

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ
ФЕДЕРАЦИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Тольяттинский государственный университет»

Институт машиностроения

(наименование института полностью)

Кафедра «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

(наименование кафедры)

22.04.01 Материаловедение и технологии материалов

(код и наименование направления подготовки, специальности)

Сварка и пайка новых металлических и неметаллических неорганических
материалов

(направленность(профиль))

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

на тему Исследование жидкофазных процессов формирования
композиционных материалов пеноалюминий-титан

Студент

Фомин С.И.

(И.О. Фамилия)

_____ (подпись)

Научный
руководитель

Ковтунов А.И.

(И.О. Фамилия)

_____ (подпись)

Консультанты

Варенцова Т.А.

(И.О. Фамилия)

_____ (подпись)

_____ (И.О. Фамилия)

_____ (подпись)

Руководитель программы

Ковтунов А.И.

(ученая степень, звание И.О. Фамилия)

_____ (подпись)

«__» _____ 20__ г.

Допустить к защите

Заведующий кафедрой

д.т.н., проф.

В.В. Ельцов

(ученая степень, звание И.О. Фамилия)

_____ (подпись)

«__» _____ 20__ г.

Тольятти 2019

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1 Свойства пеноалюминия и перспективы применения композиционных материалов пеноалюминий-титан.....	7
1.1 Свойства пеноалюминия и область применения	7
1.2 Производство пенометаллов.....	13
1.3 Перспективы производства композиционных материалов пеноалюминий-титан жидкофазными способами.....	16
2 Методика исследования процессов формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан жидкофазными способами.....	21
2.1 Влияние гранулометрического состава солей на процесс пропитки	21
2.2 Методика исследования влияния гидравлических условий на процессы формирования композитов пеноалюминия-титан	27
2.3 Методика исследования тепловых режимов на процессы формирования композиционных материалов пеноалюминий-титан.....	30
2.4 Методика исследования влияния химического состава алюминиевого слоя на процессы формирования композит.....	36
2.5 Методика исследования процессов смачивания титана алюминиевыми расплавами.....	38
2.6 Методика исследования прочности сцепления слоев титана и алюминия	45
3 Исследования процессов формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан.....	48
3.1 Исследования влияния гидравлических условий на процессы формирования	48
3.2 Результаты расчётов глубины пропитки при формировании композиционных материалов пеноалюминий-титан.....	56
3.2.1 Расчет проходного сечения каналов гранульной засыпки.....	56
3.2.2 Расчет высоты пропитки гранульной засыпки	62

3.3 Экспериментальные исследования тепловых условий формирования пористого слоя при литье композиционных материалов пеноалюминий-титан.....	66
3.3.1 Экспериментальные исследования влияния тепловых режимов на глубину пропитки пористого слоя.....	66
3.3.2 Экспериментальные исследования процессов охлаждения пористого слоя композиционного материала пеноалюминий-титан.....	69
4 Исследование процессов смачивания и растекания алюминия по титану при формировании слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан.....	81
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	87
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	89

ВВЕДЕНИЕ

Малый удельный вес, низкий коэффициент теплопроводности, способность поглощать акустические и электромагнитные колебания, возможность деформироваться при постоянной нагрузке делают пеноалюминий перспективным материалом для применения в различных поглотителях механической, звуковой, электромагнитной энергии. Пеноалюминий применяется в строительстве, транспортном машиностроении, в авиационно-космической промышленности [1-4].

Пеноалюминий впервые экспонировался на ВВЦ в 1999 году, награжден Золотой медалью. Защищен патентами и авторскими свидетельствами. Впервые использован в конструкции шумозащитных экранов наряде участков МКАД и Каширского шоссе. Пеноалюминий является ячеистым материалом с закрытой и открытой пористостью, размер пор в зависимости от параметров технологии может изменяться от долей миллиметра до 20-30 и более мм. Плотность пеноалюминия регулируется в пределах от 1,5 до 0,3 и менее г/см³. Вспененный алюминий, сохраняя основные достоинства исходного металла - коррозионную стойкость, свариваемость, хорошую обрабатываемость, высокую удельную прочность - приобретает новые качества. Пеноалюминий хорошо окрашивается и склеивается, эффективно поглощает энергию удара, имеет высокий коэффициент звукопоглощения, пониженную теплопроводность, оригинальный внешний вид. Масса изделий из пеноалюминия не превышает массы изделий из пластмасс или дерева, при этом они не горючи, не токсичны, термо- и биостойки, не разрушаются при воздействии горюче-смазочных веществ, растворителей, ультрафиолета и радиации. При попадании в воду, пеноалюминий плавает, не набухая, при воздействии открытого огня, постепенно размягчается, если температура в зоне нагрева достигает 650 - 800°С.

Пеноалюминий чаще всего получают замешиванием в алюминиевый расплав газа (азота, аргона, воздуха, углекислого газа, водяного пара) или проформа (вещества, при нагреве разлагающего и выделяющего газовую

составляющую) и формировании пористой структуры в процессе затвердевания алюминиевого расплава [1-4]. Недостатком указанных технологий является нестабильность получаемого материала по пористости и размеру пор, малая дисперсность пузырьков, большая трудоемкость и, соответственно, высокая стоимость продукции из пеноалюминия.

Альтернативой к данной технологии является формирование пористой структуры заливкой формы с водорастворимыми гранулами с последующей операцией выщелачивания гранул. Преимуществом данной технологии является возможность управления размером пор, а также достаточно высокая производительность [9-10].

Однако широкое применение пеноалюминия сдерживается его недостатками: низкой прочностью при растяжении и изгибе. Для повышения механических свойств было предложено использовать вместо пеноматериалов слоистую композиционную конструкцию пеноалюминий-сплошной металл. В качестве арматуры можно использовать титан и титановые сплавы, которые отличаются высокой прочностью при относительно невысокой плотности [7, 11-14].

При этом прочностные свойства композиционного материала будут определяться относительным объемом сплошного материала и ее механическими свойствами.

Для получения слоистого композиционного материала пеноалюминий-титан было предложено использовать совместную прокатку. Однако высокая стоимость процесса и ограничения по получаемой номенклатуре сдерживают применения данного способа. Авторами было предложено формировать пористую структуру и армировать титаном одновременно в металлической форме. При этом для формирования армированного пеноалюминия в литейную форму предварительно предложено устанавливать титановую арматуру (проволоку), а для формирования пористой структуры форма так же заполняется растворимыми гранулами. После затвердевания отливку

выщелачивают, что обеспечивает формирование пористого слоя в композиционном материале.

Таким образом, целью работы является снижение себестоимости изготовления слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан, путем проведения исследований физико-химических процессов формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан жидкофазной фильтрацией расплавов через водорастворимые соли и разработка технологии их производства.

1 Свойства пеноалюминия и перспективы применения композиционных материалов пеноалюминий-титан

1.1 Свойства пеноалюминия и область применения

В ходе исследований пеноалюминия установлено, что «наряду с теплоизоляционными и звукопоглощающими свойствами пеноалюминий показывает при деформации сильно нелинейное поведение, характерное для пористых структур. Это свойство может быть использовано для демпфирования удара. Электрическая и термическая проводимости значительно меньше, чем у сплошного металла, но лежат в области свойств обычных металлических материалов. Как и вспененные пластмассы, металлические пены обладают отличными энергоабсорбирующими свойствами, но на более высоком уровне прочности. Широкая температурная область применения и негорючесть материала являются другими его преимуществами. Хорошая рециклируемость пеноалюминия представляет собой не менее ценный параметр. Материал хорошо обрабатывается пилением, сверлением, фрезерованием, обточкой. В качестве способов соединения могут быть использованы склеивание, пайка или специальная сварка» [15].

В отличие от ячеистых бетонов и древесностружечных плит у пеноалюминия низкая гигроскопичность (1 - 3%), что обуславливает морозостойкость и отсутствие трещин при перепадах температур. Его не нужно пропитывать антисептиками и антипиренами. На его поверхность свободно наклеиваются различные декоративные материалы, он хорошо воспринимает краску.

Алюминиевые пены используются для защиты от удара, для повышения жесткости полых профилей, для изготовления негорючих фасадных элементов зданий и легких и огнестойких кабин лифтов, в производстве теплостойких демпфирующих материалов, для упрочнения анкеров в бетонных стенах.

Наибольший интерес к пеноалюминию проявляют иностранные автомобилестроители. В 1998 году на автошоу в Детройте Вильгельм Карманн

представил новинку, в которой при изготовлении кузова использовались трехслойные алюминиевые листы с алюминиевой пеной (AFS - Aluminium Foam Sandwich). Такой материал обладает высокой удельной жесткостью, малой термической и электрической проводимостью, не горит и хорошо подходит для поглощения или демпфирования энергии. Низкая масса подобной конструкции уменьшает расход бензина. Кузов на 50% легче соответствующего стального, но в 10 раз стабильней. Трехмерные многослойные структуры усиливают жесткость рамы, из них можно изготавливать также заднюю стенку кузова и сидения. Карманн предлагает идею безопасного автомобиля XXI века, в котором будут использоваться не плоские алюминиевые элементы, а трехмерные многослойные детали с пеноалюминием - от дверец до сложной группы днища. Такие детали очень легкие и имеют в 15 раз более высокую жесткость, чем обычные листовые конструкции. Заметны преимущества пеноалюминия по шумоглушению при повышенных частотах (более 800 Гц).

Фирма Neuman Alufoam (Австрия) изготавливает из алюминиевой пены корпусные ненагруженные детали автомобилей и гасители бокового удара, которые закладываются в боковые дверцы. Плотность деталей из пеноалюминия - 0,5-0,6 г/см³. Отмечается, что закрытая внешняя оболочка, окружающая пористую структуру, обеспечивает многократно более высокую жесткость, чем структуры с открытой пористостью. Фирма выпускает также детали кузова и ходовой части, работающие на изгиб и кручение для усиления их жесткости. Кроме того, пеноалюминий может использоваться в качестве литейных стержней. После литья они остаются в готовой фасонной отливке взамен пустот, которые предусмотрены для облегчения автомобиля, что дает определенные преимущества в прочности и уменьшает затраты на удаление обычных песчаных стержней.

В отличие от сотовой конструкции алюминиевого материала пеноалюминий изотропен и может противостоять удару под любым углом.

Пеноалюминий применяется в строительстве в виде несгораемых перегородок и облицовочного материала [16].

Фирма Alulight International GmbH, созданная недавно путем объединения капиталов ряда немецких и австрийских компаний, предлагает следующие виды изделий из материала alutigtrt, который представляет собой пеноалюминий плотностью от 300 до 1000 кг/м³:

- корпусные шумозаглушающие детали;
- электромагнитные экраны в виде настенных и потолочных плит, защищающих от проникновения или излучения электромагнитных волн частотой от 0,1 до 1000 МГц, а также корпуса электронных приборов;
- тепловые экраны;
- легкий строительный материал как несгораемую альтернативу дереву и пластмассам (может поставляться в виде плит с максимальными размерами 625x625 мм, толщиной от 8 до 25 мм);
- гасители удара для автомобильного и рельсового транспорта;
- шумогасители, работающие в тяжелых условиях (высокая температура, влажность, пыль, вибрация), в стерильных или пожароопасных помещениях (самолетах, отелях, универсамах, промышленных зданиях).

На выставке Aluminium'2000 в Эссене была представлена новинка - плита из пеноалюминия с прочностью, подобной прочности армированного бетона. Фирма Alulight указывает следующие возможные области применения таких плит:

- строительство и архитектура (магазины, киоски, стеллажи, столы, мебель, выставочные стенды, внутренние и внешние фасады, разделительные перегородки, потолки и полы);
- транспорт и машиностроение (стенки рельсового транспорта, кораблей, системы безопасности и надстроек для легковых автомашин, авиаконтейнеры, троллеи, фундаменты машин, направляющие элементы, шумозащитные колпаки).

Физико-механические свойства пеноалюминия приведены в таблице 1.1 [17].

Таблица 1.1- Физико-механические свойства (при $\rho=0,7 \text{ г/см}^3$)

Прочность	32 МПа
Модуль Юнга	$E=450 \text{ Мпа}$
Теплопроводность	$< 5 \text{ Вт/(м} \cdot \text{град)}$
Звукопроводимость	$< 1,1 \text{ дБ/см}$
Электропроводимость	$< 0,2 \text{ МСм/м}$
Демпфирование	75% при P_{const}

На сегодняшний день пеноалюминий сравнивают с такими материалами как древесностружечными и дубовыми плитами, так как прочность его соизмерима с прочностью дуба и пенобетона, а легкость – с легкостью древесно-стружечной плиты, что приведено в таблице 1.2.

Характеристики звукопоглощения зависят от толщины листа, спектра распределения размеров и формы пор, наличия микропор в стенках ячеек (см. рис.1.2). Наиболее эффективно поглощается звук с частотой 500 — 1000 Гц.[17]

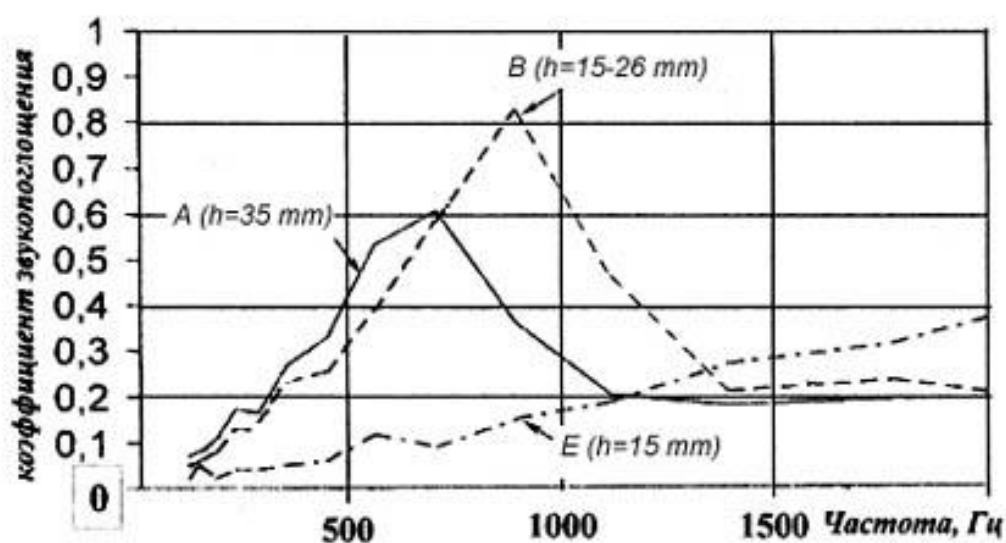


Рисунок 1.1 - Зависимость коэффициента звукопоглощения от частоты

Таблица 1.2- Сравнительные свойства пеноалюминия (при плотности 0,7 — 0,8 г/ см³)

Свойство	Материал			
	Пеноалюминий	Алюминий АД-31	Древесностружечные плиты	Дубовые плиты
Плотность, г/см ³	0,3 -0,8	2,7	0,25-1,1	0,69
Прочность, Мпа	45	150-250	0,4-3,5	5,0-123
Модуль Юнга, Мпа	450	70000	0,4-35	107,7
Электропроводность, МСм/м	0,2	30	3x 10 ⁻⁶	
Теплопроводность, Вт/м · °С	4,0-5,0	140	0,046-0,18	0,35-0,17
Звукопроводность, Дб/см	1,1	50	-	2,4
Специфические свойства	негорюч, устойчив к внешним воздействиям	хороший проводник	горюч, выделяет фенолы, неводостоек	горюч

Влияние плотности пеноалюминия на зависимость относительной энергоёмкости от деформации образца приведено в рис.1.2.

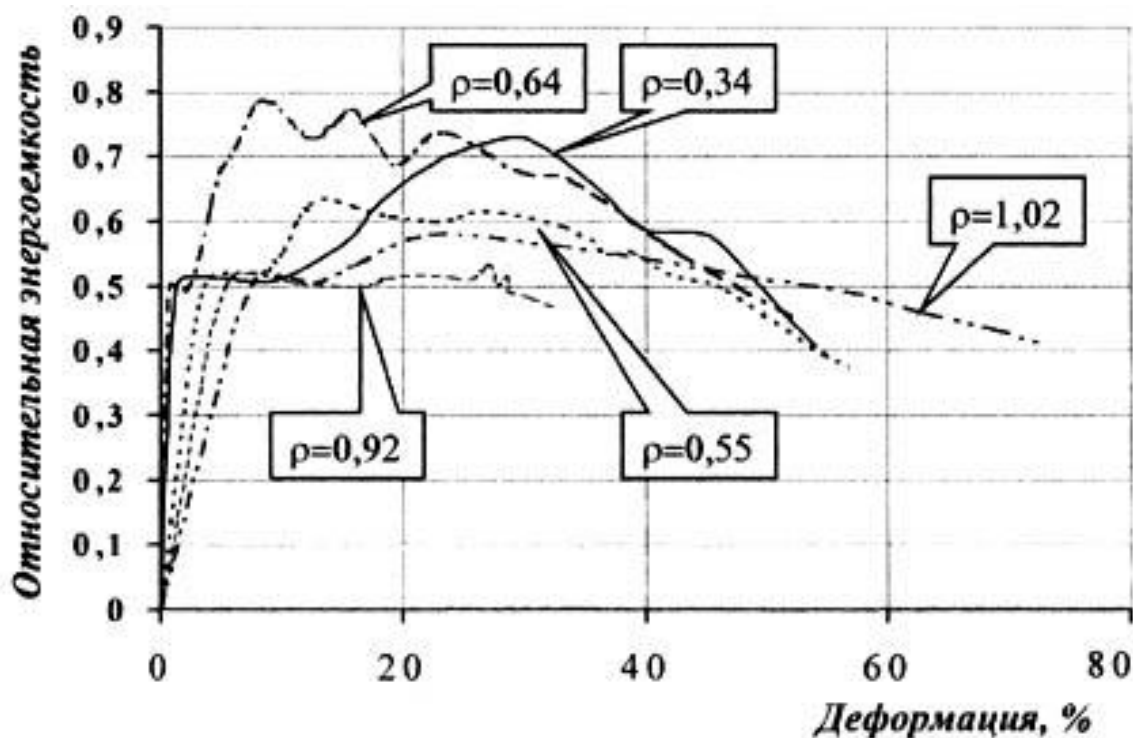


Рисунок 1.2 - Влияние плотности на зависимость относительной энергоёмкости от деформации

1.2 Производство пенометаллов

Пеноалюминий чаще всего получают замешиванием газов в алюминиевый расплав. В качестве газов используют азот, аргон, воздух, углекислого газ, водяной пар [18].

Преимуществом способа является низкая стоимость компонентов, возможность получение фасонных изделий, не загрязняет окружающую среду.

Недостатком способа «является малая дисперсия пузырьков и пористость, обусловленные способом ввода загущающего газа, основанном на относительном движении газа в расплаве, что приводит к неустойчивости системы. Кроме того, загущающий газ выносит на свободную поверхность расплава часть вспенивающего газа, что увеличивает расход порообразующего вещества».

Известен так же способ получения пеноалюминия, включающий увеличение вязкости расплава легированием металлическим кальцием при весовом отношении к расплаву 0,2-8% вспенивание расплава замешиванием порошкообразного гидрида титана при весовом отношении 1-3% охлаждение образующего пористого расплава до затвердевания.

Преимуществом данного способа является, высокая производительность процесса и невысокая стоимость оборудования и оснастки.

Недостатком способа «является малая и нерегулируемая дисперсия пузырьков, обусловленная природой процесса термического разложения гидрида титана с выделением газа при перемешивании, а также высокая стоимость металлического кальция и гидрида титана».

Наибольшее распространение получила разработанная Институтом Фраунгофера порошковая технология производства пеноалюминия. В качестве «исходного материала используются порошки алюминия или алюминиевых сплавов, которые смешиваются с порофором (веществом, при нагреве выделяющим газовую составляющую), например гидридом титана». Доля порофора незначительна и составляет, как правило, менее 1%. [18-21].

Подготовленная смесь уплотняется путем горячего прессования. Предварительная заготовка имеет вид прутка или профиля. Заготовка внешне не отличается от обычного металла и может в дальнейшем деформироваться в полуфабрикат прокаткой или прессованием в зависимости от вида конечного вспененного изделия. Полученный полуфабрикат подвергается операции вспенивания путем нагрева до температуры, близкой к температуре плавления используемого сплава. В этих условиях выделяющийся в результате термического разложения порофора газ образует в металле пенную структуру. После достижения желаемого увеличения объема процесс заканчивается охлаждением материала, и пенная структура стабилизируется. При этом образуются закрытые поры. Плотность пеноалюминия может составлять от 0,4 до 1 г/см³.

Преимуществом данного способа является возможность получения фасонных изделий и рециклируемость: материал может быть использован полностью вновь, как обычные литые детали.

Существуют следующие недостатки: сложность в приготовлении смеси, возникает затруднение в уплотнении смеси, процесс довольно сложный.

Не менее распространенный способ состоит в заливке капсулы с наполнителем расплавленным металлом. После удаления наполнителя остается тело с открытыми порами, соединенными между собой. Путем выбора наполнителя можно варьировать плотность материала и морфологию пор в широких пределах [19].

Преимущество способа: исходные материалы сравнительно недороги как наполнитель, так и алюминий, который может использоваться в виде низкосортных ломов и отходов, рециклируемость: материал может быть использован полностью вновь, как обычные литые детали, могут быть изготовлены сочлененные структуры: при литье в одном цикле возможно прочное соединение пористых и сплошных материалов, возможность придания изделию конечной формы.

Недостатком данного способа является негативное воздействие на окружающую среду, остаток наполнителя в порах, неоконченное заполнение промежутков между частицами наполнителя.

Также известен способ, при котором непрерывно осуществляют приготовление расплавленного композиционного металлического материала, содержащего металлическую матрицу и тонкоизмельченные упрочняющие частицы, вспенивают расплав для образования пор путем подачи в расплав газа и накапливают полученный пенометалл на поверхности расплава. Расплавленный металлический композиционный материал можно получать расплавлением композиционного материала с металлической матрицей или добавкой и распределением упрочняющих частиц в расплавленном металле или сплаве при помощи активного газа. В качестве активного газа можно

использовать двуокись углерода, а в качестве упрочняющих частиц - огнеупорные частицы. Расплавленным композиционным материалом может быть матрица из алюминия или алюминиевого сплава, упрочненная керамическими или интерметаллическими частицами. Недостатком описанного способа также является сложность процесса и его трудоемкость.

Альтернативой к данной технологии является формирование пористой структуры инфильтрацией жидкого расплава через засыпку растворимых гранул, которыми предварительно заполняют форму, а затем после пропитки гранул алюминиевым расплавом и затвердевания отливки их выщелачивают. Преимуществом данной технологии является возможность управления размером пор, а также достаточно высокая производительность.

1.3. Перспективы производства композиционных материалов пеноалюминий-титан жидкофазными способами

Пеноалюминий обладает комплексом уникальных свойств: малым удельным весом, низким коэффициентом теплопроводности, способностью поглощать акустические и электромагнитные колебания, возможностью деформироваться при постоянной нагрузке, поэтому является новым перспективным материалом для применения в различных поглотителях механической, звуковой, электромагнитной энергии.

Однако широкое применение пеноалюминия сдерживается его недостатками: низкой прочностью, пластичностью при растяжении и изгибе. Для повышения механических свойств было предложено использовать вместо пеноматериалов слоистую композиционную конструкцию пеноалюминий-сплошной металл.

Композиционный материал пеноалюминий-титан получают совместной прокаткой титана и пеноалюминия, а так же предложенными авторами жидкофазными технологиями.

Для получения композиционных материалов пеноалюминий-титан предложен уникальный жидкофазный способ инфильтрации алюминиевого расплава через водорастворимые соли с установленной титановой арматурой, позволяющий одновременно получать пористую структуру в алюминиевом слое и слоистый композит за счет взаимодействия алюминиевого расплава и титановой арматуры. Плавят и перегревают алюминий выше температуры ликвидус. Алюминиевый расплав заливают в форму с установленной титановой арматурой и заполненной растворимыми гранулами. Для формирования адгезионной связи титановую арматуру покрывают слоем алюминия и флюсуют.

После затвердевания отливку выщелачивают и формируется пористый слой композиционного материала. Проведенные предварительные экспериментальные работы подтвердили возможность получения композитов по предложенному способу (рисунок 1.3.) [9,11,12].



Рисунок 1.3 – Образцы СКМ Пеноалюминий – Титан

Пеноалюминий, полученный фильтрацией через растворимые соли имеет значения предела прочности при сжатии на уровне 20-25МПа, а при растяжении на уровне 9-10МПа [12]. Армирование пеноалюминия титаном значительно не повышает плотность материала. При исходной плотности пеноалюминия $1-1,2\text{г/см}^3$, расчетная плотность композиционного материала, содержащего 5% по объему титана будет составлять $1,175-1,365\text{ г/см}^3$, а при содержании 10% $1,35-1,53\text{ г/см}^3$. Расчетное значение предела прочности при растяжении композиционного материала при этом будет составлять около 25 МПа при 5% объеме отжженного титана марки ВТ1-00, а при 10% - 39МПа [22,23](рисунок 1.4.). Если же в качестве арматуры использовать титановые сплавы типа ВТ22 с пределом прочности при растяжении в отожженном состоянии доходящем до 1300МПа, то прочность композиционного материала будет составлять около 75МПа при 5% объеме арматуры и 139МПа при 10% объеме (рисунок 1.4.). Таким образом, армируя пеноалюминий в объеме 10% можно повысить прочность при растяжении в 3-14 раз в зависимости от используемого сплава.

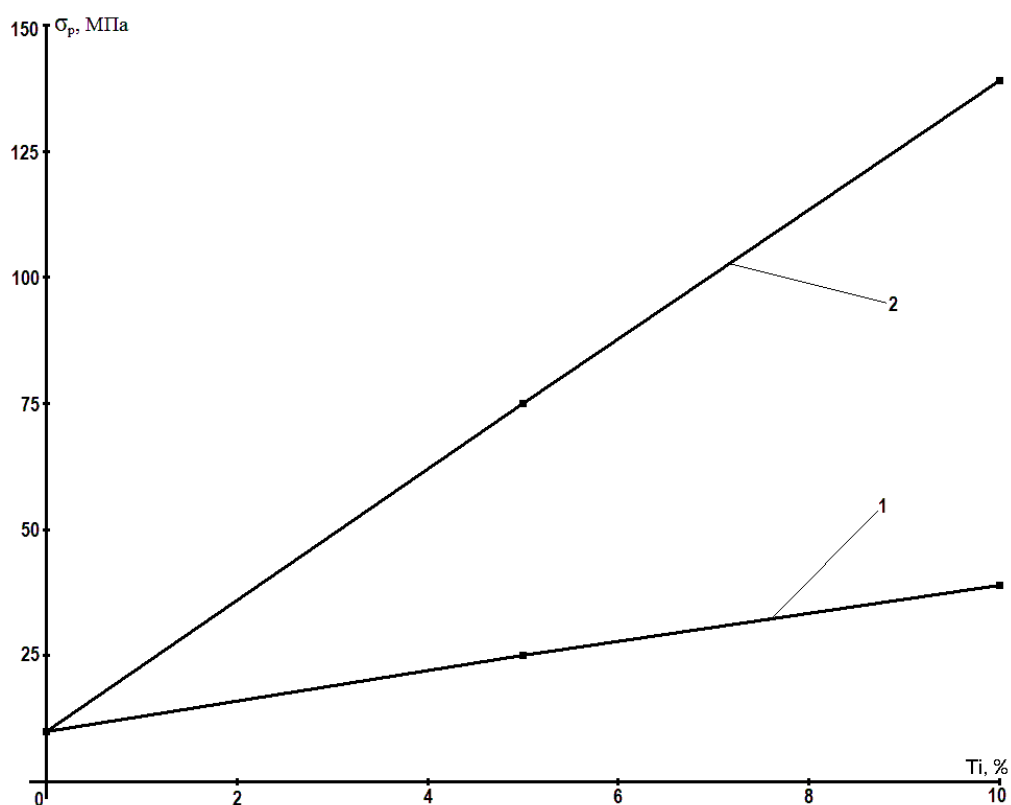


Рисунок 1.4 - Зависимость предела прочности при растяжении пеноалюминия от объемной доли 1-титана ВТ1-00; 2 –титанового сплава ВТ22

Основными проблемами при формировании слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан являются обеспечение адгезионной связи между слоями композита и повышение прочности сцепления этих слоев.

Качество композиционных материалов пеноалюминий-титан во многом определяется наличием адгезионной связи между титаном и слоем пеноалюминия, которая в свою очередь будет зависеть как от тепловых условий заливки формы с гранулами и титановой арматурой, так и особенностями взаимодействия жидкого алюминиевого расплава и твердой титановой поверхностью арматуры.

Для активации процессов взаимодействия алюминия и титана в объеме литейной формы предложено применять активирующие фтористые или хлористо-фтористые флюсы, а так же перед установкой арматуры в форму покрывать ее слоем алюминия (алюминировать).

Проведенные предварительные экспериментальные работы показали, что прочность композиционного материала ограничивается прочностью переходного слоя образующегося на границе алюминия и титана, так как разрушения образцов происходит по этому слою. Переходный слой при этом является интерметаллидом на основе фазы $TiAl_3$.

В связи с этим для повышения прочностных свойств композиционных материалов пеноалюминий-титан, получаемых инфильтрацией жидкого алюминиевого расплава, через водорастворимые соли с установленной титановой арматурой, было предложено легировать алюминиевый расплав компонентами, повышающими прочность переходного интерметаллидного слоя на основе $TiAl_3$. В качестве легирующих элементов можно использовать никель, медь, кремний, хром, кобальт и др. эффективно повышающие прочность и пластичность ряда алюминидов титана.

Задачи проекта:

1. Разработка методики исследования жидкофазных процессов формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан;
2. Исследование тепловых и гидродинамических процессов формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан;
3. Исследование процессов смачивания и растекания алюминия по титану при формировании слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан.

2 Методика исследования процессов формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан жидкофазными способами

2.1 Влияние гранулометрического состава солей на процесс пропитки

При производстве пеноалюминия и слоистого композиционного материала пеноалюминий-титан с предварительной засыпкой гранул в форму соотношения твердой фазы и объема пор будет зависеть от способа укладки гранул. Если считать гранулы идеальными сферами, то возможна кубическая, октаэдрическая, тетраэдрическая и ромбоэдрическая укладка. Соотношение фаз при этих видах укладки имеют соответственно значения 3,1; 2,85; 2,85; 1,53. Проведенные эксперименты показали, что в форме при свободной засыпке получаемых гранул соотношение фаз ближе к соотношениям октаэдрической и тетраэдрической укладок.

Основными геометрическими характеристиками слоя частиц являются: порозность, т.е. объемная доля пространства, не заполненного твердым компонентом, ϕ ; объемная концентрация твердого компонента $(1-\phi)$; минимальное проходное сечение ψ ; среднее проходное сечение определяется как $\langle\psi\rangle=\phi$; число шаров между двумя плоскопараллельными, проницаемыми для жидкости стенками n ; расстояние s между центрами шаров по координате y , нормальной к плоскости ограничивающих слой пластин; диаметр сфер D ; полная высота слоя H [24,25].

При октаэдрическом типе упаковке сфер (круглых гранул) площадь минимального проходного сечения можно рассчитать исходя из (рисунок 2.1).

Площадь равностороннего треугольника ABC

$$S_{\Delta} = \frac{\sqrt{3}}{4} \cdot D^2 \quad (1.1)$$

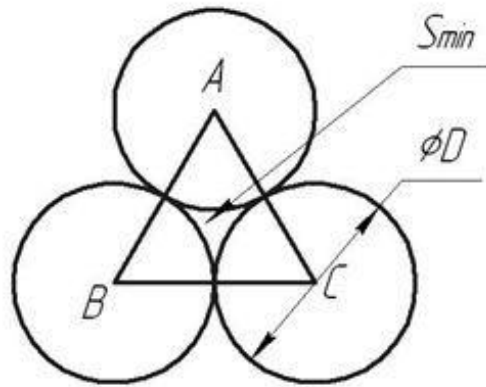


Рисунок 2.1 – Проходное сечение между гранулами

Площадь секторов окружностей в треугольнике ABC равна площади полукруга. Таким образом, минимального проходного сечения определяется по формуле:

$$S_{min} = \left(\frac{\sqrt{3}}{4} - \frac{\pi}{8} \right) \cdot D^2 \quad (1.2)$$

Для упрощения дальнейших расчетов выполним расчет минимального проходного сечения для различных диаметров гранул (рисунок 2.2).

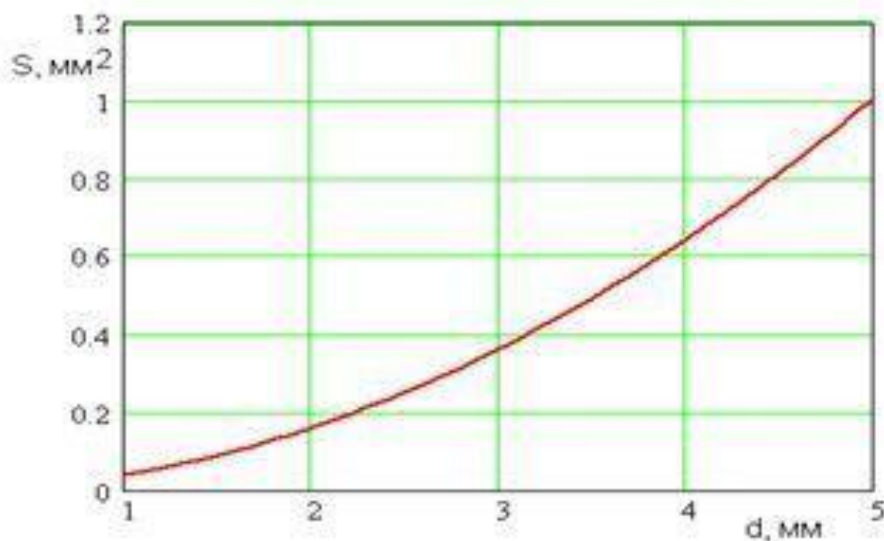


Рисунок 2.2 - Зависимость площади проходного канала от диаметра гранул

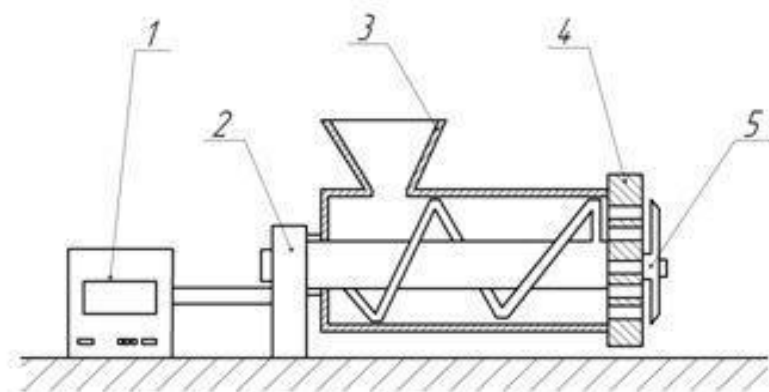
Таким образом, увеличение диаметра гранул способствует увеличению площади проходного сечения, что позволяет предположить и увеличение в какой-то степени глубины пропитки.

Для формирования пористости в пенометаллах по предложенной технологии необходимо изготовление гранул из солей, которые отвечают основным, указанным выше критериям. Анализ рынка солей показал, что в виде гранул предлагают в основном фториды кальция. Однако не высокая температура плавления фторида кальция и его гигроскопичность не сделала его универсальной солью для производства пеноалюминия и пеномагния (рисунок 2.3.). Поэтому первой задачей явилось разработка процессов гранулирования солей для производства пенометаллов. Проведенные исследования показали, что наиболее технологично изготавливать гранулы из карбоната натрия.



Рисунок 2.3 - Гранулированная соль

Технология получения гранул заключалась в выдавливании шнеком через перфорированную плиту (рисунок 2.4) солевой массы. Бесконечный стержень разрезался на цилиндры из соли специальным ножом, монтируемым на валу шнека. Диаметр гранул соответствовал размеру отверстий в перфорированной плите. Для формирования гранул в размолотую соль вводили воду и связующее. В качестве связывающих веществ рекомендую применять, спирт, сахарный сироп, раствор желатина и 5% крахмальный клейстер. Необходимое количество связывающих веществ было установлено опытным путем. Проведенные исследования показали, что наилучший результат обеспечило применение раствора желатина. При этом технология гранулирования включала операцию размола в шаровой мельнице до размера менее 50 мкм, смешивание компонентов, непосредственно гранулирования и сушки гранул. Обычно операции смешивания и равномерного увлажнения порошкообразной смеси различными гранулирующими растворами совмещают и проводят в одном смесителе. Смешивание обеспечивается за счет энергичного принудительного кругового перемешивания частиц и сталкивания их друг с другом. Процесс перемешивания для получения однородной по составу смеси длится 3 - 5 минут. После перемешивания компонентов солевую массу загружают в шнековый гранулятор. Перфорированная плита и нож обеспечивают получение гранул в виде цилиндров необходимого размера.



1- привод с блок питания установки; 2-шнек; 3-шнек; 4-перфорированная
плита; 5-нож

Рисунок 2.4 - Схема гранулятора шнекового

Для получения равномерной пористости в изделиях необходимо по возможности использовать гранулы по форме максимально приближенные к сферическим. Поэтому после шнекового гранулятора гранулы отправляются в окомкователь. Окомкователь состоит из блока управления, привода с редуктором и тарелки (рисунок 2.5). Такой вариант производства гранул обеспечивает высокую производительность процесса и форму гранул близкую к сферической. Гранулы после окомкователя сепарируются на фракции и сушатся в течение 24 часов при температуре 120-150⁰С (рисунок 2.6).



Рисунок 2.5 - Внешний вид окомкователя



Рисунок 2.6 - Гранулированная соль сепарированная по фракциям

Гранулометрический состав используемых гранул определяет площадь проходного сечения засыпки. Проходное сечение определяет время затвердевания расплава и, следовательно, определяет глубину проникновения расплава в солевую засыпку. Однородность гранул, уменьшает пористость засыпки. Использование разнородных гранул увеличивает объемную долю гранул в засыпке, что уменьшает приведенную площадь проходного сечения и глубину пропитки. Для определения влияния гранулометрического состава на процессы формирования пеноматериалов исследовали пористость засыпки.

Обычно пористость материала Π определяется как отношение общего объема пустот к объему тела в целом. пористость равна нулю, когда твердое тело не содержит пор или трещин:

(1.1)

или

$$1 - \Pi = \frac{\text{объем твердого тела}}{\text{общий объем}} = \frac{V_{\Gamma}}{V_0} \quad (1.2)$$

Для расчета пористости гранулами заполняли цилиндрический стакан объемом 500 мл и рассчитывали пористость, используя выражение:

$$1 - \Pi = \frac{M_{\Gamma} / \rho_{\Gamma}}{V_0}$$

(1.3),

где, M_r - масса гранул;

ρ_r - плотность гранул.

Для исследования влияния гранулометрического состава на глубину пропитки алюминиевый расплав плавил и готовили по описанной ниже технологии. Гранулы засыпали в металлическую форму с нижней литниковой системой (рисунок 2.7). Нижняя литниковая система обеспечивает спокойное заполнение формы и наглядное представление о влиянии гранулометрического состава на глубину пропитки. Глубина пропитки измерялась от низа отливки до его верхнего края сплошного сечения (рисунок 2.8)

Плавку вели в графитовых тиглях в печи сопротивления: ТК-27.1250.Н.1Ф. Алюминий и алюминиевые сплавы плавил под слоем флюса содержащего 45% хлористого натрия и 55% хлористого калия. Исследования гранулометрического состава проводили с использованием алюминиевого расплава и сплава АК12. Сплав АК12 относится к эвтектическим сплавам системы алюминий-кремний и обладает наилучшими литейными свойствами. Форму предварительно окрашивали огнеупорной краской, собирают, заполняют гранулами и нагревают. Температуру заливки варьировали в пределах 750-950⁰С, а температуру формы в пределах 100-600⁰С. Заливку проводили с постоянным весовым расходом жидкого алюминия.



Рисунок 2.7 - Форма с нижней литниковой системой



Рисунок 2.8 - Определение глубины пропитки- Нпр

2.2 Методика исследования влияния гидравлических условий на процессы формирования композитов пеноалюминия-титан

Гидродинамические параметры заливки оказывают существенное влияние на формирование отливок из пеноалюминия.

Считая движение расплавленного металла – движением по щелевой полости (рисунок 2.9) , что вполне допустимо исходя из площади проходного сечения засыпки гранул, скорость потока можно рассчитать используя систему уравнений [26-30]:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial p}{\partial y} &= \eta \frac{\partial^2 \omega_y}{\partial z^2}; \\ \frac{\partial \omega_y}{\partial z} \Big|_{z=0} &= 0; \\ \omega_y \Big|_{z=\pm b} &= 0, \end{aligned} \right\}$$

(2.1)

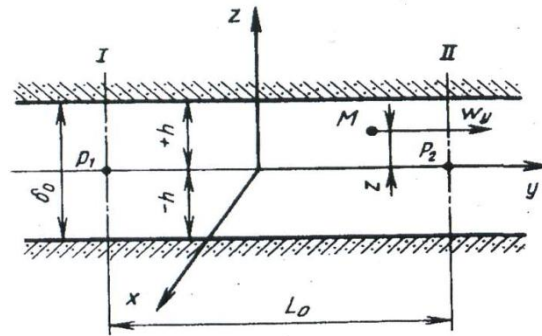


Рисунок 2.9 – Схема щелевой полости формы

Скорость потока можно рассчитать исходя из решения системы уравнений (1.1.):

$$w_y = -\frac{1}{2\eta} \frac{\partial p}{\partial y} (h^2 - z^2) \quad (2.2)$$

где $\partial p/\partial y$ - перепад давлений в потоке на единице длины пути потока в результате преодоления сил трения.

Моделирование процессов заполнения формы с гранульной засыпкой осуществлялась на прозрачных формах из акрилового стекла ТОСП. Причем для исследования характера движения расплавленного металла использовали форму с нижним и верхним подводом моделирующей жидкости (рисунок 2.10). В качестве моделирующей жидкости использовали окрашенный парафин. Кинетика заполнения гранульной засыпки оценивалась по результатам видеосъемки. Скорость движения моделирующей жидкости оценивалась по скорости подъема уровня в форме.



Рисунок 2.10 - Формы для моделирования процессов заполнения гранулярной засыпки



а)



б)

Рисунок 2.11 - Формы для изготовления пеноалюминия с верхней литниковой системой

2.3. Методика исследования тепловых режимов на процессы формирования композиционных материалов пеноалюминий-

титан

Процесс одномерного течения расплава в полости формы можно разбить на три периода[26-30]:

I период — температура расплава на границе фронта потока с формой t_{Π} превышает температуру ликвидуса $t_{\text{л}}$ (для сплавов) или кристаллизации $t_{\text{кр}}$ (для чистых металлов и эвтектик). В конце этого периода $t_{\Pi} = t_{\text{л}}$ средняя же по сечению температура ядра потока $t_1 > t_{\text{л}}$

II период — $t_{\Pi} = t_{\text{л}}$. Средняя температура концевой части потока t_2 непрерывно уменьшается и в конце периода достигает температуры ликвидуса, $t_2 = t_{\text{л}}$.

III период — концевая часть потока имеет температуру $t_3 < t_{\text{л}}$. В конце этого периода течение металла прекращается.

Считая течение металла стационарным, а скорость потока средней и постоянной по длине канала, пренебрегая локальной составляющей изменения теплосодержания металла и плотностью теплового потока вдоль оси движения (ввиду малого эффекта продольного переноса теплоты теплопроводностью по сравнению с конвекцией), математическая модель изменения температуры фронта потока при одномерном течении имеет вид:

I период

$$\left. \begin{aligned} \omega_{\text{ср}} \frac{\partial t_1}{\partial y} &= \lambda \frac{\partial^2 t_1}{\partial x^2}; & 0 \leq y \leq y_1; \\ q(y) &= \sqrt{\frac{\lambda_{\Pi}}{\lambda_{\Phi}}} \alpha_{\Phi} (t_1(y) - t_{\Pi}); \\ \frac{\partial t}{\partial x} \Big|_{x=0} &= 0; \\ t_1 \Big|_{y=0} &= t_{\text{вал}} \equiv \text{const.} \end{aligned} \right\}$$

(2.3)

II период

$$\left. \begin{aligned} \omega_{\text{ср}} \frac{\partial t_2}{\partial y} &= \lambda \frac{\partial^2 t_2}{\partial x^2}; & y_1 < y < y_2; \\ q(y) &= \sqrt{\frac{\lambda_{\Pi}}{\lambda_{\Phi}}} \alpha_{\Phi} (t_2(y) - t_{\Pi}); \\ \frac{\partial t}{\partial x} \Big|_{x=0} &= 0; \\ t_{\Pi} &\equiv \text{const} \end{aligned} \right\}$$

(2.4)

III период. Для чистых металлов и эвтектик

$$\left. \begin{aligned} \frac{d\xi}{dy} &= \frac{\alpha_{\Phi} (t_{кр} - t_{\Phi.н})}{\omega \rho_{ср} (k_1 q_{кр})}; & y_2 < y \leq y_3; & 0 < \xi \leq l_0; \\ & t_{\Phi.н} \equiv \text{const}; \end{aligned} \right\} \quad (2.5)$$

Для сплавов, кристаллизующихся в интервале температур,

$$\left. \begin{aligned} \omega \left(c_{ср} + \frac{q_{кр}}{t_{л} - t_{с}} \right) \rho_{ср} \frac{\partial t_3}{\partial y} &= \lambda_{ср} \frac{\partial^2 t_3}{\partial x^2}; & y_2 < y < y_3; \\ q(y) &= \sqrt{\frac{\lambda_{л}}{\lambda_{\Phi}}} \alpha' (t_3(y) - t_{л}), \end{aligned} \right\} \quad (2.6)$$

где x — направление теплоотвода; ω — скорость течения расплава в полости формы; c и $c_{ср}$ — удельные теплоемкости сплава соответственно в жидком и твердожидком состоянии, $c_{ср} = (c + c_{тв})/2$, здесь $c_{тв}$ — удельная теплоемкость сплава в твердом состоянии; ρ и $\rho_{ср}$ — плотность сплава соответственно в жидком и твердожидком состоянии, $\rho_{ср} = (\rho + \rho_{тв})/2$, здесь $\rho_{тв}$ — плотность сплава в твердом состоянии; λ и $\lambda_{ср}$ — коэффициенты теплопроводности сплава соответственно в жидком и твердожидком состоянии, $\lambda_{ср} = (\lambda + \lambda_{тв})/2$, здесь $\lambda_{тв}$ — коэффициент теплопроводности сплава в твердом состоянии; y_1 , y_2 и y_3 длины соответственно первого, второго и третьего участков; q — плотность теплового потока от металла в форму; $\lambda_{л}$, λ_{Φ} — коэффициенты теплопроводности покрытия и формы; ξ — толщина намороженной корки; α_{Φ} — коэффициент теплоотдачи от металла в форму; $q_{кр}$ — удельная теплота кристаллизации сплава (металла); k_1 — доля теплоты кристаллизации, которая выделяется до остановки потока; α' — коэффициент теплоотдачи от металла в форму для сплава в интервале температур ликвидус — температура остановки потока.

Решение уравнений (2.3)-(2.6) имеет вид:

Для I периода течения

$$-c\rho\omega l_0 \frac{dt}{dy} = \sqrt{\frac{\lambda_{\Pi}}{\lambda_{\Phi}}} \frac{\alpha}{(1 + b/b_{\Phi})} (t_{\Pi} - t_{\Phi, \Pi}) \quad (2.7)$$

где b – коэффициент теплоаккумулирующей способности металла

Решение уравнения в пределах изменения температуры ядра потока от $t_{\text{зал}}$ до t_{Π} имеет вид :

$$y_1 = \frac{c\rho l_0}{\alpha} \omega \sqrt{\frac{\lambda_{\Phi}}{\lambda_{\Pi}}} \left(1 + \frac{b}{b_{\Phi}}\right) \ln \frac{\vartheta_{\text{зал}}}{\vartheta_{\Pi}} \left(\frac{b}{b + b_{\Phi}}\right), \quad (2.8)$$

где $\vartheta_{\text{зал}} = t_{\text{зал}} - t_{\Phi, \Pi}$; $\vartheta_{\Pi} = t_{\Pi} - t_{\Phi, \Pi}$.

В обобщенных переменных

$$Y_1 = \sqrt{K_{\lambda_{\Pi}}} \left(1 + \frac{1}{K_{b_1}}\right) \frac{Pe}{Nu} \ln \left(\frac{\theta_1}{1 + K_{b_1}}\right), \quad (2.9)$$

где $K_{\lambda_{\Pi}} = \lambda_{\Phi}/\lambda_{\Pi}$; $K_{b_1} = b/b_{\Phi}$; $\theta_1 = \vartheta_{\text{зал}}/\vartheta_{\Pi}$.

Для II периода течения расплава

$$y_2 = \frac{c\rho l_0}{\alpha} \omega \ln \frac{b_{\Phi}}{b} \left(\frac{t_{\Pi} - t_{\Phi, \Pi}}{\Delta t}\right) \frac{\lambda_{\Phi}}{\lambda_{\Pi}} \quad (2.10)$$

или в обобщенных переменных

$$Y_2 = \frac{Pe}{Nu} \ln (K_t K_{b_1}) \sqrt{K \lambda_{\pi}}$$

Для III периода течения: чистые металлы и эвтектики (при $\alpha_{\phi} = b_{\phi} / \sqrt{\pi}$)

$$y_3 = \frac{\pi}{4} \omega \left[\frac{\rho_{ср} (L) l_0}{b_{\phi} \vartheta_{кр}} \right]$$

(2.11)

сплавы, кристаллизующиеся в интервале температур,

$$y_3 = \frac{\left(c_{ср} + \frac{q_{кр}}{t_{л} - t_c} \right) \rho_{ср} l_0}{\alpha'} \omega \sqrt{\frac{\lambda_{\phi}}{\lambda_{\pi}}} \left(1 + \frac{b_{\phi}}{b_{\phi}} \right) \ln \frac{v_{л}}{v_0},$$

(2.12)

где v_0 – избыточная температура остановки потока сплава.

В обобщенных переменных: чистые металлы и эвтектики

$$Y_3 = \frac{\pi}{4} Pe_{ср} \left(k \frac{L}{K b_{ср}} \right)^2;$$

(2.13)

сплавы, кристаллизующиеся в интервале температур,

$$Y_3 = \sqrt{K \lambda_{\pi}} \left(1 + \frac{1}{K b_{\phi}} \right) \frac{Pe_{\phi}}{Nu_{ср}} \ln \theta_2,$$

(2.14)

где $Pe = \frac{\omega l_0}{a}$; $Pe_{ср} = \frac{\omega l_0}{a_{ср}}$; $Pe_{\phi} = \frac{\omega l_0}{a_{\phi}}$ – критерии Пекле;

$Nu = \frac{\alpha l_0}{\lambda}$, $Nu_{ср} = \frac{\alpha' l_0}{\lambda_{ср}}$ – критерии Нуссельта;

$$\begin{aligned} a_{\phi} &= \frac{\lambda_{ср}}{[c_{ср} + q_{кр}/(t_{л} - t_c)] \rho_{ср}}; \quad L = \frac{q_{кр}}{c_{ср} \vartheta_{кр}}; \quad K b_{\phi} = \frac{b_{\phi}}{b_{ср}}; \quad K b_{\phi} = \frac{b_{\phi}}{b_{\phi}}; \\ a_{ср} &= \frac{\lambda_{ср}}{c_{ср} \rho_{ср}}; \quad a = \frac{\lambda}{\rho}; \quad Y_1 = \frac{y_1}{l_0}; \quad Y_2 = \frac{y_2}{l_0}; \quad Y_3 = \frac{y_3}{l_0}; \quad \theta_2 = \frac{\vartheta_{л}}{\vartheta_0}; \\ K_t &= \frac{t_{кр} - t_{\phi.н}}{\Delta t}; \quad b_{ср} = \sqrt{c_{ср} \rho_{ср} \lambda_{ср}}; \quad b_{\phi} = \sqrt{\left(c_{ср} + \frac{q_{кр}}{t_{л} - t_c} \right) \rho_{ср} \lambda_{ср}}; \\ t_0 &= t_{л} - m(t_{л} - t_c), \end{aligned}$$

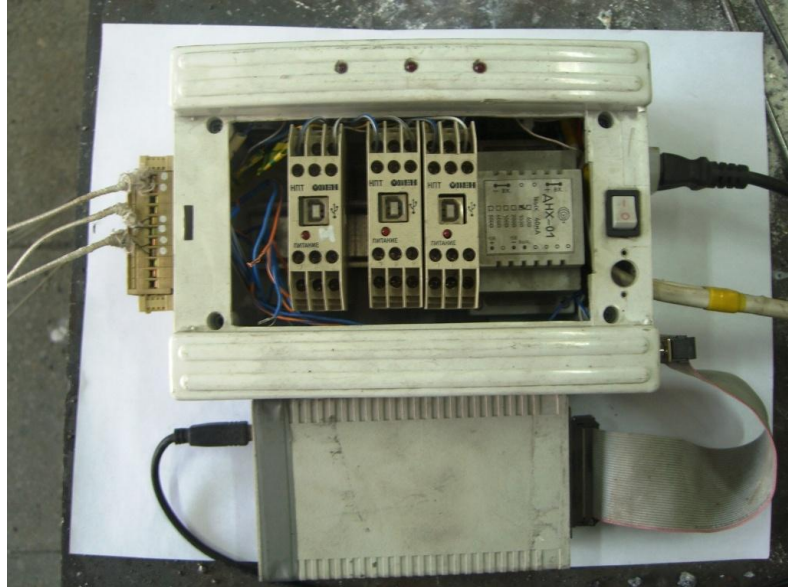
m – относительное количество твердой фазы в ядре потока, при котором происходит его остановка; Δt – некоторый температурный напор, при котором заканчивается II период течения

По данным Б.С. Чупкина, для алюминиевых сплавов $\Delta t = 3^{\circ}\text{C}$; $\kappa = 0,23$ и $m = 0,2 \div 0,4$ по данным Б.Б. Гуляева.

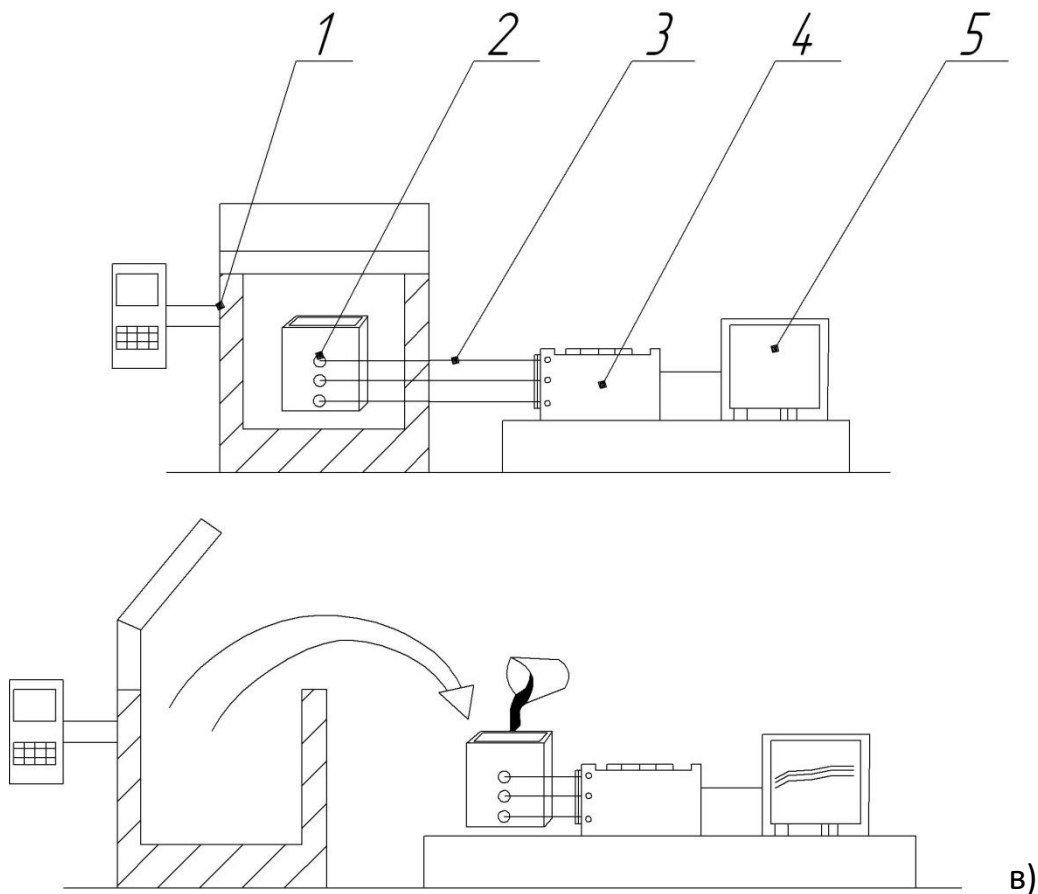
Анализ (2.3-2.14) показывает, что определяющими тепловыми режимами является температура формы и температура гранул. В процессе исследований температура формы изменялась в пределах $100-600^{\circ}\text{C}$, а температура расплава в пределах $750-950^{\circ}\text{C}$. В ходе исследований определяли как влияние температурных условий литья на глубину пропитки, так и динамику изменения температуры в движущемся потоке. Для этого в металлической форме было установлено 3 хромель-алюмелиевых термопары на расстоянии 20мм, фиксирующих температуру потока расплава (рисунок 2.12)



a)



б)



(а), регистратора (б) и схема измерения температуры расплава (в) при пропитке 1 – нагревательная печь; 2 – Форма с гранулами; 3 – термопары; 4 – регулятор температуры; 5 – ЭВМ.

Рисунок 2.12 - Внешний вид формы

2.4 Методика исследования влияния химического состава алюминиевого слоя на процессы формирования композитов

Для исследования влияния химического состава на глубину пропитки использовали четыре описанные выше системы. Плавку проводили в печи сопротивления в графитовых тиглях. Плавку проводили под слоем покровного флюса содержащего 45%NaCl и 55%KCl [32]. Сплавы алюминий-магний плавил под слоем карналлита. Рафинирование проводили флюсом содержащим криолит (10%Na₃AlF₆; 45%KCl; 45%NaCl) Для исследования влияния кремния использовали доэвтектические сплавы с содержанием алюминия до 12%. Для приготовления сплавов использовали промышленный сплав АК12 (табл.2.1.), который разбавляли при необходимости алюминием А7 (табл.2.1.).

Таблица 2.1- Химический состав первичного алюминия (по ГОСТ 11069-74) [29], %

Марка алюминия	Al, не менее	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Сумма определяемых примесей	Средняя стоимость за 1 кг, руб.*
1	2	3	4	5	6	7	8	9
А95	99,95	0,03 0	0,03 0	0,01 5	0,00 5	0,00 2	0,05	168,9
А85	99,85	0,08	0,06	0,01	0,02	0,01	0,15	75
А8	99,8	0,12	0,10	0,01	0,04	0,02	0,20	92,5

A7	99,70	0,16	0,16	0,01	0,04	0,02	0,30	69
A7E	99,70	0,20	0,08	0,01	0,04	0,01	0,30	77,85
A6	99,60	0,25	0,20	0,01	0,06	0,03	0,40	86
A5	99,50	0,30	0,30	0,02	0,06	0,03	0,50	74
A5E	99,50	0,35	0,35	0,02	0,04	0,01	0,50	80,20

Для приготовления алюминий-медных сплавов использовали алюминий А7 и медь М2 (табл.2.1). Алюминиевый расплав перегревали до 750-850⁰С и небольшими порциями вводили кусочки меди подогретые до температуры 300-400⁰С.

Алюминий-цинковые расплавы готовили из алюминия А7 и цинка Ц2. Алюминий перегревали до температуры 700-750⁰С и вводят металлический цинк (табл. 2.2). Алюминий-магниевые сплавы готовили введением металлического магния в незначительно перегретый алюминиевый расплав (750⁰С- 800⁰С) (табл. 2.3). В качестве флюса использовали карналлит. Для предохранения от окисления магний вводят колокольчиком под зеркало расплава.

2.5 Методика исследования процессов смачивания титана алюминиевыми расплавами

Жидкофазное формирование композиционных материалов и биметаллов титан - алюминий проходит при температурах процесса значительно выше температуры плавления алюминия и алюминиевых сплавов.

С целью исследования процессов, протекающих при взаимодействии алюминиевых сплавов с титаном, была предложена методика исследования, заключающаяся в изучении процессов смачивания титанового образца

сплавом на основе алюминия и с введенными в него легирующими добавками, при различных режимах процесса, а также исследование структуры и состава, образующейся в результате этого взаимодействия, диффузионной зоны.

Таблица 2.2- Химический состав [% (мас. Доля)] цинка (по ГОСТ 3640-79)

Марка цинка	Zn, не менее	Примеси, не более						Сумма определяемых примесей
		Pb	Cd	Fe	Cu	Sn	As	
ЦВ00	99,997	0,00001	0,002	0,00001	0,00001	0,00001	---	0,003
ЦВ0	99,995	0,003		0,002	0,003	0,001		0,001
ЦВ1	99,992	0,004	0,004	0,005			0,002	
ЦВ	99,99	0,005			0,003	0,001		0,001
Ц0А	99,98	0,011	0,004	0,01	0,002		0,001	
Ц0	99,975	0,013	0,01			0,005		0,002
Ц1С	99,95	0,015		0,01	0,005		0,002	
Ц1	99,95	0,02	0,01			0,005		0,002
Ц2	98,7	1,0	0,2	0,04	0,01		0,01	
Ц2С	98,6	1,3	0,003			0,05		0,02
Ц3С	98,5	1,4	0,2	0,1	0,005		0,005	
Ц3	97,5	2,0	0,2			0,1		0,005

Таблица 2.3 -Химический состав [% (масс. Доля)] магния (по ГОСТ 804-72)

Марка Магния	Mg (определяется по разности) , не менее	Примеси, не более								Сумма определяемых примесей
		Fe	Si	Ni	Cu	Al	Mn	Na	Ti	
Mг96	99,96	0,004	0,004	0,002	0,002	0,006	0,04	0,01	-	0,04
Mг95	99,95	0,004	0,004	0,007	0,003	0,006	0,01	0,005	0,014	0,05
Mг90	99,9	0,04	0,009	0,001	0,004	0,02	0,03	0,01	-	0,1

Смачивание титана алюминиевыми расплавами определяли по площади растекания и краевому углу смачивания, начальной скорости и времени растекания. Эти исследования позволяют определить зависимость между силой смачивания образца расплавом от химического состава расплава и состава активирующего флюса [33-35].

Оценку площади растекания проводили в соответствии с ГОСТ 23904-79. Согласно которому на образец, представляющий собой пластину, вырезанную из титанового листа марки ОТ4, толщиной $\delta=1$ мм, размерами 40×40 мм, укладывали навески припоя, объемом $V = 64 \text{ мм}^3$, массой $m = 0,173$ г (см. рисунок 2.13), и выдерживали при определенной температуре в течение заданного времени [33-35].

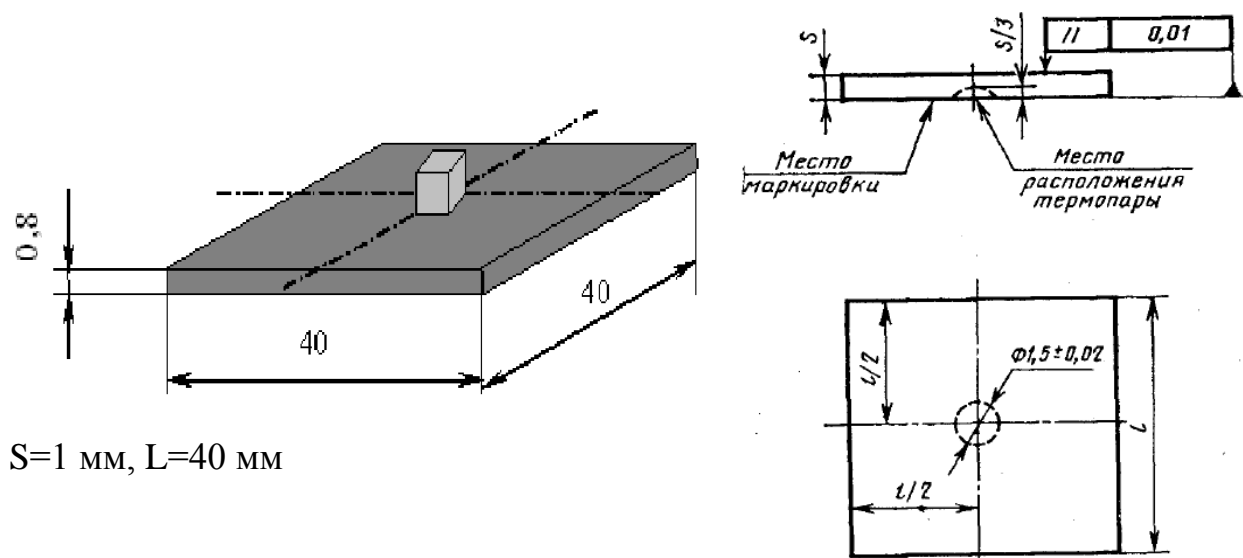
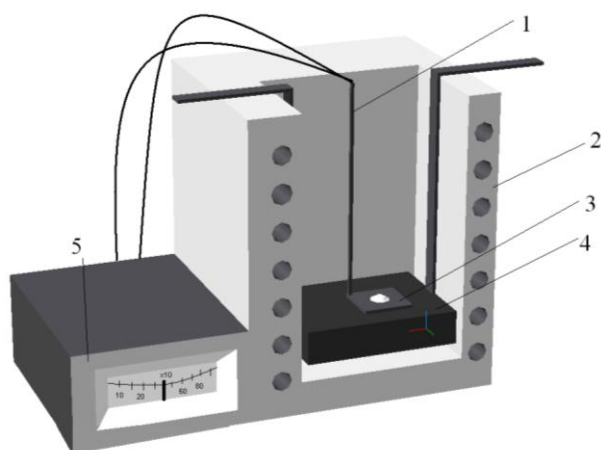


Рисунок 2.13 – Схема определения площади растекания алюминия по титану

Нагрев производился в вертикальной муфельной печи сопротивлением МП2УМ, оснащенной потенциометром группы ХА с термопарой, спай которой устанавливается непосредственно на образце (см. рисунок 2.14).

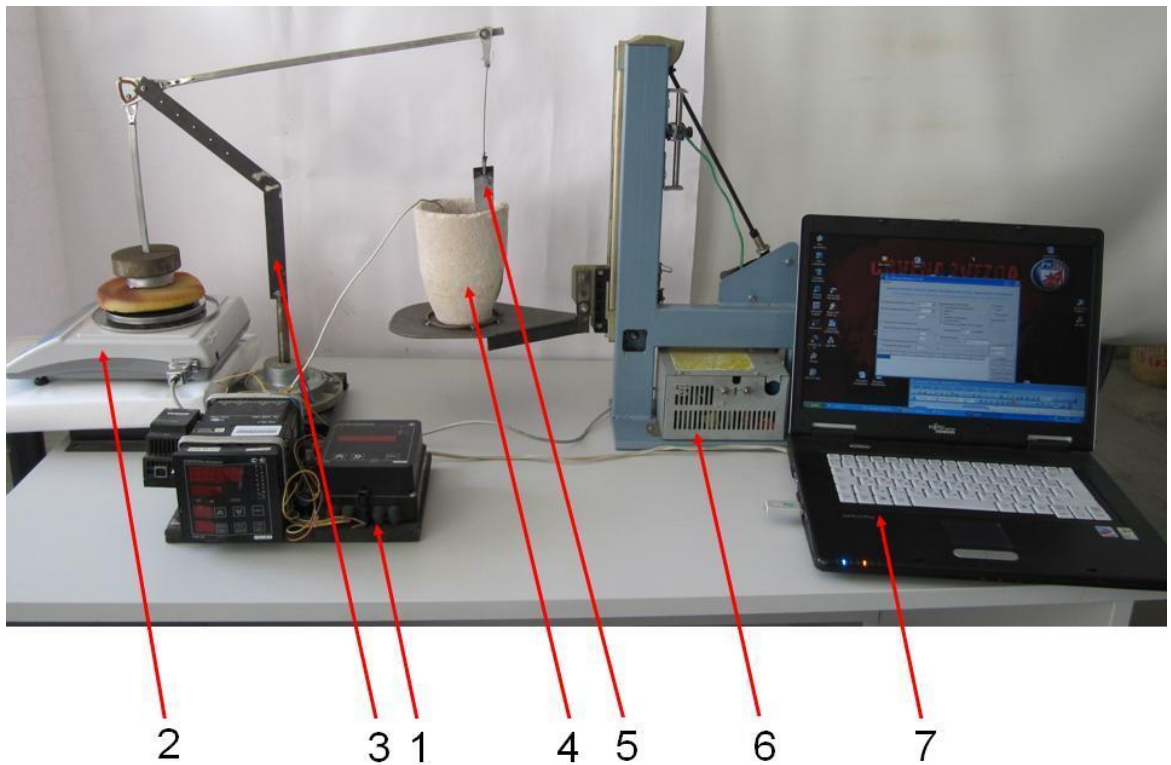


1- термопара ХА; 2- вертикальная электрическая муфельная печь сопротивлением; 3-исследуемый образец; 4- массивная подложка; 5- потенциометр группы ХА.

Рисунок 2.14 – Схема установки для определения площади растекания алюминия по титану

Установка для исследования силы смачивания (рисунок 2.15) предназначена для исследования влияния флюсов на смачивание образцов в расплаве алюминия. Эти испытания выполняются по ГОСТ 23904-79 «Пайка. Метод определения смачивания материалов припоями»[33].

Установка работает следующим образом. Подготовленный образец 6 подвешивают на зажим одного из рычагов опоры 3. Тигель 4 с расплавом требуемого состава устанавливают на подъемный механизм 6. В расплав опускают термопару, соединенную с измерителем температуры 1. После остывания расплава до нужной температуры включается процесс записи на персональном компьютере 7 данных с цифровых весов 2. С помощью подъемного механизма 6 осуществляют подъем тигля 4 с расплавом на заданную высоту, таким образом, чтобы часть образца опустилась в расплав. Через определенный интервал времени тигель 4 опускается подъемным механизмом 6 в исходное состояние. Процесс записи информации цифровых весов 2 на персональном компьютере 7 останавливается.



1- измеритель температуры, 2 – цифровых весов, 3 – опора рычажного подвеса, 4 – тигель с расплавом, 5 – образец, 6 – подъемный механизм с блоком питания, 7 – персональный компьютер

Рисунок 2.15 – Установка исследования силы смачивания

В ходе экспериментов данные регистрировались в форме графика, который характеризует зависимость изменения веса образцов от времени выдержки его в жидком припое (рисунок 2.16) [9].

Из графика определялись следующие параметры процесса:

- время начала смачивания t_1 ;
- чистое время смачивания t_2 ;
- время полного смачивания t_3 ;
- сила смачивания F_1 ;
- сила отрыва образца F_2 .

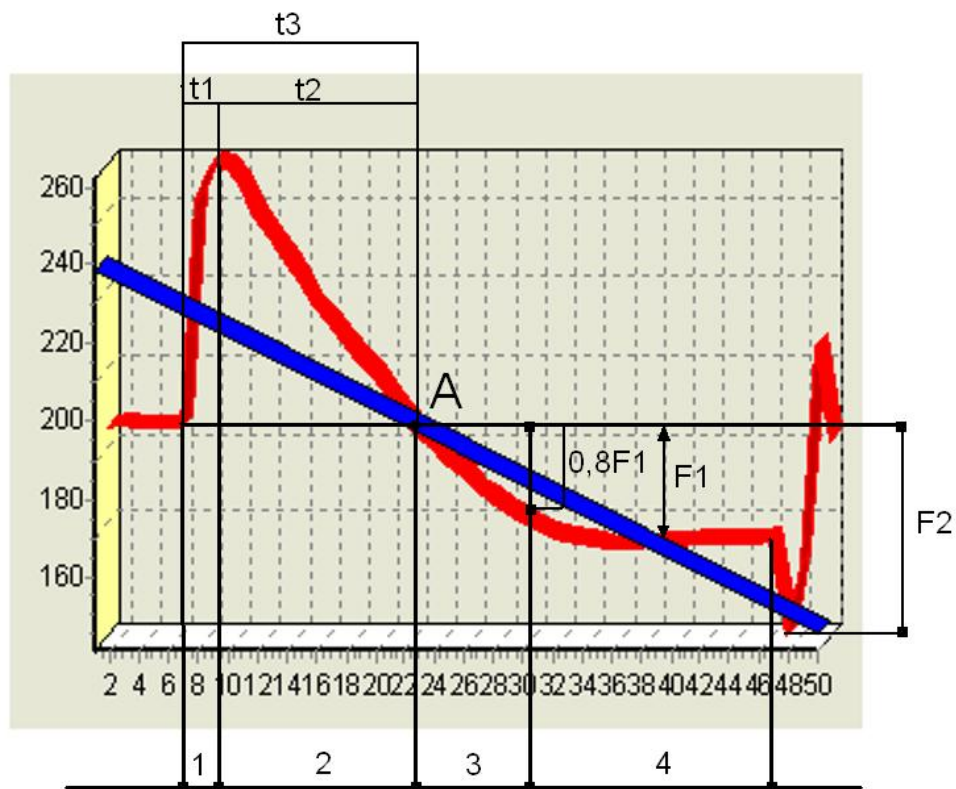


Рисунок 2.16 – Внешний вид графического отображения данных

Скорость смачивания титана расплавом определялась тангенсом угла между касательной к кривой в т. А и перпендикуляром к оси ординат.

График зависимости характеризует 4 этапа процесса смачивания титана расплавом (рисунок 2.16):

- 1) Касание торцом образца зеркала расплава. На образец действует выталкивающая сила;
- 2) Этап начала смачивания;
- 3) Этап равновесного состояния системы. Расплав продолжает смачивать образец;
- 4) Происходит подъем и отрыв образца от припоя

2.6 Методика исследования прочности сцепления слоев титана и алюминия

Для определения прочности сцепления слоев в слоистом композиционном материале и биметалле титан – алюминий изготавливались нахлесточные образцы шириной 10 мм, длиной нахлестки 3 мм и длиной образца 100 – 150 мм. Образцы изготавливались из листов ОТ4, толщиной 1 мм.

Предварительно изготавливались Т-образные пластины (рисунок 2.17). Затем по краям этих пластин сверлились отверстия диаметром 3 мм. Края образцов зачищали и протравливали в водном растворе кислот в течение 5-7 сек.



Рисунок 2.17 – Внешний вид пластины

Затем образцы промывали и наносили водный раствор флюса. Далее образцы с нанесенным флюсом подвергали сушке при температуре 70- 80 ° С, до полного удаления влаги из флюсового покрытия. Далее между пластинами по краям отверстий устанавливались металлические прокладки толщиной 0,125 мм и пластины скреплялись. После сборки образец опускали в алюминиевый расплав при различной температуре с выдержкой времени 3-5 сек.

Температура жидкой фазы изменялась в пределах 750-950° С. После извлечения образца из тигля с расплавом наполнителя и его остывания, края образца с болтами удалялись механической пилой. Готовый образец (рисунок 2.18) подвергался механическому испытанию на отрыв. Испытания проводились на разрывной машине WAW-1000 (погрешность измерений $\pm 2\%$).

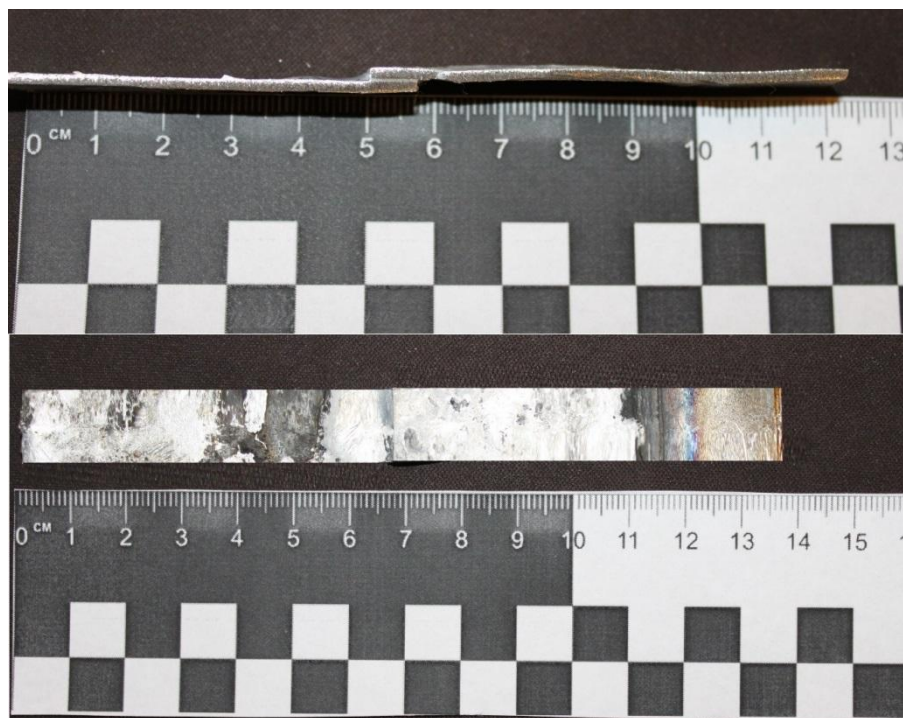


Рисунок 2.18 – Внешний вид образца для механических испытаний на отрыв

Прочность сцепления слоев пеноалюминия и титана на отрыв определялась на специально изготовленных образцах по жидкофазной технологии, сущность которой описана в работах [13,14] (рисунок 2.19).

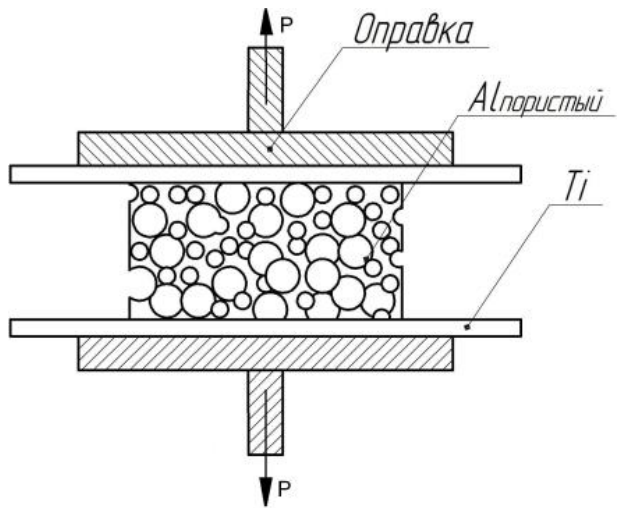


Рисунок 2.19 - Схема испытания слоев композита на отрыв

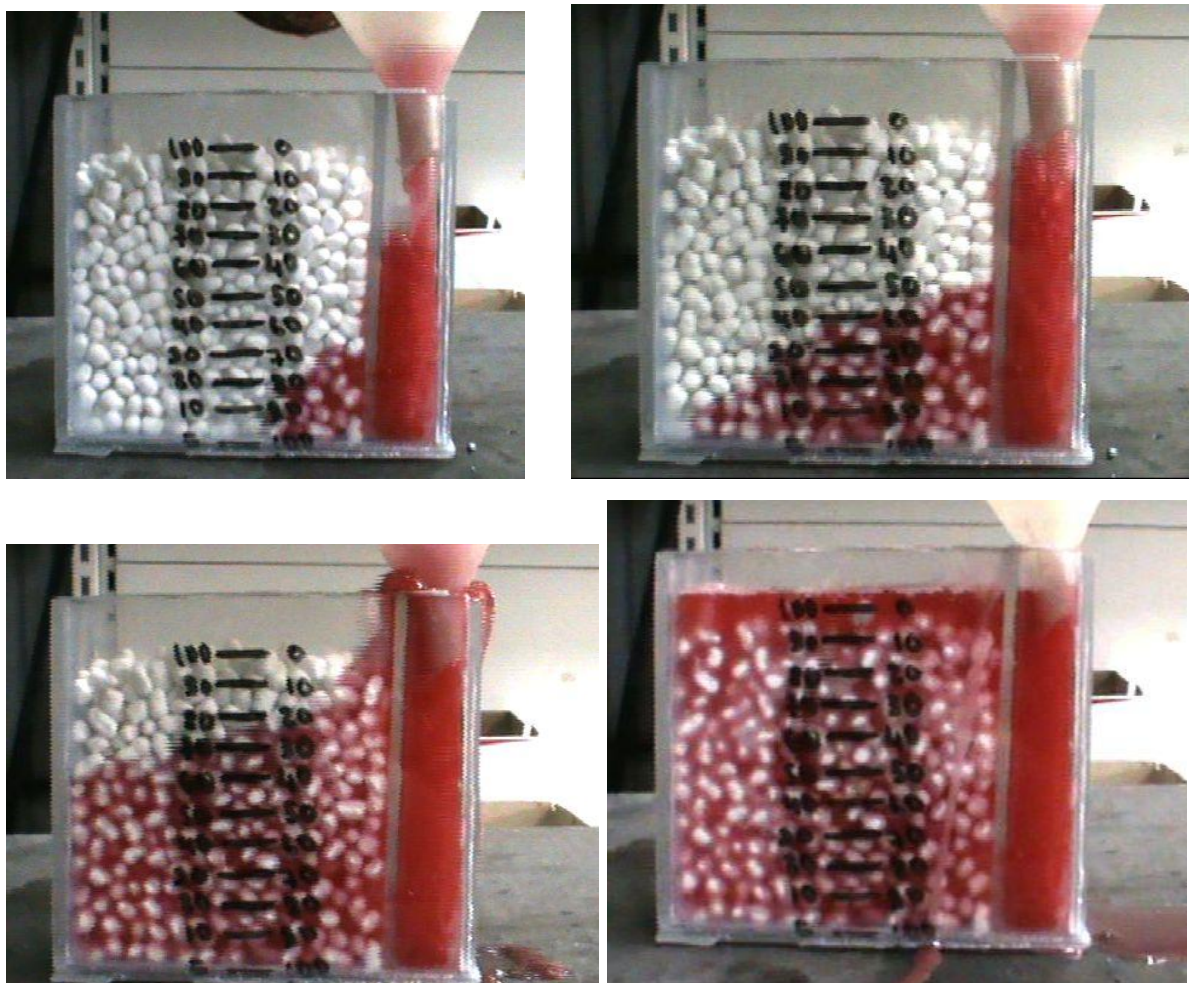
3. Исследования процессов формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан жидкофазными способами

3.1. Исследования влияния гидравлических условий на процессы формирования

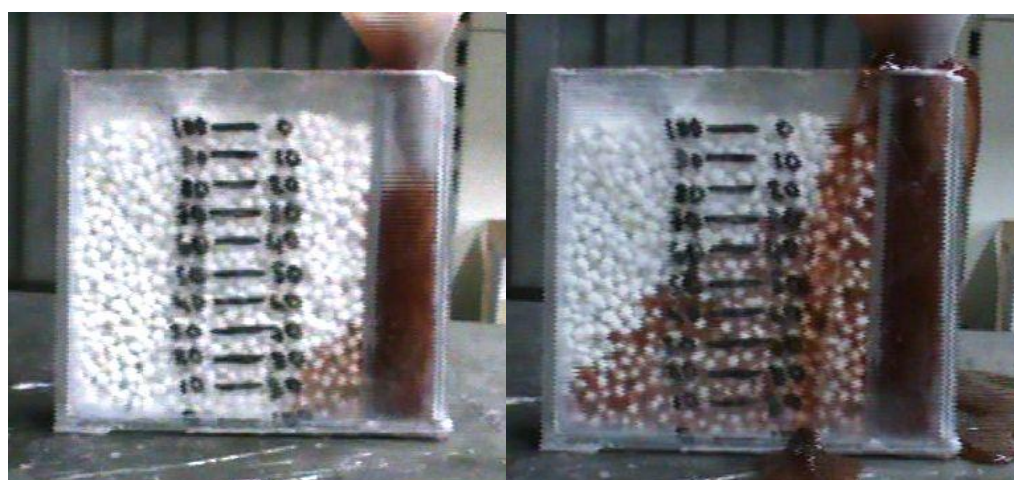
Характер движения расплавленного металла определяется местом подвода металла в форму или типом применяемой литниковой системы. В процессе исследований было апробировано два варианта литниковых систем. Это литниковые системы с нижним подводом металла и литниковые системы с верхним подводом металла к форме[26-31].

Нижняя литниковая система в наибольшей степени обеспечивает спокойное заполнение формы, исключаящее вспенивание, разбрызгивание и окисление расплава, хорошо задерживает неметаллические включения, находящиеся в расплаве до его поступления в форму, способствует удовлетворительной заполняемости и последовательному вытеснению воздуха и газов из полости формы. Но при использовании этой литниковой системы глубина пропитки зависит от скорости теплообмена между первыми порциями металла и гранулами. Исследование динамики заполнения формы с нижним подводом металла к форме показало, что процесс заполнения можно разбить на три периода (рисунок 3.1 а). Первый период- заполнение элементов литниковой системы. Применение сужающих литниковых систем и большое гидравлическое сопротивление гранульной засыпки обеспечивают предварительное заполнение литниковой системы и только потом заполняются форма с гранулами. При применении расширяющихся литниковых систем – этот период совмещается с последующими. Преимуществом сужающей литниковой системы является более высокая скорость движения расплава, что увеличивает глубину пропитки.

Второй период – продольно поперечного движения жидкой фазы. В этот период расплав заполняет периметр в свету формы и поднятие уровня металла в области прилегающей к месту подвода металла. Геометрия фронта потока



а)



б)

а) диаметром 7мм; б) диаметром 5 мм

Рисунок 3.1 - Последовательность заполнения формы модельным расплавом с засыпкой гранул с нижней литниковой системой

описывается параболой. Окончанием этого периода является момент полного заполнения периметра формы. Уменьшение диаметра гранул значительно увеличивает длительность этого периода, что приводит к значительным перепадам уровня расплава по сечению формы (рисунок 3.1 б).

Третий период-период повышения уровня металла. Начало этого периода соответствует моменту полного заполнения периметра формы и окончанием является полное заполнение формы.

Проведенные эксперименты показали, что варьирование сечением питателя значительно не изменяет характера движения жидкости в гранульной засыпке. Это связано с значительно меньшей площадью каналов между гранулами по сравнению с площадью питателей и большим гидравлическим сопротивлением движению модельного состава в форме, чем в элементах литниковой системы. При этом эффективная площадь питателя была значительно меньше, площади зазора в связи с тем, что гранулы частично перекрывали зазор. Исходя из пористости пенокомпозита доля перекрытия питателя составляла 40-70%.

Нижняя литниковая система при формировании композиционных материалов позволяет плавно заполнять форму, создавая благоприятные условия для активации титановой арматуры и формирования адгезионной связи между алюминиевым и титановым слоем композита. Однако, большие тепловые потери расплавленного металла и низкие скорости движения металла в форме с гранулами ограничивают толщину получаемого качественного пористого слоя и создают условия для недоливов пористого слоя композитов.

Верхняя литниковая система обеспечивает хорошую заполняемость при кратчайшем пути металла до полости формы, создает наиболее благоприятные условия для направленного затвердевания отливки снизу к прибылям; в наименьшей степени способствует развитию местных перегревов формы и об-

разованию связанных с этим дефектов. Ее выполнение наиболее просто, она легко удаляется при обрубке отливок и требует наименьшего по сравнению с другими типами литниковых систем расхода металла в результате уменьшения размеров прибылей. Основным недостатком — каскадный сброс расплава в форму, приводящий к его интенсивному перемешиванию и окислению, захвату воздуха, образованию пены и ее замешиванию внутрь отливки. При использовании верхней литниковой системы в процессе заполнения формы с гранулами расплав вследствие большого гидравлического сопротивления двигается по стенкам формы с более значительной пористостью. Достигая дна формы расплав заполняет форму двигаясь сначала до дна формы, по ее стенкам а затем плавно заполняя засыпку форму (рисунок 3.2).

Таким образом, верхняя литниковая система не обеспечивает кратчайшего пути движения металла при заполнении формы и заполняемость формы при ее применении значительно не увеличивается.

Следует отметить, что при верхней заливки создаются условия для размыва гранульной засыпки, а при низкой прочности гранул возможно их разрушение под давлением потока расплава. Кроме того, как показали исследования, поток расплава при формировании композиционных пеноматериалов будет двигаться вдоль стенки арматуры сверху вниз смывая активирующий флюс и уменьшая вероятность образования адгезионной связи между титаном и пеноалюминием.

Наиболее предпочтительна с точки зрения заполняемости будет вертикально щелевая литниковая система. Вертикально-щелевая литниковая система наряду со спокойным вводом расплава в форму обеспечивает хорошую заполняемость форм тонкостенных отливок, задерживает неметаллические включения путем отшлаковывания в литниковом ходе и вертикальном колодце, создает благоприятные условия для последовательного (снизу вверх) затвердевания отливок, обеспечивая подачу горячего металла в верхние слои отливки и прибыль.

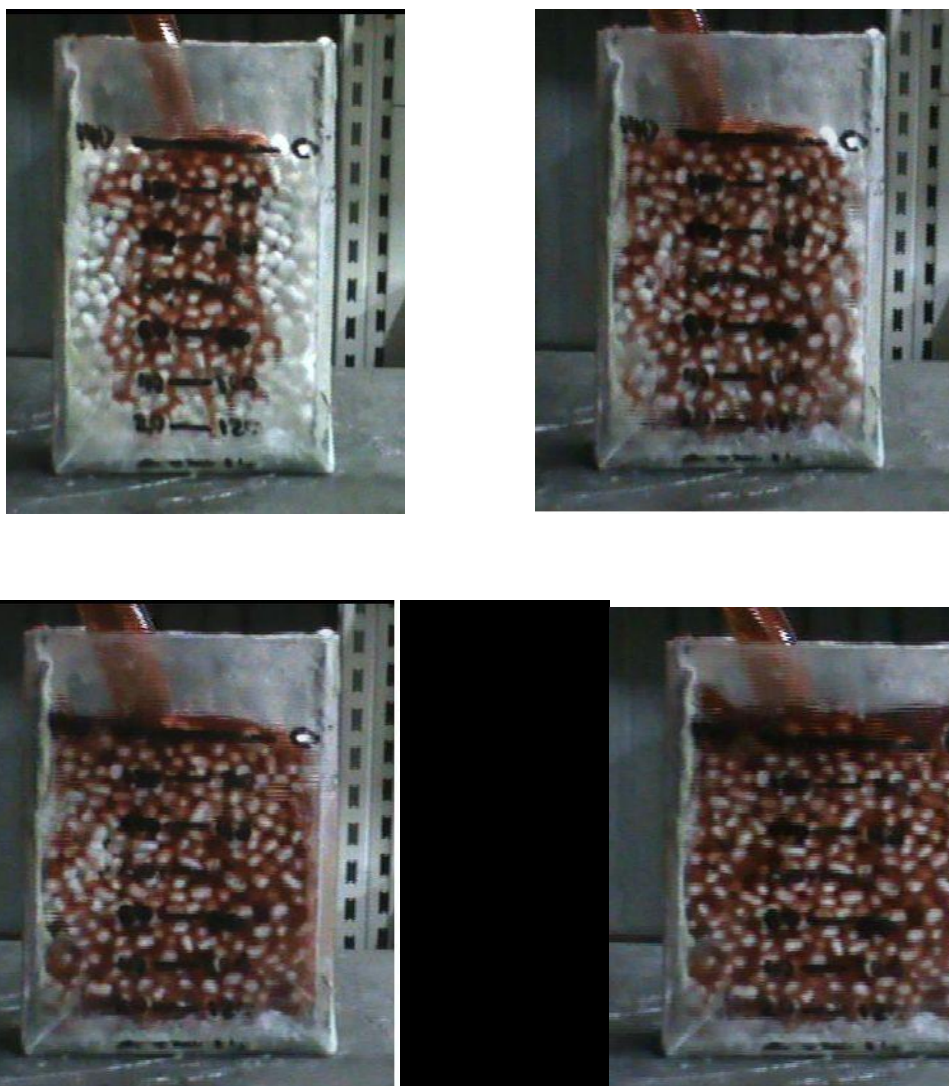
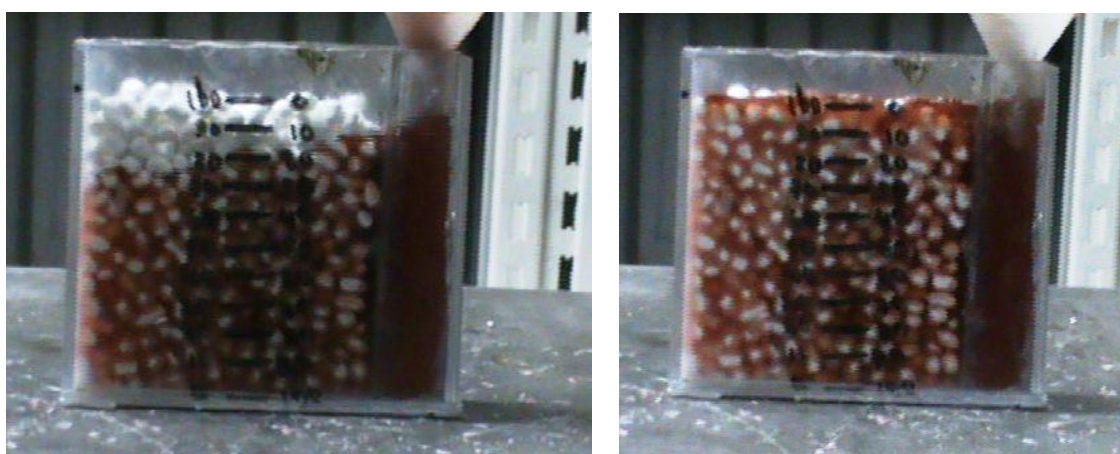
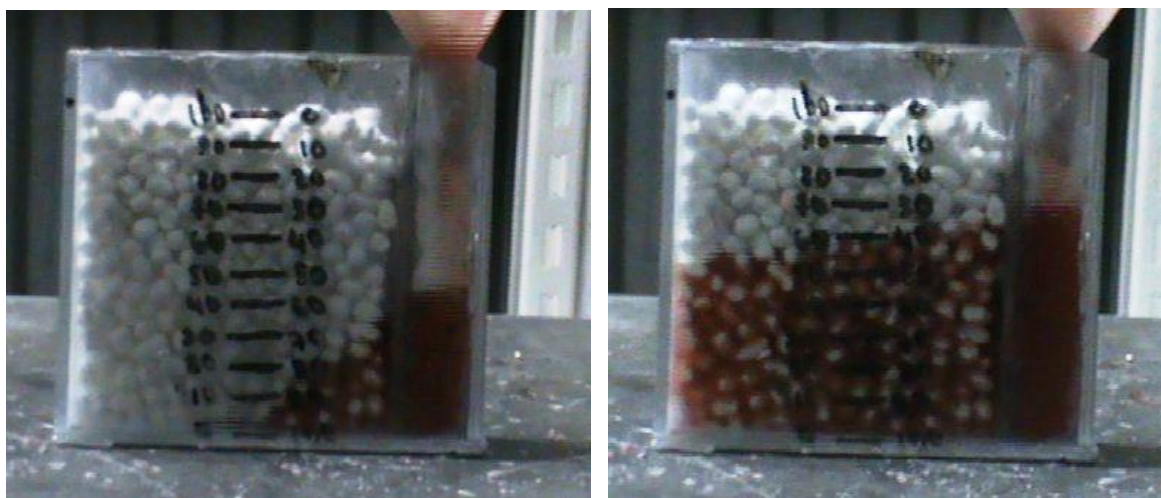


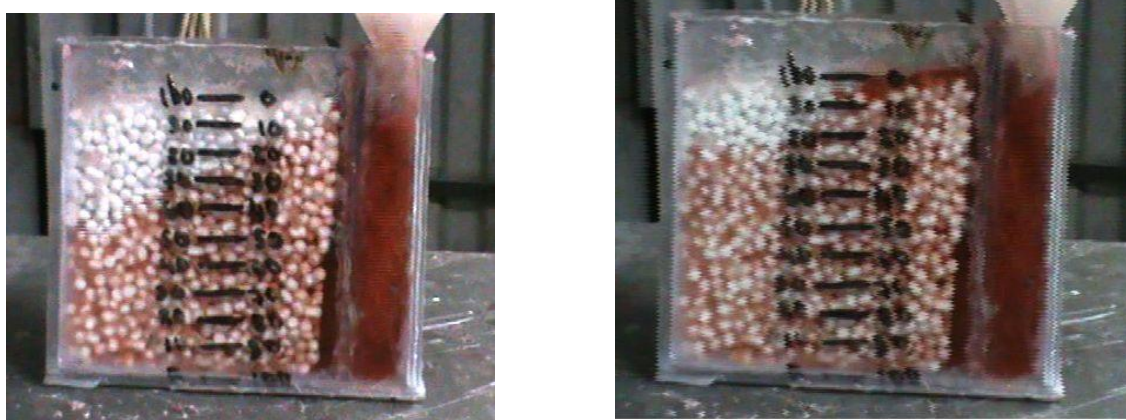
Рисунок 3.2 - Последовательность верхнего заполнения формы модельным расплавом с засыпкой гранул

Вертикально-щелевая литниковая система, имея те же достоинства, что и нижняя, обеспечивает лучшие тепловой режим и заполняемость тонкостенных высоких отливок [26-31]. Применительно к заполнению гранульной засыпки, моделирование заполнения с применением вертикально-щелевой литниковой

системы обеспечило более высокие скорости заполнения формы с меньшим градиентом высот по сечению (рисунок 3.3).



a)



б)

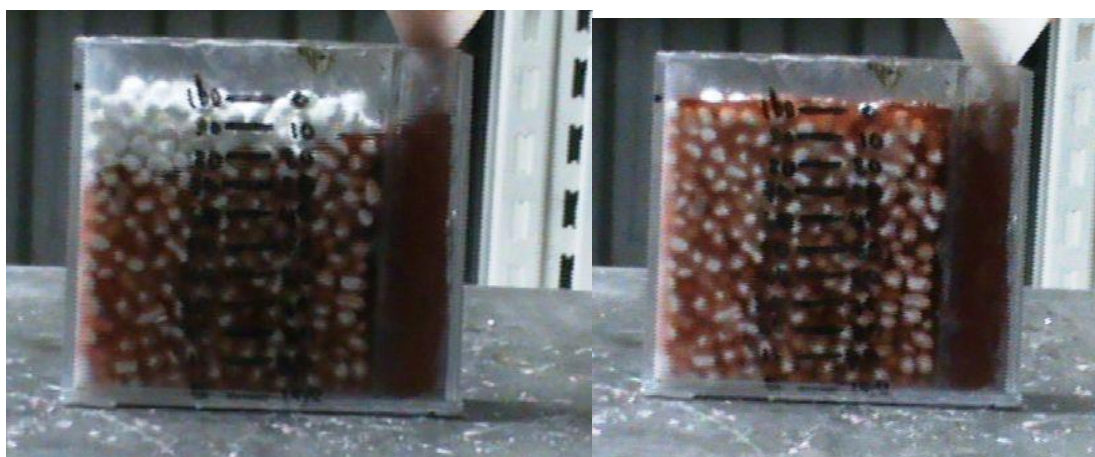
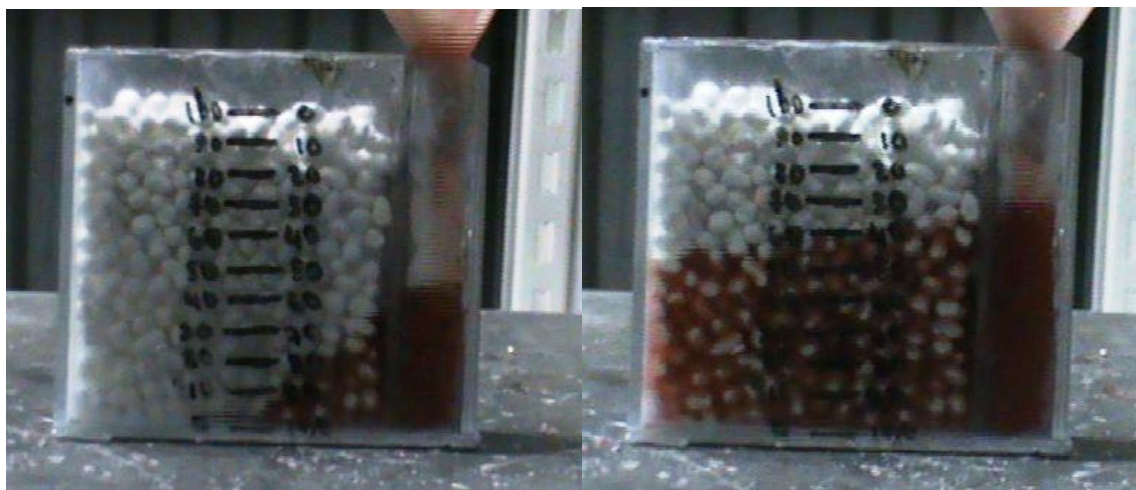
а) 7мм; б) 5 мм

Рисунок 3.2 - Последовательность заполнения формы с вертикально-щелевой литниковой системой диаметр гранул

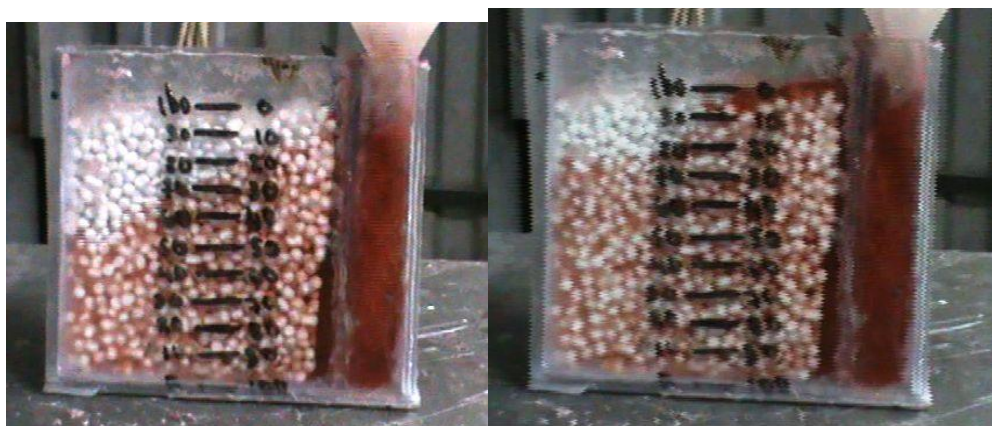
Это наблюдается как при применении гранул 7мм, так и гранул 5 мм. Более высокая скорость обеспечивается за счет уменьшения длины пути металла при заполнении и уменьшении гидравлического сопротивления. Подача горячих порций расплавленного металла на верхний уровень заполняемой формы значительно увеличивает заполняемость формы. Для габаритных изделий успешно может применяться не только вертикально-щелевая, но и горизонтально щелевая литниковая система. К недостаткам следует отнести повышенный расход металла на литниковую систему, что значительно уменьшает выход годного при получении изделий из пеноалюминия.

Таким образом, применение вертикально-щелевой литниковой системы обеспечивает более спокойное заполнение гранульной засыпки по сравнению с верхней, а условия взаимодействия флюса, титана и алюминия аналогичны условиям при использовании нижней литниковой системы. С другой стороны, подача свежих порций расплава при литье на заполняемый уровень обеспечивает одинаковые физико-химические условия формирования адгезионной связи по высоте композиционного материала чего не наблюдается при использовании нижней литниковой системы. Условия формирования пористого слоя в связи с особенностями заполнения засыпки гранул через щелевой питатель обеспечивают более высокую скорость заполнения формы, уменьшается вероятность образования недоливов и неслитин по сравнению с заливкой через нижнюю литниковую систему.

Следовательно, вертикально-щелевая литниковая система имеет преимущества по сравнению с верхней и нижней при литье композиционных материалов пеноалюминий-титан.



а)



б)

а) 7мм; б) 5 мм

Рисунок 3.3 - Последовательность заполнения формы с вертикально-щелевой литниковой системой диаметр гранул

Для уменьшения расхода на щелевой питатель можно применять при литье композиционных материалов ярусную литниковую систему с оптимальным расположением питателей по высоте формы. При невозможности применения вертикально-щелевых литниковых систем рекомендуется устанавливать щелевые питатели при горизонтальном разьеме формы и заливке сбоку или же комбинированные, нижняя с верхней, литниковые системы.

3.2 Результаты расчётов глубины пропитки при формировании композиционных материалов пеноалюминий-титан

3.2.1 Расчет проходного сечения каналов гранульной засыпки

При производстве пеноалюминия фильтрацией алюминиевого расплава через засыпку водорастворимых гранул в форме соотношения твердой фазы и объема пор будет зависеть от способа укладки гранул. Если считать гранулы идеальными сферами, то возможна кубическая, октаэдрическая, тетраэдрическая, ромбоэдрическая укладка и гибридная. Максимальная плотность укладки гранул, а в нашем случае пористость пеноматериала, может достигать 74%. Проведенные эксперименты показали, что в форме при свободной засыпке получаемых гранул пористость находится в диапазоне 40-70%.

Для упрощения дальнейших расчетов, примем наихудший для заливки вариант при максимальной плотности гранул засыпки в 70%, при этом площадь пор в сечении составит 30% от общей. Следует так же учесть, что расплав алюминия не смачивает гранулы засыпки, в результате чего площадь проходных отверстий будет сокращаться.

Площадь минимального проходного сечения гранульной засыпки можно рассчитать исходя из (рисунок 3.4).

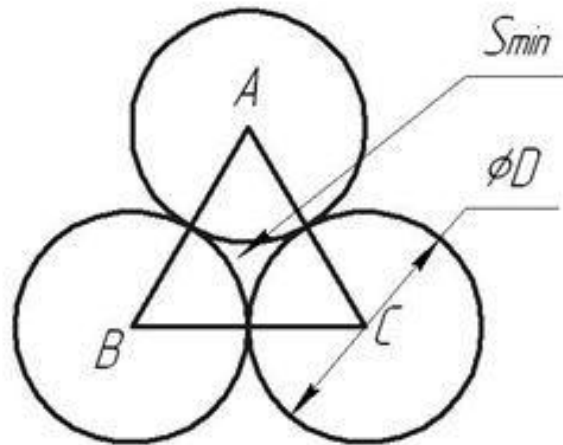


Рисунок 3.4 – Проходное сечение между гранулами

Площадь равностороннего треугольника ABC

$$S_{\Delta} = \frac{\sqrt{3}}{4} \cdot D^2 \quad (3.1)$$

Площадь секторов окружностей в треугольнике ABC равна площади полукруга, а площадь минимального проходного сечения определяется по формуле.

$$S_{min} = \left(\frac{\sqrt{3}}{4} - \frac{\pi}{8} \right) \cdot D^2 \quad (3.2)$$

Для упрощения дальнейших расчетов выполним расчет минимального проходного сечения для различных диаметров гранул (рисунок 3.5).

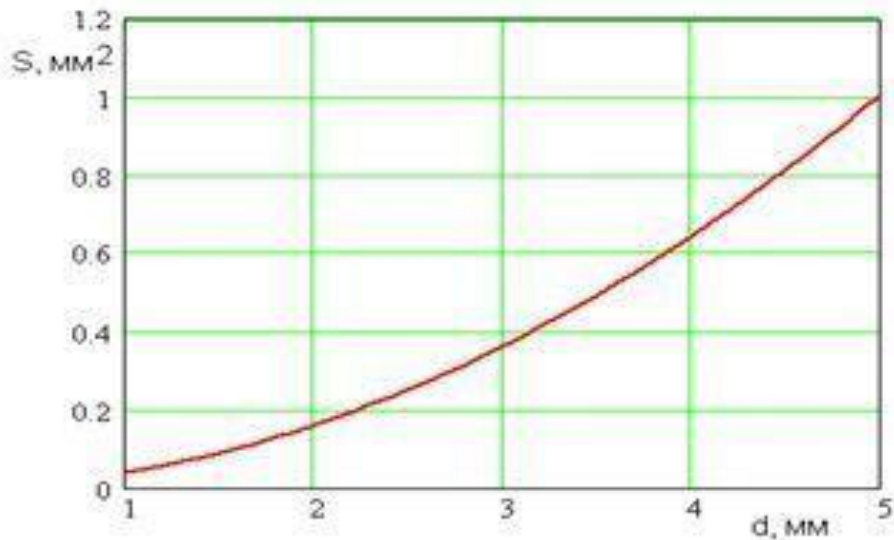


Рисунок 3.5 - Зависимость площади проходного канала от диаметра гранул

При формировании стенок пеноматериалов проходные отверстия имеют иную форму рисунок 3.6.

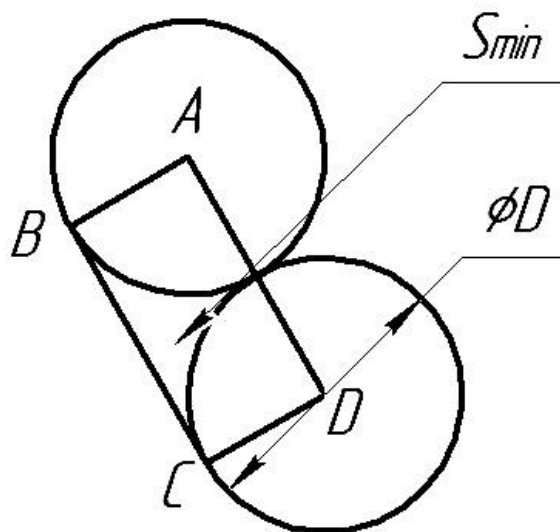


Рисунок 3.6 – Проходное сечение у стенки

Площадь минимального проходного сечения в этом случае определяется по формуле:

$$S_{\min} = \frac{D^2}{2} \left(1 - \frac{\pi}{4} \right) \quad (3.3)$$

Таким образом, площадь проходного отверстия у стенки больше чем между гранулами в 2.66 раза.

Данные расчет объясняет ранее экспериментально полученные результаты, при которых при верхней заливке форм, имитирующая жидкость разделялась на два потока, один из которых с меньшей скоростью пропитывал гранульную засыпку, а второй с большей скоростью спускалась до дна вдоль стенок формы и затем заполнял гранульную засыпку снизу (рисунок 3.7). Так как проходное сечение вдоль стенок в 2.66 раза меньше, значит меньше сопротивление движению расплава, а при одинаковом подпоре жидкого металла, скоростью движения вдоль стенок увеличивается пропорционально соотношению сечений.



а)



б)



в)



г)

а - прохождение раствора вдоль стенок ко дну, б – распространение раствора по засыпке, в – заполнение раствором гранульной засыпки со дна формы, г – полное заполнение формы.

Рисунок 3.7 - Последовательность верхнего заполнения формы модельным расплавом с засыпкой гранул

Следует отметить, что важной особенностью, влияющей на процесс формирования пенометаллов фильтрацией через засыпку гранул является несмачиваемость материала гранул расплавом алюминия [36-41]. В результате этого, снижается площадь проходного сечения гранульной засыпки и его форма получает очертания (рисунок 3.8.).

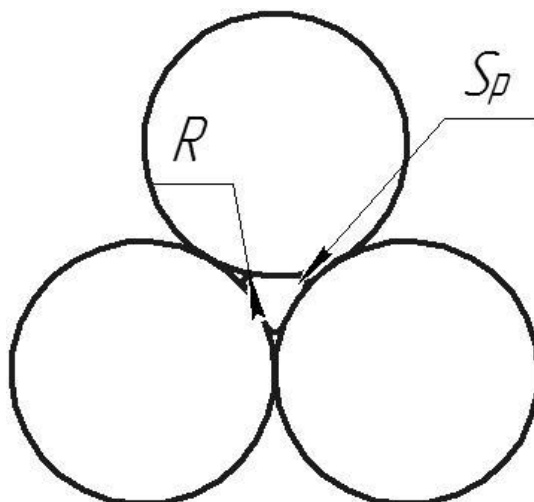


Рисунок 3.8 - Форма канала движения жидкого металла и несмачиваемой гранульной засыпке

Радиус скругления канала R движения жидкого металла (рисунок 3.8) характеризуется краевым углом смачивания и будет отличаться при изменении диаметра гранульной засыпки.

Эксперименты по определению краевого угла смачивания выполнили в соответствии с ГОСТ 23904-79 Пайка. Метод определения смачивания материалов припоями (рисунок 3.9).



Рисунок 3.9- Смачиванию соли расплавом алюминия при температуре 750°C

По результатам экспериментов краевой угол смачивания при использовании подложки из соли NaCl и алюминиевого расплава А7 составлял $120-140^{\circ}$, что свидетельствует о не смачивании солей гранул расплавом алюминия.

Экспериментальные исследования диаметра скругления канала движения жидкого металла показали, что его среднее значение составляет $0,5\text{мм}$. Для данного значения площадь реального канала движения металла и ее уменьшение по сравнению с геометрической для гранул различных диаметров приведена в (табл. 3.1).

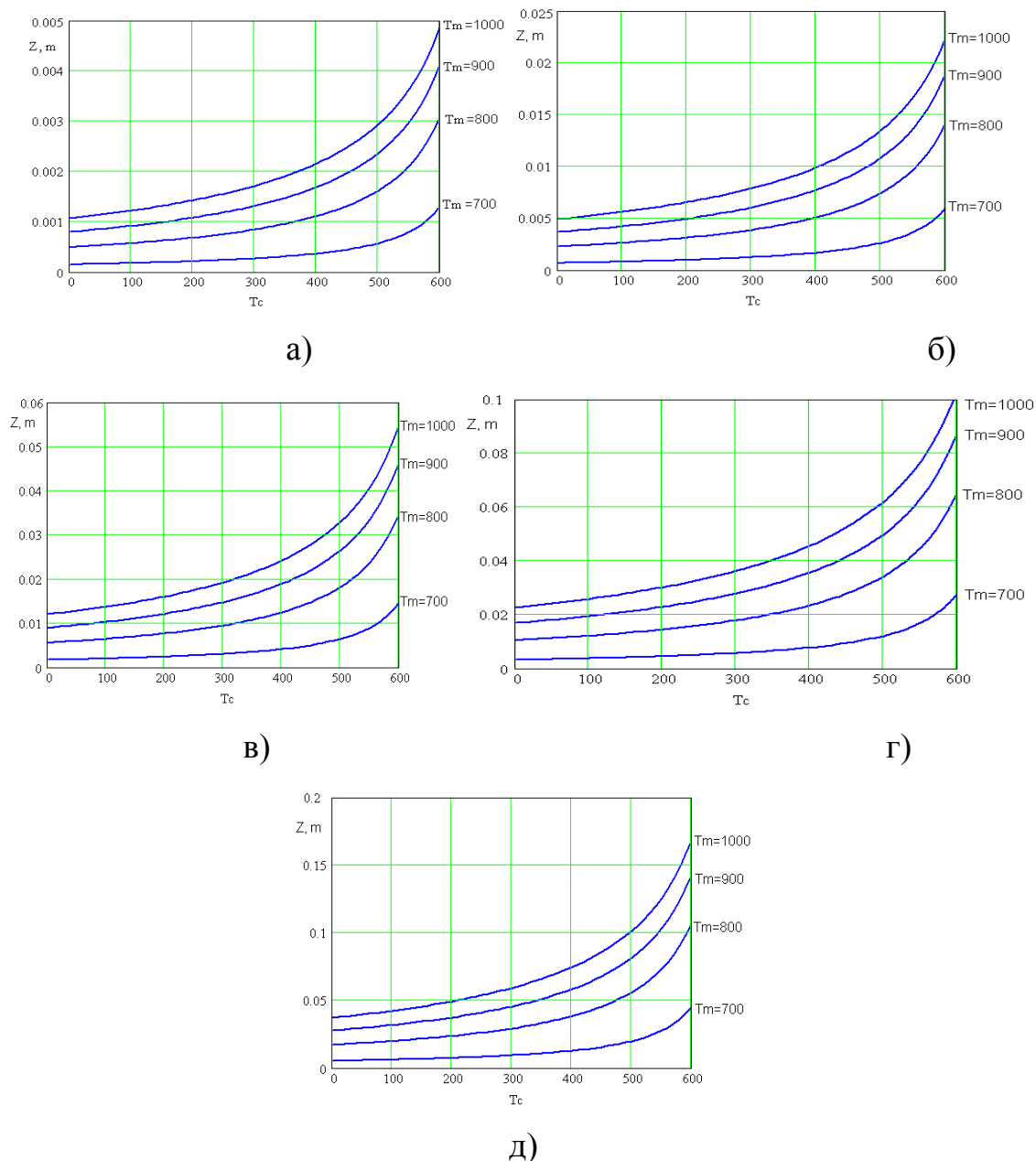
Проведенные исследования показали, что эффект не смачивания расплавом алюминия солей гранул сокращает площадь каналов движения металла в диапазоне $25-58\%$. Полученные результаты следует учитывать при выполнении теоретических расчетов движения жидкого металла в процессе заполнения гранульной засыпки.

Таблица 3.1-Экспериментальные геометрические значения сечения канала между гранулами

Диаметр гранул, мм	Диаметр скругления канала, мм	Геометрическая площадь сечения канала, мм ²	Площадь сечения канала с учетом не смачивания, мм ²	Процентное уменьшение реальной площади, %
3	0,5	0,3628	0,1522	58,05
4	0,5	0,6450	0,3762	41,67
5	0,5	1,0078	0,6863	31,90
6	0,5	1,4513	1,0816	25,47

3.2.2 Расчет высоты пропитки гранульной засыпки

Расчеты по описанной выше методике выполнялись при температурах формы (среды) 100-600 °С, температуре жидкого металла (алюминия) 700-1000 °С, диаметрах гранул 1-5мм, скорости потока жидкого металла 5-50мм/с. Температура алюминия при расчете выбирались исходя из температуры плавления алюминия и максимальных допустимых температур перегрева алюминия при литье. Максимальная температура формы устанавливалась исходя из технологических условий сборки и заливки формы, а так же из реальных температур нагрева форм при литье. Скорость потока металла выбиралась исходя из данных расчета в предыдущей главе, где была установлена максимальная скорость движения алюминиевого расплава в гранульной засыпке. Результаты расчетов можно представить в виде зависимости глубины пропитки от температуры формы при различных температурах заливки и различном диаметре гранул (рисунок 3.10, рисунок 3.11, рисунок 3.12).



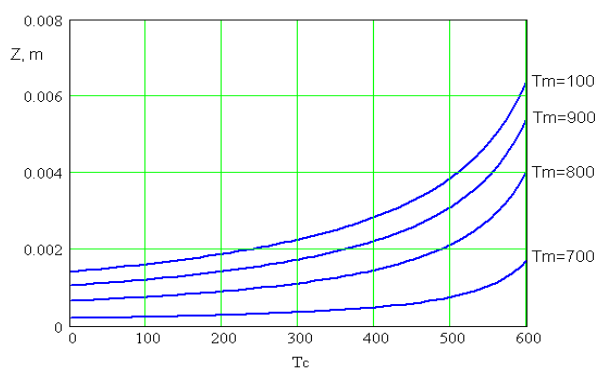
а) 1мм; б) 2 мм; в) 3мм; г) 4мм; д) 5мм

Рисунок 3.10- Зависимости глубины пропитки алюминием солевой засыпки от температуры формы и заливаемого металла при скорости подачи металла 5мм/с и диаметре гранул

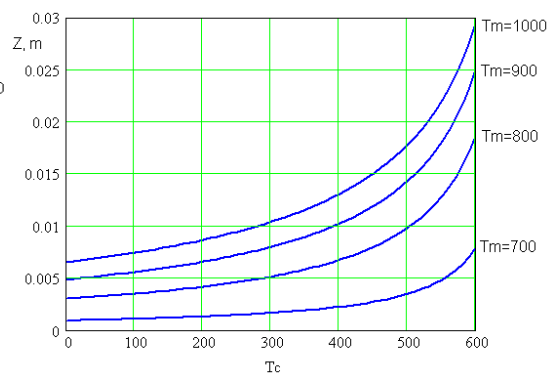
Проведенные расчеты (рисунок 3.10) показали повышение температуры солевой засыпки в форме от комнатной температуры до 600 °С позволяет в 5 раз повысить глубину пропитки засыпки. Увеличение температуры жидкого металла с 700 до 1000°С позволяет повысить глубину пропитки в 4-5 раз.

Увеличение диаметра гранул с 1 до 5мм (рисунок 3.11) позволяет увеличить глубину пропитки в 20 раз

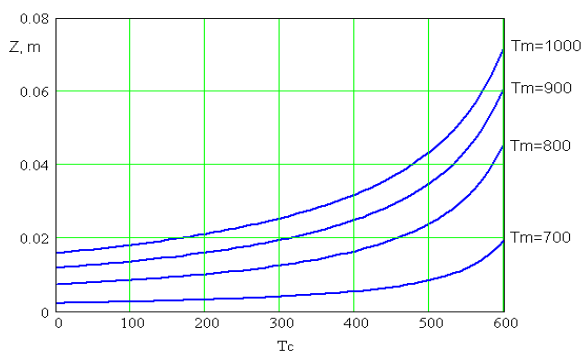
Увеличение скорости движения металла с 5 до 50мм/с (рисунок 3.11, рисунок 3.12) увеличивает глубину пропитки засыпки ≈ 1.5 раза.



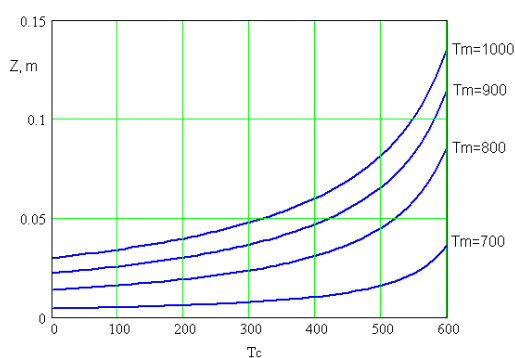
а)



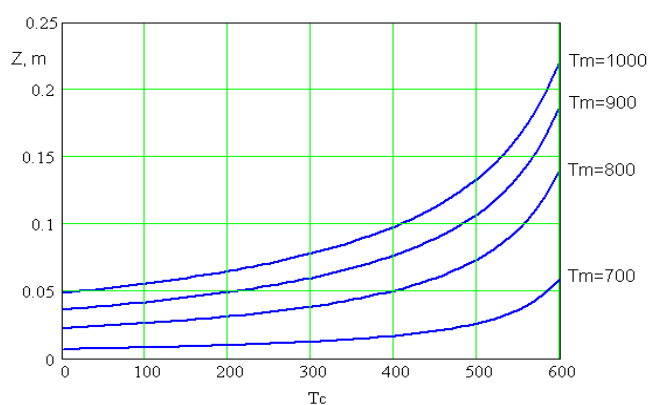
б)



в)



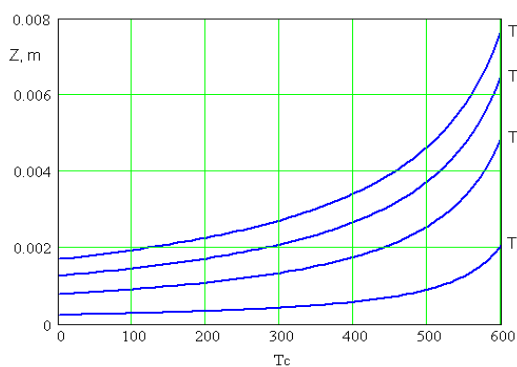
г)



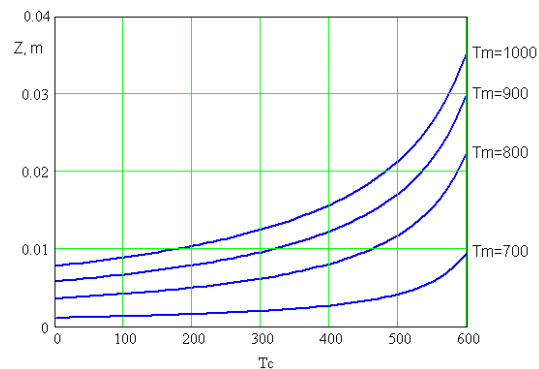
д)

а) 1мм; б) 2 мм; в) 3мм; г) 4мм; д) 5мм

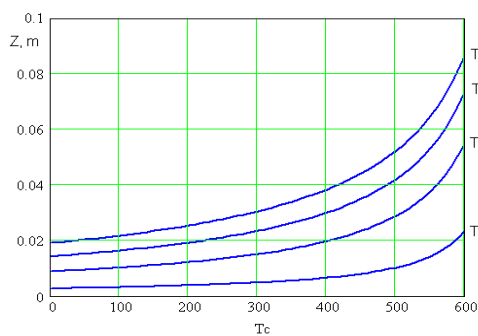
Рисунок 3.11- Зависимости глубины пропитки алюминием солевой засыпки от температуры формы и заливаемого металла при скорости подачи металла 20мм/с и диаметре гранул



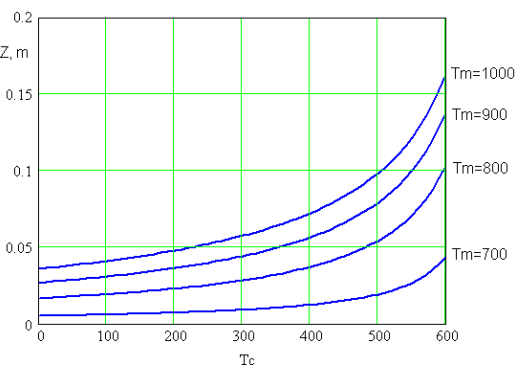
а)



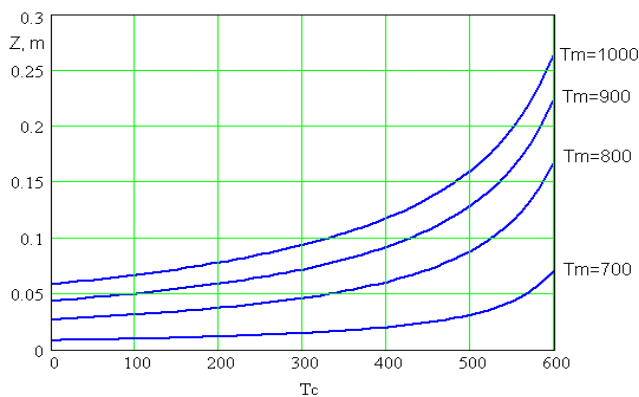
б)



в)



г)



д)

а) 1мм; б) 2 мм; в) 3мм; г) 4мм; д) 5мм

Рисунок 3.12- Зависимости глубины пропитки алюминием солевой засыпки от температуры формы и заливаемого металла при скорости подачи металла 50мм/с и диаметре гранул

Таким образом, для увеличения глубины пропитки и получения композиционных материалов с большой толщиной слоя пеноалюминия целесообразно увеличивать диаметр гранул, а не температурные и гидродинамические режимы литья (температуру расплава, температуру формы, скорость расплава).

Проведенные расчеты позволяют определить глубину пропитки гранульной засыпки форм изделий из пеноматериалов, а также подобрать режимы изготовления пеноматериалов для требуемых начальных данных (размер гранул, изделия).

3.3 Экспериментальные исследования тепловых условий формирования пористого слоя при литье композиционных материалов пеноалюминий-титан

3.3.1 Экспериментальные исследования влияния тепловых режимов на глубину пропитки пористого слоя

К тепловым режимам заливки пеноалюминия следует отнести температуру формы и температуру расплава. Именно тепловые режимы позволяют в большей степени управлять глубиной пропитки гранул. Однако, увеличение температуры формы снижает ее стойкость (при использовании металлической формы), увеличивает вероятность пригара алюминия к стенкам формы, а увеличение температуры увеличивает угар алюминия и содержания неметаллических включений в алюминиевом расплаве. Кроме того, повышение

температуры в обоих случаях приводит к дополнительным затратам энергии на перегрев расплава.

Проведенные исследования позволили описать зависимость глубины пропитки от тепловых условий заливки и величины гранул при использовании нижней литниковой системы следующим уравнением регрессии (рисунок 3. 13, рисунок 3.14):

$$h = -110.8+6.23d+0.096T_{\phi}+0,107T_p,$$

где: d-диаметр гранул, мм;

T_{ϕ} - температура формы, $^{\circ}\text{C}$;

T_p - температура алюминиевого расплава.



Рисунок 3.13 - Определение глубины пропитки при заливке снизу - $H_{\text{пр}}$

Глубина пропитки в зависимости от размера гранул, температуры формы и металла находилась в пределах 27-90 мм (рис.3.14). Увеличение диаметра гранул, увеличивает размер пустот в гранульной засыпке, что при заливке способствует уменьшению скорости охлаждения расплава и обеспечивает увеличение глубины пропитки. Повышение температуры формы с гранулами и температуры расплава увеличивает глубину пропитки.

Полученные образцы пеноалюминия имели равномерную пористость по всему объему отливки.

Полученные экспериментальные зависимости глубины пропитки от температурных режимов литья и диаметра гранул имеют тот же характер, что и расчетные, полученные в предыдущем разделе.

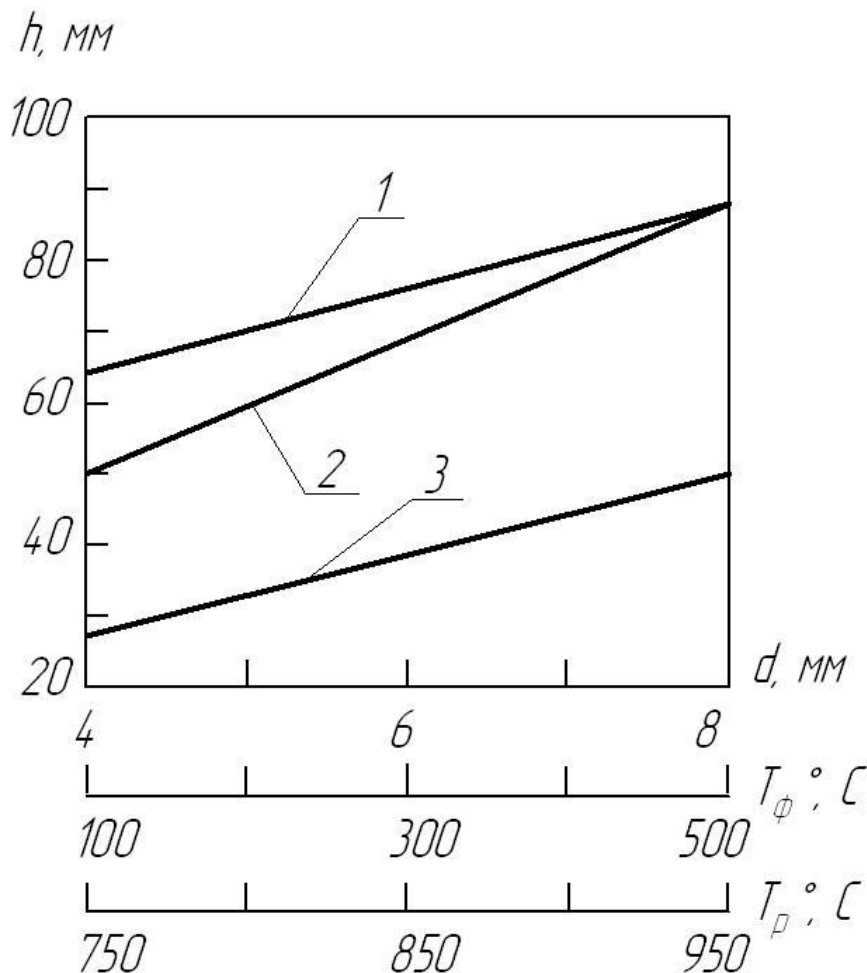


Рисунок 3.14 - Зависимость высоты пропитки от: 1 – диаметра гранул при $T_{\phi} = 500^{\circ}\text{C}$; $T_p = 950^{\circ}\text{C}$; 2 – температуры формы при $d = 8$ мм; $T_p = 950^{\circ}\text{C}$; 3 – температуры расплава при $d = 8$ мм; $T_{\phi} = 100^{\circ}\text{C}$.

Применения гранул с рассредоточенным фракционным составом способствует снижению глубины пропитки на 10-20%. При использовании смеси гранул размером 7 и 5 мм минимальная глубина пропитки наблюдается при содержании 25% мелкой фракции (рисунок 3.15).

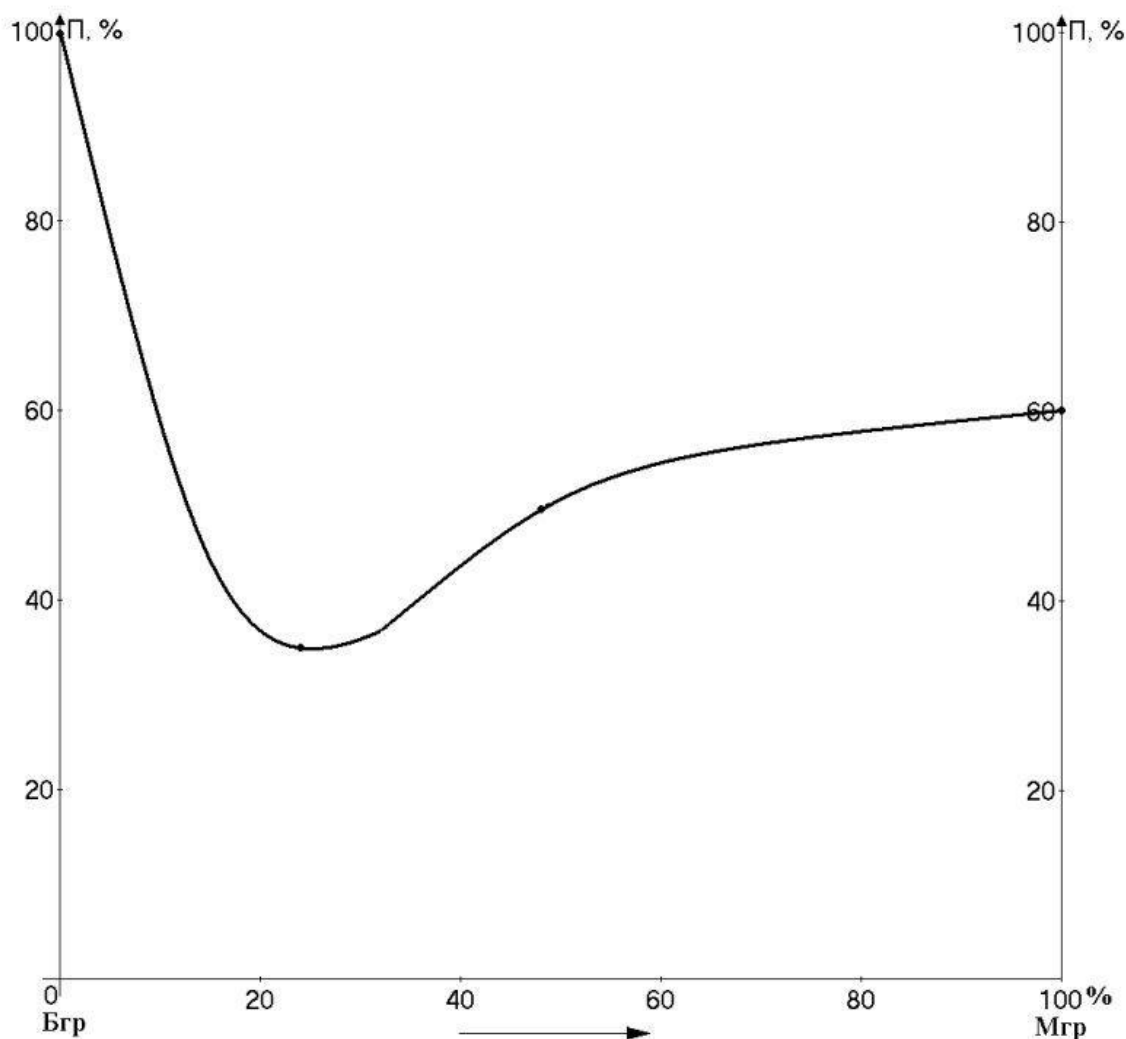


Рисунок 3.15 - Зависимость высоты пропитки от соотношения гранул диаметром 7 и 5 мм

Подобный характер зависимости наблюдается и при использовании верхних и вертикально-щелевых литниковых систем (рисунок 3.16). При заливке сверху средняя глубина пропитки практически без подогрева формы при температуре расплава 750 °С составляет 25-30мм, а при 850 °С-35-40мм (рисунок 3.16). При температуре расплава 950 °С форма заполнилась полностью на 80 мм. В то время как при нижней заливке, исходя из уравнения регрессии,

значения глубины пропитки соответствуют 20, 30 и 42 мм, что в 1,5-2 раза меньше, чем при верхней заливке. Вертикально-щелевая литниковая система обеспечивает более равномерное заполнение формы по высоте отливки, чем нижняя.



а)



б)

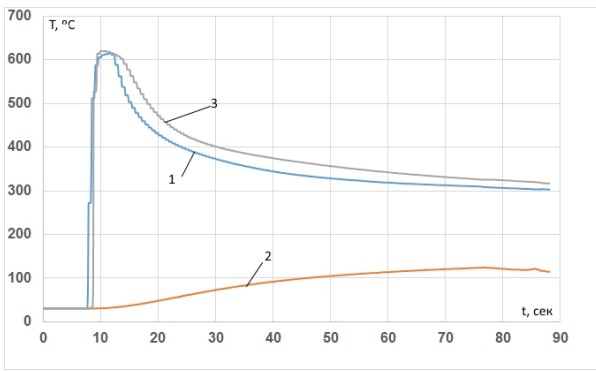
Рисунок 3.16 - Зависимость глубины пропитки от температуры расплава при: а) заливке сверху, где температура формы 25 °С, диаметр гранул 8мм, температура расплава: 750 °С, 850 °С, 950 °С; при заливке через вертикально-

щелевую литниковую систему, где температура формы 25 °С, диаметр гранул 8мм, температура расплава 850 °С

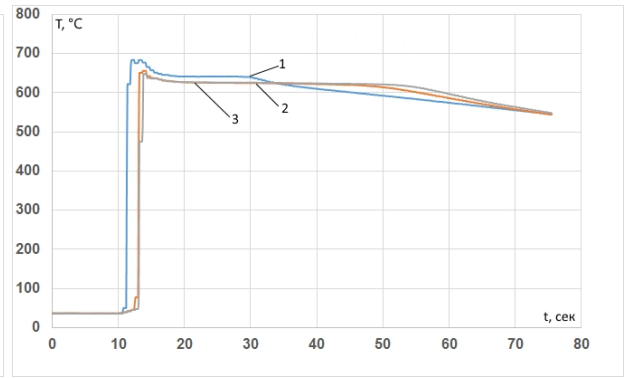
3.3.2 Экспериментальные исследования процессов охлаждения пористого слоя композиционного материала пеноалюминий-титан

Исследование процессов охлаждения при литье композиционного материала пеноалюминий -титан было направлено на определение скоростей охлаждения пористого слоя и времени пребывания металла в перегретом состоянии, так как от этого зависит как прочность адгезионной связи композита, так и свойства пористого слоя, прежде всего механические. При литье универсальный кокиль заполнялся гранулами и заливался расплавленным алюминием при температуре формы 25-600 °С и температуре расплава 750-950 °С. В процессе заливки и охлаждении температура формы измерялась 3 термопарами, установленными в центре кокиля по схеме рисунок. Конструкция кокиля позволяла производить заливку сверху, снизу и с использованием вертикально-щелевой литниковой системы. Для установления влияния гранул на тепловые процессы литья заливку кокиля производили с гранулами и без гранул.

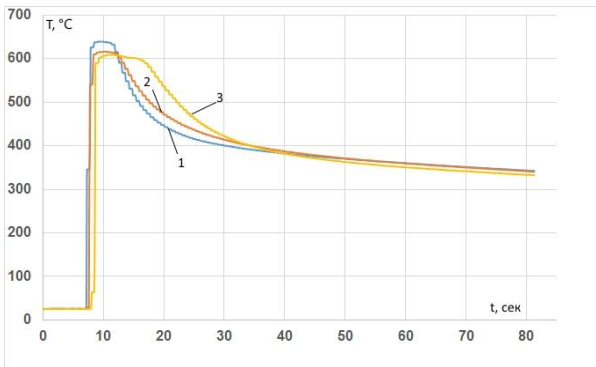
Результаты исследования тепловых процессов заливки формы с нижней литниковой системой представлены на рисунке 3.17. Обработка результатов дана в таблице 3.2.



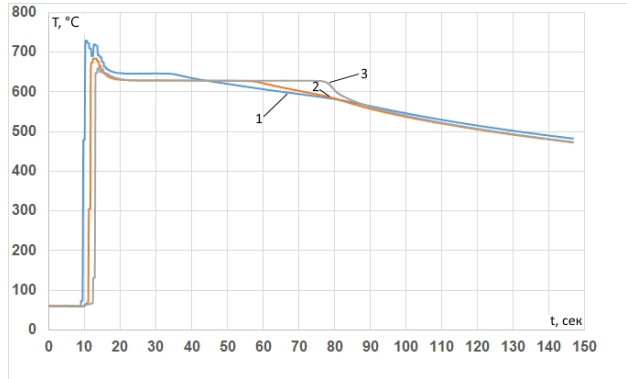
а)



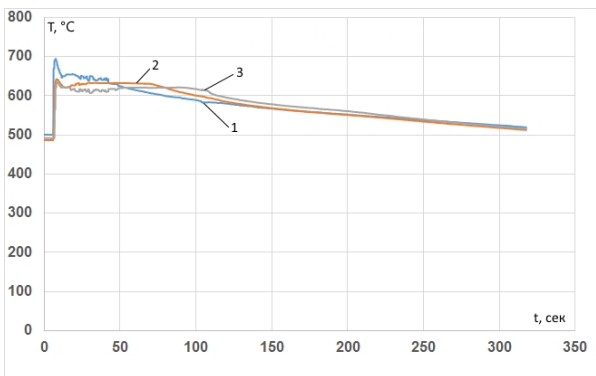
б)



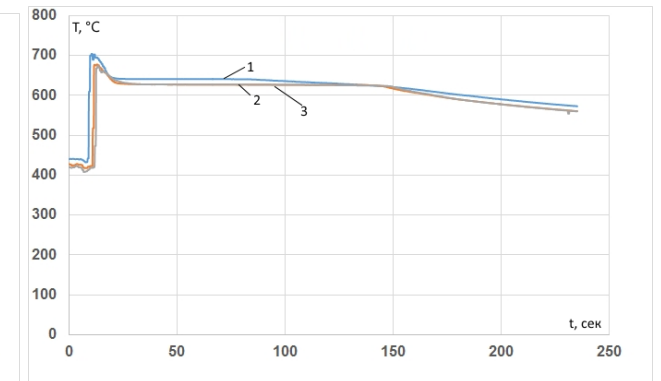
в)



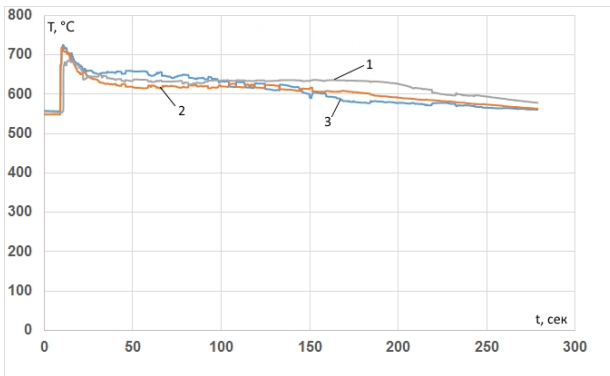
г)



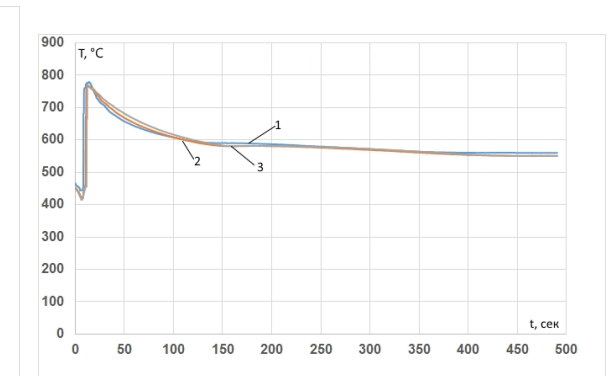
д)



е)



ж)



з)

а) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; б) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; в) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; г) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; д) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; е) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; ж) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; з)) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$

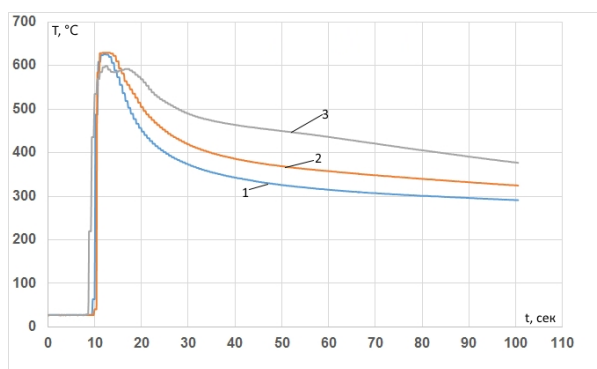
Рисунок 3.17- Термический цикл заливки формы с нижним подводом расплава

Проведенные исследования показали, что температура расплава при движении по литниковой системе и форме до 1 термопары уменьшается вследствие тепловых потерь при использовании формы без гранул на $50-100^{\circ}\text{C}$, а при заливке формы с гранулами $100-200^{\circ}\text{C}$. Более значительные тепловые потери связаны только с дополнительной аккумуляцией тепла гранулами, которые являются источниками внутреннего теплостоком при заливке формы с гранулами. Наличие гранул, вследствие значительной аккумуляции ими тепла алюминиевого расплава, обеспечивает более значительное переохлаждение расплава [42,43]. Так при заливке формы без подогрева расплавом, перегретым до $750-850^{\circ}\text{C}$, величина переохлаждения составила $20-30^{\circ}\text{C}$ (рисунок 3.17). Наличие водорастворимых гранул обеспечивает повышение скорости охлаждения расплава в 1,8-10 раз в зависимости от тепловых условий заливки (таблица 3.2). Чем более низкая температура формы с гранулами, тем выше скорость охлаждения расплава. Время охлаждения расплава и время кристаллизации наоборот с повышением температуры формы и расплава увеличиваются. Причем форма с гранулами во всех случаях охлаждается более интенсивно, чем без гранул.

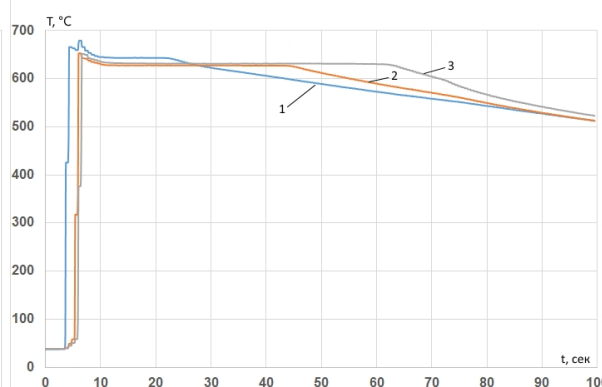
Результаты исследования тепловых процессов заливки формы с верхней литниковой системой представлены на рисунке 3.18. Обработка результатов дана в таблице 3.3

Таблица 3.2- Результаты исследования тепловых процессов при заливке формы с нижней литниковой системой

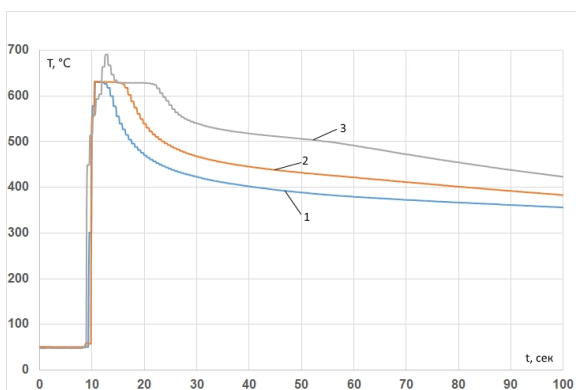
№	Температура заливки °С	Температура формы °С	Наличие гранул	Время охлаждения до 600°С, сек	Время кристаллизации, сек	Скорость охлаждения расплава до температуры кристаллизации, °С /с
1	750	25	+	5	2,5	50
2	750	25	-	50	33	5
3	850	25	+	10	6	25
4	850	25	-	70	58	4,2
5	750	600	+	120	90	10
6	750	600	-	170	126	3,6
7	850	600	+	240	170	1,8
8	850	600	-	400	250	1



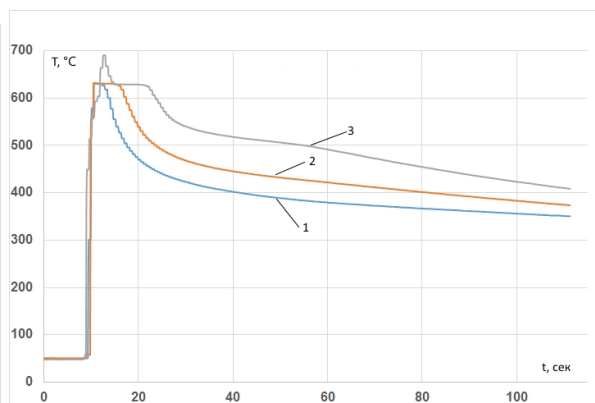
а)



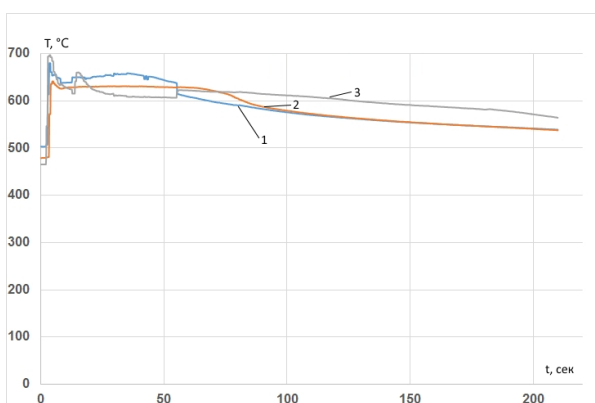
б)



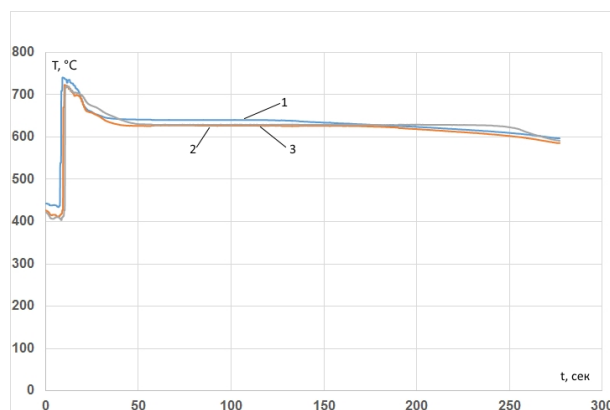
В)



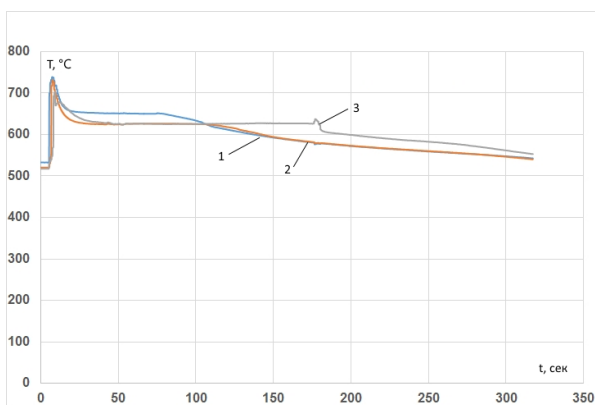
Г)



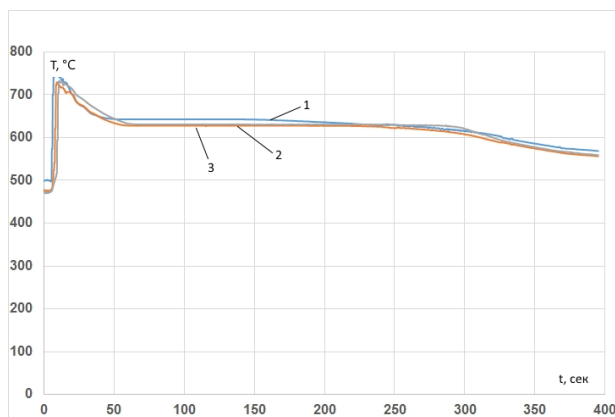
Д)



Е)



Ж)



З)

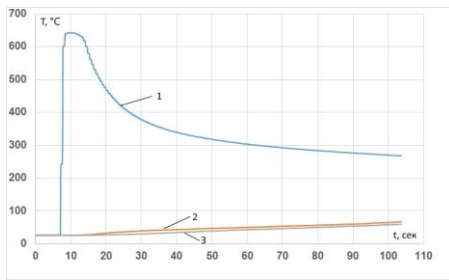
Рисунок 3.18- Термический цикл заливки формы с верхним подводом расплава: а) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; б) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; в) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; г) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; д) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; е) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; ж) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; з)) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$

При заливке формы через верхнюю литниковую систему тепловые потери значительно ниже, температура расплав в самой форме выше, чем при литье через нижнюю литниковую систему (рисунок 3.18). Скорость охлаждения расплава увеличивается в 1,5-6 раз по сравнению с процессами заливки формы без гранул. Величина переохлаждения вследствие более низких скоростей охлаждения расплава составляет не более 5-15°C (таблица 3.3.).

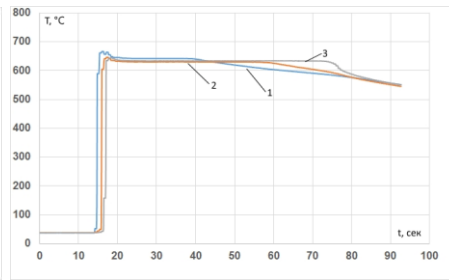
Таблица 3.3-Результаты исследования тепловых процессов при заливке формы с верхней литниковой системой

Температура заливки; °C	Температура формы; °C	Наличие гранул	Время охлаждения до 600°C , сек	Время кристаллизации, сек	Скорость охлаждения расплава до температуры кристаллизации, °C /с
750	25	+	12	3	40
750	25	-	70	55	7
850	25	+	14	10	12
850	25	-	80	68	3
750	600	+	136	110	8
750	600	-	270	203	2
850	600	+	270	190	1,5
850	600	-	440	300	1

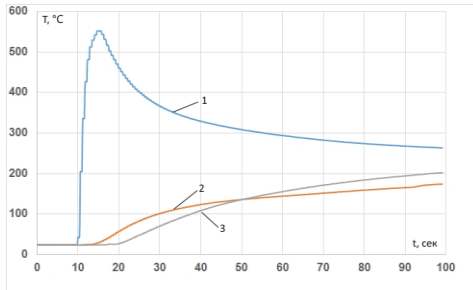
Результаты исследования тепловых процессов заливки формы с вертикально-щелевой литниковой системой представлены на рисунке 3.19. Обработка результатов дана в таблице 3.4



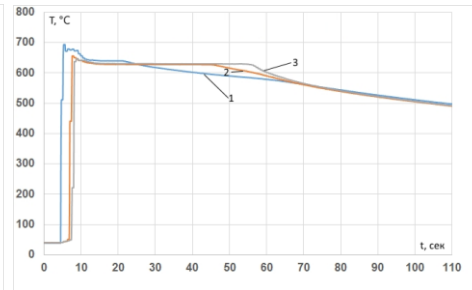
а)



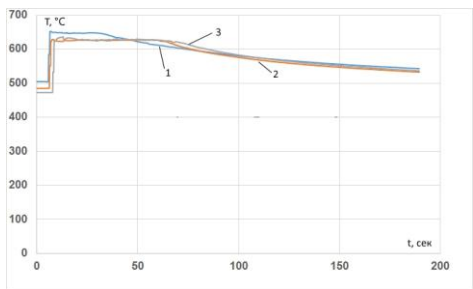
б)



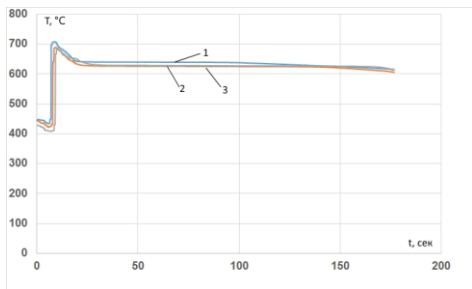
в)



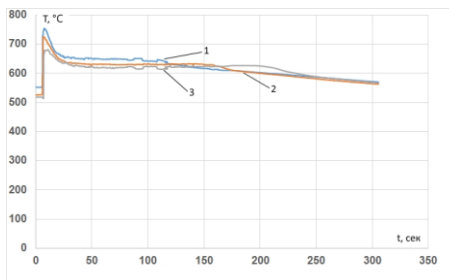
г)



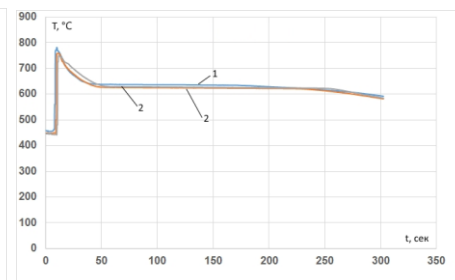
д)



е)



ж)



з)

а) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; б) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; в) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; г) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-25^{\circ}\text{C}$; д) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; е) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-750^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; ж) форма заполнена гранулами, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$; з)) форма без гранул, $T_{\text{зал}}-850^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ф}}-600^{\circ}\text{C}$

Рисунок 3.19- Термический цикл заливки формы с вертикально-щелевой литниковой системой

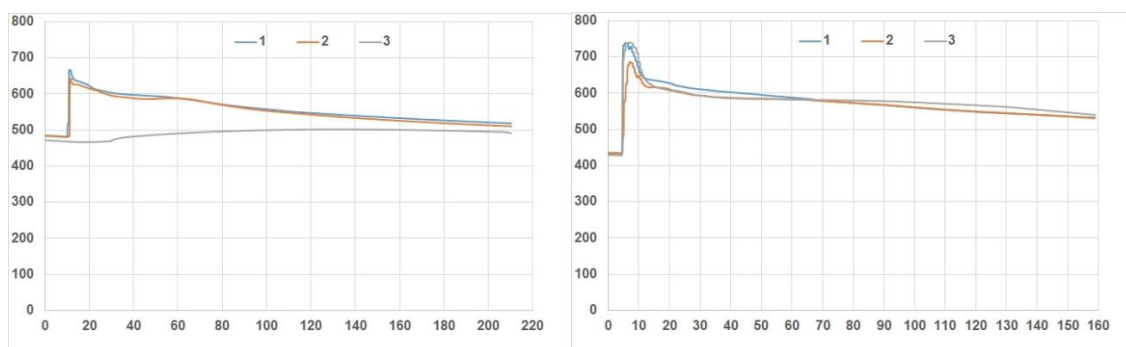
При заливке формы через вертикально-щелевую литниковую систему тепловые потери ниже, чем при сифонной заливке, но выше чем при заливке сверху. Температура расплава при движении по литниковой системе и в форме между гранулами до термопар снижается не более, чем на 100°C (рисунок 3.19). Скорость охлаждения расплава увеличивается в 1,8-7 раз по сравнению с процессами заливки формы без гранул. Величина переохлаждения вследствие более низких скоростей охлаждения расплава составляет не более 20°C (таблица 3.4).

Таблица 3.4-Результаты исследования тепловых процессов при заливке формы с вертикально-щелевой литниковой системой

Температура заливки; °C	Температура формы; °C	Наличие гранул	Время охлаждения до 600°C , сек	Время кристаллизации, сек	Скорость охлаждения расплава до температуры кристаллизации, °C /с
750	25	+	7	3	45
750	25	-	60	50	7
850	25	+	12	8	20
850	25	-	75	60	4
750	600	+	125	100	7
750	600	-	182	130	4
850	600	+	250	175	1,8
850	600	-	400	250	1

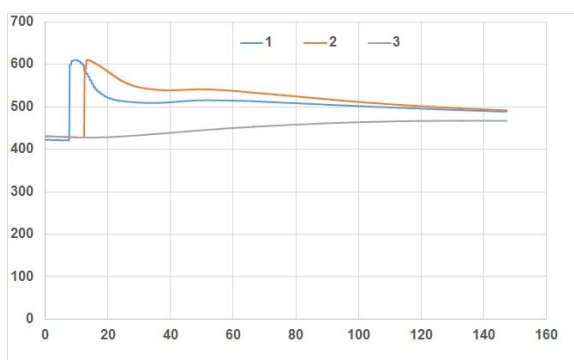
Экспериментальные исследования тепловых процессов на границе слоев композиционного материала при установке термопар на поверхности титановой

арматуры показали, что изменения температуры на поверхности менее значительны, чем в объеме гранульной засыпки (рисунок 3.20).



а)

б)



в)

а) заливка через нижнюю литниковую систему; б) заливка через верхнюю литниковую систему; в) заливка через вертикально-щелевую литниковую систему

Рисунок 3.20- Термический цикл на границе слоев композиционного материала при температуре расплава при заливке $T_{\text{зал}}=750^{\circ}\text{C}$ и температуры формы $T_{\text{ф}}=25^{\circ}\text{C}$

Это связано с менее упакованным расположением солевых гранул на поверхности контакта с титаном и особенностями движения расплава при заполнении гранульной засыпки. При заливке сверху при этом температура

расплава на границе композита снизилась не более чем на 20°C по сравнению с температурой заливки. При заливке через нижнюю и вертикально-щелевую литниковые системы температура снизилась на 50-100°C.

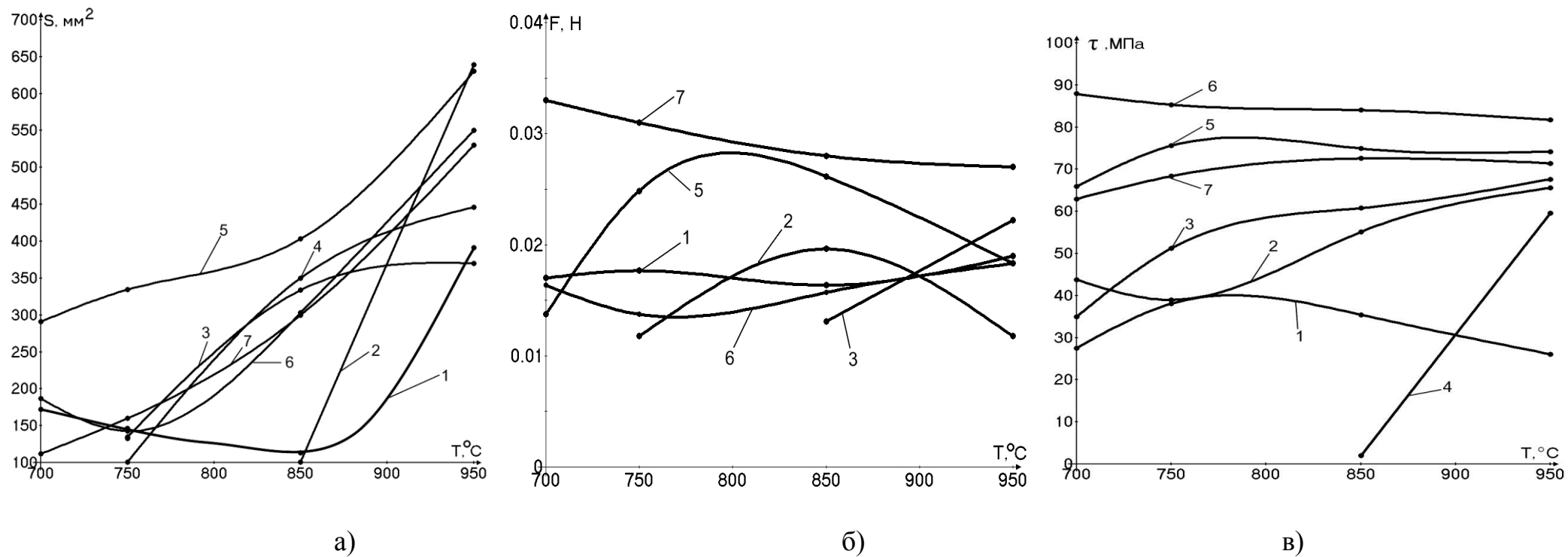
При формировании пористого слоя композиционного материала пеноалюминий-титан наблюдается значительное увеличение скорости охлаждения расплава и увеличение величины переохлаждения при кристаллизации, что связано с более низкой температурой гранул, большой площадью контакта гранул и алюминиевого расплава. Высокие скорости охлаждения и высокая величина переохлаждения расплава при кристаллизации способствуют измельчению структуры металла, формирования неравновесных структур и высокой степени насыщения легирующих элементов в алюминиевой матрице. Эти факторы приводят к повышению механических свойств алюминиевых сплавов в композиционном материале.

Однако, вследствие высоких скоростей охлаждения расплава при формировании композиционных материалов пеноалюминий-титан для образования адгезионной связи между слоями композита и получения пористого слоя без недоливов и неслитин требуется более высокий перегрев расплава и предварительных нагрев формы с гранулами и титановой арматурой.

4 Исследование процессов смачивания и растекания алюминия по титану при формировании слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан

Исследование смачивания и растекания алюминия по титану направлены на определения оптимальных условий формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан и оптимального состава флюсов.

Проведенные исследования показали, что площадь растекания при постоянном времени растекания определяется температурой процесса и природой применяемого флюса (рисунок 4.1а). При повышении температуры процесса площадь растекания увеличивалась. Практически во всем температурном интервале наибольшая площадь растекания наблюдалась при использовании флюса на основе соли K_2TiF_6 . Высокие значения площади растекания наблюдались при использовании флюсов на основе соли K_2ZrF_6 и флюса на основе системы $KF-AlF_3$ эвтектической концентрации. Применение флюсов на основе систем $KF-LiF$, $KCl-NaCl-Na_3AlF_6-NaF$, $NaF - KF - AlF_3$ обеспечивает растекание алюминия по титану при температурах процесса выше $850^\circ C$.



(а), силы смачивания (б), прочности сцепления от температуры процесса и природы применяемых флюсов, где: 1- KF-LiF, 2 - NaF - KF- AlF₃, 3 - NaF - LiF- AlF₃, 4 - KCl-NaCl-Na₃AlF₆-NaF, 5 - K₂Ti F₆, 6 - K₂ Zr F₆, 7-KF-AlF₃

Рисунок 4.1 - Зависимость площади растекания.

Сила смачивания так же определяются температурой алюминиевого расплава и природой флюса. Наиболее высокие значения силы смачивания наблюдаются при применении флюса на основе системы KF-AlF_3 эвтектической концентрации (рисунок 4.1б). С повышением температуры расплава сила смачивания незначительно уменьшалась, что вероятно связано с образованием между алюминием и титаном при высоких температурах переходного интерметаллидного слоя с худшей смачиваемостью его алюминием.

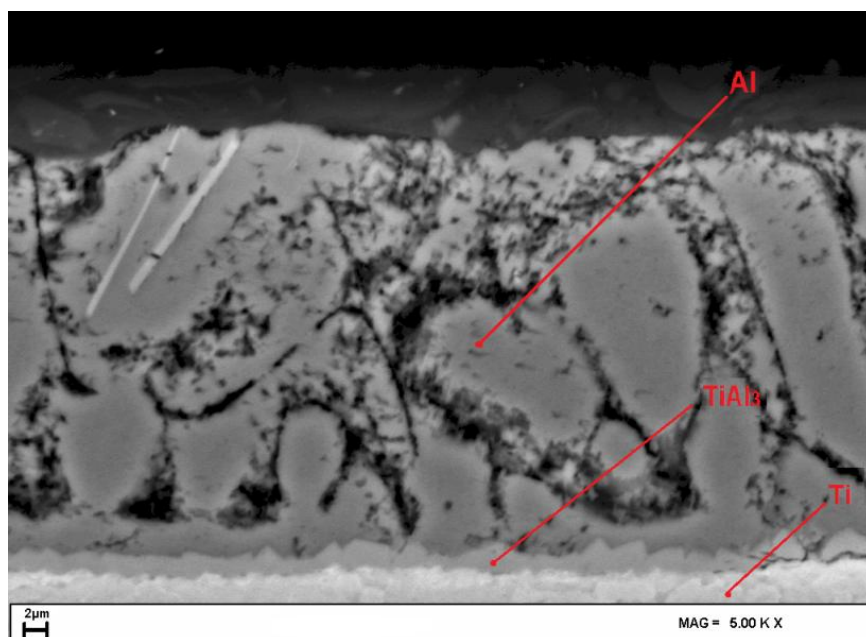
Немного ниже были значения силы смачивания при применении флюса на основе соли K_2TiF_6 . При этом максимальная сила смачивания наблюдалась при температурах расплава 750-850 °С. Сила смачивания при применении остальных флюсовых систем была практически в 2 раза ниже, чем при использовании флюса на основе системы KF-AlF_3 .

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что на границе титана и алюминия при формировании композиционных материалов формируется переходный слой. Толщина и химический состав которого определяется температурой формирования и природой активирующего флюса.

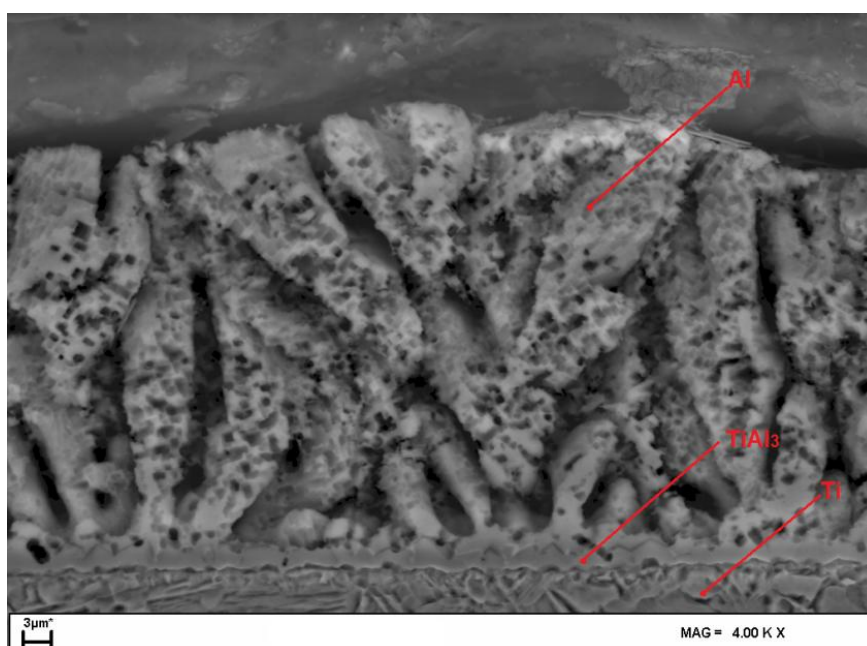
При использовании флюса системы KF-AlF_3 эвтектической концентрации на границе слоев формируется слой толщиной не более 1 мкм при 750 °С и до 2,5 мкм при 950 °С (рисунок 4.2 а). Содержания алюминия в переходном слое составляет около 61,8% остальное титан. Химический состав переходного слоя – соответствует составу интерметаллидной фазы TiAl_3 [44-49].

Использование флюса K_2TiF_6 значительно не изменяет ни толщины ни химического состава переходного слоя (рисунок 4.2б). При активации флюсом на основе K_2ZrF_6 толщина переходного слоя незначительно увеличивается (рисунок 4.2в). Кроме того алюминид титана легируется цирконием, который восстанавливается при взаимодействии гексафторцирконата калия с алюминием. Концентрация циркония в переходном слое изменяется от 11% при 750 °С, до 1,1% при 950 °С. Снижение концентрации связано с более высокой

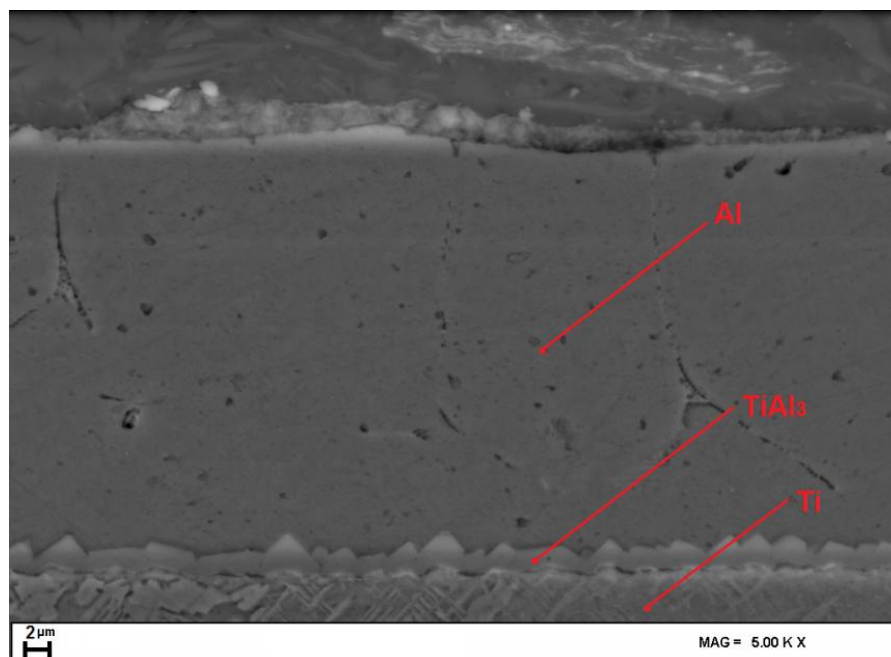
скоростью диффузии циркония из переходной зоны в алюминиевый и титановый слой при повышении температуры алюминиевого расплава.



a)



б)



в)

Рисунок 4.2 - Структура титановых образцов с алюминиевым слоем при использовании для активации флюса на основе: а) KF-AlF_3 ; б) K_2TiF_6 ; в) K_2ZrF_6

Испытания прочности сцепления титана и алюминия показали, что разрушение нахлесточных образцов происходит по переходному интерметаллидному слою. Прочность сцепления изменялась в зависимости от температуры процесса и составов применяемых флюсов в пределах 28-87 МПа (рисунок 4.1в). Применении флюсов на основе солей K_2TiF_6 , K_2ZrF_6 и флюса на основе системы KF-AlF_3 эвтектической концентрации обеспечивает наиболее высокие значения прочности сцепления. При повышении температуры расплава с одной стороны улучшается адгезионная связь между алюминием и титаном всвязи с уменьшением площади непропаев на поверхности контакта слоев, а с другой стороны на границе появляется интерметаллидный переходный слой, снижающий прочность, поэтому прочность сцепления изменяется при использовании указанных флюсов незначительно. Максимальные значения прочности сцепления наблюдались при температурах процесса 750-850 °С.

Высокие значения прочности сцепления алюминия и титана при использовании флюса K_2ZrF_6 объясняются дополнительным легированием переходного интерметаллидного слоя цирконием. С уменьшением степени легирования переходного слоя прочность сцепления уменьшается (рисунок 3.7 в).

Прочность сцепления алюминия и титана при применении остальных флюсов была значительно ниже (рисунок 4.1).

Прочность сцепления пеноалюминия и титана в промышленных образцах (рисунок 4.3), изготовленных по жидкофазной технологии при температурах заливки алюминия $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ составляла 12-15МПа. Минимальные значения прочности наблюдаются при использовании флюса на основе системы $KF-AlF_3$, а максимальные при активации поверхности флюсами на основе солей K_2TiF_6 , K_2ZrF_6 . Более низкие значения прочности сцепления слоев композита по сравнению с прочностью сцепления титана и алюминия связано с уменьшением площади контакта в связи с пористостью алюминиевого слоя и с большим количеством непропаев на поверхности контакта при изготовлении композита пеноалюминий-титан.



Рисунок 4.3 – Внешний вид образцов после испытания прочности сцепления слоев композита на отрыв

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Широкое применение пеноалюминия сдерживается его недостатками: низкой прочностью при растяжении и изгибе. Для повышения механических свойств было предложено использовать вместо пеноматериалов слоистую композиционную конструкцию пеноалюминий-сплошной металл. В качестве арматуры можно использовать титан и титановые сплавы, которые отличаются высокой прочностью при относительно невысокой плотности.

2. Для получения слоистого композиционного материала пеноалюминий-титан было предложено формировать пористую структуру и армировать титаном одновременно в металлической форме. При этом для формирования армированного пеноалюминия в литейную форму предварительно предложено устанавливать титановую арматуру (проволоку), а для формирования пористой структуры форма заполняется гранулами из водорастворимых солей. После затвердевания полученную отливку извлекают из формы и помещают в воду для растворения соли.

3. Разработаны расчетные и экспериментальные методы исследования тепловых и гидравлических условий формирования слоистых композиционных материалов пеноалюминий-титан. Разработана методика исследования процессов смачивания и растекания алюминия по титану.

4. Моделирование процессов формирования композиционных материалов пеноалюминий-титан позволили установить гидродинамические особенности заполнения формы с водорастворимыми гранулами жидким расплавом при верхней, нижней заливке и при заливке формы через вертикально-щелевую литниковую систему;

5. Нижняя литниковая система при формировании композиционных материалов, как показали моделирование и экспериментальные исследования процессов заливки формы с гранулами, позволяет плавно заполнять форму, создавая благоприятные условия для активации титановой арматуры и

формирования адгезионной связи между алюминиевым и титановым слоем композита. Большие тепловые потери расплавленного металла и низкие скорости движения металла в форме с гранулами ограничивают толщину получаемого качественного пористого слоя и создают условия для недоливов и неспаев в пористом слое композита.

6. Верхняя литниковая система по сравнению с нижней, как показали моделирование и экспериментальные исследования процессов заливки формы с гранулами, позволяет заполнять форму с меньшими тепловыми потерями с большей скоростью заполнения, что создает предпосылки для увеличения толщины слоя пеноалюминия и повышения качества заполнения пористого слоя композита. При верхней заливке высокая вероятность размыва гранульной засыпки, а при низкой прочности гранул возможно их разрушение под давлением потока расплава. Экспериментальные исследования процессов заливки через верхнюю литниковую систему, показали, что поток расплава при формировании композиционных пеноматериалов будет двигаться вдоль стенки арматуры сверху вниз смывая активирующий флюс и уменьшая вероятность образования адгезионной связи между титаном и пеноалюминием.

7. Применение вертикально-щелевой литниковой системы обеспечивает более спокойное заполнение гранульной засыпки по сравнению с верхней, а условия взаимодействия флюса, титана и алюминия аналогичны условиям при использовании нижней литниковой системы. Подача свежих порций расплава при литье на заполняемый уровень обеспечивает одинаковые физико-химические условия формирования адгезионной связи между титаном и пеноалюминием по высоте композиционного материала, что не наблюдается при использовании нижней литниковой системы. Условия формирования пористого слоя в связи с особенностями заполнения засыпки гранул через щелевой питатель обеспечивают более высокую скорость заполнения формы, уменьшается вероятность образования недоливов и неслитин по сравнению с заливкой через нижнюю литниковую систему.

8. Проведенные исследования показали, что увеличение диаметра гранул способствует увеличению площади проходного сечения в результате чего снижается сопротивление движению расплава металла и увеличивается глубина пропитки. Проходное сечение гранульной засыпки вдоль стенок формы в 2.7 раза больше, чем в основной засыпке. Такое соотношение приводит к изменению структуры движения расплава алюминия, при котором более быстрое движение проходит вдоль стенки формы, а затем происходит наполнение формы со дна формы.

Соли гранул не смачиваются расплавом алюминия, в результате этого снижается проходное сечение гранульной засыпки в пределах 25-60%, при этом, чем меньше диаметр гранул, тем данное значение больше.

9. Предложенная математическая модель позволяет определить глубину проникновения расплава (глубину пропитки) от тепловых и гидродинамических режимов литья. Установлено, что глубина пропитки в большей степени определяется диаметром используемых гранул. Для увеличения глубины пропитки и получения композиционных материалов с большой толщиной слоя пеноалюминия целесообразно увеличивать диаметр гранул, а не температурные и гидродинамические режимы литья (температуру расплава, температуру формы, скорость расплава).

10. Проведенные экспериментальные исследования подтвердили результаты расчётов глубины пропитки в зависимости от тепловых условий литья и диаметра используемых гранул. Применение верхней литниковой системы обеспечивает более значительную глубину пропитки. Применения гранул с рассредоточенным фракционным составом способствует снижению глубины пропитки на 10-20%.

11. При формировании пористого слоя композиционного материала пеноалюминий-титан наблюдается значительное увеличение скорости охлаждения расплава и увеличение величины переохлаждения при кристаллизации, что связано с более низкой температурой гранул, большой площадью контакта гранул и алюминиевого расплава. Высокие скорости

охлаждения и высокая величина переохлаждения расплава при кристаллизации способствуют измельчению структуры металла, формирования неравновесных структур и высокой степени насыщения легирующих элементов в алюминиевой матрице. Эти факторы приводят к повышению механических свойств алюминиевых сплавов в композиционном материале.

12. Вследствие высоких скоростей охлаждения расплава при формировании композиционных материалов пеноалюминий-титан для образования адгезионной связи между слоями композита и получения пористого слоя без недоливов и неслитин требуется перегрев расплава по отношению к оптимальным температурам формирования адгезионной связи на 50-200 °С или же высокий предварительный перегрев формы с гранулами и титановой арматурой.

13. Исследования процессов формирования композиционных материалов пеноалюминий-тита показали, что применение флюсов на основе системы $KF-AlF_3$ эвтектической концентрации и на основе солей K_2TiF_6 , K_2ZrF_6 обеспечивает хорошее растекание и смачивание титана алюминием. Прочность сцепления слоев алюминия и титана при активации титана указанными флюсами составляет 60-90 МПа. Наиболее высокая прочность сцепления титана и алюминия при жидкофазных процессах формирования композиционных материалов титан-алюминий обеспечивается применением флюсов на основе системы K_2ZrF_6 , что связано с легированием переходного интерметаллидного слоя, образующегося между алюминием и титаном, цирконием.

14. Прочность сцепления слоев пеноалюминия и титана в промышленных образцах композиционных материалов при использовании флюсов системы $KF-AlF_3$ составляет около 12 МПа, а при использовании флюсов на основе K_2TiF_6 , K_2ZrF_6 составляет около 15 МПа.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Андреев, Д.А. Пеноалюминий: настоящее и будущее/ Д.А. Андреев// Технология легких сплавов.-2006.-№4.-С.192-195.
2. J. Banhart / Metals and Metallic Foams // Adv. Eng. Mat. 2006, 8, 781.
3. J. Banhart Louis-Philippe Lefebvre¹, John Banhart², David C. Dunand³ / Porous Metals and Metallic Foams: Current Status and Recent Developments // Advanced Engineering Materials.-2008.- 10(9), 775–787 (2008)
4. J. Banhart, / Porous Metals // Prog. Mater. Sci. 46 (2001) 559-632
5. Аксенов, А.А., Иванов, Д.О., Мансуров, Ю.Н. и др. Условия получения качественного пеноалюминия/ А.А. Аксенов, Д.О. Иванов, Ю.Н. Мансуров и др.//Juvenis scientia.-2016.- №3.-С23-26
6. Романов, В.С. Пеноалюминий: PRO ET CONTRA/ В.С. Романов // Технология легких сплавов.-2006.-№1-2.-С.212-213.
7. Польшкин, И.С. Пеноалюминий будущего – пенокомпозит/ И.С.Польшкин // Технология легких сплавов.-2006.-№1-2.-С.210-211.
8. Ивашкин, А.И. Пеноалюминий и сотовые конструкции как альтернатива древесине в транспортных контейнерах для отработавшего ядерного топлива / А.И. Ивашкин, С.В Комаров // Русский инженер. – 2012. – №2 (33). – С. 62–65.
9. Ковтунов, А.И. Тепловые условия формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли/ А.И.Ковтунов, Д.А.Семистенов, Ю.Ю.Хохлов, Т.В.Чермашенцева//Литейщик России.- 2011.-№6.-С. 43-45.
10. Финкельштейн, А.Б. Получение пропиткой пористых отливок из алюминиевых сплавов/ А.Б.Финкельштейн// Литейное производство.-2010.- №5.-С.13-15.
11. Ковтунов, А.И. Исследование процессов формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли/А.И.Ковтунов, Д.А.Семистенов, Ю.Ю.Хохлов, Т.В.Чермашенцева// Технология легких сплавов.-2011 №4.- С.74-78.

12. Ковтунов, А.И. Исследование физико-механических свойств пеноалюминия, полученного фильтрацией через водорастворимые соли/Ковтунов А.И, Хохлов Ю.Ю, Семистенов Д.А.//Заготовительные производства в машиностроении - 2012. - №6.
13. Ковтунов, А.И. Исследование технологических и механических свойств слоистых титаноалюминиевых композиционных материалов, полученных жидкофазным способом/ А.И.Ковтунов, С.В.Мямин//Авиационные материалы и технологии.-2013 №1.-С.9-12.
14. Ковтунов, А.И. Исследование процессов смачивания и растекания алюминия по титану при формировании композиционных материалов пеноалюминий–титан/ А.И.Ковтунов, Ю.Ю.Хохлов, С.В.Мямин// Цветные металлы.-2017 №6.-С.74-78.
15. Научно-исследовательские работы. [Электронный ресурс] // Наука, промышленность и предпринимательство. - Режим доступа: http://www.uvao.ru/uvao/portal/info/n_296. (дата обращения: 1.09.2010.)
16. Авиация и машиностроение, Новости авиации и машиностроения [Электронный ресурс] // Большая советская энциклопедия – Режим доступа: <http://sci-lib.com/aviation>. (дата обращения: 12.09.2010.)
17. Электронная библиотека. Каталог инновационных изданий [Электронный ресурс] // Инновации и предпринимательство - Режим доступа: http://www.innovbusiness.ru/content/section_r_99F555E0-46D4-4EA2-8BDC-0FE6EDCD5B4C.html. (дата обращения: 12.09.2010.)
18. Пенобетон и газобетон [Электронный ресурс] // Материалы для строительства и ремонта - Режим доступа: <http://m-building.ru/art/penobeton-i-gazobeton>. (дата обращения: 14.09.2010.)
19. Информационно-поисковая система [Электронный ресурс] // Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам - Режим доступа: http://www1.fips.ru/wps/wcm/connect/content_ru/ru/inform_resources/inform_retrieval_system. (дата обращения: 7.09.2010.)

20. Статьи и публикации [Электронный ресурс] // Научно-техническая библиотека - Режим доступа: <http://www.sciteclibrary.ru/rus/catalog/arts>. Дата обращения: 7.09.2010.
21. Пеноалюминий [Электронный ресурс] // Словари и энциклопедии на Академике Режим доступа: <http://dic.academic.ru/dic.nsf/polytechnic/6376>. Дата обращения: 5.09.2010/
22. Колачев, Б.А. Metalловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М. : МИСИС, 2005. – 432 с.
23. Колачев Б. А. Metalловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.
24. Васильев, Л. Л. Теплофизические свойства пористых материалов / Л. Л. Васильев, А. Танаева. - Минск: Наука и техника, 1971. - 266 с.
25. Кутателадзе С.С. Теплопередача и гидродинамическое сопротивление : Справ. пособие. - М.: Энергоиздат, 1990. - 365 с.: ил.
26. Арутюнов, В.А. Metallургическая теплотехника/ В.А.Арутюнов, В.И.Миткалинный, С.Б.Старк.-М.:Metallургия, 1974.-672с.
27. Курдюмов А. В., Пикунов М. В., Чурсин В. М. Литейное производство цветных и редких металлов/ А.В.Курдюмов, М.В.Пикунов М. В., В.М. Чурсин. — М. : Metallургия, 1982. — 351 с.
28. Галдин, Н.М. Цветное литье: Справочник/ Н.М. Галдин, Д.Ф. Чернега, Д.Ф.Иванчук и др..-М.:Машиностроение, 1989.528 с.
29. Галдин, Н.М. Литниковые системы для отливок из легких сплавов/ Н.М. Галдин.-М.:Машиностроение, 1978.-198 с.
30. Галдин, Н.М. Литниковые системы и прибыли для фасонных отливок/ Н.М. Галдин, В.В.Чистяков, А.А.Шатульский .-М.:Машиностроение, 1992.-256с.
31. Производство отливок из сплавов цветных металлов/ Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Е.Л.Бибиков М. «МИСИС». 1996. 502 с

32. Фомин, Б.А.Металлургия вторичного алюминия / Б.А.Фомин., В.И.Москвитин, С.В. Махов.-М.: «ЭКОМЕТ», 2004.-240с.
33. Ковтунов, А.И., Мямин, С.В. Жидкофазные способы производства слоистых композиционных материалов: монография / А.И. Ковтунов, С.В.Мямин. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2016. – 136 с.
34. Ковтунов, А.И. Исследование процессов производства алюминиево-железных лигатур дуговым переплавом/ А.И.Ковтунов, Ю.П.Чернышева, Д.А.Семистенов, Ю.Ю.Хохлов//Литейщик России.-2011 №6.-С.39-40.
35. Шашкин, О.В. Вакуумная контейнерная пайка титановых и титано - алюминиевых конструкций припоями на основе алюминия: дис. канд. тех. наук: (27.10.2006)/ Шашкин Олег Валентинович; ТГУ – Тольятти., 2006. – 164 с
36. Лидин, Р. А., Молочко В. А., Андреева Л. Л. Химические свойства неорганических веществ. Учеб. пособие для вузов/ Р.А.Лидин, В.А.Молочко, Л.Л.Андреева. - М.: Химия, 1996.-455
37. Справочник химика /под ред. Никольского Б.П., 2 изд., перераб. и доп., Л., М.: Химия, 1962, Том 1. – С. 1070.
38. Лидин, Р. А., Андреева Л. Л., Молочко В. А. Справочник по неорганической химии. Константы неорганических веществ. Справочное пособие/ Р.А.Лидин, В.А.Молочко, Л.Л.Андреева. - М.: Химия, 1987.-555
39. Некрасов, Б. В. Основы общей химии/ Б.В.Некрасов.- М.:Высшая школа, 1974. – Т. 1-2.
40. Реми, Г. Курс неорганической химии/Г.Реми Т. 1. – М.: Издательство, 1963. – 920с.
41. Реми Г. Курс неорганической химии/Г.Реми Т. 2. – М.: Издательство, 1963. – 836с.
42. Лыков, А.В. Теория теплопроводности/А.В.Лыков. М. Государственное издательство технико – теоретической литературы. 1952. 392 с.
43. Карножицкий, В.И. Контактный теплообмен в процессах литья/В.И.Карножицкий. К. Наук. думка, 1978. С. 300.

44. Raghavan, V, Al-Ti (Aluminum-Titanium) /V. Raghavan// J. Phase Equilib. Diffus., 2005, 26(2), p 171-172.
45. Markiv V.Ya., Teslyuk M.Y. Crystal structure of ternary compounds TiCo₂Al, MgNi₂Zn, TiNi₂Zn and TiCu₂Zn // Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR. – 1962. – № 12. – P. 1607–1609.
46. Raghavan, V. Al-Si-Ti (Aluminum-Silicon-Titanium) /V. Raghavan// J. Phase Equilib. Diffus. – 2009. – Vol. 30, no. 1. – P. 83-83.
47. Хорев, А.И. Теоретические и практические основы повышения конструкционной прочности современных титановых сплавов/А.И.Хорев// Технология легких сплавов. 2007. №2. С. 144-153.
48. Хорев, А.И. Теория легирования и термической обработки конструкционных $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности/А.И.Хорев // Вестник машиностроения. 2010. № 7. С. 32-39.
49. Хорев, А.И. Теория легирования и термической обработки конструкционных β -сплавов высокой прочности/А.И.Хорев// Вестник машиностроения. 2010. № 8. С. 43-50.