

В результате проведенного экспериментального исследования отмечены следующие рекомендации по режиму СЛП порошковой смеси системы Al-Si-Mg:

- обязательный предварительный рассев основного компонента порошковой смеси алюминия в диапазоне фракций 20-64 мкм;
- смешивание порошков в шаровой мельнице только в защитной среде аргона;
- мощность непрерывного лазерного излучения должна составлять не менее 90 Вт;
- скорость сканирования поверхности лазерным лучом должна быть в диапазоне 275 мм/с.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22–29–01491, <https://rscf.ru/project/22–29–01491>

Список использованных источников:

1. Printability of alloys for additive manufacturing / T. Mukherjee, J.S. Zuback, A. De, T. DebRoy // Nature Sci Rep. – 2016. – 6. – P. 19717.
2. Additive manufacturing of cobalt-based dental alloys: analysis of microstructure and physicomechanical properties / L. Hitzler, F. Alifui-Segbaya, P. Williams [et al.] // Adv Mater Sci Eng. – 2018. – P. 8213023.
3. Влияние режимов селективного лазерного плавления порошков кобальта, хрома и молибдена на пористость образцов. / Н.А. Сапрыкина, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев [и др.] // Инновационные технологии в машиностроении : сборник трудов XII Международной научно-практической конференции. – Томск : Изд-во ТПУ, 2021. – С. 6–9.
4. Advances in Laser Additive Manufacturing of Ti-Nb Alloys: From Nanostructured Powders to Bulk Objects / M.A. Khimich, K.A. Prosolov, T.A. Mishurova [et al.] // Nanomaterials. – 2021. – Vol. 11. – iss. 5. – 1159. – 26 P.
5. Влияние режимов селективного лазерного воздействия на пористость образцов из порошков кобальта, хрома и молибдена, полученных методом селективного лазерного плавления / Н.А. Сапрыкина, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев [и др.] // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2021. – № 8 (105). – С. 22–28.
6. Conditions for Quality Dimensions in Direct Laser Melting of Copper / N.A. Saprykina, A.A. Saprykin, E.A. Ibragimov, A.A. Saprykin // Key Engineering Materials Scientific Journalю – Zurich: Trans Tech Publication. – 2020. – Vol. 839 : Materials Science, Mechanical Engineering and Energy: Problems and Prospects for Development, MSMEЕ. – 2019. – P. 7–13.

СПЛАВ Al-40Sn, ПОЛУЧЕННЫЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

А.Л. Скоренцев^а, к.т.н., н.с., Н.М. Русин, к.т.н., с.н.с., К.О. Акимов, к.т.н., м.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения

Российской академии наук (ИФПМ СО РАН)

634055, г. Томск, просп. Академический, 2/4; тел. (3822)-28-69-62

E-mail: ^аskoralexan@mail.ru

Аннотация: Исследовано влияние мощности излучения лазера на структуру и микротвёрдость сплава Al-40Sn, синтезированного методом селективного лазерного сплавления (СЛС) смеси элементарных порошков. Установлено, что с ростом мощности лазера (P) до 110 Вт пористость синтезированных образцов сохраняется на уровне 6 %, и резко снижается при P = 130 Вт. При дальнейшем увеличении P пористость возрастает за счёт выделения водорода в результате восстановления гидроксидов. Микротвёрдость сплава поддерживается на уровне 33 МПа и практически не зависит от мощности лазера. Структура сплава мелкодисперсная, и включения олова не образуют непрерывные прослойки, какие наблюдаются в литом сплаве. Делается вывод о целесообразности дальнейшей разработки технологии СЛС с целью получения антифрикционного материала на основе алюминия.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, селективное лазерное сплавление, аддитивные технологии.

Abstract: The influence of the laser radiation power on the structure and microhardness of the Al-40Sn alloy synthesized by the method of selective laser melting (SLM) of a mixture of elemental powders has been studied. It has been established that with an increase in the laser power to 110 W, the porosity of the synthesized samples remains at the level of 6 %, and sharply decreases at P = 130 W. With a further increase in P, the porosity increases due to the release of hydrogen as a result of the reduction of hydroxides. The microhardness of the alloy is maintained at 33 MPa and does not depend on the laser power.

The structure of the alloy is finely dispersed, and tin inclusions do not form continuous interlayers, which are observed in the cast alloy. It is concluded that it is expedient to further develop the SLS technology in order to prepare an antifriction material based on aluminum.

Keyword: aluminum alloy, selective laser melting, additive technologies.

Введение. Сплавы системы Al-Sn часто используются в качестве антифрикционного материала для подшипников скольжения, в которых добавки олова выполняют функцию твёрдой смазки при граничном и сухом трении [1]. Олово не растворяется в твёрдом алюминии, и при кристаллизации расплава выделяется в виде межзёрнных прослоек, существенно снижающих механические свойства сплава. Поэтому весовое содержание олова в алюминии ограничивают 20 % (ГОСТ 14113–78), несмотря на то, что износостойкость сплавов растёт и при больших его концентрациях до тех пор, пока прослойки олова полностью не разрушат каркас из алюминиевых зёрен. Разбить непрерывную сетку прослоек на отдельные включения за счёт быстрого охлаждения расплава не удаётся даже при литье в охлаждаемые металлические изложницы. При получении сплавов из порошков межзёрненные прослойки также не фрагментируются, но алюминиевые частицы спекаются в непрерывный, способный нести внешнюю нагрузку каркас при концентрации олова до 40 % [2].

Разбить сплошные оловянные прослойки на изолированные частицы в образцах удаётся, например, за счёт их больших деформаций [3, 4] прокаткой, ковкой или экструзией. Механическая прочность и пластичность обработанных сплавов с фрагментированными оловянными включениями возрастает, однако поперечные размеры обжатых образцов сильно сокращаются. Поэтому в подшипниках скольжения сплавы Al-Sn используют в виде тонких покрытий на жёстких вкладышах. Для производства монометаллических подшипников из сплавов Al-Sn их приходится дополнительно легировать и упрочнять твёрдыми частицами, что отрицательно сказывается на обрабатываемости материала давлением и его пластичности.

Из литературы известно, что если сплавы Al-Sn подвергнуть сверхбыстрой закалке, то их структура принципиально отличается от литой [5]. Она становится ультрадисперсной, а твёрдость материала заметно возрастает. Другое дело, что получать таким способом можно только тонкие чешуйки, которые затем необходимо консолидировать в плотный материал, что невозможно сделать без нагрева и, следовательно, укрупнения структуры. Поэтому метод селективного лазерного сплавления (СЛС) с этой точки зрения выглядит перспективным способом производства износостойких антифрикционных подшипников, поскольку в процессе его применения синтезируемый материал испытывает высокие скорости нагрева и охлаждения [6]. Например, полученные методом СЛС эвтектические Al-Si сплавы имели ультрамелкокристаллическую структуру и соответствующие ей хорошие механические свойства [7]. Указанные материалы получались путём лазерного сплавления порошков готовых сплавов, тогда как сплавление порошков разнородных сильно отличающихся физическими свойствами металлов ранее не производилось. С этой точки зрения результаты применения СЛС к смеси порошков Al и Sn представляют определённый научный и практический интерес.

Материалы и методика эксперимента. В работе использовалась смесь порошков Al марки АСД-1 и Sn марки ПО 1, взятых в весовой пропорции 60/40. Смешивание порошков производилось в конусном смесителе в течение четырех часов. Из полученной смеси на SLM 3D-принтере ONSINT AM150 в атмосфере аргона особой чистоты были сформированы образцы кубической формы с поперечным размером 10x10 мм. Толщина нанесённого за один проход слоя (h) составляла $0,03 \pm 0,009$ мм. Каждый последующий слой порошка наносился через 40 секунд. Всего таких слоёв было 300. Образцы располагались на напечатанных из того же материала подержках, толщиной 2 мм с размером ячеек 2x2 мм.

Все параметры процесса СЛС порошков оставались неизменными: скорость сканирования луча лазера (v) составляла 1200 мм/с, межтрековое расстояние (s) составляло 0,09 мм, диаметр пятна был равен 0,06 мм. Менялась только мощность лазерного пучка (P), которая повышалась с шагом в 20 Вт от образца к образцу в интервале 10 – 190 Вт, и, следовательно, определяющий параметр СЛС – плотность энергии лазера $E = P/vsh$ [7] зависел только от P.

Полученные образцы разрезались по вертикали, и плоскость разреза полировалась на наждачной бумаге с убывающим размером абразивных частиц, затем на сукне с нанесённой алмазной пастой, содержащей твёрдые частицы менее 1 мкм, и промывалась в спирте.

Исследование структуры и состава поверхности шлифов проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO EVO 50 (Zeiss, Германия), имеющего встроенный рентгеновский микроанализатор, предоставленного ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН.

Микротвёрдость (H_{μ}) образцов определялась с помощью прибора ПМТ-3, с нагрузкой на индентор 50 и 100 гс. Величину H_{μ} рассчитывали как среднее по 10 отпечаткам. Измерения проводились в средней части образцов. Пористость образцов определялась методом гидростатического взвешивания в воде.

Результаты и их обсуждение. Компоненты сплавов Al-Sn в твёрдом состоянии взаимно не растворяются и сплавы, по сути, являются композитами, чья прочность и пластичность определяется аддитивным вкладом составляющих фаз. В спечённых сплавах дополнительным структурным элементом являются поры, концентрация и форма которых также влияет на механические свойства КМ. Однако и в полученных методом СЛС материалах, несмотря на значительный перегрев ванны расплава, остаточная пористость (η) также присутствует и является их важной структурной характеристикой. Зависимость её величины в сплаве Al-40Sn от мощности лазерного излучения приведена на рис. 1.

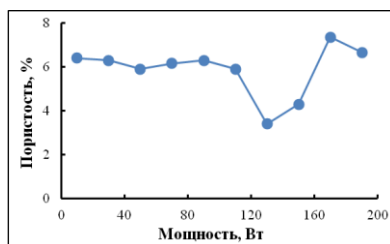


Рис. 1. Влияние мощности лазера на пористость сплава Al-40Sn

Из представленного на рис. 1 графика следует, что η с последовательным увеличением мощности излучения меняется нелинейно: при $P = 10\text{--}110$ Вт пористость образцов из порошковой смеси остаётся практически постоянной, но при $P = 130$ Вт наблюдается её резкое снижение до $\sim 3\%$. Однако при дальнейшем увеличении P пористость начинает возрастать также быстрыми темпами и достигает 7% после облучения материала чистой энергией мощностью $P = 170$ Вт. В то же время микротвёрдость (H_{μ}) синтезированного при $P = 130$ Вт материала не отличалась от твёрдости образцов, полученных при соседних значениях P (рис. 2). Её максимальное значение было у сплава Al-40Sn, полученного при $P = 10$ Вт, и резко снижалась до ~ 330 МПа при $P = 30$ Вт и затем при более высоких P практически не менялась.

Измерения микротвёрдости сплава производились в центральной части образца. При этом старались, чтобы крупные поры не попадали в плоскость отпечатка индентора. То есть, особенности распределения в образцах крупных пор и трещин на измеренную величину H_{μ} практически не влияли, и в основном она определялась формирующейся в сплаве микроструктурой. Неизменные значения H_{μ} на рис. 2 указывают, что под индентор попадает постоянное количество частиц алюминиевой и оловянной фаз, то есть олово с увеличением мощности лазера и повышением температуры ванны расплава не испарялось, и его исходная объёмная доля сохранялась.

Эти данные подтверждают результаты элементного микроанализа сплава (табл. 1), из которых видно, что соотношение концентраций алюминия и олова в образцах примерно выдерживается постоянным вблизи теоретического значения Al/Sn $\sim 6,7$. Наблюдаемые его отклонения вполне коррелируют с присущей порошковой металлургии неравномерностью распределения частиц компонентов в исходной смеси.

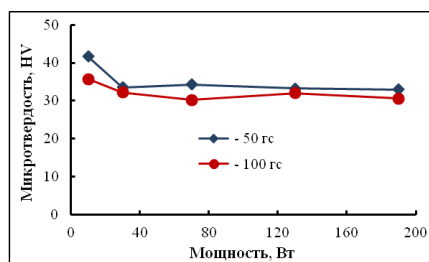


Рис. 2. Влияние мощности лазера на микротвёрдость синтезированного сплава Al-40Sn

Из постоянства H_{μ} также можно заключить, что под индентор попадает представительное количество частиц оловянной фазы независимо от мощности лазера, то есть, структура синтезированного методом СЛС сплава очень мелкая и однородная. Отметим, что микротвёрдость алюминиевой матрицы сплава, полученного спеканием данной смеси в вакуумной печи, составляла 370 МПа, что совпадало с величиной H_{μ} для чистого алюминия, приведённой в работе [8].

Микротвёрдость чистого олова значительно ниже, его $H_u = 90$ МПа при нагрузке на индентор 50 гс. Согласно правилу аддитивности, рассчитанная твёрдость композита Al-40Sn составляет 314 МПа. Приведённые на рис. 2 значения H_u близки к расчётной величине, что указывает на малую величину упругих напряжений в образце. Это согласуется с данными работы [9], согласно которой вклад частиц второй фазы в микротвёрдость алюминия при концентрации их от 1 до 8 % ат. незначителен.

На рис. 3 приведена структура сплава Al-40Sn синтезированного при различной мощности луча лазера.

Таблица 1

Влияние мощности лазера на концентрацию элементов (% ат.) в сплаве Al-40Sn

Элемент, % ат.	Мощность лазера, Вт									
	10	30	50	70	90	110	130	150	170	190
O	23,2	8,1	10,4	22,2	23,9	15,1	24,9	19,8	14,5	15,5
Al	67,5	76,9	76,0	65,4	65,7	72,9	64,8	68,4	76,5	72,9
Sn	9,3	15,0	13,6	12,4	10,4	12,0	10,3	11,8	9,0	11,6
Al/Sn	7,2	5,1	5,6	5,3	6,3	6,1	6,3	5,8	8,5	6,3

Видно, что с ростом P структура его закономерно меняется. При малых P размеры треков чётко прослеживаются. Они имеют вытянутую форму, а толщина треков зависит от номера слоя и соответствующего ему угла поворота штриховки. Границы между треками декорированы алюминиевыми прослойками. При P = 90 Вт толщина треков несколько увеличивается за счёт роста размеров жидкой ванны, однако границы между ними всё ещё хорошо видны и декорированы алюминиевыми прослойками, но значительно более тонкими, чем в предыдущем случае. Более длительное пребывание синтезированных слоёв материала при высокой температуре приводит к коалесценции ультрамелких выделений олова вблизи границ треков (рис. 3, второй ряд), где скорость диффузии атомов олова закономерно выше.

Увеличение P до 130 Вт приводит к существенному увеличению толщины жидкой прослойки под ванной расплава. Перемешивание их содержимого приводит к тому, что границы между треками размываются, как и чётко выраженный до этого слоистый вид макроструктуры (рис. 3, 3 ряд). Слоистые выделения алюминия по границам треков также размываются на более короткие включения. Размеры оловянных агломератов при этом ещё возрастают путём диффузионной коалесценции по причине более длительного пребывания затвердевших слоёв при высокой температуре.

Наконец, при величине P = 170 Вт и выше включения олова опять измельчаются. Видимо, это связано с высокой температурой перегрева ванны расплава, когда перемешивание компонентов приводит к гомогенной структуре расплава, и наследованию её при кристаллизации [5]. Вместе с этим, высокая температура расплава приводит к быстрому восстановлению гидроокислов, присутствующих на поверхности алюминиевых порошков, и выделению водорода [7]. Его атомы мигрируют по толстой ванне расплава и сливаются в большие газовые поры. Макроструктура сплава вновь обретает слоистый вид, но он формируется благодаря тому, что кристаллизация гомогенного расплава носит направленный характер и формируется выраженная кристаллическая текстура [10].

Заключение. Из проделанной работы следует, что метод СЛС пригоден не только для синтеза материалов из порошков сплава, но и из смеси элементарных порошков, например, Al и Sn. В процессе СЛС алюминий и олово перемешиваются, образуя однородный материал с микротвёрдостью ~32 МПа. Микроструктура сплава представляет собой алюминиевые дендриты, промежутки между которыми заполнены оловом. Размер оловянных включений растёт с увеличением мощности лазера до 130 Вт и несколько снижается при больших мощностях.

Макроструктура получается наиболее однородной при P = 130 Вт, до этого она имеет слоистый вид, толщина слоёв которой определяется вертикальным размером ванны расплава. Дальнейшие исследования должны быть направлены на уменьшение пористости синтезированных образцов.

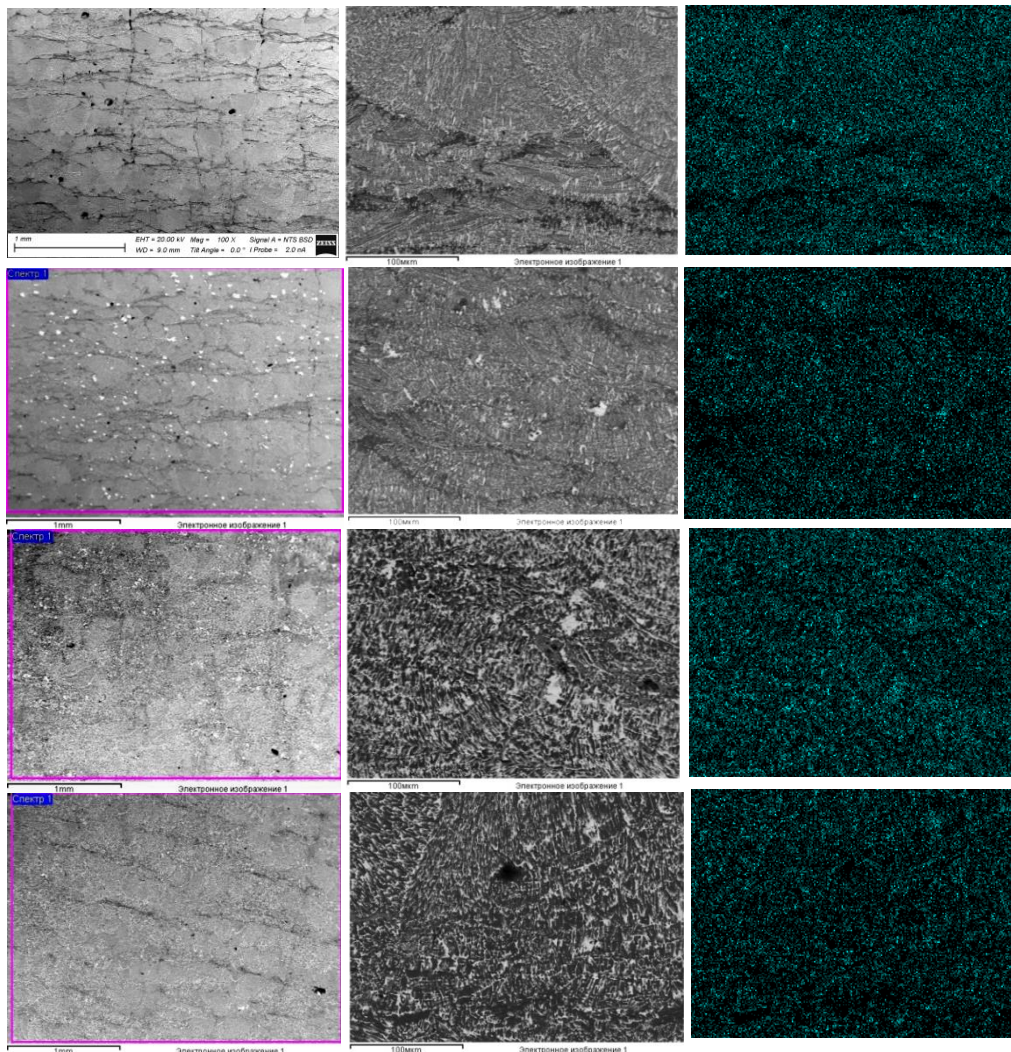


Рис. 3. Макро (левый столбец) и микроструктура сплава Al-40Sn, а также распределение олова в характеристических лучах (правый столбец). Мощность лазера [Вт] (по рядам): 30, 90, 130, 170

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

Список использованных источников:

1. Буше Н.А. Подшипники из алюминиевых сплавов / Н.А. Буше, В.А. Двоскина, К.М. Раков. – М.: Транспорт, 1974. – 256 с.
2. Rusin N.M. Relationship between wear resistance under dry friction and mechanical properties of sintered Al–Sn composites / N.M. Rusin, A.L. Skorentsev, M.G. Krinitsyn // Inorganic Materials: Applied Research. – 2021. – V. 12. – P. 776–784.
3. Noskova N.I. Microstructure and tribological properties of Al-Sn, Al-Sn-Pb, and Sn-Sb-Cu alloys subjected to severe plastic deformation / N.I. Noskova, A.G. Korshunov, A.V. Korznikov // Metal Science and Heat Treatment. – 2008. – V. 50. – P. 593–599.
4. Hernandez O. Microstructural and mechanical behavior of highly deformed Al-Sn alloys / O. Hernandez, G. Gonzalez // Materials Characterization. – 2008. – V. 59. – P. 534–541.
5. Чикова О.А. Влияние перегрева расплава на литую структуру сплавов Al-Sn О.А. Чикова, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2021. – Т. 27. – № 2. – С. 40–48.
6. On productivity of laser additive manufacturing / A.V. Gusarova, S.N. Grigorieva, M.A. Volosova [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – V. 261. – P. 213–232.

7. Влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру алюминиевого сплава системы Al-Si-Mg / Н.В. Дынин, А.В. Заводов, М.С. Оглодков, Д.В. Хасиков // Труды ВИАМ. – 2017. – № 10. – С. 3–14.
8. Тульев В.В. Микротвёрдость поверхности алюминия и сплава АК9, модифицированной осаждением покрытий Mo и W в условиях ионного ассистирования / В.В. Тульев, И.С. Ташлыков // Труды БГТУ. – 2016. – № 6. – С. 96–100.
9. Шепелевич В.Г. Структура и стабильность быстрозатвердевшей фольги сплавов системы алюминий–олово / В.Г. Шепелевич, А.И. Грачёв // Вестник БГУ. – 2008. – № 2. – С. 19–21.
10. Шепелевич В.Г. Структура быстрозатвердевших фольг сплавов Al-Bi / В.Г. Шепелевич // Журнал Белорусского государственного технического университета. Физика. – 2022. – № 1. – С. 75–79.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАЗА НА ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ КАПЛИ

М.А. Кузнецов^а, к.т.н., Е.В. Судариков, студент гр. 10А22

Юргинский технологический институт (филиал)

Национального исследовательского Томского политехнического университета,
652055, г. Юрга, ул. Ленинградская, 26,

E-mail:^а kuznechik85@tpi.ru

Аннотация: В работе рассмотрено влияния газа на геометрические параметры капли расплавленного металла, образующейся при получении порошков нано- и микродиапазона. Течение защитного газа, а именно его давление и скорость оказывают прямое влияние на формообразование и размер капли расплавленного металла.

Ключевые слова: защитный газ, капля расплавленного металла.

Abstract: The paper considers the effect of gas on the geometric parameters of a drop of molten metal formed during the production of nano- and microrange powders. The flow of the protective gas, namely its pressure and speed, have a direct effect on the formation and size of the molten metal drop.

Keyword: *shielding gas, a drop of molten metal.*

Введение. На сегодняшний день математическое моделирование является мощным средством теоретического решения нелинейных задач почти во всех областях науки и техники. Математическое моделирование облегчило задачу проведения экспериментальных исследований в тех областях, в которых проведение натурального эксперимента имеет очень высокую стоимость и сложность [1–8].

В настоящее время актуальным является вопрос влияния газа на геометрические параметры капли расплавленного металла, образующейся при получении порошков нано- и микродиапазона. Течение защитного газа, а именно его давление и скорость оказывают прямое влияние на формообразование и размер капли расплавленного металла.

Целью работы является исследование влияния газа на формообразование и размер капли расплавленного металла.

Процесс отработки и корректировки режимов лабораторной установки является одной из основных задач получения порошков Т.к. технология получения порошков напрямую зависит от режимов их получения.

Первостепенной задачей отработки режимов являлось установление влияния, введенного в рабочую зону инертного газа на геометрические параметры микронеровностей, образованных и оторванных с поверхности капли расплавленного металла (далее микронеровностей). Схематично капля расплавленного металла, с образовавшимися на поверхности микронеровностями представлена на рисунке 1.



Рис. 1. Схема капли расплавленного металла