процесса такова, что получают перенасыщенный твердый раствор для основных элементов для сохранения свойств изготовленных компонентов.

14. Способ по п.13, отличающийся тем, что скорость охлаждения в ходе производственного процесса превышает 100 К/с и может быть достигнута непосредственно в ходе самого производственного процесса, как в технологиях АМ, или в результате других вспомогательных процессов, таких как применение воды, жидкого азота или любой другой подходящей охлаждающей среды.

15. Способ по п.12 или 13, дополнительно включающий последующую термообработку компонента, изготовленного посредством процесса АМ или другого процесса высокоскоростной кристаллизации, путем того, что компонент подвергают нагреву, например, в процессе термообработки путем разового нагрева в диапазоне температур от 200 до 500°C в течение суммарного времени от 0,10 до 100 ч.

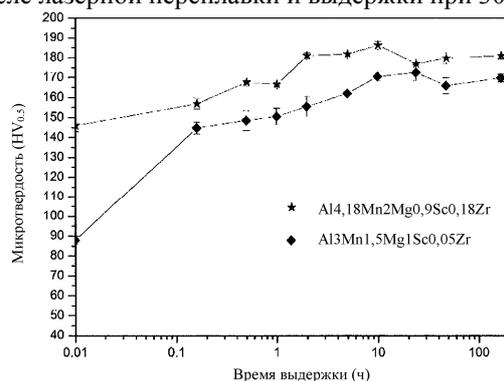
16. Компонент для конструкционных или технических деталей из высокопрочного алюминиевого сплава, изготовленный из сплава на основе Al-Mn-Sc способом по любому из пп.11-15, отличающийся тем, что предел текучести образца компонента, имеющего толщину 30 мкм, равен 577 МПа после термической обработки при $300\pm 2^\circ\text{C}$ в течение 5 ч.

Вдавливания индентора в сплав Al-3Mn-1,5Mg-1Sc-0,05Zr, подвергнутом лазерной переплавке, перед термообработкой, с дорожками расплавборника, входящими на страницу и выходящими из нее, как показано пунктирными кривыми



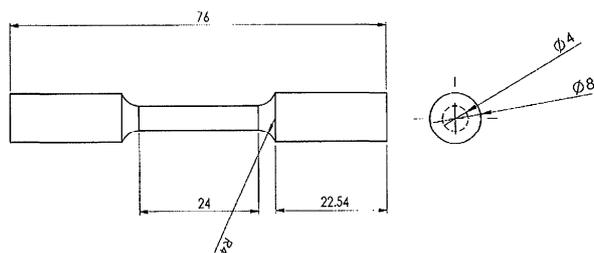
Фиг. 1

Значения твердости для сплавов на основе Al-Mn-Sc после лазерной переплавки и выдержки при 300°C



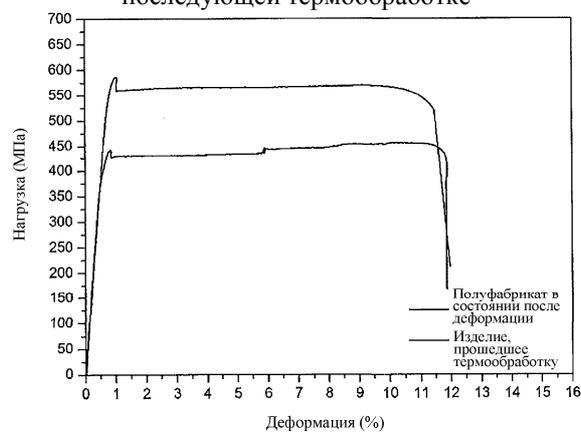
Фиг. 2

Схематическое изображение геометрических конфигураций образцов для испытаний на растяжение в соответствии с ASTM E8M



Фиг. 3

Кривые условного напряжения/деформации образцов, полученных методом SLM и подвергнутых последующей термообработке



Фиг. 4

