

**НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК ТАДЖИКИСТАНА
ГНУ «ИНСТИТУТ ХИМИИ им. В.И. НИКИТИНА»**

На правах рукописи



МИРШАРИФ МАДЖИДИ

**ВЛИЯНИЕ МИКРОСЕЙСМ НА ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ МАРКИ А99 И
СПЛАВА Pb+0.03Ag**

Специальность

2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

ДИССЕРТАЦИЯ

**на соискание ученой степени
кандидата технических наук**

Научный руководитель:

доктор технических наук, доцент,

Эшов Бахтиёр Бадалович

Душанбе – 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1. ОБЗОР ИССЛЕДОВАНИЙ ПО ИЗУЧЕНИЮ	
ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ	
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ	
(обзор литературы)	12
1.1. О воздействии внешних факторов на формирование физико-механических свойств металлов.....	15
1.2. Влияние искусственных механических вибраций на формирование свойств отливок металлов на стадии кристаллизации расплавов.....	19
1.3. О влиянии вибраций микросейсм Земли на формирование свойств отливок металлов на стадии кристаллизации их расплавов.....	24
1.4. Влияние микросейсм Земли на напряжённо-деформированное состояние твёрдых тел.....	30
1.5. Заключение к обзору литературы.....	33
ГЛАВА 2. АППАРАТУРА, ОБОРУДОВАНИЯ И МЕТОДЫ	
ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ	
2.1. Аппаратура для регистрации и определения уровня микросейсм Земли.....	35
2.2. Приспособление для изоляции процесса экспериментов от микросейсм Земли и плавка опытных образцов.....	40
2.3. Рентгенофазовых анализ образцов.....	42
2.4. Аппаратура для определения теплофизических свойств металлов.....	45
2.5. Аппаратура для измерения микротвёрдости и прочности на растяжения металлических отливок	48
2.6. Заключение по второй главе.....	61

ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ МИКРОСЕЙСМ ЗЕМЛИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ МАРКИ А99 И СПЛАВА Pb+0.03Ag	62
3.1. Влияние микросейсм на электропроводность слоя оксидной пленки сплава Pb+0,03%Ag	62
3.2. Влияние микросейсм на формирование удельного электрического сопротивления свинцового сплава с серебром на стадии кристаллизации расплава	64
3.3. Воздействие микросейсм на процесс формирования отражательной способности поверхностного слоя образца сплава Pb+0,03%Ag	67
3.4. Теплофизические свойства и их влияние на процесс структурообразования опытных образцов исследованных металлов.....	68
3.5. Влияние микросейсм на формирование теплофизических свойств отливок алюминия марки А99.....	68
3.6. Влияние теплофизических свойств на процесс кристаллизации сплава Pb+0,03%Ag	80
3.7. Данные рентгенофазового анализа отливок образцов сплава Pb+0,03%Ag	85
3.8. Заключение по третьей главе.....	88
ГЛАВА IV. ВЛИЯНИЕ МИКРОСЕЙСМ ЗЕМЛИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ МАРКИ А99 И СПЛАВА Pb + 0,03% Ag.....	89
4.1. Влияние микросейсм на микротвердость образцов отливок алюминия марки А99, и сплава Pb+0,03%Ag	89
4.2. Влияние микросейсм на разрывную прочность образцов отливок сплава Pb+0,03%Ag	95
4.3. Влияние микросейсм на физико-механические свойства сплава Pb + 0,03% Ag.....	98

4.4. Заключение по четвёртой главе.....	100
ВЫВОДЫ	101
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	103
ПРИЛОЖЕНИЯ	117
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И АББРЕВИАТУР	119

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Решение проблем разработки новых материалов, изделий и конструкций, в частности на основе металлов играют доминирующую роль в обеспечении новой техникой и технологиями различных отраслей промышленности и сельского хозяйства. В последние годы вопросы формирования физико-механических металлических свойств материалов при воздействии на них внешних природных и техногенных факторов на стадии получения отливок стали весьма актуальными. Такие внешние факторы, как температура, давление, вибрации, имеют особое значение для формирования физико-механических свойств металлов с заданными характеристиками.

За исключением единичных работ все многочисленные исследования, посвящённые изучению процессов формирования физико-химических свойств отливок под действием искусственных вибраций на стадии затвердевания их расплавов, выполнены без учёта естественных микросейсм Земли. Настоящая диссертационная работа заключается в изучении влияния именно микросейсм Земли на формирование физико-химических и механических свойств металлов на стадии затвердевания отливок из расплавов. Был изучен ряд свойств отливок материалов, полученных из расплавов при действии и при изоляции от микросейсм.

Вибрационные методы находят все большее применение в совершенствовании технологических процессов промышленного производства металлических изделий с заданными физико-механическими свойствами. Вибрации могут в значительной степени влиять на твёрдость, прочность, упругость, пластичность, электропроводность, коррозионную стойкость, теплоёмкость, оптическую отражательную способность и др. В частности, вибрации, действующие на стадии затвердения расплавов металлов, при определённых условиях приводят к измельчению структуры металлов, облегчению дегазации слитков, изменению характера ликвации и, тем самым, к улучшению механических характеристик. Но при очень

интенсивных внешних воздействиях вибрации приводят к обратному эффекту – к разуплотнению и разупрочнению отливок.

Диссертационная работа выполнена в соответствии с положениями Государственных программ «Развитие геологической отрасли Республики Таджикистан на период 2012-2020гг.» и «Стратегия развития промышленности в Республике Таджикистан на период до 2030 гг.».

Целью настоящей работы является разработка новых технологий получения металлических материалов на основе сплава $Pb+0.03Ag$ и алюминия марки А99 с улучшенными физико-механическими свойствами в условиях воздействия микросейсм Земли на стадии кристаллизации.

Для достижения цели были решены следующие научные задачи:

- проведено рентгенофазовый анализ кристаллической структуры, сплава $Pb+0.03Ag$;
- определена микротвердость сплава $Pb+0.03Ag$ и алюминия марки А99;
- исследована прочность на растяжение образцов сплава $Pb+0.03Ag$;
- изучено электропроводности оксидного слоя сплава $Pb+0.03Ag$;
- определена температурная зависимость теплоёмкости и изменения термодинамических функций алюминия марки 99 и сплава $Pb+0.03Ag$.

Научная новизна работы:

- Установлены параметры кристаллической структуры сплава $Pb+0.03\%Ag$ в условиях влияния микросейсм Земли и изоляции от них в процессе затвердевания его расплава. Обнаружено совпадения всех параметров кристаллической структуры в условиях изоляции от микросейсма с международной базы данных, чего не обнаружено при воздействия микросейсма.
- Изучением влияний микросейсм Земли и при изоляции от них выявлены основные характеристики поверхностной структуры алюминия марки А99 и сплава $Pb+03\%Ag$. Выявлено, что толщина

оксидной пленки в случае изоляции от микросейсм, в 2 раза меньше чем при воздействии микросейсм. Обнаружена снижения удельного электрического сопротивления оксидной плёнки образцов с меньшей окислённостью, по сравнению с образцами большей окислённостью.

- Установлены закономерности изменения теплофизических характеристик алюминия марки А99 и сплава Рb+03%Аg в процессе кристаллизации их расплава в условиях воздействия микросейсм Земли и при изоляции от них, заключающейся в том, что для алюминия марки А99 при воздействии микросейсма коэффициент конвективного теплообмена уменьшается, а теплового излучения растёт. Для сплава Рb+0.03%Аg под воздействия микросейсма наблюдается увеличение коэффициента теплоотдачи.
- Определением влияния микросейсм Земли на изменения твердости, прочности на растяжения алюминия марки А99 и сплава Рb+0.03%Аg при кристаллизации их расплавов, выявлено, что твердость образцов увеличивается от 3 до 30% , а прочность на растяжение увеличиваются на 15%.
- Разработан способ получение отливок путём изоляции от микросейсм.
- Создана установка для имитации изоляции от микросейсм.

Практическая значимость работы: Выполненные исследования сравнение внешнего вида образцов, полученных в условиях воздействия микросейсм и их изоляции, которое производилось на основании фотоснимков поляризационного микроскопа МРО-401 и Imager m2M. Определена микротвёрдость сплава Рb+0,03%Аg и алюминия марки А99, в результате которой во всех образцах, полученных в условиях изоляция от микросейсм, выявлено повышение твердости в пределах 3-30%. Исследованием прочности образцов на растяжение установлено, что изоляции от микросейсм в среднем, примерно на 15% увеличивается прочность.

- Установлено влияние микросейсмического воздействия на теплофизические свойства сплава $Pb+0.03\%Ag$, а также и на кинетические и теплофизические параметры отливок алюминия марки А99.

- Полученные результаты позволяют разрабатывать новых составов сплавов с высокими эксплуатационными характеристиками.

- Налажено производства опытных образцов аккумуляторных клемм из разработанного свинцово-серебряного сплава.

- Получен малый патент Республики Таджикистан №ТJ 935 от 10.01.2018г (способ получения отливок путём изоляции от микросейсм).

- Опытные промышленные испытания проведено в ГУП «Коргохи машинасози».

Теоретическая значимость работы:

Физико-механические свойства материалов из металлических отливок в существенной степени зависят от влияния микросейсм Земли, действующих на стадии кристаллизации их отливок. Относительно малое отклонение от показателей международного стандарта параметров кристаллической структуры металлических отливок, полученных в условиях действия микросейсм Земли на стадии кристаллизации расплава приводит к существенным изменениям ряда физико-механических свойств отливок.

Методы исследования.

Для проведения экспериментов использованы: метод рентгенофазового анализа (ДРОН-3 с программным управлением), метод «охлаждения» для определения теплоемкости, стандартные методы определения твердости (ТШ-2М) и прочность на растяжение (ZDM-50t, Германия). Изучение электропроводности слоя оксидной пленки сплава $Pb+0.03\%Ag$ проведено на приборе Imager m2M, МРО – 401. Также создана установка для имитации изоляции от микросейсм (на основе сейсмического датчика марки Mark-L4-C-3D, Германия).

Основные положения, выносимые на защиту:

- Результаты исследования влияния микросейсм Земли на процесс кристаллизации и формирования поверхностной структуры алюминия марки А99 и сплава Pb+0.03% Ag.

- Закономерности изменения теплофизических свойств алюминия марки А99 и сплава Pb+0.03% Ag под влияния микросейсм Земли и при изоляции от них.

- Рентгенофазовый анализ кристаллической структуры сплава Pb+0.03% Ag в условиях влияния микросейсм Земли и изоляции от них в процессе кристаллизации их расплава.

- Результаты исследования влияния микросейсм Земли на изменения твердости, прочность на растяжении алюминия марки А99 и сплава Pb+0.03% Ag.

Личный вклад автора заключается в анализе литературных источников, организации условий и решении задач исследований, подготовке и проведении экспериментальных исследований, анализе полученных результатов в контексте основных положений, а также формулировке основных научных положений и выводов диссертации.

Достоверность диссертационных результатов исследований обеспечена применением современных методов и приборов на тарированных модернизированных и усовершенствованных приборах и установках, их достаточной воспроизводимостью и сравнением результатов с данными других авторов. Также публикацией результатов в рецензируемых научных журналах.

Апробация диссертации и информация об использовании её результатов. Основные положения диссертации обсуждались: на межд. науч.-практ. конф. «Сейсмическая безопасность стран Центральной Азии» - Институт геологии сейсмостойкого строительства и сейсмологии АН Республики Таджикистан, Душанбе, 2016; межд. науч. конф. «Роль молодых ученых в развитии науки, инноваций и технологий» - ТНУ

(Душанбе, 2016); респ. конф. «Проблемы разработки месторождений полезных ископаемых» - Горно-металлургический институт Таджикистана, Бустон, 2017; респ. научно-практ. конф. «Вклад молодых ученых в инновационное развитие Республики Таджикистан» - Технологический университет Таджикистана, Душанбе, 2017; респ. науч.-практ. конф. «Современные проблемы разработки горно-металлургической и энергетической отрасли Республики Таджикистан» - Горно-металлургический институт Таджикистана, Бустон, 2018; межд. науч.-практ. конф. «Перспективы использования материалов устойчивых к коррозии в промышленности Республики Таджикистан» - Институт химии им. В.И. Никитина, Душанбе, 2018; респ. науч.-практ. конф. с межд. участием «Современные проблемы геологии, сейсмостойкого строительства и сейсмологии Таджикистана», Душанбе, 2019; межд. науч.-практ. конф. «Инновация-2021», г. Ташкент. Узбекистан 2021; межд. науч.-практ. конф. “Проблеммы инженерной геологии, гидрогеологии, гидрологии и разработки месторождений полезных ископаемых Республики Таджикистан и сопредельных территории.” (ТНУ), Душанбе 2021; межд. науч.-практ. конф. . “Актуальные вопросы геологии, инновационные методы прогнозирования, добычи и технологии обогащения полезных ископаемых” , ГУ “ИМР” Ташкент 2022; Серия геологических и технических наук (ТНУ), Душанбе, 2023; межд. науч.-практ. конф. «Наука и образование: тенденции развития в условиях информационного общества», (ТНУ), Душанбе, 2023.

Опубликование результатов диссертации. По теме диссертации опубликовано 18 научных работ, из них 4 статьи в журналах, рекомендованных ВАК Министерство науки и высшего образования Российской Федерации, 2 статьи в научных журналах включенных в базе данных РИНЦ, 11 статей в материалах международных и республиканских конференций. Получен малый патент Республики Таджикистан (№ ТЈ 935 от 10.01.2018г).

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав и приложения. Диссертация изложена на 119 страницах компьютерного набора, включает 48 рисунков, 20 таблиц, 137 библиографических наименований.

Выражаю искреннюю благодарность доктору физико-математических наук, доценту, заведующему лабораторией «Комплексные геофизические исследования», Института геологии, сейсмостойкого строительства и сейсмологии НАН Таджикистана Каримову Фаршеду Хилоловичу за помощь в проведении научных исследований.

ГЛАВА 1. ОБЗОР ИССЛЕДОВАНИЙ ПО ИЗУЧЕНИЮ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ (Обзор литературы)

При воздействии параметров окружающей среды на технологические процессы с целью получения новых материалов и образцов на их основе заметная роль уделяется показателям этих воздействий. К внешним воздействиям можно отнести температуру, давление, шум, вибрацию, микросейсмы и др., которые играют основополагающую роль, влияя на физико-химические свойства и структуру металлов [1-3].

Для получения материалов с улучшенными качествами применяют различные методы, в т.ч. вибрационные методы интенсификации технологических процессов, которые в последнее время применяют все больше в производственном процессе. Вибрационные воздействия в процессе затвердевания расплавов приводят к измельчению структуры исследованных металлов, облегчению дегазации, изменению характера ликвации, изменениям скорости кристаллизации, что оказывает непосредственное влияние на кристаллическую структуру получающихся отливок и, соответственно, на их физико-механические свойства [1-5].

Влияние искусственных вибраций в широком диапазоне частот и с разными амплитудами на процесс формирования материалов путём затвердевания их из расплавов оказывается весьма разнообразным и приводящим к большому разнообразию получающихся материалов, чем можно объяснить их широкое применение вибраций в этих технологических направлениях. Обширный опыт исследования воздействия вибраций, как на структуру, так и на характеристики разработанных материалов, имеющихся к настоящему времени в научной литературе, убедительно указывает на то, что вибрационные нагрузки заметным образом воздействуют на такие свойства

как твёрдость, прочность, упругость, пластичность, электропроводность, коррозионная стойкость, теплоёмкость и многие другие.

Например, установлено, что вибрационные нагрузки с частотами 0,5-15,0 Гц практически не оказывают заметного влияния на механические свойства материалов, изготовленных на основе расплавов чугуна. При частоте свыше 60 Гц наблюдалось уменьшение прочности исследуемых металлов, а также их плотности и твёрдости. А в диапазоне вибрации в интервале 15-60 Гц получалась положительная динамика в изменениях характеристик отливок из чугуна [1].

В результате отдельных научных исследований была определена наиболее заметная роль вибрационных процессов с малой амплитудой и низкой частотой, в частности – микросейсм. К примеру, в труде [2] указано, что значения величины внешних механических воздействий имеют непосредственное прямое влияние на динамику изменения пластических деформаций практически всех материалов как кристаллической структуры (железо, медь, алюминий и т.д.), так и аморфной структуры (пластилин, резина и т.д.). При этом установлено, что не только интенсивные механические воздействия, но и такие слабые естественные и искусственные микроколебания Земли (микросейсм), колебания воздуха (звук) и т.д. могут вызывать скачкообразные пластические деформации во многих материалах. В данном случае линейные размеры скачков деформаций могут достигать десятков микрон в виде необратимых (остаточных) подвижек, приводящих к созданию микродефектов материалов, а также к нарушению их кристаллических решеток.

Чтобы улучшить механические характеристики как свинца, так и алюминия, в частности твердость, путем рационального легирования вводятся добавки в виде легирующих компонентов влияния микросейсм, которые приводят к структурному изменению, приводящему к определению их физико-механических характеристик. Полученные материалы посредством методов высокоскоростного затвердевания расплава могут

обладать рядом характеристик, обуславливающих возможность их обширного использования, как в науке, так и в технике. В этом случае разработка и применение методов прогнозирования характеристик исследуемых материалов и выявление показателя воздействия значения величины технологических параметров на их структуру и свойства могут существенно уменьшить затраты на разработку технологических процессов получения новых материалов и изделий с определенными характеристиками. К настоящему времени исследования по направлению обработки металла вибрацией с различными частотами ограничены, что не представляют возможность достижения эффективной, а также и технологически упрощенной схемы их использования в литейном производстве [3].

Разнообразие проведенных исследований относится не только к методам и способам проведения испытаний и оборудованию, на котором они будут проведены. К настоящему времени для исследования данных явлений нет единой методики по использованию упругого колебания. Также отсутствуют мощные средства влияния на металлы, обладающие большим объемом, что приводит к ограничению использования методов вибрационной обработки [4].

Однако во всех выполненных научно-исследовательских работах, за исключением единичных работ, были исследованы процессы получения отливок с применением только искусственных вибраций. Кроме того, в работе остался неисследованным ряд вопросов: влияние микросейсм на физико-химические и механические свойства поверхностностей отливок, микротвердость, прочность на растяжение, степень окисления, теплофизические характеристики металлов. Качественным образом выявлено, что микросейсм имеют существенное влияние на некоторые физико-механические характеристики отливок свинца и алюминия марки А99, которые получены в среде воздействия микросейсм и изоляции от них, чему посвящается данная работа.

1.1. О воздействии внешних факторов на формирование физико-механических свойств металлов

Пластические деформации материалов изучаются давно. Впервые скачкообразность пластических деформаций (в отдельных случаях) материалов кристаллической структуры была обнаружена Классен-Неклюдовой в конце 20-х - начале 30-х годов в экспериментах по влиянию относительно больших давлений [3, 4]. Это явление было объяснено двойникованием кристаллов, появлением сбросов (переориентацией элементов плоскостей скольжения) и пачек сдвигов [3-9, 10]. Позже это явления было названо эффектом Иоффе-Эренфеста [11].

Известны и другие подобные случаи проявления скачкообразности пластических деформаций в исследованиях зарубежных ученых [12-14]. В некоторых случаях скачки деформации вызывались внешним ощутимым воздействием от близ проходящего транспорта, ударов и т.д. [7, 15-17].

Наряду со скачкообразностью деформации в материалах кристаллической структуры в настоящее время констатируется наличие плавной пластической деформации, особенно в начальной части деформирования, которое связано с постепенным скольжением одних частей зерен кристаллов относительно других, самодиффузией атомов (ионов), образующих решетку кристаллов, и перекристаллизацией отдельных областей внутри зерен, прерывность которой предполагается на молекулярном и атомном уровнях [5, 6, 18-21].

Не отрицая справедливость некоторых предположений, изложенных в работах авторов [3-7, 8], относительно механизма скачкообразного деформирования в конструкциях и материалах с кристаллической структурой нами проведенные опыты позволяют утверждать, что в реальных условиях пластическая деформация практически всех материалов не только кристаллической, но и аморфной структуры происходит скачкообразно, причем образование скачков деформации связано с внешним воздействием высокочастотных вибраций окружающей среды.

В процессе пластического деформирования напряженных материалов такие вибрации играют роль спускового механизма.

Мы предположили, что возбудителем скачков деформаций материалов являются микровибрации земной поверхности. Для проверки этого предположения опытная установка была частично изолирована нами от поверхности Земли поролоновой прокладкой толщиной около 7 см. При этом на отдельных местах кривой деформации появились участки, указывающие на пластическое течение материала. Однако в случае с большими увеличениями значений прибора, в т.ч. и на данных участках становится возможным обнаружение заметных скачков деформаций.

К примеру, в случае кристаллизации камфена, который находится в контакте непосредственно с примесями нерастворимого качества (соль, а также и сахар), выявлено, что они могут ограниченным образом оказывать определённое взаимодействие на зарождение формирования центров кристаллизации, а также и их развития. Данное проявление можно обосновать тем, что граничные характеристики метастабильности (т.е. значения величины предела пересыщены, когда значение величины скорости зарождения и формирования центров кристаллизации может изменяться до ощутимого значения величины, приведенной на рис. 1.1) имеют довольно широкий предел значимости, а конкретным образом, при изменении значения величины концентрации примесей в пределах 1-4% наблюдается незначительное повышение скорости зарождения исследуемых кристаллов. Данный факт свидетельствует, что эти применяемые исследуемые примеси не имеют достаточно заметную естественную активность. При условиях нахождения частичек примеси в закристаллизованном камфене, в случае повторной перекристаллизации, приходится иметь дело с приобретением ими заметной дополнительной активности, из-за чего малозначительно повышается число центров процесса кристаллизации, которые возникают в тех же условиях переохлаждения. Проявление факта, что определённые частички могут приобретать определённую активность, указывает на

изменение параметров кристаллического структурообразования, а также снижение значения величины общего времени процесса затвердевания слитков [61].

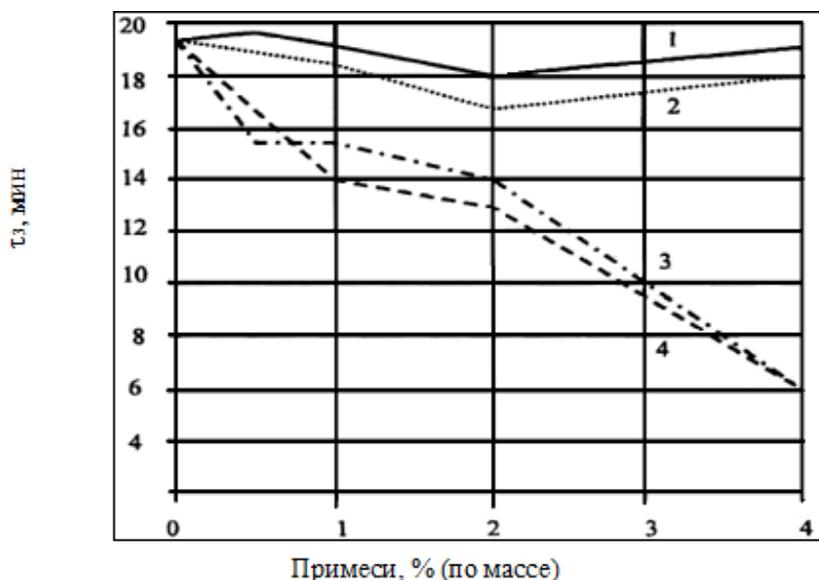


Рисунок 1.1. Кинетика изменения временного фактора, процесса затвердевания слитка камфена в зависимости от содержания компонентов примеси: 1 – сахар; 2 - NaCl; 3 – циклогексанол; 4 – парафин

К основной причине данной «непредсказуемости» относится отсутствие относительно полного теоретического представления взаимодействия вибрации на материал сыпучей структуры (например, песок) в общем виде, а также и в частности процесса виброуплотнения. Согласно предложениям известных литературных источников, которые предлагают общие рекомендации касательно режимов вибрации, не могут быть применены «индивидуально» к определённому случаю.

Независимо от того, что вопросы взаимодействия вибрации на материалы сыпучей структуры рассматривались многократно [102-105], практически у всех трудов основное внимание сосредоточено на данных экспериментальных исследований, которые практически не содержат теоретических расчётов и моделей исследуемых процессов.

К одной из основных сложностей касательно теоретического описания взаимодействия вибрационных нагрузок на материалы сыпучей структуры, к которым можно отнести и кварцевый песок в сухом состоянии, относится неприменимость или плохая применимость основных положений механики сплошной среды. Как указано в результатах исследований, приведённых в экспериментальных трудах [103, 104], в случае проявления определённого критического режима вибрационных воздействий, песок, как сыпучий материал, может перейти в разуплотненное состояние, «виброкипящее» состояние, которое характеризуется физическим контактом между отдельными составляющими частицами и имеет характер кратковременного ударного воздействия, а что касается самих частиц, то они большую часть времени проводят, когда находятся в состоянии «полета» или «витания». Если рассматривать случай «докритического» состояния частицы, то под воздействием вибрационных нагрузок наблюдается перемещение их отдельных частиц друг относительно друга, что не касается объемов сред. Фактическим образом, процесс уплотнения проявляется посредством изменения взаимного расположения их составляющих частиц.

Подытоживая вышеизложенное, можно заключить, что с целью оценки процесса виброуплотнения необходимы теоретические предположения, описывающие состояния среды с использованием усредненных показателей, таких как пористость, обладающая способностью учитывать взаимное расположение составляющих частиц, то есть закономерности структурообразования зернистой среды. Одной из развитых проработанных теорий такого рода можно представить механику зернистых сред, которая разработана Кандауровым И.И. в виде альтернативы классической механики грунтов [106].

1.2. Влияние искусственных механических вибраций на формирование свойств отливок металлов на стадии кристаллизации расплавов

Известно, что характер воздействия вибраций на свойства и структуру синтезируемых материалов неоднозначен: при вибрации одного вида могут быть получены прямо противоположные результаты по таким характеристикам как уплотнения и упрочнения при достаточно низких амплитудах и частотах, или разрыхления и разупрочнения при достаточно интенсивных вибрациях. Определяющим фактором в характере этого действия является соотношение между частотами вибраций и временем релаксации отливок в вязком состоянии [22].

Одна из характерных особенностей влияния вибраций на процесс получения материалов – это его неоднозначность и противоречивость результатов действия. Действительно, вибрации одного и того же вида могут приводить к противоположным результатам. Известно, например, для вибробетона и сталей при умеренных, достаточно малых амплитудах и частотах вибраций материал уплотняется и упрочняется, но при очень высоких частотах и амплитудах вибраций материалы разрыхляются и разупрочняются [23]. При относительно полном отсутствии вибрационных нагрузок, а также и тогда, когда вибрационные нагрузки обладают предельно низкими частотами и амплитудами, в определённых случаях материал приобретает и получается наиболее рыхлым и прочным, чем при воздействии вибраций оптимальных частот, а также амплитуд [24].

В исследовательском труде [25] при рассмотрении вопроса получения отливок на основе алюминий-кремниевой (8-9%Si) системы установлено что вибрационные нагрузки, обладающие частотами 10, 20, 25, 50 и 100 Гц, а также и амплитудой со значениями 0,1-1,2 мм, имеют отчётливое влияние на теплофизические характеристики: при их воздействиях процесс затвердевания будет происходить быстрее на 12-25% времени.

По результатам трудов Хворинова И. [26], в случае перемешивания расплава кристаллизационный фронт подвергается разрушению, где обломки кристаллов могут быть распределены по объёму исследуемого расплава. При этом заметную роль играют также и заготовки. С повышением значения величины интенсивности перемешивания, к примеру, при вибрационных воздействиях, количество обломков имеет тренд возрастания, где подвергается сокращению столбчатая зона, что приводит к измельчению зерна в исследуемых отливках.

При обсуждении теоретических положений Оно А. В работе [27] выделены два основных фактора взаимовлияния вибрационных нагрузок на изменение структуры отливок, полученных из исследуемых расплавов в процессе затвердевания. Во-первых, процесс вибрации приводит к способности расплавленного материала пропитывать форму, что дополнительно облегчает передачу тепла от расплавленных образцов через стенку формы.

Однако из-за того, что в нормальных условиях поверхность расплава покрыта оксидными пленками, нельзя сказать, что его контакт со стенкой одинаков. Процесс вибрации приводит к разрушению пленок покрытия, увеличивается прохождение процесса смачивания поверхности форм, в результате чего значение скорости охлаждения расплава имеет тенденцию к увеличению. способствует образованию и зарождению кристаллов, в результате чего очищается структура наружного слоя испытываемых сосудов. Во-вторых, этому может способствовать процесс внесения вибрации проявлению шейкообразных кристаллов совместно со стенкой формы литейной структуры. В случае, когда расплав металлической структуры содержит в своем составе достаточное количество растворенного вещества, которое способствует формированию дендритных кристаллов в процессе затвердевания, колебания принудительного характера влияют на процесс формирования кристаллов равноосной структуры.

Дополнительным образом добавлена идея в данном направлении А.Н. Смирновым в виде «Развитие теории и технологий повышения качества металла пульсационным и вибрационным воздействиями». Согласно современным представлениям касательно процесса затвердевания исследуемых слитков, а также и заготовок к существенным резервам повышения качественных параметров металлопродукции можно отнести процессы, происходящие на переходной стадии - от жидкой фазы к твердой. При этом следует учесть тот факт, что одним из значительно перспективных направлений является применение метода принудительного перемешивания на стадии жидкой фазы при их затвердевании, которое обеспечивает управление тепломассообменных процессов. На современном этапе фундаментальные труды Абрамова О.В., Баландина Г.Ф., Борисова В.Т., Дюдкина Д.А., Ефимова В.А., Квячковой Е.А., Кэмпбелла Дж., Оноя А., Пилюшенко В.Л., Скворцова А.А., Скребцова А.М., Флемингса М.С., Шкляра В.С., Эльдарханова А.С., Яковлева Ю.Н. и других исследователей развивали общие подходы к представлению и пониманию влияния внешних факторов на процессы, происходящие в условиях затвердевания материалов.

В процессе широкого применения метода внешних воздействий на испытуемый материал из-за отсутствия исчерпывающих рекомендаций лимитирующий параметр может наблюдаться все чаще.

В настоящее время широкое промышленное использование метода внешнего воздействия на слитки и испытанные заготовки делает параметр по ремонту более наглядным из-за отсутствия исчерпывающих рекомендаций. Также необходимо установить устойчивые условия для практического применения теоретических расчетов тепломассовых процессов в нагревателях, в которых процесс протекает как в жидкой фазе, так и в жидкой и твердой фазах при образовании и затвердевании в определенных условиях где есть принудительный эффект. Учитывая большое разнообразие геометрических форм, массы, а также и эксплуатационных свойств испытуемых слитков и отливок, которые производят для нужд как

металлургии, так и машиностроения, проблемы применения метода внешних воздействий должны реализоваться в дальнейших исследованиях по рациональным схемам, а также приемах и способах, учитывающих конкретные производственные условия [28].

Влияние вибрационной нагрузки одновременно приведет к повышению значения величины коэффициента теплоотдачи, а также и уменьшению значения величины коэффициента трения между формой и потоком металла. В начальном этапе передвижения металлов посредством каналов пробы, где значение величины перепада температур по длинному направлению проб составляет 30-80°C, то температурный фактор не входит в определяющие критерии. В этом случае доминирующая роль представляется коэффициенту трения, который при воздействии вибрационных нагрузок понижается и является доминирующим фактором обеспечения наиболее быстрого движения металла по каналу пробы. В случае дальнейшего уменьшения значения величины температуры металла в канале пробы температурный фактор выдвигается на главную позицию. При этом наблюдаем, что испытуемый металл течет тоже быстро и намного быстрее охлаждается, вследствие чего значение величины длины спирали при воздействиях вибрации получается короче [29].

Формирование зародышей процесса кристаллизации при твердении исследуемых расплавов преимущественно происходит при участии частиц нерастворимых примесей с поверхностью как полностью, так и частично смачиваемых расплавами. Предполагается, что лишь определённая часть, которая находится в исследуемых расплавах микропримесей, может представляться как центр кристаллизации. В качестве достаточно устойчивых центров кристаллизации вступают определённые частицы, которые имеют относительно глубокие соразмерности микронесплошностей, заполняющихся применением матричных сплавов. Но, процессу заполнения несплошностей во всех частицах неметаллической разновидности препятствуют имеющиеся в них фазы газовой среды, с одной стороны, а

также, с другой стороны, и эффект несмачиваемости поверхности частиц неметаллической разновидности. Значительную степень активации частиц неметаллической разновидности в виде кристаллизационных центров, возможно, достичь при наложении виброимпульсных воздействий.

В данной ситуации колебания упругого вида, которые распространяются в исследуемых расплавах, могут способствовать проявлению процесса очистки поверхности твёрдого тела от всевозможных загрязняющих веществ, а значения величины интенсивного движения всех частиц примеси, образованного возникновением и проявлением микропотоков, а также и отличительное различие в скоростях колебательных систем жидкой фазы и частиц примеси, которые могут привести к процессу заполнения жидкостью трещин, возникающих на поверхностях частиц. В этом случае исследуемая частица может выступить как центр кристаллизации в определённой мере, настолько-насколько определено её изоморфное состояние с учётом кристаллизующих металлов. Также необходимо учитывать тесную связь между процессом очистки поверхности загрязнения от загрязнений, величиной скорости жидкости относительно частиц загрязнения и процессом кавитации, появлением сил трения. разнообразия адгезии между фекальными частицами, а также плавления [30].

При изучении влияния вибрации на расплавленные образцы, таких как основные параметры, такие как амплитуда и частота, было установлено, что изменения этих параметров оказывают существенное влияние на величину скорости кристаллизации.

При заливке образцов диаметром 30 мм в песчаную форму с частотой 25 Гц и амплитудой 0,5 мм были получены минимальная скорость охлаждения и максимальная скорость кристаллизации. При заливке в металлическую форму образца диаметром 20 мм с частотой 50 Гц и амплитудой 0,2 мм были установлены максимальные значения показателей.

Аналогичным исследованиям подвергались также алюминиевые и кремниевые сплавы. При использовании песчаной формы максимальная

скорость кристаллизации устанавливается при частоте 50 Гц и амплитуде 0,5 мм. При использовании металлической формы максимальная скорость кристаллизации была получена при частоте 100 Гц и амплитуде 0,1 мм [31].

В связи с вышеизложенным, при повышении значения величины скорости охлаждения и уменьшении значения величины плотности исследуемых сплавов максимальное значение темпа кристаллизации процесса структурообразования будет смещаться в направление высоких частот и, соответственно, наиболее низких амплитуд вибрационного процесса. К аналогичным результатам пришли и другие исследователи, на основе как экспериментальных, так и теоретических исследований [32].

1.3. О влиянии вибраций микросейсм Земли на формирование свойств отливок металлов на стадии кристаллизации их расплавов

В лабораторных экспериментах выявлена скачкообразность пластических деформаций материалов кристаллической и аморфной структуры в поле слабых естественных и искусственных механических вибраций, в том числе микросейсм Земли и колебаний воздуха. Рассматриваются практические аспекты применения обнаруженных эффектов по активному воздействию на деформируемые среды в целях плавного снятия накопленных напряжений.

Вибрационные методы интенсификации технологических процессов находят все большее и широкое использование в промышленном производстве. Вибрационный процесс и сотрясение исследуемых отливок во временных рамках отвердевания приводят к измельчению структуры металла, а также облегчению дегазации слитка, изменяют характер ликвации, увеличивают показатели механических свойств и темпа кристаллизации. По совокупности все это вызывает в отливках из чугуна процесс измельчения графитовых включений. Последнее способствует заполнению ребер тонкой размерности при производственном процессе литья, и увеличивают значение величины плотности исследуемых отливок и т.п.

Воздействию процесса перегрева сплава на характер его кристаллизации было посвящено множество исследований. В данной области множество исследований проведены Черновым Д.К., Розенгейном В., Штейнбергом С.С. и др. Они отмечают значительное влияние температуры литья металла на его прочностную характеристику. В этом случае следует отметить тот факт, что крупный и в т.ч. грубый характер структуры сопровождается снижением механических характеристик. Согласно Чернову Д.Е. причина такого явления в том, что «агрегат металлических зерен при достаточно высокой температуре находится в неустойчивом состоянии и любое зерно, которое меньше, чем его соседи, будет делаться еще меньше и в последующем исчезает» [33].

Согласно [34–36], кристаллическая структура существенно влияет как на механические, так и на специальные свойства сплавов в деформированном и литом состоянии. Этот эффект в значительной степени можно наблюдать в заготовках, полученных методом непрерывной разливки [37, 38], так как для этих сплавов характерна как полная транскристаллизация, так и наличие трех характерных областей, приводящих к анизотропным свойствам. участок выемки, подлежащий обследованию. От Нехенджи Ю.А. [39] отмечено, что строение крупнозернистой структуры в исследуемых отливках приведёт к снижению основных показателей механических характеристик, т.е. особенно при этом резко снижается показатель пластичности металла. В трудах Горшкова И.И. [40] приведены результаты исследования касательно определения механических характеристик меди. Вырезанные образцы из слоёв столбчатой структуры слитка, т.е. 2-3 кристалла по сечению исследуемого образца имели диаметр 6 мм, показали сниженные показатели их механических характеристик. При этом значение величины предела прочности показало наибольший показатель для слоя равноосной мелкокристаллической структуры.

Проблеме формирования зародышей, а также вопросам измельчения кристаллического структурообразования испытываемых отливок посвящен ряд

трудов, среди которых можно особо отметить труды ученых Добаткина В.И. [41] и Баландина Г.Ф. [42].

Известными являются факты применения условия встряхивания форм или их вибрирование в процессе литья отливок фасонной разновидности. После того, как случайно было обнаружено из-за действия процесса встряхивания на параметры матрицы отливок парового молота, обладающая массой 122 кг, в одном из производственных предприятий сделана попытка сбросить залитые формы краном с определенной высоты - 0,6 м [43]. Но несмотря на то, что здесь был получен положительный эффект, данный способ естественным образом не нашел своего дальнейшего применения. В литейных цехах производственного предприятия по выпуску металлопродукции широкое распространение получили методы на основе вибрации. Что касается литья фасонных отливок, то при этом было применено вибрирование формы [44].

В условиях производства продукции металлоконструкций была осуществлена вибрация кокилей со стороны знаменитых ученых Королева К.М. и Смирнова Н.И. еще в 1938 году. С целью возбуждения вибраций были применены различные виды вибраторов, такие как пневматические, механические, а также и электромагнитные. Проведенные исследования прикладного характера привели к такому заключению, что применение вибрации с целью их применения в литейном производстве являются особенно актуальными. Это означает, что с применением вибрационного метода во многих случаях становится возможным устранение или значительное уменьшение распространенных дефектов строения и структуры испытуемых отливок. Данное явление имеет место особенно для случая с газовой пористостью, усадочной пористостью, макроструктурной неоднородностью, горячей трещиной. Кроме этого, процесс вибрирования кристаллизующегося расплава направлен также во многих случаях наладить структурную неоднородность строения и структуры отливок, т. е. при этом устраняется зона столбчатых кристаллов и измельчается кристаллическое

зерно в испытываемых отливках. Порядок устранения или уменьшения вышеперечисленных дефектов строения и структуры отливок приводится, как правило, к повышению механических характеристик литых изделий и заготовок (таблица 1.1).

Таблица 1.1

Механические характеристики различных металлов и сплавов после воздействия вибрационных нагрузок

Сплав	Частота вибрирования в Гц	Предел прочности в Мн/м ²	Относительное удлинение
АЛ27	0	95	1.55
	3	103	1.75
АЛБ	0	116	1.3
	3	139	2.9
Чугун С+Si=5,75%	0	379	2.1
	50	453	2.8
МЛ5	0	270	14.2
	220	316	15.8
Сталь 45Л	0	584	15.2
	220	710	18.8
30ХГСА	0	646	16.8
	220	673	21.6
Нимоник С75	0	685	24.0
	80	760	31.0

Новиковым И.И., Корольковым Г.А. и другими учеными и специалистами приводится объяснение увеличения центров кристаллизации в случае воздействия вибрации путем разрушения барьеров, которые проявляются по периметрам зародышей при его формировании и возникновении [45]. Во-первых, тепловой барьер, который формируется при выделении теплоты кристаллизации, во-вторых, «концентрационный барьер», который образуется из-за примесей и составляющих компонентов, не вошедшие в решетку зародыша. Когда отсутствует влияние вибрационных частот зародыша вследствие вышеуказанных барьеров не могут становиться реальными центрами кристаллизационного процесса.

В случае распространения вибрационных колебаний, так называемые «зародыши» вырываются из определённых барьеров, которые препятствуют их развитию и могут попасть в участки, обладающие исходным значением, как температурой, так и концентрацией. Фридманом А.Н. и другими учёными показано повышение скорости зарождения центров кристаллизации, которые получают в вибрируемом расплаве с попеременными, чередующимися волнами, зарождающимися под действием как давления, так и разрежения [46]. Для исследованных металлов, дающих усадку при затвердевании, величина изменения давления способствует увеличению значения температуры плавления. Это настолько велико, что объёмные изменения в процессе затвердевания больше, что приводит к увеличению условий охлаждения. Чернышов И.А. Показано, что под действием вибрации уменьшается значение вязкости видимого расплава. В этом случае значительно улучшаются условия движения атомов в процессе образования ядер. Романов А.А. пришел к такому выводу. [46].

Внутренние и внешние поверхности, расположенные в границах от зерен до стенок дислокаций, могут вносить существенный вклад в изменение механических и реологических свойств твердых тел при нагружении. Эти уровни служат акустическими границами и могут способствовать возникновению ультразвуковых, акустических и гиперзвуковых волн [62, 63].

Относительно механизма взаимодействия ударных, импульсных и вибрационных нагрузок на твердые тела ударными, импульсными и вибрационными нагрузками в сочетании со статическими нагрузками в сочетании со статическими существует гипотеза. В этом случае фронт волны, доходя до определенной части поверхности межзеренных границ, места скопления дефектов, от них частично отражается.

Находящиеся между границами кристаллитов отражение и дефекты решёток способствуют рассеянию волновой энергии в зернах.

Как свидетельствует нагрев обработанных образцов, процесс рассеяния волновой энергии и есть процесс генерирования гиперзвуковых решёточных частот, т.е. генерирует спектр затухающих колебаний, имеющих определённые частоты. Значение этих показателей равно отношению скорости звука к структурным размерностям и направлениям. Последние определяют расположение границ и углов падения фронта волны. Этот процесс аналогичен процессу лазерной накачки [64]. В результате этого явления происходят возникновение ударных волн и локализованный резонанс с определённым размером решетки. В результате рассеяния доля резонансной энергии ничтожна, что в свою очередь приводит к проявлению нарушения связей на дефектах в микрizonaх, охватывающих пересечения волновых фронтов [62, 63].

Дефекты кристаллической решетки представляются нелинейностью структур, и по модели Френкеля-Конторовой представляют большое количества соли [65].

Согласно работе [66] возможно использование излучения определённой длиной волны с расстояния между атомами в кристалле.

Когда определённый узел кристаллической решетки рассеивает падающие рентгеновские излучения в одном случае, то в другом случае - с установленными условиями между волнами, а также и отдельными рассеянными электронами из-за разности фаз, может возникать суммарная амплитуда рассеяния атомами. Определение условий проявления максимумов дифракционных волн кристаллов можно представить посредством совокупности параллельных, равноотстоящих друг от друга атомных плоскостей, ориентированное направление которых будет задаваться индексами (hkl) . Систему параллельных плоскостей в кристаллической решетке можно проводить по-разному. К этой системе можно отнести и межплоскостное расстояние (d) . В качестве примера на рисунке 1.2 приведена схема отражения рентгеновских лучей от плоскости [66].

квазивинта по амплитуде, которое во времени совпадает с движениями волн земной коры [80].

Таким образом, упругое напряжение, накапливающееся в материале заблаговременно, может возникать не при достаточно сильном ударе, а в виде набора малых скачков напряжения, т.е. в серии медленных землетрясений. Этим можно определить принципиальную возможность регулирования явления пластической деформации в стрессовой среде.

В 1834 г. в ходе серии опытов с металлами французским инженером Луи Жозефом Виком было обнаружено, что такие металлы, как медь, свинец и железо, под действием постоянной нагрузки были близки к разрушению, а в итоге поднялись, до разрушения самих образцов подвергаются резким деформациям [70, 80]. В настоящее время это явление при «подъеме» металлов получило известное название, которое широко изучается. Подобные исследования проводились различными учеными-исследователями на протяжении многих лет, в которых было подтверждено появление скачка напряжения при пластическом разрушении исследуемых металлов.

На рис. 1.3 представлены основные результаты исследования прочности алюминиевых нитей на растяжение и сжатие под действием постоянной нагрузки, которое было описано Беллом Дж.Ф. 1962-1966 гг. [70]. Отличительной особенностью приведенных данных является то, что у подножия «ступенек» длительное время сохраняются значения предшествующих деформаций. Определенный эффект «лестницы», разработанный в диаграмме стресса 1923 года, был разработан Portevin A. и Ле Шатель Ф. [71] был интерпретирован, после чего стал известен как «эффект Портевена-Ле Шателье».

Подобные эффекты наблюдались и другими исследователями, к примеру, Хансоном Д. и Уиллером М.А. [70]. Процесс скачкообразности пластических деформаций, а также и возможности управляемого её снятия приведены на рисунке 1.3.

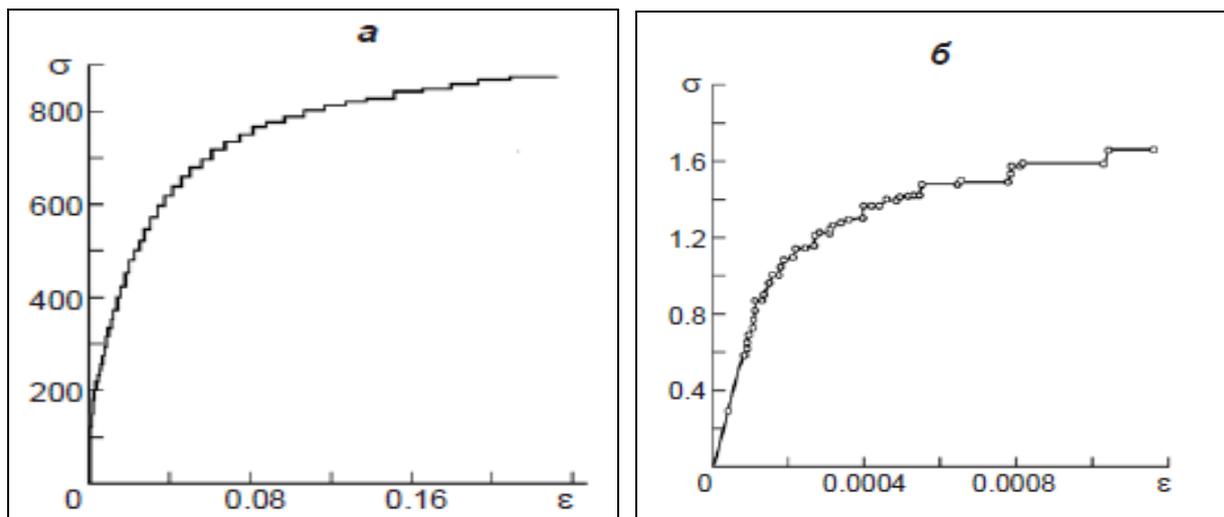


Рисунок 1.3. Зависимость изменения деформации (ϵ , мк) от напряжения (σ , кГс/мм²) для алюминия: *а* – при растяжении, *б* – при сжатии [70]

В научной литературе выше рассматриваемый эффект, который описан в труде [72], в большей степени известен в виде «Эффекта Иоффе–Эренфеста» [73, 81]. Образованные скачки в пластических деформациях, которые наблюдались в эксперименте с кристаллами каменной соли с температурой, превышающей определенное критическое значение, были сопровождаемы излучением акустическими лучами, напоминавшими по звуку «тиканье часов» [82].

Независимо от значения величины нагрузки деформация протекает микроскачками продолжительное время, при этом значение величины частоты остаётся постоянным. По данному вопросу фундаментальные исследования проведены Классенем-Неклюдовой М.В. [74].

Изучение вышеизложенного скачкообразного изменения для определения формирования и реализации пластических деформаций крайне необходимо в металловедении, так как последствием его может быть ухудшение механических свойств материалов, которое препятствует их широкому промышленному применению.

Также оно может представлять интерес с позиции дислокаций для химии и физики. В этой связи привлекает внимание широкого круга

специалистов и ученых, занимающихся вопросами деформирования монокристаллов [75, 76].

Результаты исследований, проведенных академиком Садовским М.А. с учениками много лет назад [77, 83-84], на сегодняшний день тоже остаются ценными. Недостаточны сведения в рамках вышеуказанного явления для материалов с кристаллической и аморфной структурой. В этой связи с учетом ранее проведенных исследований [78-79] целесообразным было бы проведение полнообъемного исследования в рамках данной проблемы.

1.5. Заключение к обзору литературы

На основе проведенного литературного анализа можно сделать следующее заключение:

- деформация в различных материалах с аморфной и кристаллической структурой, обусловленной напряженно-деформированным воздействием, имеет скачкообразный вид. Триггерный характер скачков обусловлен слабыми внешними механическими воздействиями, к которым можно отнести и микросейсм Земли;

- воздействие микросейсм Земли рассматривается как скачки тектонических деформаций. В данном случае установлена прямая зависимость между величинами амплитуд скачков и силой землетрясения, т.е. возникновение сильных землетрясений возможно при высоких значениях амплитуды колебаний;

- проявление в нагружаемых материалах сильных скачков деформаций трудно оценить, как результат воздействия сильных землетрясений, которые при определенных условиях можно преобразовать в множество малых скачков;

- проведенные исследования способствовали разработке способа уменьшения упругой энергии в напряженно-деформированных средах с целью предотвращения воздействия особых нагрузок от землетрясения [85], которое можно представить в виде преобразованной энергии сильных

землетрясений во множественном количестве малых толчков, а также и относительно плавных остаточных подвижек среды. Для достижения этого используются нагнетание флюида в напряженные среды и техногенные вибрации земной коры, имеющие относительно равномерные значения величины амплитуд, а также и согласованные по временным рамкам фазы лунно-солнечных приливов.

Результаты обзора исследований указали на то, что эффект скачкообразности пластических деформаций имеет доминирующее положение в процессе образования и формирования дефектных случаев металлических сплавов, в процессе их кристаллизации. Процесс изолирования исследуемых образцов отливок от внешних воздействий механического характера (к примеру, проведение плавки в космических условиях) может способствовать получению сплавов наиболее монолитной структуры с повышенным значением величины прочности, а также и коррозионной устойчивостью [86].

ГЛАВА II. АППАРАТУРА, ОБОРУДОВАНИЯ И МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. Аппаратура для регистрации и определения уровня микросейсм Земли

Измерение колебаний поверхности грунта (бетонный пол) производилось одиночной переносной широкополосной сейсмической станцией 45 EDL с 24-битной системой записи информации и короткопериодным (1 Гц) сейсмическим датчиком Mark-L4-C-3D (Германия). Калибровочный коэффициент измерения станции $K=1$ вольт/сантиметр.

По результатам измерений определялась максимальная скорость колебаний грунта от работающего оборудования (рис.2.1). Для зарегистрированных записей с применением программного комплекса SeisCom-3 снимались спектры Фурье, также вычислялось соотношение горизонтальных (H) и вертикальным (V) колебаний (H/V).



Рисунок 2.1. Пример измерения сейсмического шума в полевых условиях с применением сейсмической станции 45 EDL

По соотношению горизонтальных колебаний к вертикальным (H/V ratio), известному как метод Накамура (Nakamura's technique, 1989), определялась поверхность Земли на время регистрации колебаний.

Результаты измерения и обработки полученных данных. Как было указано выше, точки измерения колебаний поверхности Земли располагались в непосредственной близости от пробуриваемых сооружений. Продолжительность записи составляла примерно 10-15 мин во время переноски сейсмостанции.

Оценка сейсмического эффекта колебаний Земли выполнена путем сравнения с действующей сейсмической шкалой интенсивности (таблица 2.1), согласно которой минимальные значения скоростей колебания Земли, с которых начинается отсчет измерения сейсмической интенсивности, составляет 0,08 см/с.

Таблица 2.1

Действующая сейсмическая шкала интенсивности

Интенсивность, баллы	Ускорение, см/с ²	Скорость, см/с	Смещение, мм
1	0.75-1.5	0.08-0.15	0.04-0.08
2	1.5-3	0.15-0.3	0.08-0.15
3	3-6	0.3-0.6	0.15-0.3
4	7-14	0.7-1.4	0.3-0.6
5	15-29/(13-25)	1.5-2.9/(1-2)	0.7-1.4/(0.8-1.5)
6	30-60/(25-50)	3.0-6.0/(2-4)	1.5-3.0
7	61-120/(50-100)	6.1-12.0/(4-8)	3.1-6.0/(3.0-6.0)
8	121-240/(100-200)	12.1-24.0/(8-16)	6.1-12.0/(6.0-12.0)
9	241-480/(200-400)	24.1-48.0/(16-32)	12.1-24.0/(12.0-24.0)

По части непосредственно самой шкалы следует отметить, что 1-2 балльные землетрясения считаются слабыми и регистрируются только сейсмическими приборами. Лишь особо чувствительные люди могут ощущать 2-балльные землетрясения. Землетрясения магнитудой 3-4 балла относятся к категорий ощутимых. Далее идут сильные (5-7 баллов) и разрушительные (8-10 баллов) землетрясения.

Как подчеркнули раньше, для контроля уровня микросейсм в нашей экспериментальной работе использовалась переносная широкополосная

сейсмическая станция 45 EDL с 24-битной системой записи информации и короткопериодным (1 Гц) сейсмическим датчиком Mark-L4-C-3D. Запись скоростей колебаний и смещения производилась на бетонном полу в течение примерно 10-15 мин (рисунки 2.2, 2.3) в условиях воздействия микросейсм

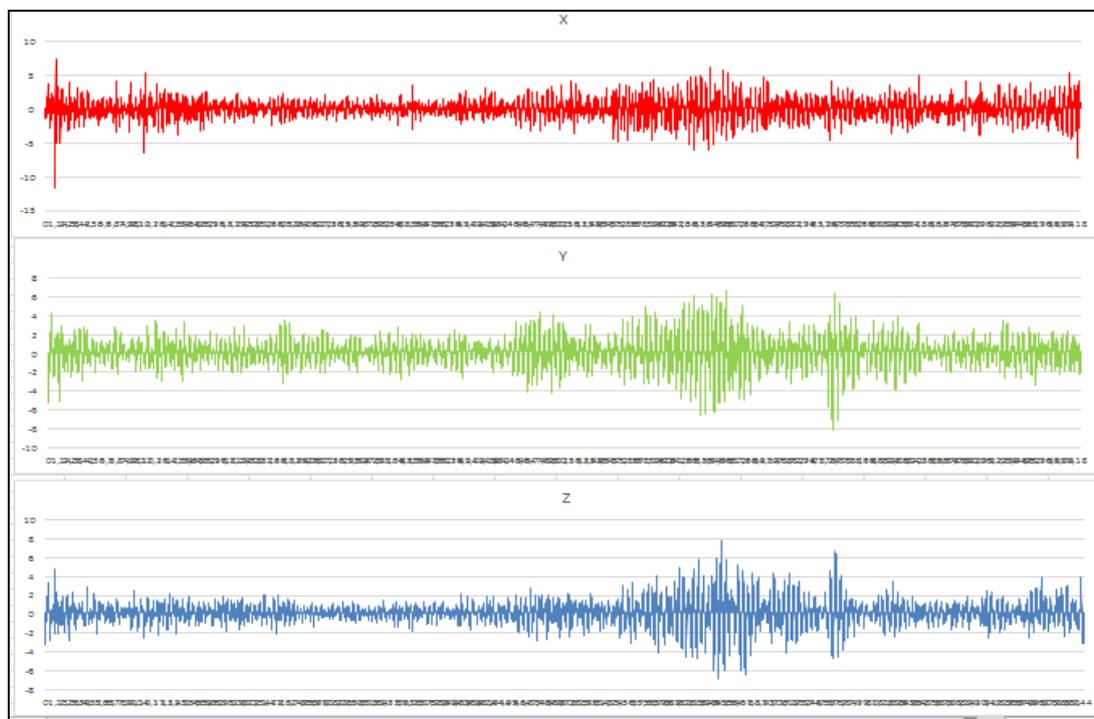


Рисунок 2.2. Диаграмма скорости колебания на бетонном полу.

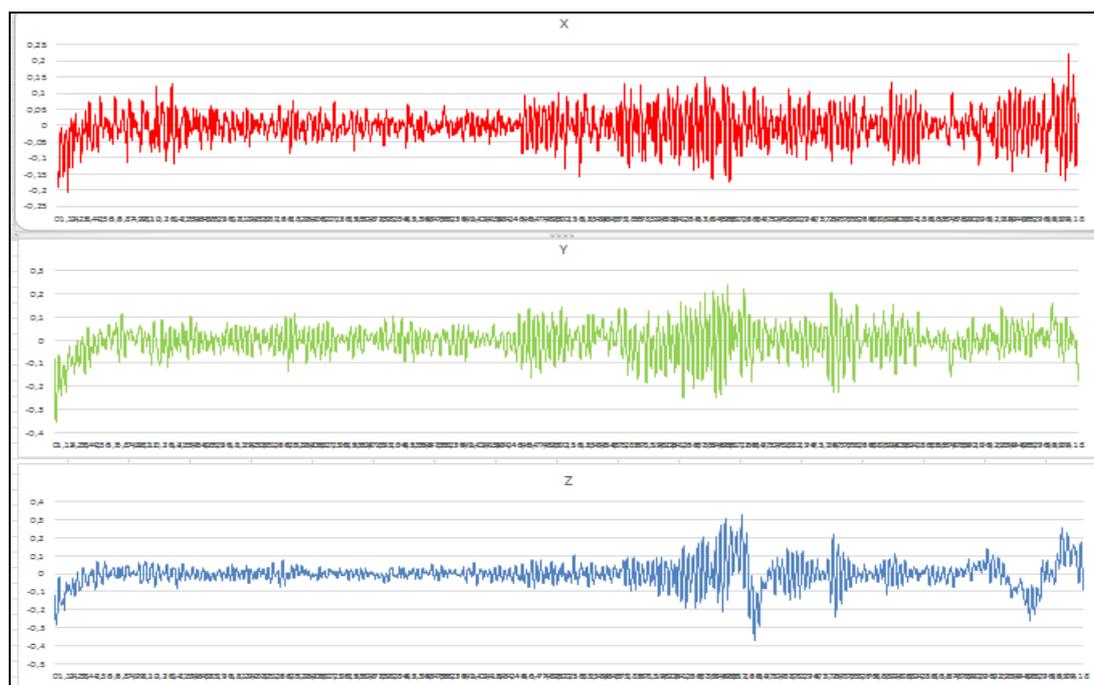


Рисунок 2.3. Диаграмма смещения на бетонном полу

Записи микросейсм при изоляции от микросейсм на бетонном полу приведены в диаграммах (рисунки 2.4, 2.5). В диаграммах показано, что на самом деле влияние микросейсмического воздействия на землю вдвое больше, чем на платформе, которая изолирована от микросейсма.

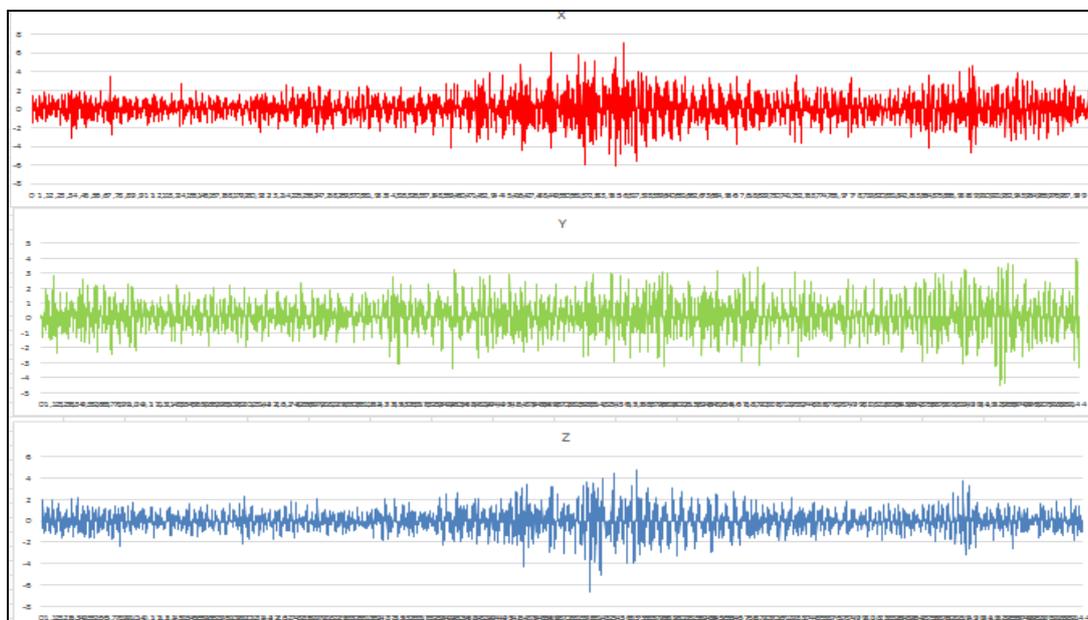


Рисунок 2.4. Диаграмма скорости колебаний при изоляции от микросейсм.

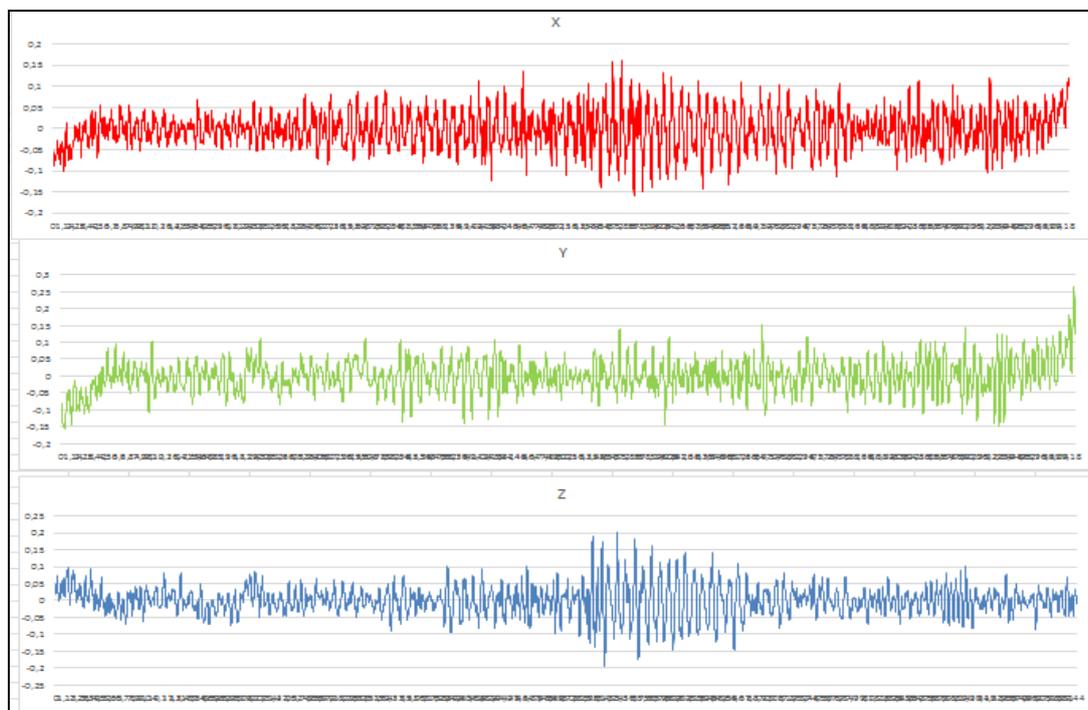
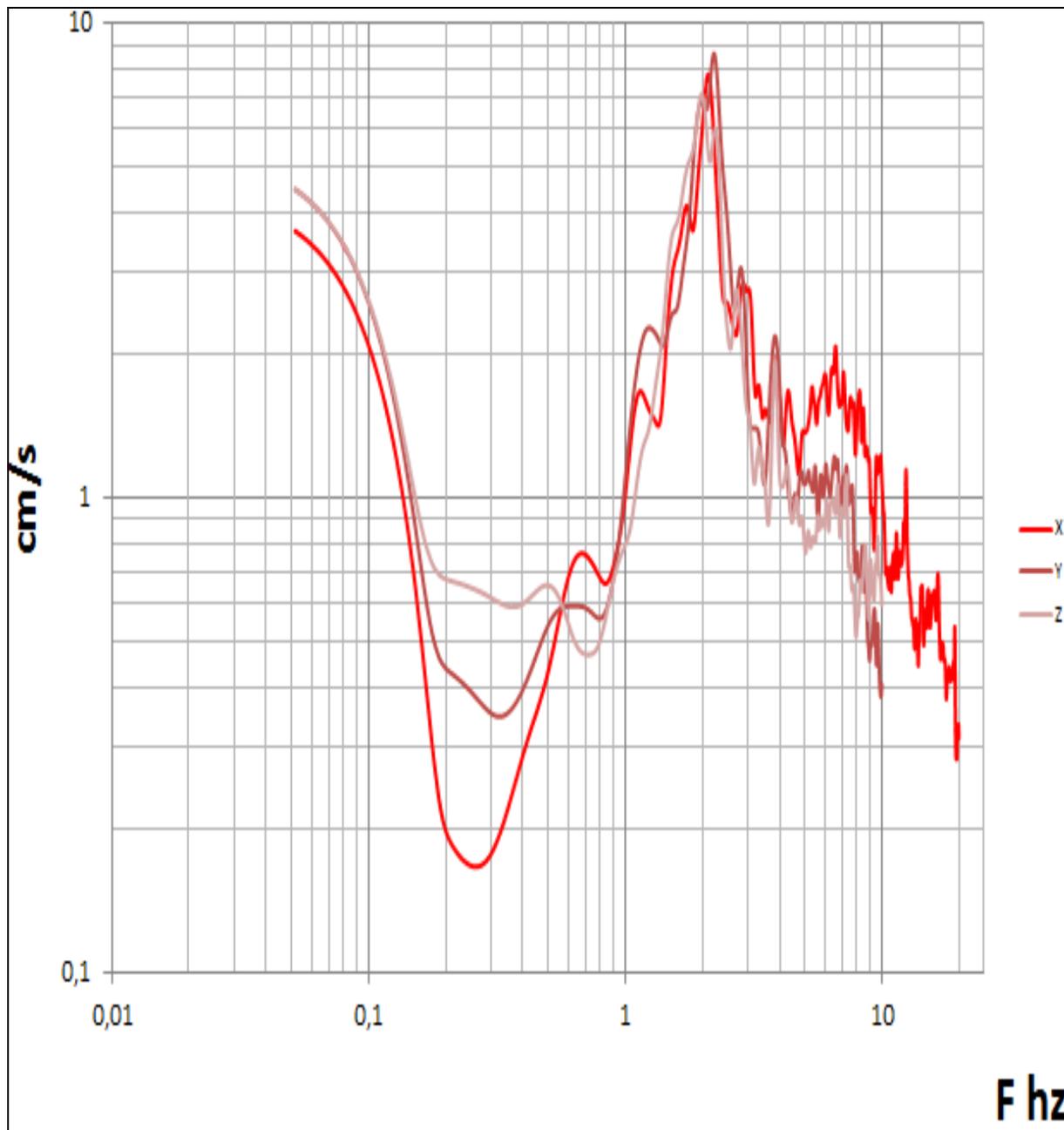


Рисунок 2.5. Диаграмма смещения при изоляции от микросейсм

Минимальная скорость микросейсм при изоляции – 0.10 см/с, максимальная – 4.00 см/с, что свидетельствует об уменьшении амплитуд скоростей микросейсмических колебаний (рисунки 2.6, 2.7).



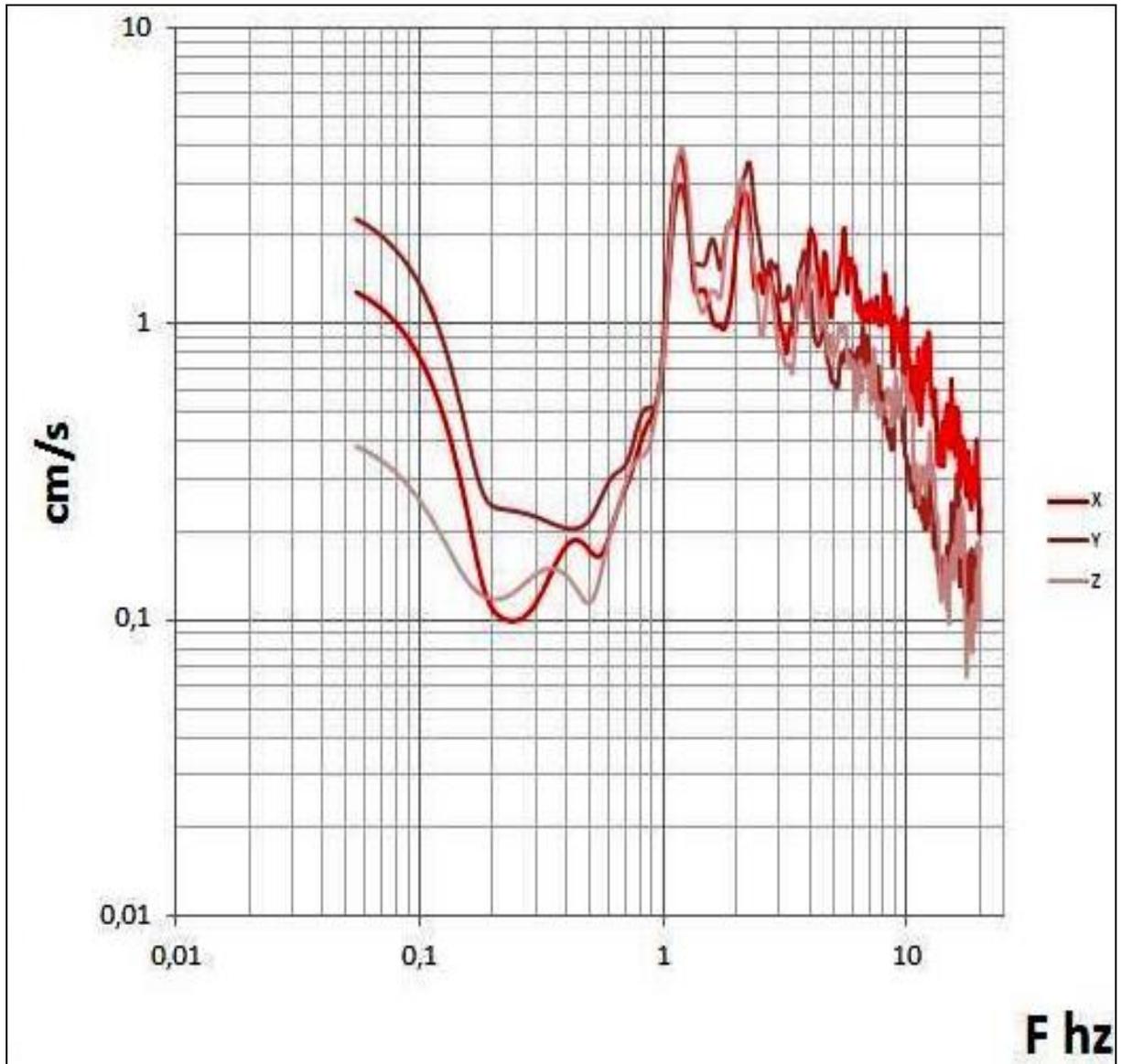


Рисунок 2.7. Диаграмма спектр Фурье при изоляции от микросейсм: минимальная скорость микросейсм при изоляции – 0.10 см/с, максимальная – 4.00 см/с.

2.2. Приспособление для изоляции процесса экспериментов от микросейсм Земли и плавка опытных образцов

Перед применением способа получения отливок была изготовлена плотная демпфирующая прокладка толщиной 28 см и площадью 40 см x 80 см, прижимающая сверху металлическая тяжёлая плита толщиной 2 см и такой же площади. Данное устройство дает возможность снизить уровень микросейсм в несколько раз по сравнению с микросейсмami на бетонном

полу без использования демпфирующей прокладки и тяжёлой плиты. На верхнюю поверхность прокладки устанавливалась гипсовая литейная форма (кокиль) для кристаллизации свинцового сплава и графитовая форма для алюминия.

Экспериментальная установка включает следующие элементы: специальную литейную форму из гипса и графита, тигель для расплава, постамент, демпфирующую прокладку, тяжёлую плиту, сейсмический датчик Mark-L4-C-3D (рисунок 2.8).



а)

б)

Рисунок 2.8. Сейсмический датчик Mark-L4-C-3D:

а) установка на бетонном полу, б) установка на пенопласте.

Для определения изменения физико-механических свойствах алюминия и свинцового сплава с серебром в случае микросейсмического воздействия, выбрали алюминии марки А99 и синтезировали сплав Рв+0,03%Ag (марка С2) с 0,03% серебром. При синтезе сплава было учтено содержание серебро в свинце. Исходя из диаграммы состояния системы свинец-серебро, сплав получили в муфельной печи при температуре, 370°C. Расплав заливается в соответствующую форму и охлаждается при комнатной температуре. В случае с изоляцией от микросейсм одновременно определялась частота и амплитуда микросейсм с помощью переносной

стандартной широкополосной сейсмической станции 45 EDL с 24-битной системой записи информации, снабжённой короткопериодным (1 Гц) сейсмическим датчиком типа марка Mark-L4-C-3D. В результате получили образцы отливок сплава Pb+0,03%Ag и алюминия марка А99 для дальнейшего изучения их физико-механических, электрических и теплофизических свойств (рисунок 2.9).

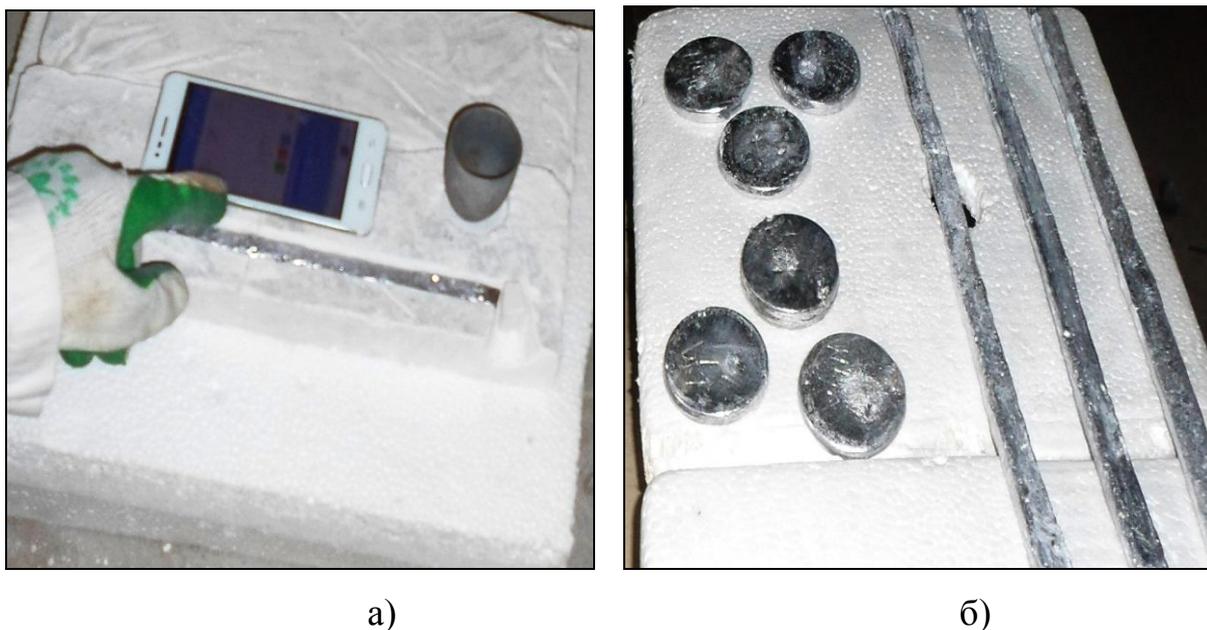


Рисунок 2.9. Подготовка свинцовых образцов Pb+0,03%Ag в гипсовой форме для определения микротвердости и прочности на растяжение: а) состояние кристаллизации, б) готовые образцы [69]

2.3. Рентгенофазовый анализ образцов

Для проведение качественного и количественного фазового анализа, а также изучение состава и структуры исследуемых образцов использовался рентгеновский дифрактометр ДРОН-3 (рисунок 2.10).



Рисунок 2.10. Установка ДРОН-3

Аппарат для проведения исследований содержит четыре основные части:

1. Высоковольтное генераторное устройство ПУР-5/50.
2. Рентгеновская трубка вида БСВ27, Cu-анод и Ni-фильтр в защитном кожухе и гониометр типа ГУР-8.
3. Сцинтилляционный счетчик.
4. Модуль управления дифрактометра, обладающий программным обеспечением Roentgen-Master-4.2 (рисунок 2.11).

В действительности модуль управления дифрактометра, обладающий программным обеспечением Roentgen-Master-4.2, направлен на возможности осуществления определенной функции (исключением является режим "непрерывной регистрации"), обладающей управляющей стойкой комплекта стандартных элементов, которыми оснащен дифрактометр ДРОН-3, с учетом удобного применения интерфейса и сохранения основных результатов исследования в таком виде, чтобы можно было использовать для последующей обработки на персональном компьютере (ПК).

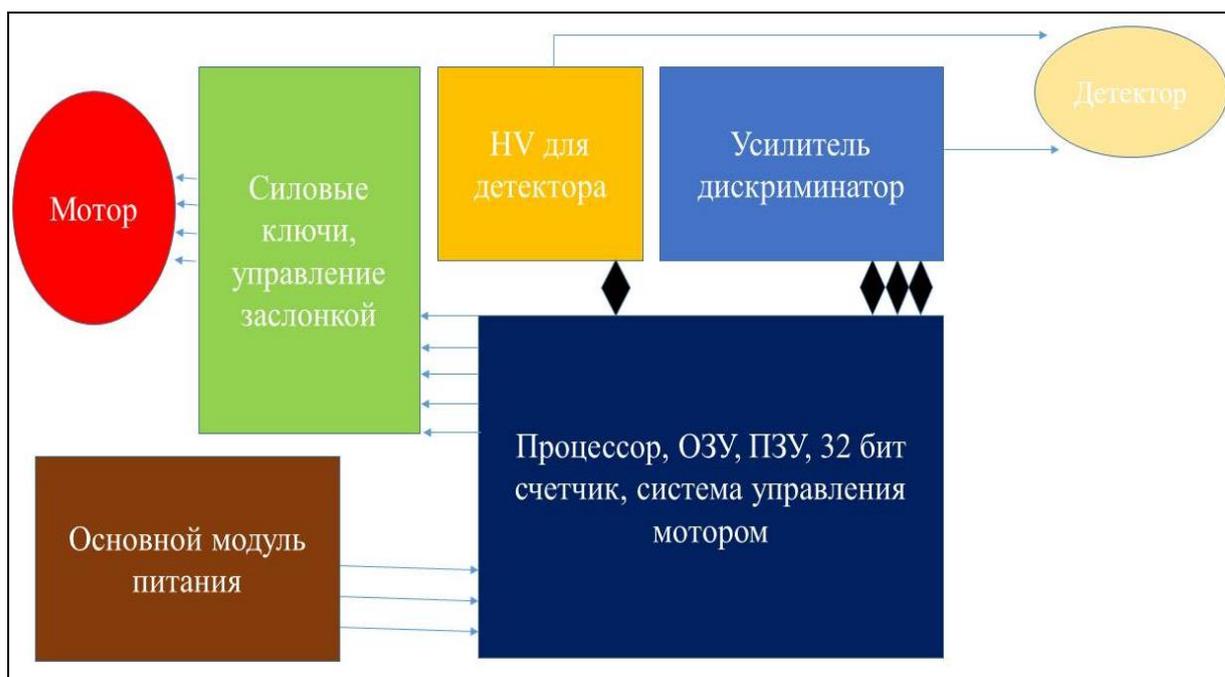


Рисунок 2.11. Структурная схема блока управления дифрактометра

Приставные элементы, которые входят в комплектующий состав аппарата, позволяют следующее:

а) произвести испытания общего характера, к которым можно отнести качественный и количественный фазовый анализ, а также изучить состав и структуры твердых растворов с определением как макро-, так и микронапряжений, исследование ближнего порядка и т.п.;

б) получать общий набор значения величин интегральных интенсивностей, которые получены путем отражения от монокристаллов;

в) определять направления ориентации срезов формирующихся монокристаллов;

г) исследовать состав и структуру текстуры.

Аппарат имеет нижеследующие основные технические характеристики:

1. Он призван обеспечивать функционирование совместно с рентгеновскими трубками типа 1,2БСВ22- Cu, 1,5БСВ23-Cu, 1,6БСВ24-Co, 2БСВ24-Cu, 2,5БСВ27Cu и т.п.

2. Значение величины мощности, потребляемой аппаратом, составляет менее 6,0 кВА.

3. Значение величины мощности рентгеновского питающего устройства составляет 3,0 кВт.

4. Номинальное значение величины высокого напряжения составляет 50 кВ.

5. Номинальное значение величины анодного тока имеет показатель 60 мА.

6. Значение величины радиуса гониометрического устройства составляет 192 мм.

7. Предел диапазона углов перемещения детектора составляет - от - 100 до + 166 ε.

8. Шаг перемещения детектора в режиме пошаговой реализации лежит в интервале от 0,0025 до 1ε.

9. Через модуль управления дифрактометром регистрируется скорость излучения рентгеновских лучей и значения величин дифракционных углов.

2.4. Аппаратура для определения теплофизических свойств металлов

Наиболее важным методом измерения теплоемкости изучаемых материалов и конструкций на их основе является процесс, при котором тепловой поток, проходящий через промежуточные части теплосчетчиков, используется для нагрева исследуемых образцов, а также ампулы. Величину тепловых потоков, проходящих через нагревательный прибор, можно рассчитать по разнице температур в самом счетчике, а также по теплоемкости счетчика, которую определяют из независимых экспериментов по меди. При этом технической ошибки составляет не менее 6%. Недостатком этой методики, как и установки, является то, что температурный шаг имеет значение 25°C, т.е. при каждом 25°C (т.е. каждые 5-10 мин) теплоемкость испытуемых твердых тел в нашем случае может быть ограничена максимальной температурой 400°C.

Методы измерения теплоемкости образцов, основанные на процессе нагревания, являются весьма трудоемкими. Точность измерения теплоемкости при этом может зависеть от таких факторов как правильное поддержание заданных рабочих режимов самого прибора, определение значения величины скорости нагрева, а также и минимальная разность температур в случае, когда устанавливаются адиабатические условия нагрева исследуемого образца в виде стакана и т.д.

Исходя из вышеизложенного, ценность точного измерения термических свойств испытуемого материала может определяться некоторыми субъективными предположениями о качестве эксперимента. В то же время следует отметить, что это, естественно, не всегда совпадает с воспроизведением одних и тех же условий в ходе эксперимента. В связи с этим необходимо отметить необходимость автоматизации процесса измерения теплоемкости. Исходя из чисто физических соображений, очень трудно соблюсти условие достаточной равномерности процесс изменения температуры исследуемых объектов в режиме нагрева из-за появления целого ряда внешних факторов. С этой точки зрения наиболее простым и удобным можно считать режим «остывания» [49].

Измерения были произведены на установке, схематическое изображение которого представлено на рисунке 2.12. подробное описание которое приведено в работах [49, 111].

Электродпечь (1) установлена на специальном столе с возможностью перемещения. Исследуемый образец (2) представляет собой цилиндр диаметром 16 мм и высотой 30 мм, который также перемещается. Один конец цилиндра высверлен для установки термопары (3). Конечные части термопар подводят к измерителю Digital Multimeter UT71B (4) (с ценой деления для фактора температуры, равное $\pm 0,1^{\circ}\text{C}$), который в последующем соединяется с персональным компьютером ПК (7), что делает возможным реализацию процесса прямой фиксации результатов измерений.

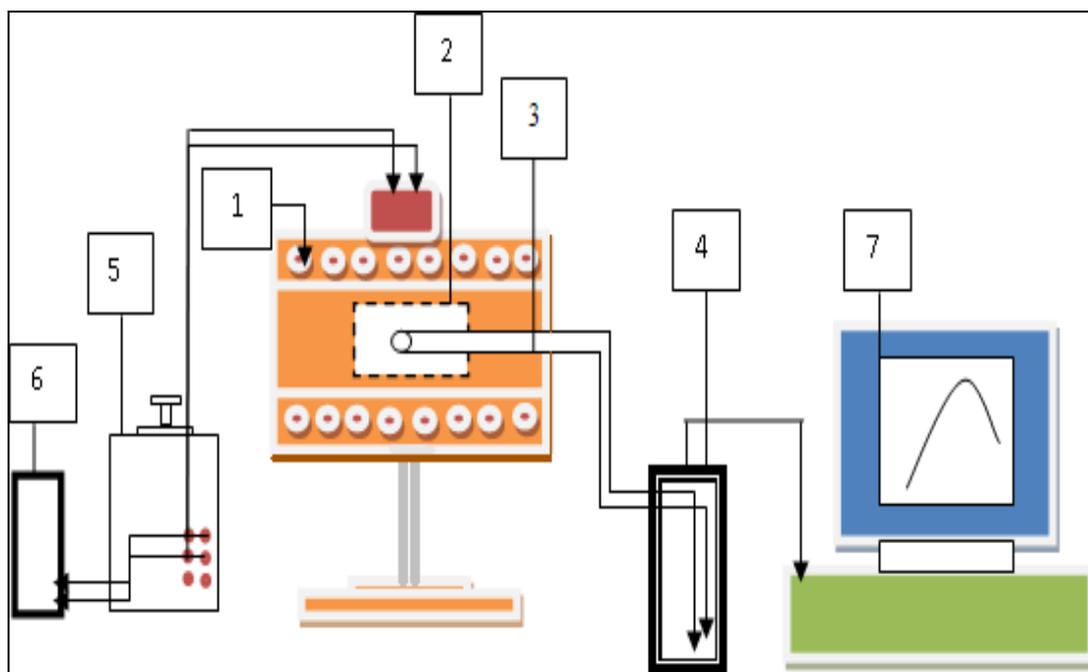


Рисунок 2.12. Схематическое изображение установки для изучения теплоёмкости: 1 - электропечь; 2 – исследуемый образец; 3 - термопара; 4 - Digital Multimeter UT71B; 5 - ЛАТР; 6 - Digital Multimeter DI 9208; 7 – компьютер

Печь включается посредством лабораторного автотрансформатора ЛАТР (5), где устанавливается значение величины напряжения. Используя показания цифрового термометра, записывается значение величины комнатной температуры. Далее образец вставляется в печь и нагревается до температуры ниже температуры плавления с контролем назначения величины температур.

В случае установления определенного значения величины температуры испытуемый образец быстро выдвигается из горячей печи. С того времени, когда температура испытуемого образца приравнивается к заданной, она фиксируется и одновременно начинается отсчёт «времени охлаждения» испытуемого образца. На персональном компьютере ПК (7) через промежуток времени в 10 секунд автоматическим образом будет отмечено значение величины температуры исследуемого образца. В случае, когда значение величины температуры образца будет приближаться к значению

величины температуры окружающей среды, останавливается процесс фиксации температуры. Следует отметить, в процессе проведения экспериментальной работы проверка надежности функционирования измеряемого прибора проводится с частотой один раз в месяц посредством измерения показателей кривой охлаждения меди.

С целью определения погрешности прибора на стадии «невключения» проводились контрольные измерения для вычисления значения величины теплоемкости меди. Значения величины отклонения полученных результатов от справочных данных составляют менее 1%. В этом случае используемая аппаратура, а также и методика измерений позволяют получать достоверные значения величин теплоемкости исследуемых образцов в твердом состоянии с максимальной погрешностью $\pm 4 \%$. При этом становится возможным произвести измерение значения величины температуры при фазовых переходах [111].

2.5. Аппаратура для измерения твердости и прочности на растяжение металлических отливок

Для определения твердости образцов применяли твердомер ТШ-2М. Испытания проведено по стандартной методике. Испытанию подвергались образцы толщиной 10 мм, диаметром 12 мм.

Твердомер ТШ-2М (рис.2.13) предназначен для измерения твердости металлов и конструктивных пластмасс в соответствии с ГОСТ 23677-79. Прибор работает путем вдавливания в материал закаленного шарика под действием заданной нагрузки в течение установленного времени. Измерение материалов обеспечивается по 15 шкалам. Твердомер ТШ-2М - это устройство отсчета твердости аналогового типа часового механизма. Прибор используется стационарно в лабораториях, научно-исследовательских институтах, машиностроительных, а также на металлургических заводах.

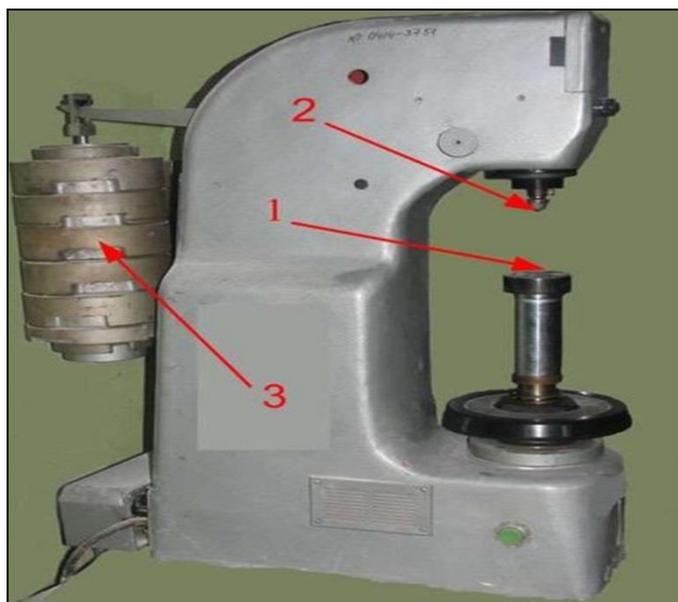


Рисунок 2.13. Твердомер ТШ-2М:

1 - предметный столик; 2 - оправка с индентором; 3 – грузы

Прибор [50] имеет электромеханический привод нагружения. Смена нагрузок обеспечивается поворотом рукоятки. Измерение твёрдости обеспечивается по 15 шкалам инденторами с алмазным наконечником и стальными шариками диаметрами 1,588, 3,175, 6,35, 12,7 мм. Устройство отсчета твердости - аналоговое (индикатор часового типа).

Диапазон измерения твёрдости 8...450 НВ

Испытательные нагрузки, кгс 3000; 1000; 750; 250; 187,5

Допускаемая погрешность нагрузок, % ± 1

Допускаемая погрешность показаний прибора по твердости при поверке образцовым мерам твердости 2-го разряда МТБ для значений мер, %:

НВ 100 ± 25 ед.тв не более ± 5

НВ 200 ± 50 ед.тв не более ± 4

Продолжительность выдержки испытуемого образца под нагрузкой, сек 10; 30; 60:

- габаритные размеры, мм - 720x245x875

- расстояние от центра отпечатка до станины - не менее 120

- величина испытуемого изделия, мм:

- наибольшее расстояние от стола до шарика - 250
- сила электродвигателя трехфазного электротока, кВт - 0,18
- диаметр стальных шариков к наконечникам, мм - 2,5; 5,0; 10,0
- вес, кг - 200.

Метод измерения твердости по Бринеллю регламентируется требованиями ГОСТ 9012.

В случае определения значения величины твердости применениями данного метода шарик из стального материала известного диаметра D будет вдавливаться в испытуемый образец при действии определенной нагрузки P , которая прилагается перпендикулярно к поверхности испытуемого образца в течение проведения экспериментов (рисунок 2.14).

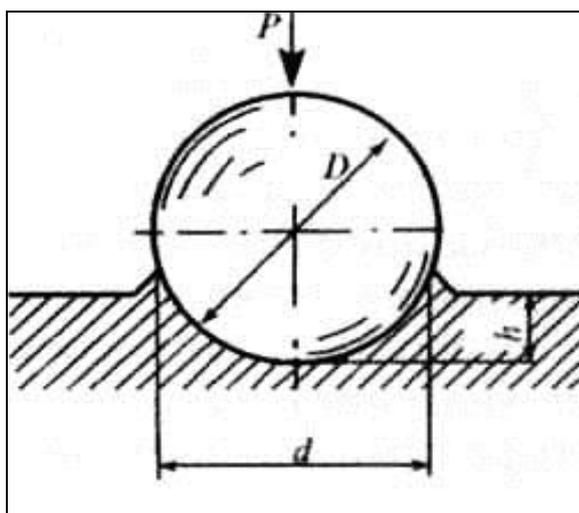


Рисунок 2.14. Схематическое представление процесса измерения твердости по Бринеллю

После того как снимается нагрузка вторично измеряют значение величины диаметра отпечатка d . Численное значение твердости по Бринеллю обозначают буквами НВ, который определяют посредством деления значения величины нагрузки P на значение величины площади поверхности сферического отпечатка F . Для упрощения и удобства составляют таблицы чисел твердости по Бринеллю, а также и численные значения зависимостей от диаметра шарика D , диаметра отпечатка d , а также и нагрузки P .

Для выполнения роли инденторов были использованы полированные шарики ($Ra < 0,04$ мкм), изготовленные из стали ШХ15 с учетом номинальных диаметров $D = 1; 2; 2,5; 5$ и 10 мм. При этом последние являются наиболее предпочтительными, т.к. направлены на обеспечение значительно повышенной точности процесса измерения параметров твердости. Это имеет свою особенность в процессе измерения твердости материалов на основе чугуна или крупнозернистых сплавов.

Значение минимально допустимой величины толщины испытуемого образца для повышения корректности измерения значения величины твердости НВ должно быть более десятикратной глубины отпечатка h .

Испытания будут проведены при соблюдении параметров нормальной среды (комнатной температуре) при отсутствии вибрационных и ударных нагрузок. Значение величины времени выдержки под воздействием нагрузки t для материалов на основе черных металлов составляет $10...15$ с. Данное значение в случае с цветными металлами и сплавами находится в пределах $10-180$ с. Что касается нагрузок, воздействующих на инденторы, то они будут выбраны с учетом значения величины соотношения $K = P/D^2$, которое для металлов и сплавов имеет размерность K , кгс/мм². В том числе для:

- стали, чугуна и других высокопрочных сплавов – 30;
- меди, никеля и их сплавов – 10;
- алюминия, магния и их сплавов – 5.

К примеру, при исследовании сталей и чугунов, где диаметр шарика составляет $D = 10$ мм, нагрузка должна быть не менее 3000 кгс. При этом значение величины времени выдержки под воздействием нагрузки должно иметь значение $10...15$ с. В этом случае значение числа твердости обозначается цифрами, где после них содержится символ НВ (к примеру, 250 НВ). В отдельных случаях после букв НВ также указывают и на условия испытаний, т.е. НВ $D/P/t$, к примеру: 250 НВ 5/750/25 означает, что число твердости по Бринеллю 250 получено при использовании шарика

диаметром $D = 5$ мм, нагрузке $P = 750$ кгс, а также и значении величины времени выдержки под данной нагрузкой $t = 25$ с.

Процесс измерения твердости по Бринеллю не рекомендуется проводить для стальных материалов с твердостью более 450 НВ, а также для цветных металлов с твердостью более 200 НВ.

При обработке конструкционных материалов необходимо оценивать их физико-механические свойства [87–88]. Одним из свойств, которые позволяют определить качественную характеристику материалов, изделий, а также и конструкций, является твердость.

Под свойством твердости понимается такое свойство материала, которое позволяет сопротивляться процессу внедрения в него более твёрдого, а также и упругодеформированного индентора. Что касается индентирования, то оно относится к одному из способов испытания механических характеристик. При повышении значения величины нагрузки на конечные материалы, они проявляют идентичные свойства, что и при других типах механических испытаний с прохождением обязательных трёх стадий – т.е. упругой и пластической деформации, а также разрушение [89]. При этом процесс индентирования способствует:

- провести испытание исследуемых образцов в относительно короткий срок, используя только его определенную область;
- при необходимости следует применять данный вид испытаний, где невозможным является применение других способов и методов;
- провести испытания материалов, находящиеся в целостном состоянии, относящиеся к данному типу, который и выводит данное измерение к неразрушающим видам контроля;
- твердость желательно определять при вместимости объектов исследования в микрообъемах, а также и микросечениях (т.е. в отдельных слоях или фазовых превращениях материалов);
- применять условия соразмерности малогабаритных приборов, провести измерение твердости материалов, изделий и конструкций в

процессе их эксплуатации с учетом автоматизации, а также и интеграции с персональным компьютером (ПК);

- определить как аналитическую, так и эмпирическую взаимосвязь получаемых результатов с данными исследований других авторов [90].

Таким образом, становится возможным измерение и других нижеследующих характеристик испытываемых образцов:

- свойство упругости металлов, к примеру, в случае упругого отскока шарика [91];

- сопротивление значительно большим пластическим деформациям, т. е. характеристика по аналогии с пределом текучести [92, 93];

- сопротивление значительно большим пластическим деформациям [94], т. е. характеристика по аналогии с временным сопротивлением металлов, где проявляется возможность образования шейки [95];

- сопротивление разрушающим воздействиям, к примеру, при исследовании на твердость царапанием, которое для ряда испытываемых материалов предусматривается как местное разрушение посредством среза [96];

- удельное значение работы деформации [91];

- выявление свойства анизотропии по отношению к сопротивлению пластической деформации [91].

Исходя из вышеизложенного, можно заключить, что физическая природа свойства твердости может быть определена различными видами зависимости, которые её связывают со свойствами прочности, пластичности, а также и разрушения [97-98].

Прочность на растяжение определена с помощью разрывной машины ZDM-50t (Производство Германии). Разрывная машина [51] серии Р с предельной нагрузкой 500 кН по ГОСТ 7855-74 (р 50) предназначается для проведения статического режима испытаний на растяжение испытываемых образцов металлов и сплавов согласно ГОСТ 1497-73, ГОСТ 12004-81, а также изделий и конструкций из них. В случае использования

дополнительных приспособлений на них можно производить и испытания на сжатие, изгиб и загиб по ГОСТ 14019-80. Разрывная гидравлическая машина Р-50 может работать при температуре 25 ± 10 С и относительной влажности от 40 до 80% в условиях тропического сухого и влажного климата с размещением в помещениях с кондиционированным или частично кондиционированным воздухом и отвечает требованиям ГОСТ 15150-69. На разрывной машине ZDM-50t во время эксперимента (рисунок 2.15).



а) в момент разрыва,

б) в момент определения датчика

Рисунок 2.15. Определение прочности на растяжение на разрывной машине ZDM-50t

Технические характеристики приводятся для машин, которые находятся в исполнении стандартного состояния [51].

Известным является также и способ получения металлов, который обеспечивает наиболее значимые показатели прочности. Этот способ предусматривает как дегазацию, так и ускоренный процесс кристаллизации металлов в жидком состоянии. Всего этого можно достичь тем, что расплав сначала подвергается прямому воздействию процесса разрежения воздуха, применение которого происходит процессом охлаждения до значения величины температуры, соответствующей значению величины температуры

процесса кристаллизации в условиях внешнего воздействия (давления), после чего значение величины давления увеличивается до атмосферного [101].

Технические характеристики разрывной машины Р 50 приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2.

Технические характеристики разрывной машины Р

№ пп.	Наименование параметров и характеристик	Значение характеристик
1.	Наибольшее значение величины предельной нагрузки машины Р 50	500 кН
2.	Значение величины допустимой погрешности измерения нагрузки при прямом ходе (нагружении)	Ре должна превышать $\pm 1\%$ измеряемой нагрузки, начиная с 0,2 максимального предельного значения каждого диапазона измерения
3.	Значение вариации показаний машины Р 50 в определенном и требуемом диапазоне измерения	Не должна превышать 1% измеряемой нагрузки
4.	Значение числа диапазонов измерения нагрузок	3
	Разрывная гидравлическая машина серии Р	Диапазоны измерения нагрузок: - от 20 до 100 кН; - от 50 до 250 кН; - от 100 до 500 кН.
5.	Масштабы диаграммной записи Р 50	- перемещения активного захвата 5:1, 50:1; - деформации (по заказу) 100:1.
6.	Значение высоты ординаты диаграммной записи, которая соответствует максимальному значению предела изменения	не менее 320 мм
7.	Размерности рабочего хода активного захвата	не менее 320 мм
8.	Предел значений скоростей движения активного захвата (без нагрузки)	от 0 до 100 мм/мин
9.	Величина высоты рабочего пространства в ходе испытаний на растяжение с учетом рабочего хода поршня	не менее 1000 мм.
10.	Значение величины расстояния от оси исследуемого образца до несущей колонны	не менее 300 мм
11.	Потребляемая мощность	2,8 кВт
12.	Значение величины габаритных размеров	не более 1753x960x3516 мм
13.	Масса	не более 2900 кг

Метод определения разрывной прочности.

Сущность методов заключается в определении усилия, вызывающего разрушение образца и его удлинение до момента разрыва. Прочность на разрыв характеризуется следующими величинами:

- 1) разрушающим усилием;
- 2) удельным сопротивлением разрыву;
- 3) индексом прочности при растяжении;
- 4) пределом прочности при растяжении;
- 5) разрывной длиной.

Стандарт полностью соответствует СТ СЭВ 2426-80 и МС ИСО 1924-1-83.

1. Отбор проб.

1.1. Отбор проб древесной массы - по ГОСТ 16489-78.

1.2. Отбор проб целлюлозы - по ГОСТ 7004-93.

1.3. Отбор проб бумаги и картона - по ГОСТ 8047-93.

1.4. Для испытания древесной массы и целлюлозы изготавливают по пять отливок по ГОСТ 16296-79 и ГОСТ 14363.4-89.

1.5. Из каждой отливки вырезают по два образца шириной $(15,0 \pm 0,1)$ мм и длиной не менее 150 мм по схеме, указанной в ГОСТ 16296-79 и ГОСТ 14363.4-89.

1.6. Для испытания бумаги и картона от выборки отбирают десять листов и из каждого листа вырезают по одному образцу в машинном и поперечном направлениях размером, мм:

- ширина образцов для бумаги - $15,0 \pm 0,1$;

- картона - $50,0 \pm 0,2$;

- длина образцов для бумаги и картона не менее 250, если другие размеры не установлены в нормативно-технической документации на конкретную продукцию.

1.7. Образцы должны быть с ровными кромками, чистыми, без складок, вмятин и морщин.

2. Аппаратура.

2.1. Для испытания используют разрывные машины, отвечающие следующим требованиям:

- относительная погрешность измерения силы не должна превышать $\pm 1\%$;
- абсолютная погрешность измерения удлинения не должна превышать для машин:

- с предельной нагрузкой до 300 Н (30 кгс) включ. - 0,5 мм;

- св. 300 Н (30 кгс) - 1,0 мм;

- ширина зажимов должна соответствовать ширине испытуемых образцов;

- зажимы должны удерживать образец без скольжения в течение всего испытания;

- расстояние между зажимами должно быть регулируемым и обеспечивать установку значений:

(50 \pm 1) мм, (100 \pm 1) мм, (180 \pm 1) мм;

Скорость перемещения подвижного зажима должна быть переменной с плавной регулировкой и ее отклонение при любом установочном значении не должно превышать $\pm 5\%$.

2.2. Нож с ограничителем для нарезания образцов требуемой ширины, обеспечивающий параллельность сторон.

2.3. Секундомер.

2.4. Толщиномер, отвечающий требованиям ГОСТ 13199-88.

2.5. Весы лабораторные рычажные с погрешностью взвешивания не более 0,001 г по ГОСТ 24104-88.

3. Подготовка к испытанию.

3.1. Образцы подвергают кондиционированию по ГОСТ 13523-78 при относительной влажности, температуре воздуха и в течение времени, указанных в нормативно-технической документации на продукцию.

3.2. Расстояние между зажимами разрывной машины устанавливают: 100 мм для полуфабрикатов, 180 мм для бумаги и картона.

Допускается использование расстояния 50 мм, если на это имеются соответствующие указания в нормативно-технической документации на продукцию.

3.3. При определении предела прочности при растяжении предварительно измеряют толщину каждого образца по длине в трех точках по ГОСТ 27015-86.

3.4. Скорость испытания подбирают так, чтобы разрыв образца наступил через (20 ± 5) с от начала нагруженные.

3.4а. При определении индекса прочности при растяжении массу материала (бумаги, картона и отливок целлюлозы) площадью 1 м² определяют соответственно по ГОСТ 13199-88, ГОСТ 14363.4-89.

4. Проведение испытания.

4.1. Испытания проводят в кондиционных условиях по ГОСТ 13523-78 при температуре и относительной влажности воздуха, указанных в нормативно-технической документации на продукцию.

4.2. Образец закрепляют в зажимах разрывной машины, не касаясь его испытуемой части, с силой натяжения не более 0,3 Н (0,03 кгс) так, чтобы он не скользил во время испытания, и чтобы прилагаемая сила имела направление, параллельное его краям.

4.3. Испытывают по 10 образцов полуфабрикатов и по 10 образцов бумаги и картона в машинном и поперечном направлениях или в одном из них в зависимости от указаний в нормативно-технической документации на продукцию.

4.4. Разрушающее усилие должно находиться в области 0,1 и 0,9 конечных значений шкалы, а для разрывных машин маятникового типа - в области 0,2 и 0,8 конечных значений шкалы.

4.5. Разрушающее усилие и удлинение отсчитывают с точностью до одного деления шкалы.

4.6. Результаты испытаний образцов, разорвавшихся у кромок зажимов, или сместившихся при испытании не учитывают. Повторно испытывают образцы, вырезанные из тех же листов пробы.

4.7. При определении разрывной длины необходимо после испытания разорвавшийся образец срезать у кромки зажимов. Срезанные остатки всех образцов взвешивают вместе с погрешностью не более 0,001 г.

5. Обработка результатов.

5.1. Разрушающее усилие определяют средним арифметическим значением результатов десяти измерений для полуфабрикатов, десяти измерений для бумаги и картона в машинном или поперечном направлениях, либо средним арифметическим для обоих направлений, либо другим значением в зависимости от того, как показатель нормируется в стандартах на продукцию.

Разрушающее усилие f в Н (кгс) выражают числом, округленным с точностью до

0,1 Н (0,01 кгс) при f до 50 Н (5 кгс),

1 Н (0,1 кгс) $\approx f$ св. 50 Н (5 кгс) до 500 Н (50 кгс),

5 Н (0,5 кгс) $\approx f$ св. 500 Н (50 кгс) до 1000 Н (100 кгс),

10 Н (1,0 кгс) $\approx f$ св. 1000 Н (100 кгс).

Относительная погрешность определения разрушающего усилия при растяжении не превышает $\pm 4\%$ при доверительной вероятности 0,95.

5.1а. Удельное сопротивление разрыву $f_{уд}$, кН/м (кгс/мм) вычисляют по

формуле
$$F_{уд} = \frac{F}{b},$$

где F - разрушающее усилие, Н (кгс); b - ширина образца, мм.

5.1б. Индекс прочности при растяжении I_f , Н·м/г (кгс·м/г) вычисляют

по формуле
$$I_f = \frac{F_{уд}}{m_a} \cdot 10^3,$$

где $f_{уд}$ - удельное сопротивление разрыву, кН/м (кгс/мм);

m - масса материала площадью 1 м^2 , г.

Примечание. Числовое значение индекса прочности Н·м/г равно числовому значению разрывной длины в метрах, умноженному на коэффициент $9,81 \cdot 10^3$.

5.2. Предел прочности при растяжении s , МПа (кгс/мм²) вычисляют по

формуле

$$\sigma = \frac{F}{b \cdot h},$$

где F - разрушающее усилие по п. 5.1;

b - ширина образца, мм;

h - толщина образца, мм (среднее арифметическое результатов измерений толщины всех испытываемых образцов).

Результат округляют с точностью до 1,0 МПа (0,1 кгс/мм²).

Относительная погрешность определения предела прочности при растяжении не превышает $\pm 10\%$ при доверительной вероятности 0,95.

5.3. Разрывную длину L в метрах вычисляют по формуле

$$L = \frac{l_0 \cdot F}{m},$$

где F - разрушающее усилие по п. 5.1;

l_0 - номинальное расстояние между зажимами, мм;

m - масса образца, г (среднее арифметическое результатов измерения массы всех испытываемых образцов).

Результат округляют с точностью до 50 при L до 5000 м, до 100 при L св. 5000 м.

Примечание. Допускается показатель разрывной длины выражать в километрах. Относительная погрешность определения разрывной длины не превышает $\pm 5\%$ при доверительной вероятности 0,95.

5.4. Относительное удлинение при растяжении δ в процентах

вычисляют по формуле

$$\delta = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100$$

где Dl - среднее арифметическое значение удлинения всех испытываемых образцов, мм; l_0 - номинальное расстояние между зажимами по п. 5.3.

Результат округляют с точностью до 0,1.

Относительная погрешность определения удлинения при растяжении не превышает $\pm 20,0\%$ при доверительной вероятности 0,95.

2.6. Заключение по второй главе

Определили состояние кристаллизации расплавленного сплава, вылив его в гипсовые формы одновременно с разбрызгиванием. Все выполненные операции были рассчитаны при нормальной лабораторной температуре.

Применением способа получения отливок была изготовлена плотная демпфирующая прокладка толщиной 28 см и площадью 40см x 80см, прижимающая сверху металлическая тяжёлая плита толщиной 2 см и такой же площади. Данное устройство даёт возможность снизить уровень микросейсм в несколько раз по сравнению с микросейсмками на бетонном полу без использования демпфирующей прокладки и тяжёлой плиты.

Экспериментальные исследования теплоёмкости показали, что на графиках зависимости температуры образца от времени охлаждения наблюдается аномальный ход.

Измерение твердости по Бринеллю не рекомендуется применять для стали с твердостью более 450 НВ, а для цветных металлов более 200 НВ. При разработке конструкционных материалов необходимо проводить оценку их физико-механических характеристик, позволяющих определить качество изделий и материалов, которым является твердость.

Сущность методов разрывной прочности заключается в определении усилия, вызывающего разрушение образца и его удлинение до момента разрыва.

ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ МИКРОСЕЙСМ ЗЕМЛИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ МАРКИ А99 И СПЛАВА Pb+0.03Ag

3.1. Влияние микросейсм на электропроводность и слой оксидной пленки сплава Pb+0,03%Ag

С целью определения закономерности взаимовлияния слоя оксидной плёнки, сплава Pb+0,03%Ag, а также и её электропроводность в зависимости от микросейсмисмы использованы как теоретические, так и прикладные характеристики фундаментальных подходов к решению поставленной проблемы.

Для определения удельной электропроводности были испытаны 4 образца: 2 - в условиях изоляции микросейсм и 2 – без изоляции. Для выявления микроструктур испытываемых образцов сделаны снимки поперечных срезов торцов брусков с помощью микроскопа Imager m2M с увеличением в 16 раз. Значения абсолютных погрешностей измерений находятся в пределах ± 0.1 мкм в диапазоне от 1 до 10 мкм по порядку величины.

На рисунке 3.1 приведены фотоснимки срезов 2-х образцов, полученных в условиях изоляции от микросейсм (а) и без неё (б). Видны явные различия в строении и геометрических размерах неоднородностей на поверхностях образцов. В образце, полученном в условиях изоляции от микросейсм (а), толщина оксидной плёнки почти в 2 раза меньше, чем в образце (б).

Соответственно степень зернистости оксидного слоя во 2-ом случае больше. Оценки удельного электрического сопротивления оксидной плёнки образца, полученного в условиях действия микросейсм для средней толщины 10 мкм по стандартной методике [52], составила 35,7 Ом·м, а в условиях изоляции – 18,1 Ом·м (для сравнения – удельное электрическое сопротивление чистого свинца при нормальных физических условиях –

$20,6 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ [52]).

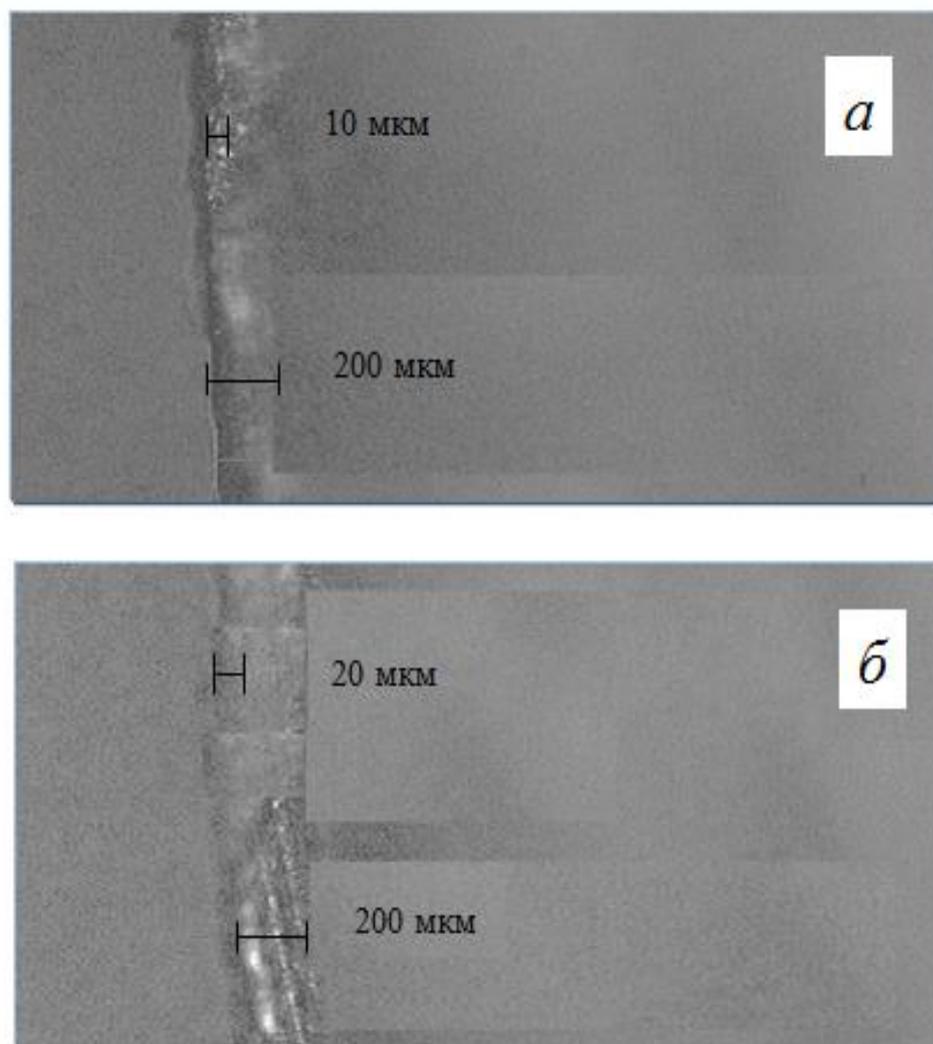


Рисунок 3.1. Фотоснимки поперечного сечения срезов образцов (а, б)

Снижение значения величины удельного сопротивления образцов (б), на наш взгляд, свидетельствует о меньшей степени окисленности более зернистого поверхностного слоя, а в случае (а) структура слоя кристаллически более упорядоченная и при отвердевании она оказалась более окисленной [69].

Обобщая вышеизложенное, можно прийти к заключению, что в целом на основе основных закономерностей механизмов структурообразования (от формирования до функционирования и эксплуатации) становится возможным оценка характеристик поэлементно составляющих образующих новых минералов.

3.2. Влияние микросейсм на формирование удельного электрического сопротивления свинцового сплава с серебром на стадии кристаллизации расплава

В данном разделе рассматривается действие микросейсм на формирование удельного электрического сопротивления (УЭС) образцов сплава $Pb+0,03\%Ag$ с 0,03% серебром. Были изготовлены 6 образцов в виде проволоки длиной около 1 м и диаметром порядка 1 мм. Проволока из исходного материала укладывалась в зигзагообразные бороздки в готовую гипсовую форму толщиной 1 см, расположенную поверх керамической толщиной 2,5 см. Такая основа устанавливалась на спираль электропечи.

Образцы доводились то расплавленного состояния при температуре около $350^{\circ}C$, на что требовалось 30 мин. После выключения печи 3 первых образцов остывали на бетонном основании, в условиях влияния микросейсма, а 3 другие – на толстом металлическом постаменте, изолированном с помощью прокладок из плотной резины толщиной 5 мм и пенопласта толщиной 2 см. Таким образом, в первом случае обеспечивалось наиболее полное действие микросейсм, а во втором – достигалась некоторая изоляция от них.

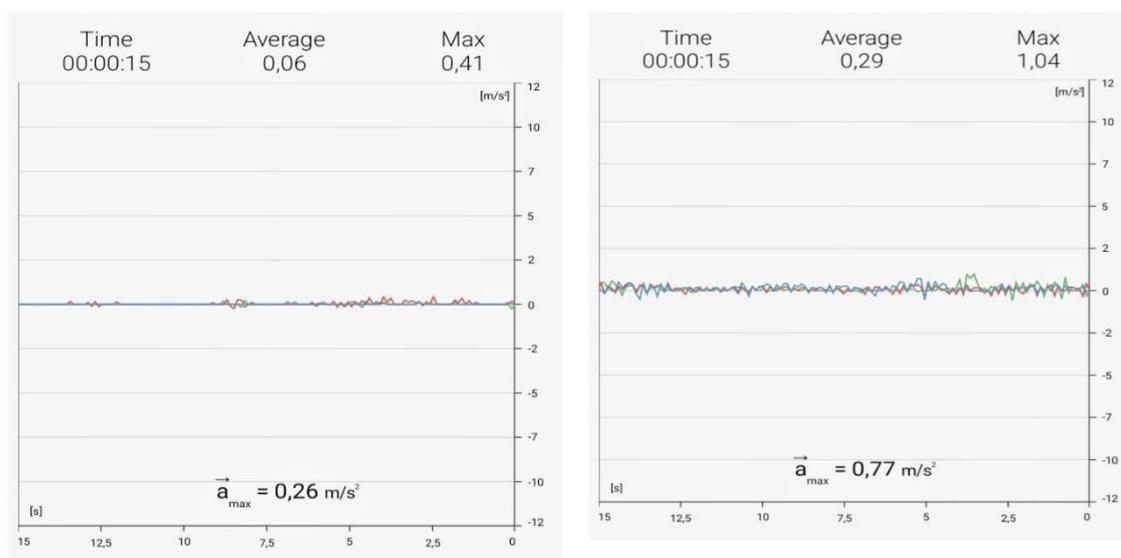


Рисунок 3.2. Записи микросейсм на изоляторе (а) и на бетонном основании (б).

Уровень микросейсм контролировался с помощью виброметра (рис. 3.2). При изоляции ускорения микросейсм составили 0.26 м/с^2 , а без изоляции – $0,77 \text{ м/с}^2$ – почти в три раза больше.

Далее с помощью тестера производилось измерение электрического сопротивление (R) каждого образца и с помощью цифрового штангенциркуля – диаметры полученных проволок d , которые имели некоторый разброс по длине от 1,5 мм до 1,7 мм, в среднем составляя 1,6 мм. удельное электрическое сопротивление (ρ) образцов определялись по известной формуле [1] –

$$\rho = R \frac{\pi d^2}{4l},$$

где длина образцов $l = 0,9 \text{ м}$.

Таблица 3.1

Результаты измерений УЭС приведены в таблице:

№№	ρ при изоляции от микросейсм, $\times 10^6 \text{ Ом} \cdot \text{м}$	ρ без изоляции от микросейсм, $\times 10^6 \text{ Ом} \cdot \text{м}$	Различия ρ , %
1	1.80	1.90	10
2	1.75	1.90	15
3	1.80	1.95	15

Как показывают данные таблицы, действие микросейсм приводит к увеличению УЭС на 10% - 20%. Действия микросейсм, несмотря на малое их амплитуды, определяемых с помощью высокочувствительных виброметров, приводят к существенному росту УЭС. Полученные результаты можно интерпретировать следующим образом. Микросейсм несколько искажают геометрию кристаллической решётки и этого достаточно, чтобы электроны проводимости испытывали от столкновений с ней большее сопротивление своему движению, чем при движении при изоляции от микросейсм. Из-за некоторого нарушения кристаллической структуры образцов и из-за более толстой оксидной плёнки образцов, подвергнувшихся действию микросейсм, УЭС таких образцов имеют наибольшее значение.

Для оценки роли оксидной плёнки в УЭС рассмотрим коаксиальную трубку диаметром d , в которой внутренний диаметр плёнки равен d_0 (рис. 3.3). УЭС плёнки – ρ_0 , внутреннего проводника – ρ .

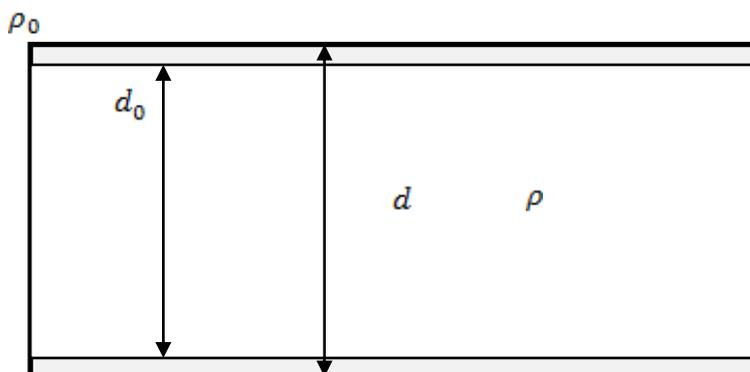


Рисунок 3.3. Схема коаксиальной трубки

В соответствии с законами электрических проводников [99], на основании определения УЭС и приняв во внимание параллельность подключения электрических проводников внутренней части и плёнки можно получить следующее выражение для эффективного УЭС:

$$\rho_{\text{эфф}} = \frac{4l\rho\rho_0}{\pi d^2 \left[\rho \left(1 - \frac{d_0^2}{d^2} \right) + \rho_0 \frac{d_0^2}{d^2} \right]}$$

Сравнение этого выражения с выражением для УЭС сплошного кабеля диаметром d и УЭС, равным ρ , – аналогом образца, полученного при изоляции от микросейсм, показывает, что

$$\rho_{\text{эфф}} > \rho.$$

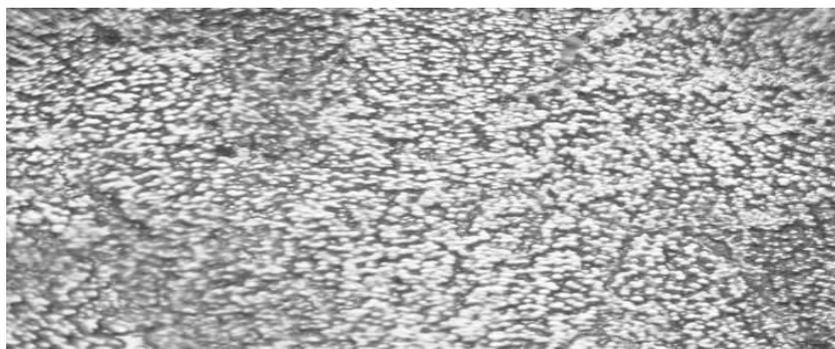
т.е. действие микросейсм на расплав во время затвердевания образцов действительно приводит к росту их УЭС.

По итогам можно почеркнуть что, действие микросейсм с ускорениями $0,77 \text{ м/с}^2$ на стадии кристаллизации расплава проволоки сплава свинца с 0.03сребром приводит к росту УЭС образцов до 10-20% по сравнению с затвердеванием при изоляции от микросейсм с фоновым ускорением $0,26 \text{ м/с}^2$.

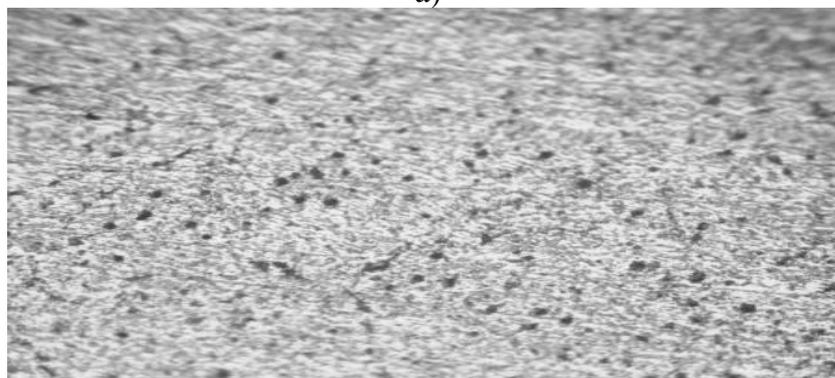
Два механизма увеличения УЭС при действии микросейсм дают основания для интерпретации наблюдаемого увеличения УЭС: -некоторое искажение кристаллической решётки и повышенные значения УЭС оксидной плёнки [69, 127].

3.3. Воздействие микросейсм на процесс формирования отражательной способности поверхностного слоя образца сплава Pb+0,03%Ag

На рисунке 3.5. приведены фотоснимки поверхностей образцов, полученных в условиях действия микросейсм (а) и изоляции от микросейсм (б). Снимки сделаны с увеличением в x16 раз.



а)



б)

Рисунок 3.4. Фотоснимки поверхностей образца (а, б)

Как следует из рисунка 3.4, в первом случае а) снимки более тёмные, строение поверхности оказалось в большей степени зернистое, чешуйчатое, чем в случае б). Это свидетельствует о том, что на поверхности уровнях происходит процесс структурообразования в зависимости от свойств составляющих компонентов [137].

3.4. Теплофизические свойства и их влияние на процесс структурообразования опытных образцов исследованных металлов

Теплоемкость системы тесно связана с передачей энергии между частицами тел и отражает характер теплового движения и их взаимодействия. Изучение теплоемкости является одним из основных методов исследования структурных и фазовых превращений в сплавах. Сведения о теплоемкости алюминия и цинка обобщены в работах [107-108]. Нужно отметить, что только в справочнике [109] приведен процентный состав примесей в металлах. В этой работе приведены также значения теплоемкости, коэффициентов теплопроводности и линейного расширения металлов и сплавов в интервале температур от 0 до 300 К, значения теплоемкости алюминия (99.994%), меди (99.99%), празеодима (99.8%), неодима (99.8%) и цинка (99.995%) в интервале температур от 0 до 300 К. В других справочниках не указана чистота металла, что затрудняет сравнение различных экспериментальных результатов между собой. Коэффициент электронной теплоемкости алюминия $\gamma = 13,5 \cdot 10^4$ Дж/(моль*К²) и цинка $\gamma = 6,33 \cdot 10^4$ Дж/(моль*К²) [110].

3.5. Влияние микросейсм на формирование теплофизических свойств отливок алюминия марки А99

Методом охлаждения [53] исследовано влияние микросейсм на кинетику затвердевания при охлаждении отливок и теплофизические характеристики полученных образцов алюминия марки А99. Экспериментально получены зависимости температуры образцов от времени T , которые с достаточной точностью выражаются с помощью уравнения следующего вида [54]:

$$T = T_0 + \Delta T_{01} \exp\left(-T/\tau_1\right) + \Delta T_{02} \exp\left(-T/\tau_2\right), \quad (3.1)$$

где T_0 – температура окружающей среды, τ_1 и τ_2 – время релаксации для процессов конвективного теплообмена и теплового излучения.

Дифференцируя выражения (1) по t , получим выражение для временной зависимости скорости охлаждения:

$$\frac{dT}{dt} = - \left(\frac{\Delta T_{01}}{\tau_1} \exp(-\tau/\tau_1) + \frac{\Delta T_{02}}{\tau_2} \exp(-\tau/\tau_2) \right), \quad (3.2)$$

где $\frac{\Delta T_{01}}{\tau_1}$ и $\frac{\Delta T_{02}}{\tau_2}$ – соответственно амплитуды скоростей охлаждения в процессах конвективного охлаждения и теплового излучения.

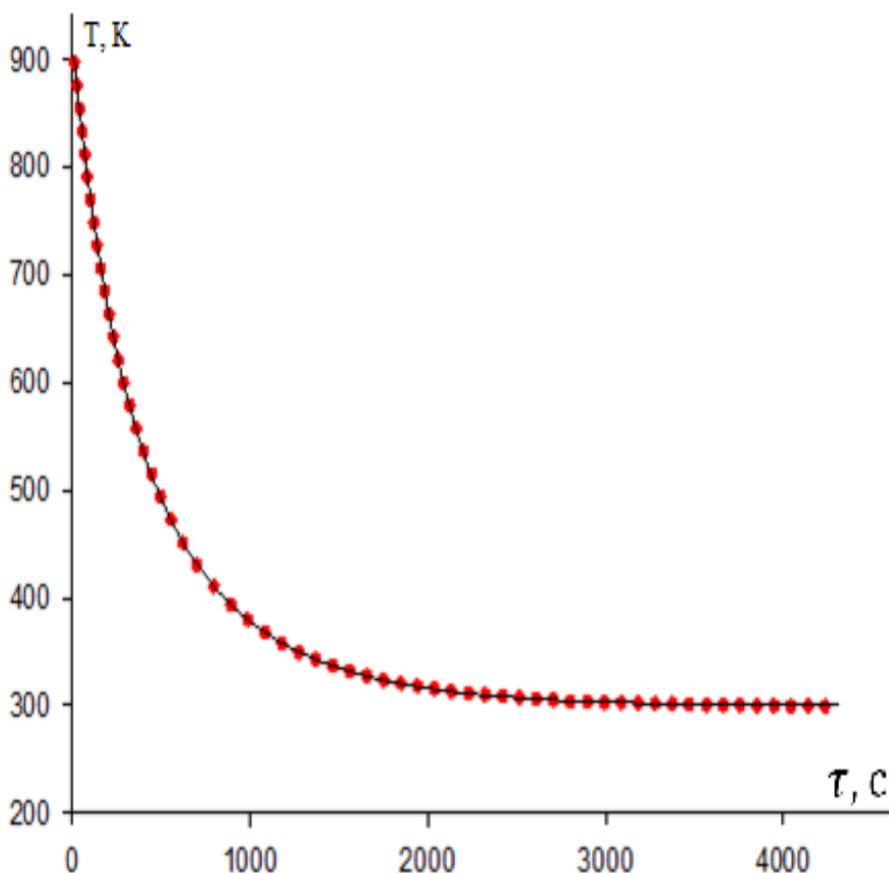


Рисунок 3.5. Зависимость температуры образца из алюминия марки А99 ($m=15.94\text{g}$, $h=32\text{ мм}$, $d=16\text{ мм}$, $t=25\text{ }^{\circ}\text{C}$) при изоляции от микросейсма от времени охлаждения.

Таблица 3.2

Уравнение: экспоненциальное затухание; двойной, 5 параметр

$$f=y_0+a*\exp(-b*x)+c*\exp(-d*x)$$

Коэффициент регрессия (R)	Квадрат коэффициента регрессии	Скорректированный квадрат регрессии	Стандартная ошибка оценки
1.0000	1.0000	1.0000	0.6326

	Коэффициент	Стандартная ошибка	t	P	VIF
y_0	299.7737	0.1192	2514.3015	<0.0001	9.9802<
a	273.2689	3.1621	86.4209	<0.0001	276.8339<
b	0.0043	$3.5127*10^{-5}$	122.9813	<0.0001	71.3910<
c	344.2545	3.2248	106.7515	<0.0001	836.9929<
d	0.0015	$8.2858*10^{-6}$	184.3040	<0.0001	139.0083<

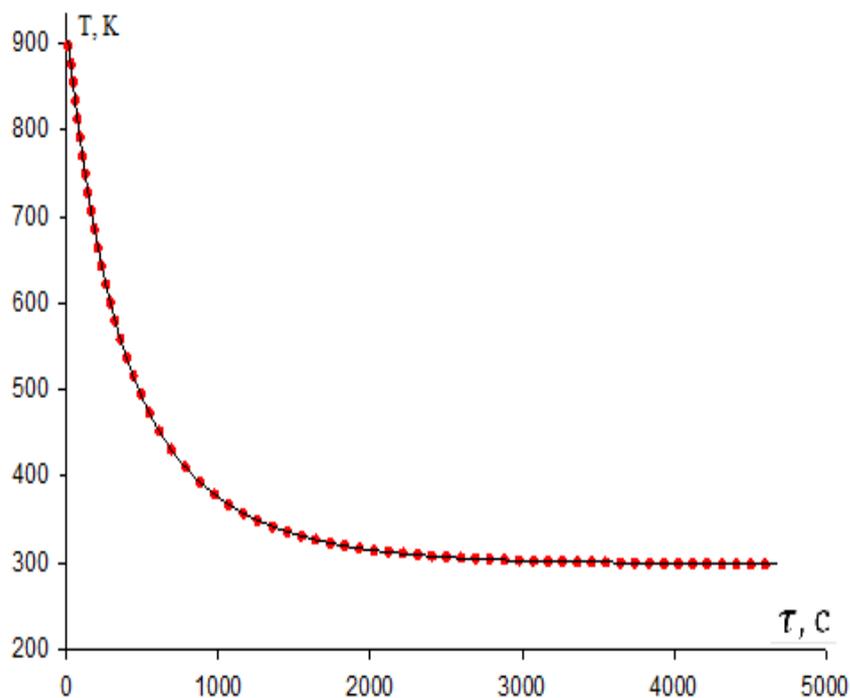


Рисунок 3.6. Зависимость температуры образца из алюминия марки А99 ($m=15.65\text{g}$, $h=32\text{ мм}$, $d=16\text{ мм}$, $t=25\text{ }^{\circ}\text{C}$) под действием микросейсма от времени охлаждения

Уравнение: экспоненциальное затухание; Двойной, 5 параметр

$$f=y_0+a*\exp(-b*x)+c*\exp(-d*x)$$

Коэффициент регрессия (R)	Квадрат коэффициента регрессии	Скорректированный квадрат регрессии	Стандартная ошибка оценки
1.0000	1.0000	1.0000	0.6563

	Коэффициент	Стандартная ошибка	t	P	VIF
y_0	298.8265	0.1086	2752.0673	<0.0001	7.8833<
a	298.7689	3.4362	86.9468	<0.0001	320.3856<
b	0.0041	$3.1943*10^{-5}$	128.5095	<0.0001	76.4234<
c	322.8611	3.5148	91.8571	<0.0001	936.7177<
d	0.0015	$8.8644*10^{-6}$	169.9091	<0.0001	134.7702<

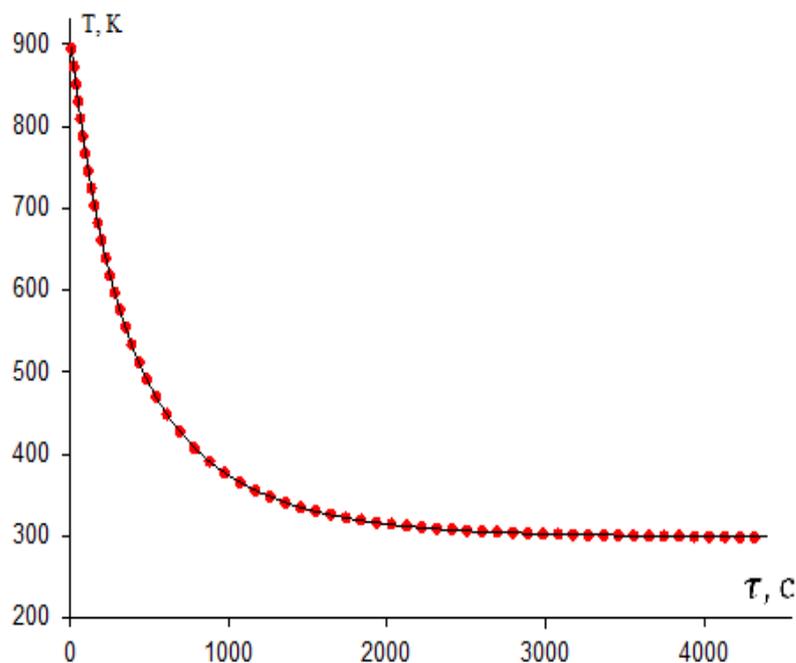


Рисунок 3.7. Зависимость температуры образца из алюминия марки А99 ($m=15.86g$, $h=32$ мм, $d=16$ мм, $t=25$ °C) при изоляции от микросейсма от времени охлаждения.

Уравнение: экспоненциальное затухание; Двойной, 5 параметр

$$f=y_0+a*\exp(-b*x)+c*\exp(-d*x)$$

Коэффициент регрессия (R)	Квадрат коэффициента регрессии	Скорректированный квадрат регрессии	Стандартная ошибка оценки
1.0000	1.0000	1.0000	0.6476

	Коэффициент	Стандартная ошибка	t	P	VIF
y ₀	299.0206	0.1066	2805.0122	<0.0001	7.8850<
a	279.5347	3.0448	91.8080	<0.0001	242.2346<
b	0.0044	3.4194*10 ⁻⁵	127.6937	<0.0001	65.4227<
c	333.9530	3.1224	106.9539	<0.0001	741.7182<
d	0.0015	8.1465*10 ⁻⁶	189.2639	<0.0001	117.6765<

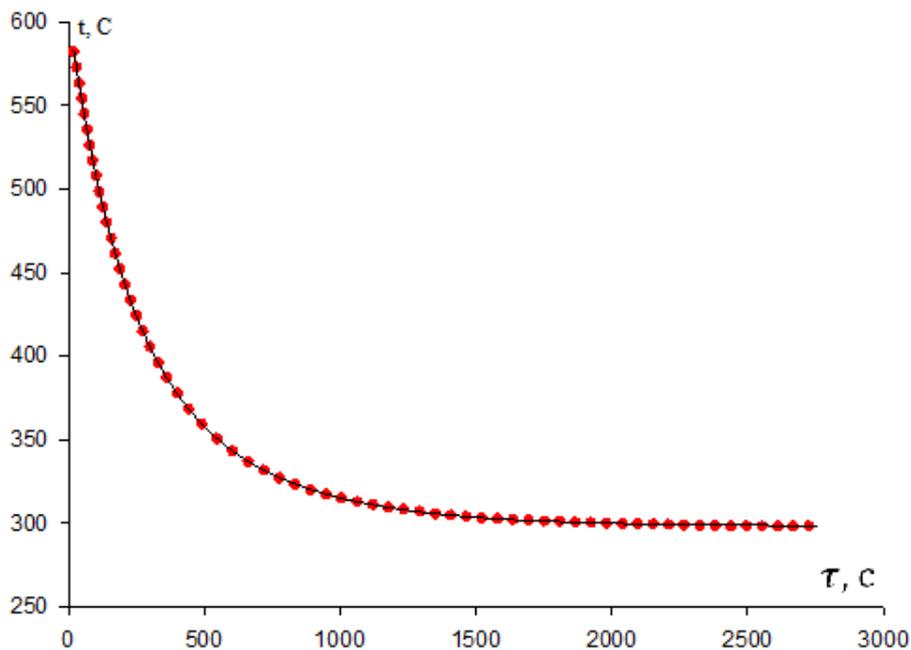


Рисунок 3.8. Зависимость температуры образца из сплава (Pb+0.03%Ag) (m=66.66g, h=32 мм, d=16 мм, t=25 °C) при изоляции от микросейсма от времени охлаждения

Таблица 3.5

Уравнение: экспоненциальное затухание; Двойной, 5 параметр

$$f=y_0+a*\exp(-b*x)+c*\exp(-d*x)$$

Коэффициент регрессия (R)	Квадрат коэффициента регрессии	Скорректированный квадрат регрессии	Стандартная ошибка оценки
1.0000	1.0000	1.0000	0.3011

	Коэффициент	Стандартная ошибка	t	P	VIF
y_0	298.3334	0.0880	3390.4003	<0.0001	14.2660<
a	139.9872	2.4641	56.8106	<0.0001	446.2115<
b	0.0062	$7.1799*10^{-5}$	86.6850	<0.0001	115.4724<
c	170.4839	2.5233	67.5627	<0.0001	1402.4471<
d	0.0023	$1.9026*10^{-5}$	122.5726	<0.0001	221.2962<

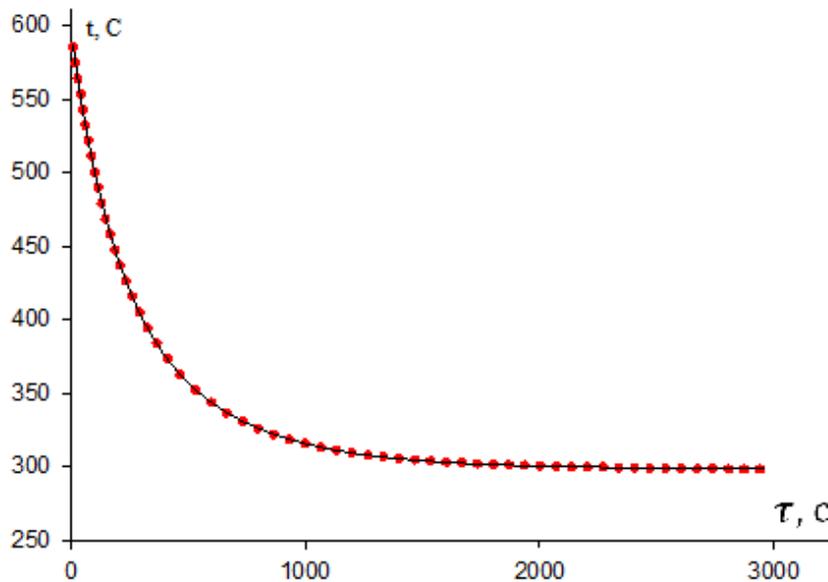


Рисунок 3.9. Зависимость температуры образца из сплава Pb+0.03%Ag ($m=66.24g$, $h=32$ мм, $d=16$ мм, $t=25$ °C) при изоляции от микросейсма от времени охлаждения

Таблица 3.6

Уравнение: экспоненциальное затухание; Двойной, 5 параметр

$$f=y_0+a*\exp(-b*x)+c*\exp(-d*x)$$

Коэффициент регрессия (R)	Квадрат коэффициента регрессии	Скорректированный квадрат регрессии	Стандартная ошибка оценки
1.0000	1.0000	1.0000	0.2832

	Коэффициент	Стандартная ошибка	t	P	VIF
y_0	298.5804	0.0632	4727.9070	<0.0001	9.0028<
a	139.8822	2.0666	67.6872	<0.0001	417.3422<
b	0.0060	$5.7477*10^{-5}$	104.4886	<0.0001	93.0392<
c	159.7625	2.1093	75.7437	<0.0001	1201.7403<
d	0.0023	$1.5857*10^{-5}$	142.0152	<0.0001	167.0296<

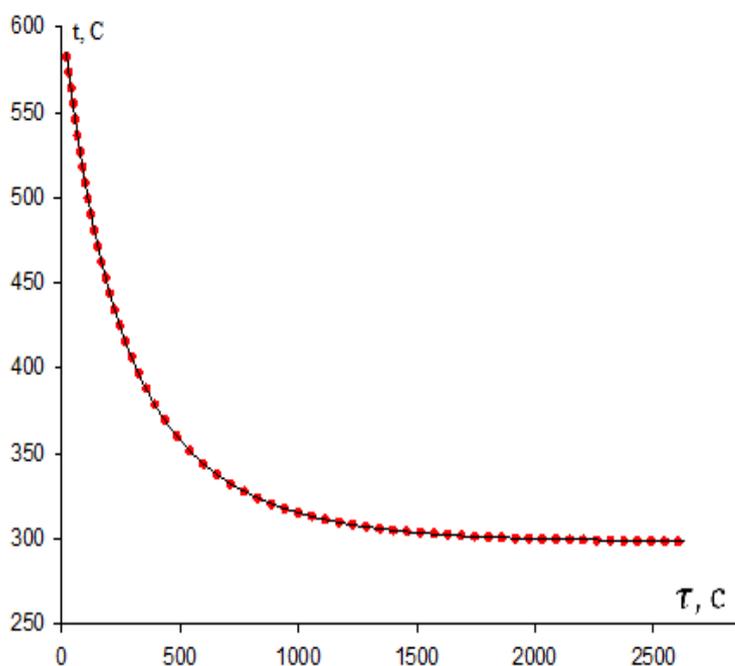


Рисунок 3.10. Зависимость температуры образца из сплава Pb+0.03%Ag ($m=66.15g$, $h=32$ мм, $d=16$ мм, $t=25$ °C) под действием микросейсма от времени охлаждения

Таблица 3.7

Уравнение: экспоненциальное затухание; двойной, 5 параметр

$$f=298,3334+139,9872*\exp(-0,0062*x)+170,4839*\exp(-0,0023*x)$$

Коэффициент регрессия (R)	Квадрат коэффициента регрессии	Скорректированный квадрат регрессии	Стандартная ошибка оценки
1.0000	1.0000	1.0000	0.3011

	Коэффициент	Стандартная ошибка	t	P	VIF
y ₀	298.3334	0.0880	3390.4003	<0.0001	14.2660<
a	139.9872	2.4641	56.8106	<0.0001	446.2115<
b	0.0062	7.1799*10 ⁻⁵	86.6850	<0.0001	115.4724<
c	170.4839	2.5233	67.5627	<0.0001	1402.4471<
d	0.0023	1.9026*10 ⁻⁵	122.5726	<0.0001	221.2962<

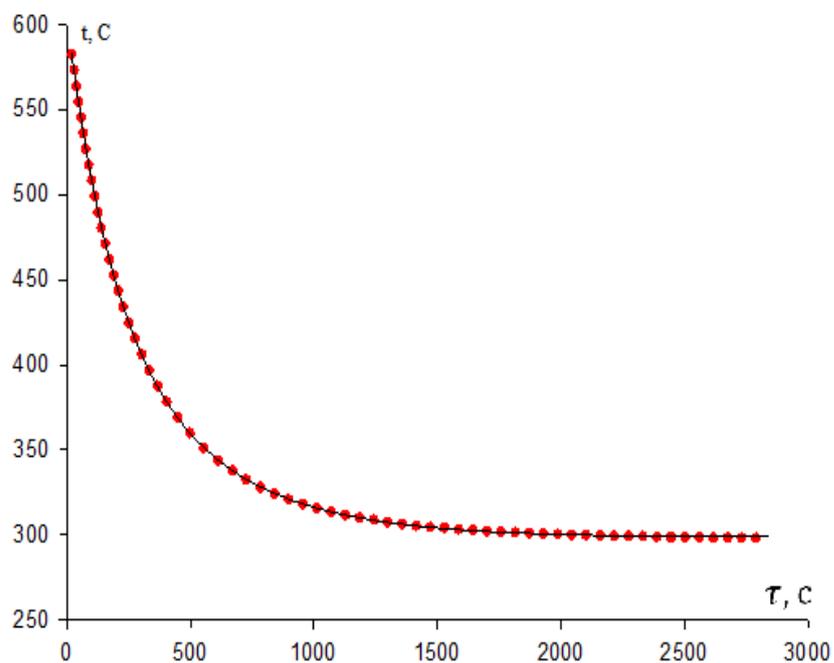


Рисунок 3.11. Зависимость температуры образца из сплава Pb+0.03% Ag (m=66.30 g, h=32 мм, d=16 мм, t=25 °C) под действием микросейсма от времени охлаждения

Таблица 3.8

Уравнение: экспоненциальное затухание; двойной, 5 параметр

$$f=y_0+a*\exp(-b*x)+c*\exp(-d*x).$$

Коэффициент регрессия (R)	Квадрат коэффициента регрессии	Скорректированный квадрат регрессии	Стандартная ошибка оценки
1.0000	1.0000	1.0000	0.2914

	Коэффициент	Стандартная ошибка	t	P	VIF
y ₀	298.5418	0.0691	4322.8365	<0.0001	10.1647<
a	139.8592	2.3069	60.6278	<0.0001	440.1187<
b	0.0060	6.4148*10 ⁻⁵	92.7693	<0.0001	112.3393<
c	167.8414	2.3741	70.6959	<0.0001	1367.3792<
d	0.0023	1.6766*10 ⁻⁵	135.0094	<0.0001	193.4919<

Таблица 3.9

Значения коэффициентов в уравнениях (3.8) и (3.9)

Образец	T ₁ - T ₀ , К	τ _{1,c}	T ₂ - T ₀ ,К	τ _{2,c}	(T ₁ - T ₀)/τ ₁ , К/с	(T ₂ - T ₀)/τ ₂ , К/с	Масса, г.
Pb+0.03% Ag	159.1	434.8	149.2	175.4	0.366	0.850	66.66
Pb+0.03% Ag	159.8	434.8	139.9	166.7	0.367	0.839	66.24
Pb+0.03% Ag	170.5	434.8	140.0	161.3	0.392	0.868	66.15
Pb+0.03% Ag	167.8	434.8	139.9	166.7	0.386	0.839	66.30
A99	334.1	666.7	284.6	232.6	0.501	1.224	15.53
A99	322.9	666.7	298.8	243.9	0.484	1.225	15.65
A99	344.2	666.7	273.3	232.6	0.516	1.175	15.94
A99	333.9	666.7	279.5	227.3	0.501	1.229	15.86

Как видно из таблицы 3.9. под действием микросейсм для процесса охлаждения, связанного с тепловым излучением, время релаксации уменьшается, а амплитуда скорости охлаждения несколько увеличивается. Для процесса конвективного теплообмена характерное время не меняется, а амплитуда скорости увеличивается.

На рисунке 3.12 приведена зависимость температуры образцов от времени охлаждения из алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм (1) и при изоляции от них (2). Как видно из рисунка 3.11 в пределах точности эксперимента они совпадают.

На рисунках 3.14 и 3.15 приведена зависимость кинетики охлаждения образцов алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм (1) и при изоляции от них (2) для процессов конвективного теплообмена ΔT_1 и теплового излучения ΔT_2 . Как видно из рисунков, кинетика охлаждения для процесса теплового излучения отличается.

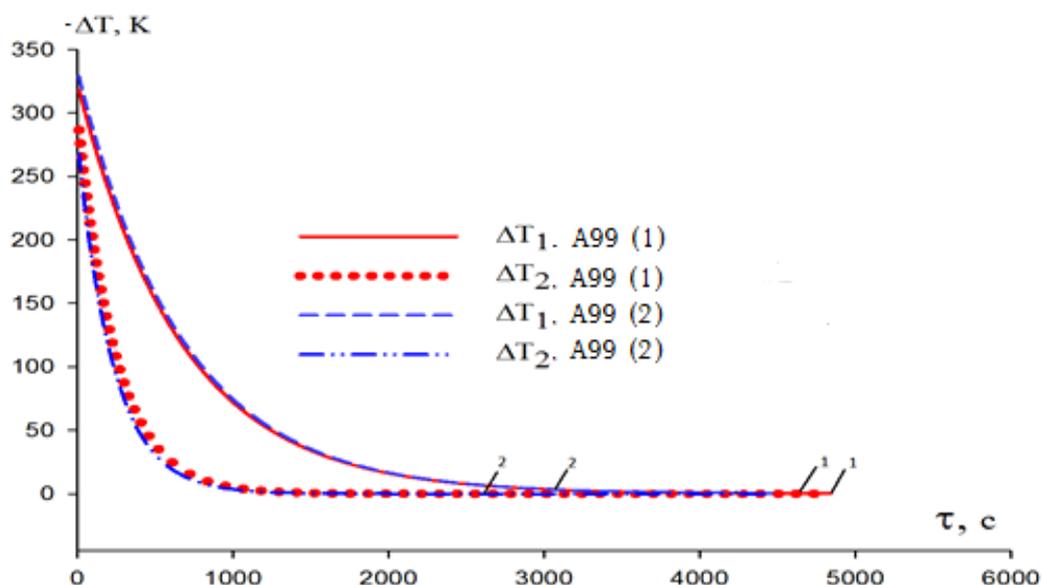


Рисунок 3.12. Временные зависимости температур образцов из алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм (1) и при изоляции от них (2)

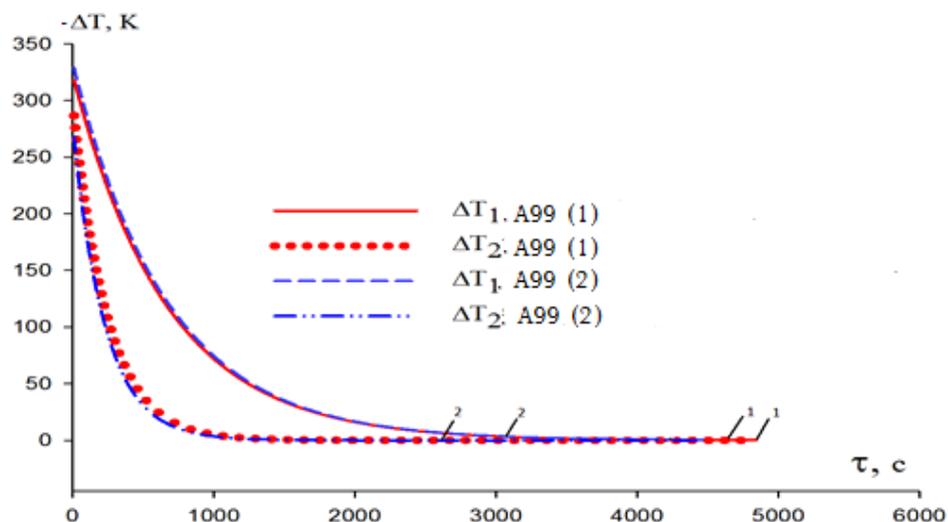


Рисунок 3.13. Кинетика охлаждения образцов из алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм (1) и при изоляции от них (2) для процессов конвективного теплообмена и теплового излучения

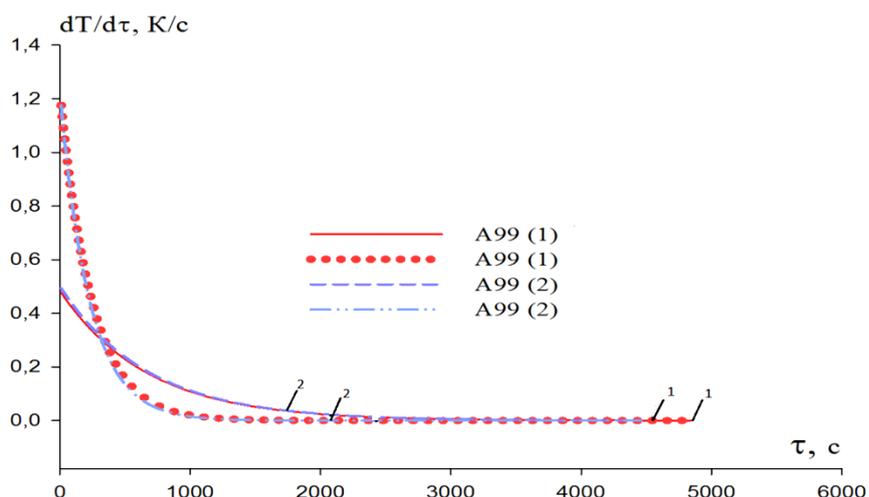


Рисунок 3.14. Зависимость скорости охлаждения от времени для алюминия марки А99, под действием микросейсм (1) и изоляции от них (2) для конвективного теплообмена и теплового излучения

Согласно методикам, подробно описанным в работах [55], нами были вычислены коэффициенты теплоотдачи при конвективном теплообмене (α_1) и излучении (α_2) в зависимости от температуры образцов из алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм и при изоляции от них.

На рисунке 3.9. приведены зависимости этих коэффициентов от температуры под действием микросейсм (1) и при изоляции от них (2).

Зависимости, приведенные на рисунке 3.14, показывают, что при действии микросейсм коэффициент конвективного теплообмена полученных образцов из алюминия марки А99, уменьшается, а коэффициент теплового излучения увеличивается.

В работе [56] было показано, что, используя экспериментально найденные значения скорости охлаждения, можно определить только отношение коэффициента теплоотдачи к теплоемкости образца:

$$\alpha(T)/C(T) = \frac{m \left(\frac{dT}{dt} \right)}{S(T - T_0)}, \quad (3.3)$$

где m и S – соответственно масса и площадь образца.

Приведённые на рисунке 3.15 зависимости показывают, что микросейсмы увеличивают отношение коэффициента теплоотдачи к удельной теплоемкости. Особенно эти изменения заметны при высоких температурах [134].

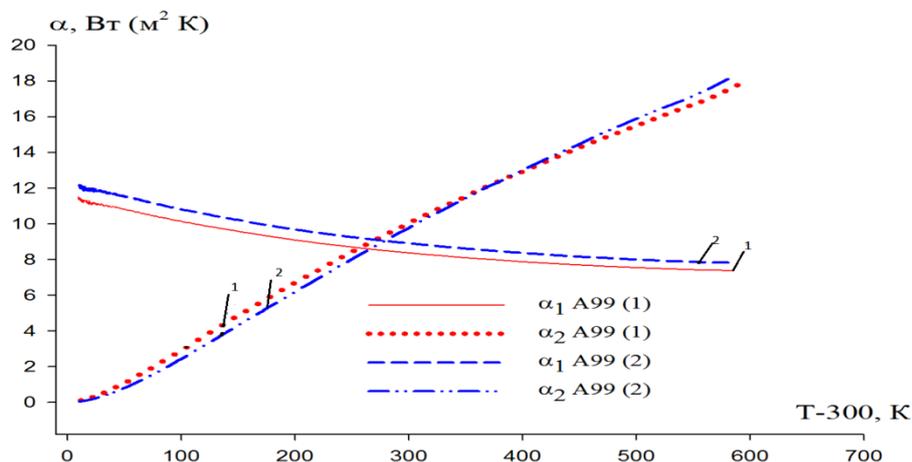


Рисунок 3.15. Зависимость коэффициента теплоотдачи при конвективном теплообмене (α_1) и коэффициента излучения (α_2) от температуры для образцов из алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм (1) и при изоляции от них (2)

На рисунке 3.16 приведена температурная зависимость соотношения (3.3) для образцов из алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм (1) и при изоляции от них (2).

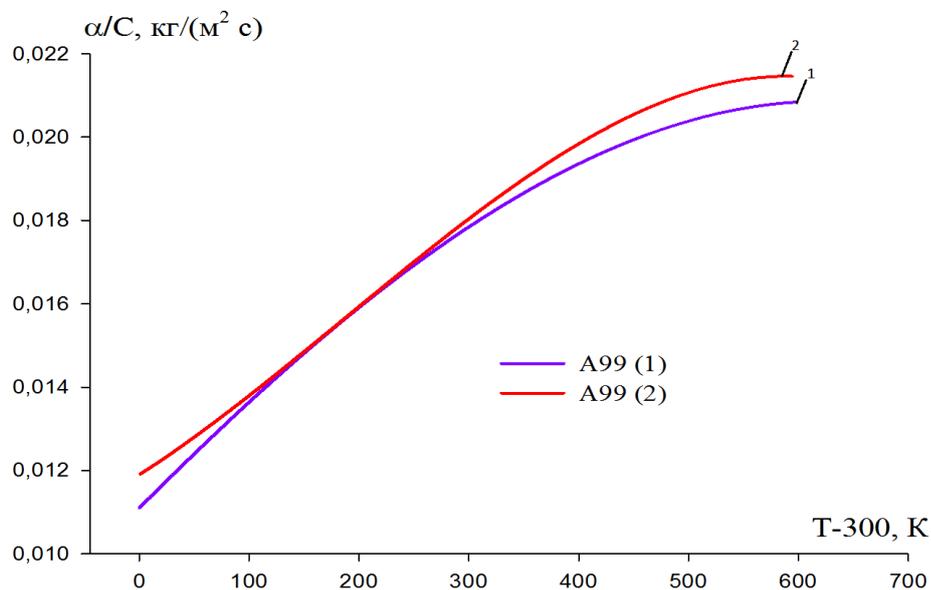


Рисунок 3.16. Температурная зависимость $\frac{\alpha(T)}{c(T)}$ для образцов из алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм (1) и при изоляции от них (2), [128]

3.6. Влияние теплофизических свойств на процесс кристаллизации сплава Pb+0,03%Ag

Целью данной работы является выяснение действия микросейсм на теплофизические свойства сплава Pb+0.03%Ag в широком интервале температур методом охлаждения [57].

Измерены зависимости температуры сплава Pb+0,03%Ag от времени охлаждения в интервале 300-580 К. Точность измерения температуры 1% в исследованном интервале температур.

Экспериментально полученные временные зависимости температуры образцов с достаточно хорошей точностью (с коэффициентом регрессии не менее 0,9998) описываются уравнением (3.1).

На рисунке 3.17 приведена зависимость температуры сплава Pb+0.03%Ag изоляции от микросейсма (1) и действия микросейсм (2) от

времени охлаждения.

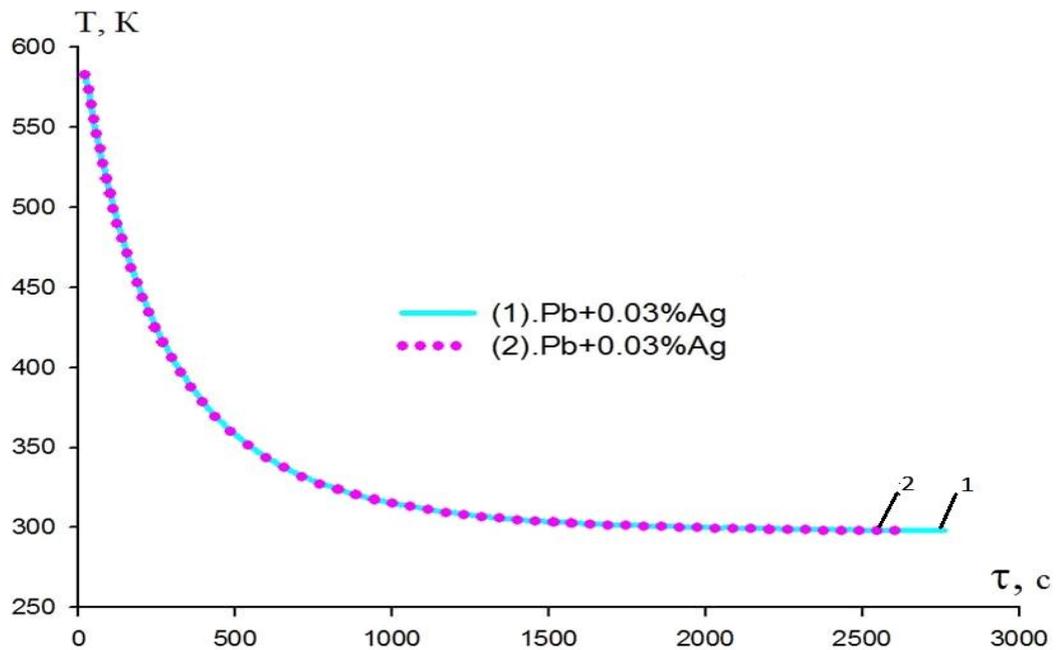


Рисунок 3.17. Зависимость температуры сплава Pb+0.03%Ag изоляции от микросейсм (1) действия микросейсм (2) от времени охлаждения

Как видно из рисунка 3.17 кинетика охлаждения в условиях действия микросейсм и изоляции от них не отличаются. В работах [59] показано, что охлаждение состоит из двух процессов: конвективного теплообмена и теплового излучения. На рис. 3.18 приведена кинетика охлаждения сплава Pb+0,03%Ag изоляции от микросейсм (1) и действия микросейсм (2) для конвективного теплообмена ΔT_1 и теплового излучения ΔT_2 .

Дифференцируя (1), получаем уравнение для скорости охлаждения:

$$\frac{dT}{d\tau} = - \left(\frac{\Delta T_{01}}{\tau_1} e^{-\tau/\tau_1} + \frac{\Delta T_{02}}{\tau_2} e^{-\tau/\tau_2} \right), \quad (3.5)$$

где $\Delta T_{01}/\tau_1$ и $\Delta T_{02}/\tau_2$ - соответственно амплитуды скоростей охлаждения в первом и втором процессе. На рисунке 3.19 приведена зависимость скорости охлаждения от времени для сплава Pb+0,03%Ag изоляции от микросейсм (1), действия микросейсм (2) от времени для конвективного теплообмена и теплового излучения.

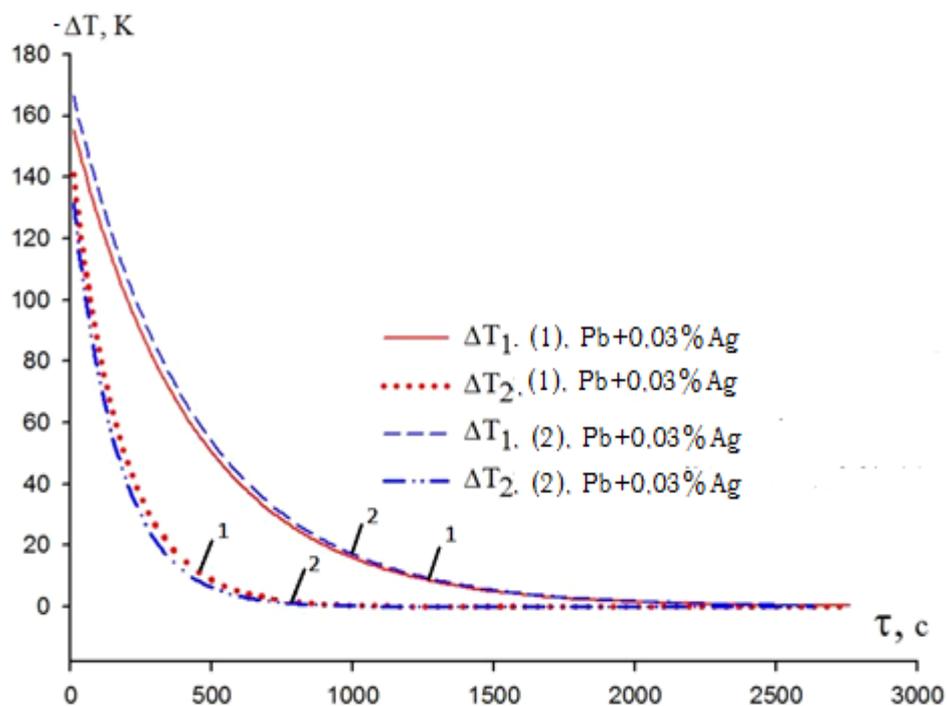


Рисунок 3.18. Кинетика охлаждения сплава Pb+0.03%Ag изоляции от микросейсм (1), действия микросейсм (2) для конвективного теплообмена ΔT_1 и теплового излучения ΔT_2 .

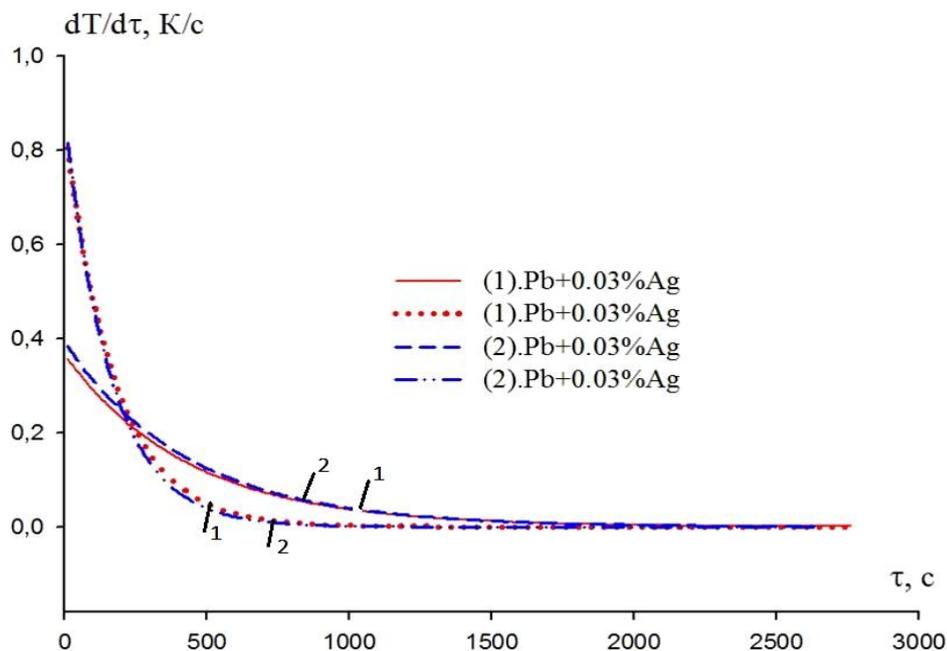


Рисунок 3.19. Зависимость скорости охлаждения от времени для сплава Pb+0.03%Ag изоляции от микросейсм (1), действия микросейсм (2) от времени для конвективного теплообмена и теплового излучения

Как видно, микросейсм не влияет на скорость охлаждения. Процесс, связанный с конвективным теплообменом, протекает медленнее, чем тепловое излучение.

На рисунке 3.20 приведена зависимость коэффициента теплоотдачи при конвективном теплообмене (α_1) и коэффициента излучения (α_2) от температуры для сплава Pb+0.03%Ag.

Как видно из рисунка, под действием микросейсм коэффициент теплоотдачи конвективного теплообмена и коэффициент теплового излучения уменьшаются.

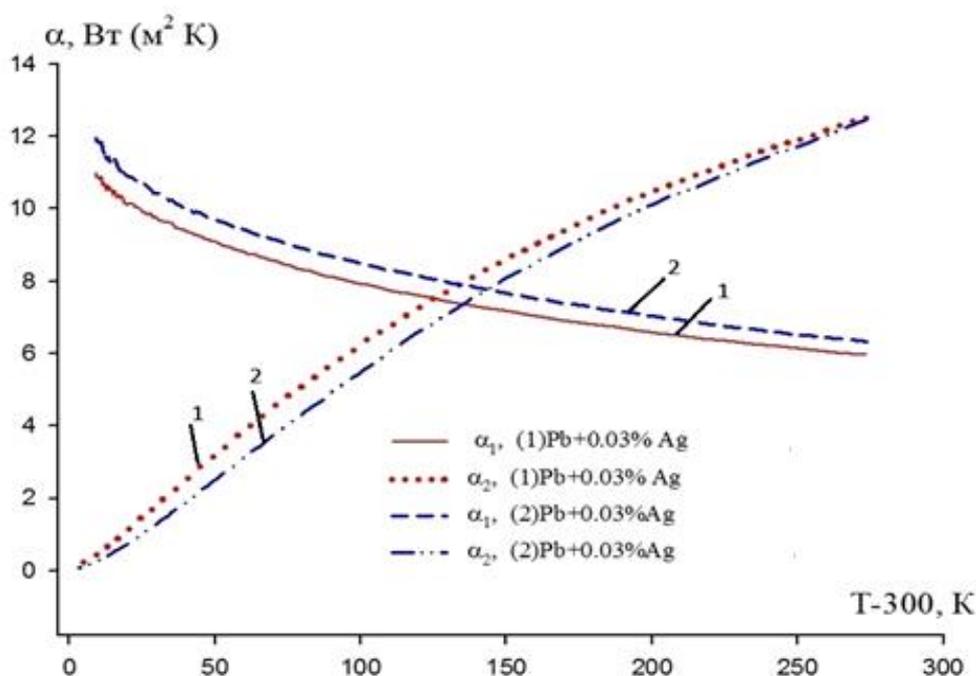


Рисунок 3.20. Зависимость коэффициента теплоотдачи при конвективном теплообмене (α_1) и коэффициента излучения (α_2) от температуры для сплава Pb+0,03%Ag изоляции от микросейсм (1), действия микросейсм (2)

Зная состав образца [60], по правилу Неймана-Коппа вычислили теплоемкость. Используя значения теплоемкости и экспериментальные величины скоростей охлаждения, были вычислены коэффициенты теплоотдачи $\alpha(T)$ по формуле

$$|\alpha(T)| = \frac{c_m \left(\frac{dT}{dt} \right)}{S(T-T_0)} \quad (3.6)$$

здесь m и S - соответственно масса и площадь поверхности и T – температура образца.

На рисунке 3.21. приведена зависимость $\frac{\alpha(T)}{c(T)}$ для сплава Pb+0,03%Ag. Как видно, отношение коэффициента теплоотдачи к теплоемкости под действием микросейсм меньше, чем изоляции сплава от действия микросейсм. Оно показывает, что под действием микросейсм коэффициент теплоотдачи увеличивается. Эти результаты подтверждают данные, приведенные на рисунке 3.21.

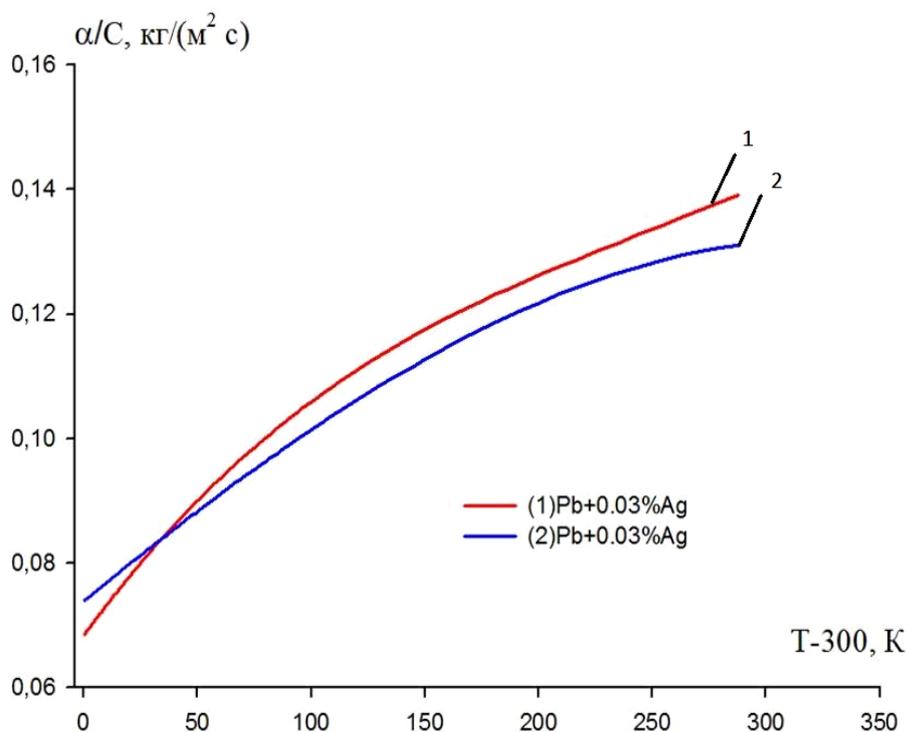


Рисунок 3.21. - Зависимость $\frac{\alpha(T)}{c(T)}$, кг/(м² с) для сплава Pb+0.03%Ag изоляции от микросейсм (1), действия микросейсм (2) от температуры

Таким образом, результаты исследования показывают, что под действием микросейсм коэффициенты конвективного теплообмена и теплового излучения увеличиваются [129].

3.7. Данные рентгенофазового анализа отливок образцов сплава Pb+0.03%Ag

Известны различные способы получения отливок с улучшенными свойствами [136], основанные на применении искусственных воздействий от источников вибраций или химических добавок.

В лабораторных условиях нами были изучены 2 образца свинцового сплава с помощью рентгенофазового анализа на дифрактометре “ДРОН-3” [67] при действии микросейсм (Pb2) и изоляции от них (Pb1). Диагностика вещественного состава осуществлялась методами рентгеновской дифрактометрии (Cu_α-анод. Ni-фильтр).

Образец Pb1 (рисунок 3.22) показал совпадения характеристик с международной базой данных (Pdf 2) [68].

Рентгенофазовый анализ показал, что характеристики образца при изоляции от действия микросейсм (рисунок 3.22) на 100% совпали с параметрами международной базы данных (таблица 3.10). Образец с воздействием микросейсм имеет некоторые изменения в пределах допустимой ошибки на рентгеновском снимке (рисунок 3.23, таблица 3.11). Количественные оценки влияния микросейсм на кристаллическую структуру сплава приведены в таблице 3.12.

Таблица 3.10

Данные рентгенофазового анализа для условий изоляции от микросейсм.

№ Сигнала	Угол отражения	Межплоскостное расстояние	Интенсивность	Доверительность результата	Степень совпадения
1	31.397	2.8468	6287	100%	A
2	36.374	2.4679	3099	100%	A
3	52.336	1.7466	1187	100%	A
4	62.222	1.4908	1309	100%	A
5	65.321	1.4275	516	100%	A

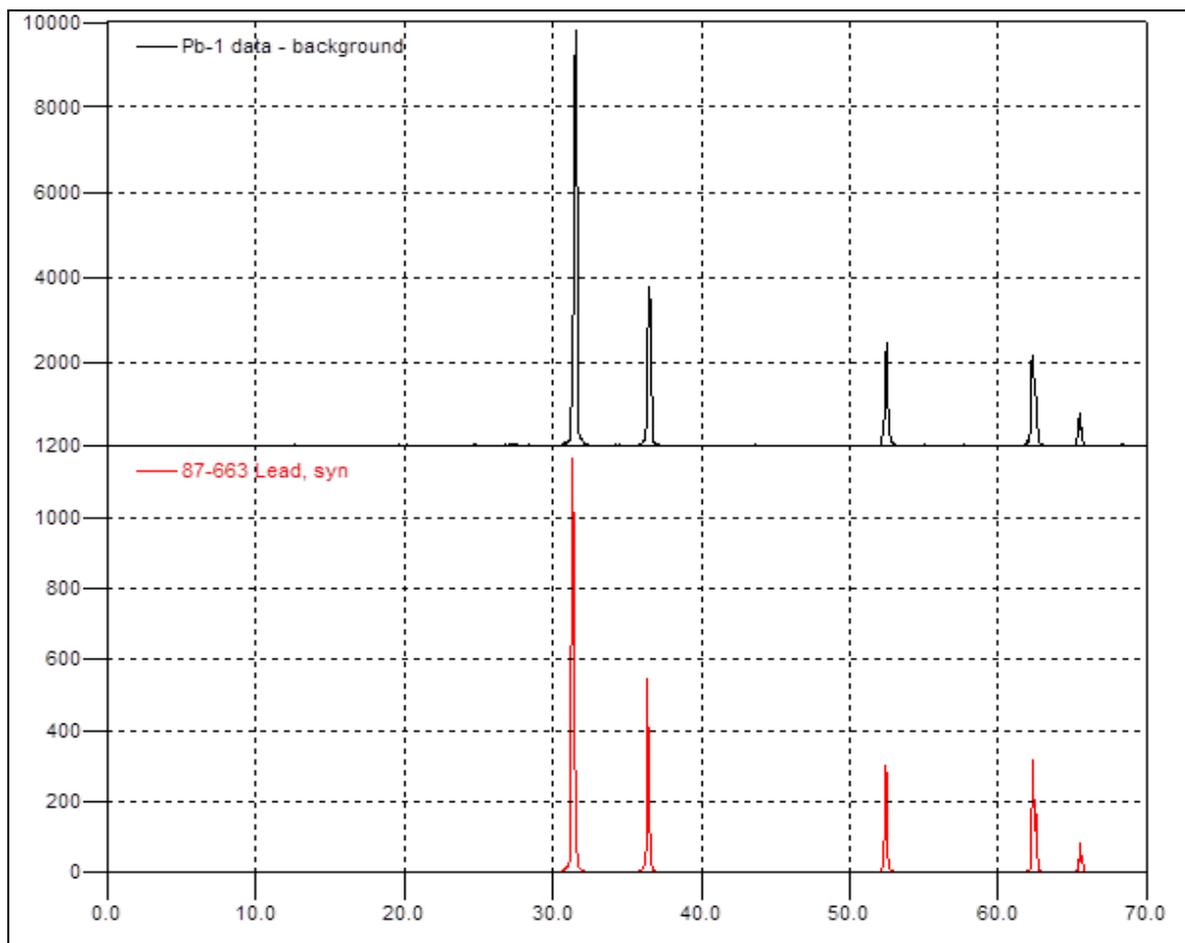


Рисунок 3.22. Рентгеновская картина анализа сплава Рb1 в условиях изоляции от микросейсм в сравнении со стандартными базовыми данными (Pdf 2)

Таблица 3.11

Данные рентгенофазового анализа для условий действия микросейсм.

№ Сигнала	Угол отражения	Межплоскостное расстояние	Интенсивность	Доверительность результата	Степень совпадения
1	31.578	2.8310	6416	100%	-
2	36.562	2.4557	2447	100%	-
3	52.497	1.7417	1646	100%	A
4	62.397	1.4871	1576	100%	A
5	65.499	1.4241	673	100%	A

Оценки влияния микросейсм на кристаллическую структуру, %.

№ сигнала	Угол отражения	Межплоскостное расстояние	Интенсивность	Ширина линии
1	0.58	-0.56	2.03	-4.73
2	0.56	-0.50	-23.51	-5.08
3	0.30	-0.28	32.41	-9.52
4	0.28	-0.24	18.50	-8.76
5	0.13	-0.79	26.40	-1.76

Данные таблицы 3.10 показывают, что по всем параметрам наблюдается совпадение по знаку и порядку величины за исключением интенсивности и ширины линии сигналов 1 и 2, что, по-видимому, вызвано погрешностью определения степени совпадения Λ (таблица 3.11 и 3.12).

Отличия параметров зарегистрированных сигналов рентгенофазового анализа составляют в среднем около 1%, что на порядок меньше, чем изменения в физико-химических характеристиках сплавов, полученных из расплавов в условиях изоляции и при действии микросейсм [22, 69]. Т.е. малые изменения кристаллической структуры сплава приводят к резким изменениям ряда его физико-химических характеристик.

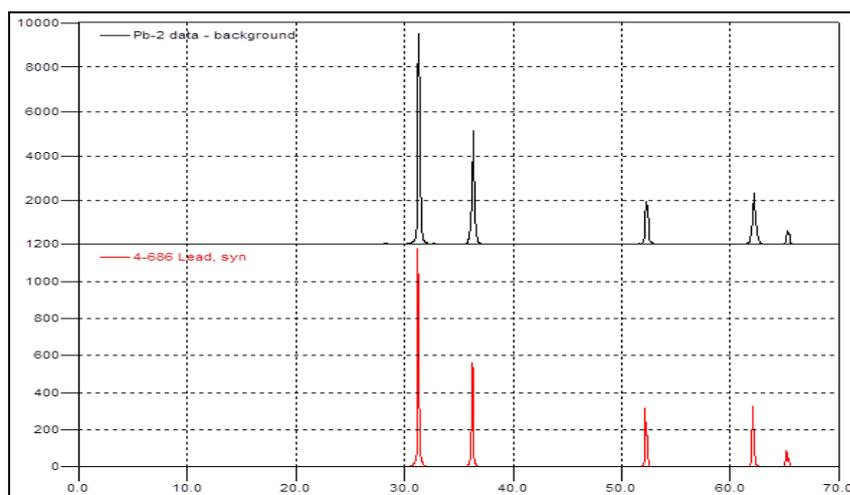


Рисунок 3.23. Рентгеновская картина анализа сплава Pb2 в условиях действия микросейсм в сравнении со стандартными базовыми данными (Pdf 2)

Для образца Pb2 обнаружено частичное фазовое смешение пиков рентгенофазового анализа (рис. 3.23) и неполное совпадение со стандартной международной базой данных (Pdf 2) – результат влияния микросейсм на структуру образца [130].

3.8. Заключение по третьей главе

Снижение удельного сопротивления в образцах изоляции от влияния микросейсм, по-видимому, свидетельствует о меньшей степени окисленности более зернистого поверхностного слоя в случае действия микросейсма.

В случае действия микросейсм фотоснимки более тёмные, строение поверхности оказалось в большей степени зернистое, чешуйчатое, чем в случае изоляции от микросейсма.

Были вычислены коэффициенты теплоотдачи при конвективном теплообмене (α_1) и излучении (α_2) в зависимости от температуры образцов алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм и при изоляции от них.

Выяснено действие микросейсм на теплофизические свойства сплава Pb+0.03%Ag в широком интервале температур методом охлаждения.

Измерены зависимости температуры сплава Pb+0,03%Ag от времени охлаждения в интервале 300-580 К. Точность измерения температуры 1% в исследованном интервале температур.

Рентгенофазовый анализ показал, что характеристики образца при изоляции от действия микросейсм на 100% совпали с параметрами международной базы данных. Образец с воздействием микросейсм имеет некоторые изменения в пределах допустимой ошибки на рентгеновском снимке.

ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ МИКРОСЕЙСМ ЗЕМЛИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ МАРКИ А99, И СПЛАВА Pb+0,03%Ag

4.1. Влияние микросейсм на микротвердость образцов отливок алюминия марки А99, и сплава Pb+0,03%Ag

Влияние вибрационной обработки расплава на структуру и механические свойства сплавов обсуждалось в [114]. Влияние вибрационной обработки на плавление алюминиевого сплава А356 исследовали [115], где механические колебания генерировали с регулированием частоты в диапазоне 0...400 Гц и амплитудами 0-15 мм. Результаты показали, что качество литья зависит от выбранной частоты вибрации - растяжение, сжатие и относительное удлинение, увеличенные на 26,8 %, 17,7 % и 52 % соответственно, будут значительно снижены по сравнению с ними. Заливается в структуру сплава при нормальных условиях без вибрации.

Группа исследователей [116] изучала влияние низкочастотной вибрации на макро- и микроструктуру сплава Al-12%Si. Частота землетрясений находилась в диапазоне 15-41,7 Гц, амплитуда 0,125-0,5 мм. Результаты показали, что за счет увеличения частоты и амплитуды вибрации полость отливки уменьшилась на 55 %, а время твердения отливки сократилось на 24 %. Вибрация формы при затвердевании расплава улучшила структуру зерен на 52 %, что было достигнуто по сравнению с литьем без вибрации. Этот факт был доказан в [117]. Барбур и др. [117] обнаружили, что в сплавах LM6 при вибрациях с частотой 50 Гц производилась очистка зерен, а также показали, что кремниевые иглы становятся короче и толще с увеличением амплитуды вибрации. Очистку зерна в сплаве Al-12%Si получали при частоте 50 Гц и амплитуде 0,2 мм [118]. Авторы исследования [119] показали, что вибрация Al-4,35% Cu-1,28% Si с частотой 60 Гц и амплитудой 0,5 мм приводит к уменьшению размера зерна 10:1. Согласно экспериментальным данным [120], уменьшение размера зерна сплава Al-

8%Si при вибрации на частоте 29 Гц составляет примерно 8:1. На основании данных [121] установлено, что вибрация сплава Al-Si с частотой 12 Гц и амплитудой 10 мм приводит к сглаживанию эвтектического кремния. Для изучения изменений микроструктуры алюминия марки А99, нами удается подготовить образец по три пары с действием микросейсм, и изоляция от них определена в приборе ТШ-2 по методу Бринелля [132].

Результаты исследования микротвёрдости алюминия марки А99 представлены в таблице 4.1.

Таблица 4.1

Результаты эксперимента по твердости алюминия марки А99.

№№ Образцов	Диаметр отпечатка, мм		Средняя твёрдость, НВ, кг/мм ²
При изоляции от микросейсм			
1	Измерение 1	14.47	20.29
	2	26.50	
	3	19.90	
Без изоляции от микросейсм			
2	1	31.84	28.29
	2	26.53	
	3	26.50	

Для определения микротвёрдости сплава Pb + 0,03%Ag подготовили 3 образца и определили их в приборе ТШ-2 по методу Бринелля.

Например, без изоляции от микросейсма.

Образец 1. Определяется по формуле:

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi d(d - \sqrt{d^2 - d^2})} \quad E = HB \times R \quad (4.1)$$

$$d_1 = 7,64 \text{ мм}^2$$

$$P = 250$$

$$d_2 = 7,50 \text{ мм}^2$$

$$h = 6 * 2$$

$$d_3 = 6,63 \text{ мм}^2$$

$$D = 10 \text{ мм}$$

d=58,36	6,4521	3,5479	111,40
39,29	6,8344	3,1656	99,39
43,21	6,4639	3,5361	111,03

HB₁=4,4881

$$HB_2=5,0301 \quad HB = \frac{4,4881+5,0301+4,5031}{3} = 4.673$$

HB₃=4,5031

Образец 2.

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi d(d - \sqrt{d^2 - d^2})} \quad \epsilon = HB \times R$$

$$d_1=7,10 \text{ мм}^2 \quad P=250$$

$$d_2=7,40 \text{ мм}^2 \quad h=6*2$$

$$d_3=7,24 \text{ мм}^2 \quad D=10 \text{ мм}$$

d=50,41	7,0400	2,9600	92,94
54,76	6,7260	3,2740	102,80
52,41	6,8980	3,1040	97,46

HB₁=5,3790

$$HB_2=4,8636 \quad HB = \frac{5,3790+4,8636+5,1300}{3} = 5.124$$

HB₃=5,1300

Образец 3.

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi d(d - \sqrt{d^2 - d^2})} \quad \epsilon = HB \times R$$

$$d_1=6,64 \text{ мм}^2 \quad P=250$$

$$d_2=6,94 \text{ мм}^2 \quad h=6*2$$

$$d_3=6,54 \text{ мм}^2 \quad D=10 \text{ мм}$$

d=44,08	7,4770	2,5230	79,22
---------	--------	--------	-------

48,16 7,1997 2,8003 87,92

46,78 7,2952 3,7048 84,93

HB₁=6,3113

HB₂=5,6864

HB₃=5,8872

$$HB = \frac{6,3113 + 5,6864 + 5,8872}{3} = 5.960$$

При изоляции от микросейсм

Образец 1. Определяются по формуле:

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi d(d - \sqrt{d^2 - d^2})} \quad \epsilon = HB \times R \quad (4.2)$$

d₁=7,0 мм²

P=250

d₂=6,3 мм²

h=6*2

d₃=6,6 мм²

Д=10 мм

d=49 7,1414 2,8586 89,76

39,69 7,7659 2,2341 70,15

43,56 7,5126 2,4874 78,10

HB₁=5,5704

HB₂=7,1275

HB₃=6,4020

$$HB = \frac{5,5704 + 7,1275 + 6,4020}{3} = 6.366$$

Образец 2.

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi d(d - \sqrt{d^2 - d^2})} \quad \epsilon = HB \times R$$

d₁=6,70 мм²

P=250

d₂=6,24 мм²

h=6*2

d₃=7,30 мм²

Д=10 мм

d=44,89 7,4236 2,5764 80,90

38,93 7,8147 2,1853 68,61

53,29 7,8344 3,1656 99,39

$$HB_1=6, 1800$$

$$HB_2=7, 2875$$

$$HB_3=5, 0301$$

$$HB = \frac{6,1800+7,2875+5,0301}{3} = 6,165$$

Образец 3.

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi d(d - \sqrt{d^2 - d^2})} \quad \epsilon = HB \times R$$

$$d_1=6, 24 \text{ мм}^2$$

$$P=250$$

$$d_2=6, 54 \text{ мм}^2$$

$$h=6*2$$

$$d_3=6, 34 \text{ мм}^2$$

$$D=10 \text{ мм}$$

$$d=38, 93 \quad 7, 8140 \quad 2, 1860 \quad 68, 64$$

$$42,77 \quad 7, 5650 \quad 2,4350 \quad 76,45$$

$$40,19 \quad 7, 7330 \quad 3,2670 \quad 71,18$$

$$HB_1=7, 2843$$

$$HB_2=6, 5394$$

$$HB_3=7, 0240$$

$$HB = \frac{7,2843+6,5394+7,0240}{3} = 6,940$$

Результаты эксперимента по определению микротвердости сплава Рb+0,03%Ag приведены в таблице 4.2.

Анализ результатов, приведённых в таблице 4.2, указывает на то, что во всех образцах, полученных в условиях повышенных уровней микросейсм, обнаружено снижение микротвёрдости в пределах от 3 до 30% [131].

Результаты эксперимента по определению микротвердости
сплава Pb+0,03% Ag

№№ Образцов	Диаметр отпечатка, мм		Средняя твёрдость, НВ, кг/мм ²
Без изоляции от микросейсм			
1	Измерение 1	4.48	4.67
	2	5.03	
	3	4.50	
2	1	5.37	5.12
	2	4.86	
	3	5.13	
3	1	6.31	5.96
	2	5.68	
	3	5.88	
При изоляции от микросейсм			
1	1	5.57	6.36
	2	7.12	
	3	6.40	
2	1	6.18	6.16
	2	7.28	
	3	5.03	
3	1	7.28	6.94
	2	6.53	
	3	7.02	

4.2. Влияние микросейсм на разрывную прочность образцов отливок сплава Pb + 0,03% Ag.

Влияние вибрации на стабильные свойства сплава Al-18%Si обсуждалось в [122]. Авторы отмечают, что введение вибрации способствует образованию дополнительных центров кристаллизации, что в свою очередь приводит к уменьшению размера зерна, усадочной полости и однородности структуры металла. Экспериментальные результаты показали, что механические свойства сплава зависят от выбранного режима вибрации. Таким образом, тяговое усилие улучшается при низких частотах вибрации, но уменьшается при высоких частотах.

При обработке ряда деталей на вибростенде с момента заливки металла в форму и через 3-5 минут отливки были получены положительные результаты низкочастотной вибрации. Частота вибрации составляла 14...52 Гц, амплитуда - 0,15...0,3 мм. В результате вибрационная обработка способствует разрушению кристаллов, повышает плотность и твердость литой структуры, снижает коэффициент отбраковки с 20 до 5 % [123].

Исследования показали [124], что вибрационная обработка расплава способствует уменьшению среднего размера зерна, снижению содержания неметаллических включений. При этом наблюдалось повышение механических свойств – относительное удлинение увеличилось на 33...54 %, предел прочности – на 3 %).

В работе [125] показано, что при наложении вибрации к расплаву происходит измельчение кристаллической структуры, повышение плотности, увеличение твердости. Плотность увеличилась с 2,612 до 2,705 г/см³, твердость – с 65 до 75 НВ.

В работе [126] в качестве объекта исследования был выбран сплав А356. Вибрацию сплава осуществляли при частоте колебаний 50 Гц, амплитуда которых колебалась в широком диапазоне от 0 мм (стационарное состояние) до 1,05 мм. При амплитуде колебаний более 1,05 мм расплав

расплавлялся из формы, поэтому верхний предел амплитуды устанавливался технологическим пределом. Результаты макроструктурного анализа (рис. 2.5) показали, что при литье в процессе приложения вибрации происходит постепенное уменьшение объема столбчатых зерен и увеличение доли осевых зерен, равное увеличению амплитуды вибрации. Таким образом, можно сделать вывод, что вибрационная обработка расплава в процессе отливки и при кристаллизации сплава способствует эффективному измельчению структурных составляющих отливки без применения модифицирующих элементов. Этот процесс плавки имеет значительные перспективы в технологиях промышленного литья.

В данной работе представлены результаты исследования прочности на растяжение образца сплава Pb+0,03%Ag. Исследование проведено на разрывной машине ZDM-50 t. Испытанию подвергались образцы длиной 300 мм, размеры сечение бруска $a = 6$ мм, $b = 12$ мм.

Расчёт для измерения разрывной прочности:

1).	10x10 мм	(300)	P=260 кт	$L_0=160$ мм
2).	10x8 мм	(200)	P=280 кт	$L_{K1}=180$ мм
3).	10x8 мм	(250)	P=280 кт	$L_{K1}=188$ мм
				$L_{K3}=180$ мм

$$F=a*b=100 \text{ мм}^2$$

$$F_1=100 \text{ мм}^2$$

$$F_{2,3}=100 \text{ мм}^2$$

$$1). \quad \epsilon_{B1} = \frac{P}{F_0} = \frac{200}{100} 2,6 \text{ кгс/мм}^2 \quad (4.3)$$

$$\epsilon_{2,3} = \frac{P}{F_0} = \frac{280}{80} 3,5 \text{ кгс/мм}^2$$

$$\epsilon_{\text{ср}} = 3,2 \text{ кг/мм}^2$$

$$2). \quad \epsilon_{\text{T}} = \frac{P}{F_0} = \frac{195}{100} 1,95 \text{ кгс/мм}^2$$

$$\varepsilon_T = \frac{P_{cm^2}}{F_0} = \frac{210}{80} 2,62 \text{ кгс/мм}^2$$

$$\varepsilon_{\text{Тор}} = 2,3 \text{ кг/мм}^2$$

3). Равномерное удлинение

$$\delta = \frac{L_k - L_0}{L_0} * 100\% \frac{180 - 160}{160} * 100 = 12,5\% \quad (4.4)$$

$$\delta = \frac{188 - 160}{160} * 100 = 17,5\%$$

$$\delta = \frac{175 - 160}{160} * 100 = 9,3\%$$

$$\varepsilon = 13,2\%$$

где; ε - сигма времени сопротивления;

75% - сопротивление текущего материала.

Результаты исследования представлены в таблице 4.3.

Таблица 4.3.

Результаты исследований прочности на растяжение образца
сплава Pb + 0,03%.

№ пл. образцов	Вес груза, г.	F=a x b, (мм)	Площадь сечения, (мм ²)	Тензомер, (мм)	Разрывная сила P _{max} ,	Длина L ₀ , (мм)	Длина после разрыва L _k , (мм)	Временное сопротивление Бв, кг/мм ²	Среднее временное сопротивление Бв ср, кг/мм ²	Равномерное удлинение %
Без изоляции от микросейсм										
1	150	6*12	72	20÷65	240	300	330	3,3	2,7	10
	150	6*12	72	10÷55	200	300	330	2,7		
	150	6*12	72	10÷40	160	300	330	2,2		
В изоляции от микросейсм										
2	200	6*12	72	20÷70	240	300	330	3,3	3,2	10
	200	6*12	72	20÷60	240	300	330	3,3		
	150	6*12	72	20÷50	220	300	330	3,0		

Примечание: Результаты испытаний показывают, что действие микросейсм в среднем примерно на 15% снижает прочность отливок [133].

4.3. Влияние микросейсм на физико-механические свойства сплава Pb+0,03%Ag

Одним из основным недостатком свинцовых сплавов независимо от способа получения является низкие механические свойства. В рамках данной работы проведены исследования с целью повышение механических свойств сплава Pb+0,03%Ag путем изоляции от микросейсм.

Результаты проведенных исследований приведены в таблицах 4.4 – 4.5.

Для сравнения в таблице 4.4 представлены технические характеристики чистого свинца согласно литературным данным [100].

Таблица 4.4

Технические характеристики чистого свинца (Pb)

№	Свойство	Стандартные данные	Единицы измерения
1	Твердость	3.2-3.8	НВ, кг/мм ²
2	Прочность на растяжений	0.8 - 2.3	Бв ср, кг/мм ²
3	Электропроводность	20.6·10 ⁻⁸	Ом·м

В таблице 4.5 приведены результаты экспериментов по определению твердости, прочность на растяжения и электропроводность сплава Pb+0,03%Ag в условиях действия и изоляция от микросейсм [135].

Таблица 4.5

Механические характеристики сплава Pb+0,03%Ag в условиях микросейсмического воздействия и изоляции от микросейсм

№	Свойство	Влияние микросейсм	Изоляция от микросейсм	Единицы измерения
1	Твердость	5.25	6.48	НВ, кг/мм ²
2	Прочность на растяжений	2.7	3.2	Бв ср, кг/мм ²
3	Электропроводность	18.1	35.7	См

Как видно из табл. 4.4 и 4.5 сплава Pb+ 0,03%Ag независимо от внешних воздействий имеет высокие характеристики по сравнению с металлическим свинцом. Если анализировать воздействия микросейсм на свойства сплава Pb+0,03%Ag и при защите от неё, то наблюдается значительное повышение показателей сплава по механическим свойствам в случае изоляции от микросейсм, что по-видимому, связано с изменением микроструктуры.

Из разработанного состава сплава были отлиты опытные образцы аккумуляторной клеммы, которые представлены на рисунке 4.1.



Рисунок 4.1. Аккумуляторные клеммы полученные в условиях защиты от микросейсм

Обобщая вышеизложенное, можно прийти к заключению, что незначительные повышения содержания серебра к свинцу и одновременное изменение условий получения, т.е. защита от микросейсм при кристаллизации расплава может значительно улучшить механические свойства сплава.

4.4. Заключение по четвертой главе

Результаты исследования твердости по Бринеллю сплавов системы свинца. Исследования проведены на приборе ТШ-2М. Испытанию подвергались образцы толщиной от 8 до 10 мм, диаметром от 10-25 мм. Во всех образцах, полученных в условиях повышенных уровней микросейсм, обнаружено снижение микротвердости в пределах от 3 до 30%.

Результаты испытаний показывают, что действие микросейсм в среднем примерно на 15% снижают прочность отливок. При уточнении данного метода можно подчеркнуть, что скорость перемещения подвижного зажима должна быть переменной с плавной регулировкой, и ее отклонение при любом установочном значении не должно превышать $\pm 5\%$.

Установлено, что формирование и зародыш структуры полимеров происходит с момента проведения пропиток волокон со связующим из вяжущего вещества до момента окончания процесса полимеризации, процесс проявления металлических арматур происходит непрерывно. На данный момент с целью получения различных поверхностей гладкого, неметаллического, композитного стержня получили широкое применение из-за использования метода «пултрузии», смысл которого заключается в формировании и отверждении пропитанных волокон стержня полимерными связующими, который проявляется в пултрузионной камере, а также с использованием эффективных систем фильер, с последующим постепенным образом, уменьшающим размерности сечений, где становится возможным производить и обладать дополнительным обжатием стержня по определенному сечению с целью повышения его физико-механических характеристик.

ВЫВОДЫ

Основные научные результаты диссертация.

1. Определено состояние кристаллизации расплавленного сплава, вылив его в гипсовые формы одновременно с разбрызгиванием. Все выполненные работы были рассчитаны при нормальной лабораторной температуре. Применением способа получения отливок была изготовлена плотная демпфирующая прокладка толщиной 28 см и площадью 40 см x 80 см, прижимающая сверху металлической тяжёлой плитой, толщиной 2 см и такой же площадью. Данное устройство даёт возможность снизить уровень микросейсм в несколько раз по сравнению с микросейсмками на бетонном полу без использования демпфирующей прокладки и тяжёлой плиты.

2. Экспериментальные исследования теплоёмкости показали, что при определении взаимосвязи температуры образца и времени его охлаждения наблюдается аномальный ход. А сущность методов разрывной прочности заключается в определении усилия, вызывающего разрушение образца и его удлинение до момента разрыва.

3. Установлено, что снижение удельного сопротивления в образцах изоляции от влияния микросейсм, свидетельствует о меньшей степени окисленности более зернистого поверхностного слоя, в случае действия микросейсма. В случае действия микросейсм снимки более тёмные, структурное состояние строения поверхности в большей степени оказалось зернистым, а также и чешуйчатым по отношению со случаем изоляции от воздействия микросейсм.

4. Определены значения величины коэффициентов теплоотдачи в случае конвективного теплообмена (α_1) и излучения (α_2) в зависимости от температуры образцов алюминия марки А99, полученных в условиях действия микросейсм и при изоляции от них. Выяснено действие микросейсм на теплофизические свойства сплава Pb+0.03%Ag в широком интервале температур методом охлаждения. Измерена зависимость температуры сплава

Pb+0,03%Ag от времени охлаждения в интервале 300-580 К. Точность измерения температуры равна 1% в исследованном интервале температур.

5. Рентгенофазовый анализ показал, что характеристики образца при изоляции от действия микросейсм на 100% совпали с параметрами международной базы данных. Образец с воздействием микросейсм имеет некоторые изменения в пределах допустимой ошибки на рентгеновском снимке.

6. Результаты исследования твёрдости по Бринеллю сплавов системы свинца, проведенного на приборе ТШ-2М, которым подвергались образцы толщиной от 8 до 10 мм, диаметром от 10-25 мм, указали на то, что во всех образцах, полученных в условиях повышенных уровней микросейсм, обнаружено повышение микротвёрдости в пределах от 3 до 30%. Также результаты испытаний показывают, что изоляция от микросейсм в среднем примерно на 15% повышает прочность отливок. При уточнении данного метода можно подчеркнуть, что скорость перемещения подвижного зажима должна быть переменной, с плавной регулировкой, и ее отклонение при любом установочном значении не должно превышать $\pm 5\%$.

Рекомендации по практическому использованию результатов:

- результаты исследований используются в соответствующих подразделениях Министерства промышленности и новых технологий Республики Таджикистан, Глав геологии, при разработке новых материалов и технологий, стойким к воздействию внешних сил, в том числе и микросейсм Земли;

- результаты исследований внедрены в учебный процесс ВУЗов по направлению материаловедения, геофизики и т.п.

ЛИТЕРАТУРА

1. Смирнов, А.Н. Производство отливок из чугуна: учебное пособие для вузов / Смирнов А.Н., Лейрих И.В. // Донецк. нац. техн. ун-т. -Донецк: Норд-Пресс, 2005. -245 с.
2. Садовский, М.А. Влияние механических микроколебаний на характер пластических деформаций материалов / М.А. Садовский, К.М. Мирзоев, С.Х. Негматуллаев, Н.Г. Саломов // Изв. АН СССР, сер. Физика Земли. -1981. -№6. –С.32-42.
3. Классен-Неклюдова, М.В. О природе пластических деформаций / Классен-Неклюдова М.В. // ЖРФО. -1927. -т. 59. –С.509.
4. Классен-Неклюдова, М.В. Закономерности скачкообразности деформации / Классен-Неклюдова М.В. // ЖРФО. -1928. -т. 60. –С.373.
5. Классен-Неклюдова, М.В. Механическое двойникование кристаллов / Классен-Неклюдова М.В. -М.: Изд-во АН СССР, 1960. -271 с.
6. Вопросы физики пластических кристаллов / Ред. Классен-Неклюдова М.В. -М.: Изд-во АН СССР, 1960. -301 с.
7. Рожанский, В.Н. Неравномерности пластической деформации кристаллов / Рожанский В.Н. //-Успехи физ. наук. -1958. №65. вып. 3.
8. Проблемы современной кристаллографии / Отв. Ред. Вайнштейн Б.А., Чернов А. А. М.: Наука. 1975.
9. Земцов, А.Б. О сложном проявлении пластической деформации монокристаллов / Земцов А.Б., Классен-Неклюдова М.В., Урусовская А.А. // Докл. АН СССР. -1953. -т. 91. -№4. –С.154-160.
10. Классен-Неклюдова, М.В. Развитие современных теоретических представлений о природе пластической деформации / Классен-Неклюдова М.В., Конторова Т.А. // Успехи физ. наук. -1944. -т. 26. -вып. 2. –С.43-51.
11. Френкель В.Я. Пауль Эренфест / В.Я. Френкель. -М.: Атомиздат, 1977. -173 с.
12. Ludvik, P. Elemente der Technologiscyen Mechanik / Ludvik P. -Berlin, 1909. -132 p.

13. Elam, C. The Influence of Rate of Deformation on the Tensile Test with Special Reference to the Yield Point in Iron and Steel / Elam C. // Proc. Roy. Soc., London, ser. A. -1938. -v. 165. -p. 568-592.

14. Manjoin, M. Influence of Rate of Strain and Temperature on Yield Stress of Mild Steel / Manjoin, M. // Appl J. -Mech. -1944. -p.123-132.

15. Шестериков, С.А. Одноосная ползучесть при переменных напряжениях / Шестериков С.А. // Изд. АН СССР. ОТН. -1961. -№2. -С.231-238.

16. Давиденков, Н.Н. Проблемы удара в металловедении / Давиденков Н.Н. -М.: Изд-во АН СССР, 1938. -291 с.

17. Давиденков, Н.Н. Динамические испытания металлов / Давиденков Н.Н. -М.-Л.: ОНТИ, 1936. -194 с.

18. Надаи, А. Пластичность и разрушение твердых тел / Надаи А. -М.: Изд-во иностр. лит, 1954. -213 с.

19. Прагер, В.П. Теория идеально пластических тел / Прагер В.П., Ходж Ф.Г. -М.: Изд-во иностр. лит, 1956. -172 с.

20. Хилл, Р. Математическая теория пластичности / Хилл Р.. -М.: Гостехиздат, 1956. -183 с.

[21]. Иденбом, В.Л. Микроструктура напряжений в линиях скольжения и дислокации / Иденбом В.Л., Томиловский Г.Е. // Докл. АН СССР. -1958. -т. -123. -№4. -С.162-169.

22. Каримов, Ф.Х. Физические характеристики вязкопластического течения расплава алюминия / Каримов Ф.Х. // Сб. материалов Респ. науч.-практ. конф. «Проблемы материаловедения в Республике Таджикистан». - Душанбе: «Сармад-Компания», 2016. -С.102-103.

23. Аркадов, Г.В. Виброшумовая диагностика ВВЭР / Аркадов Г.В., Павелко В.И., Усанов А.И. -М.: Энергоатомиздат, 2004. -344 с.

24. Саломов, Н.Г. О механическом способе улучшения физико-

химических свойств отливок различных твёрдых материалов / Саломов Н.Г. // Материалы 9-ой Межд. теплофизической школы. –Душанбе-Москва-Тамбов: ООО «Х.Хасан». 2014. -С.640.

25. Морин, С.В. Комплексное исследование вибрационного воздействия на кристаллизацию и свойства отливок из алюминиевых сплавов / Морин С.В. -Новокузнецк: РГБ, 2006. -169 с.

26. Хворинов, Н. // Сб. «Затвердевание отливок», пер. с нем. и чешек / Хворинов Н. -М.: Изд. Иностран. лит., 1955. -182 с.

27. Оно, А. Затвердевание металлов / Оно А. -М.: Металлургия. 1980. - 152 с.

28. Смирнов, А.Н. Повышение качества бронзовых отливок при использовании виброобработки / Смирнов А.Н., Петтик Ю.В., Болотницкий В.З. // Литейное производство. -1988. -№4. -С.27.

29. Куценко, А.И. Влияние вибрации формы на тепловые процессы охлаждения отливки / Куценко А.И., Селянин И.Ф., Хамитов Р.М., Морин С.В. // Ползуновский вестник. -Барнаул. -АлтГТУ. -2005. -№2. -С.168-171.

30. Смирнов, А.Н. Развитие теории и технологий повышения качества металла пульсационным и вибрационным воздействиями / Смирнов А.Н. // Дарственный технический университет. -Донецк, 1997. -37 с.

31. Иванцов, А.А. О механизме влияния упругих колебаний на алюминиево-кремниевые сплавы / Иванцов А.А., Г.Г. Крушенко // Литейное производство. -2003. -№ 2. -С.2-4.

32. Найдек, В.Л. О механизме воздействия вибрации на кристаллизацию и структурообразование сплавов / Найдек В.Л., Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Таранов Е.Д. // Литейное производство. -2003. -№ 9. - С.13-15.

33. Милиции, К.Н. Плавка и литье цветных металлов и сплавов / Милиции К.Н., -М.: Металлургиздат, 1956. -662 с.

34. Ливанов, В.А. Металлургические основы непрерывного литья / Ливанов В.А. // В кн.: Труды технологической конференции. -М.: Оборонгиз,

1945. -С.5-7.
35. Ефимов, В.А. Разливка и кристаллизация стали / Ефимов В.А. -М.: Металлургия, 1976. -552 с.
36. Мадянов, А.М. Суспензионная разливка / Мадянов А.М., -М.: Металлургия, 1969. -185 с.
37. Вейник, А.И. Теплообмен между слитком и изложницей / Вейник А.И., -М.: Metallurgizdat, 1959. -357 с.
38. Кац, А.М. Теплофизические основы непрерывного литья слитков цветных металлов и сплавов / Кац А.М., Шадек Е.Г., -М.: Металлургия, 1983. -208 с.
39. Ефимов, В.А. Разливка и кристаллизация стали / Ефимов В.А. -М.: Металлургия, 1976. -552 с.
40. Милиции, К.Н. Общие вопросы кристаллизации и затвердевания отливок / Милиции К.Н. // В кн.: Затвердевание металлов. -М.: Машгиз, 1958. - С.314-327.
41. Ефимов, В.А. Об эффективности применения дисперсных инокуляторов при разливке стали на МНЛЗ в сортовые заготовки / Ефимов В.А. //Киев: Изд. ИПЛ АН УССР, 1975. -С.102-107.
42. Hurtuk, D.J. The effect solidification structure / Hurtuk D.J., Travares A.A. // Trans. Amer. Foundrymens Soc. Vol. 83. -Des Plaines, Ill, 1975. -P.423-428.
43. Тиллер, В.А. Многофазная кристаллизация / Тиллер В.А. // Сб. «Жидкие металлы и их затвердевание». -М.: Metallurgizdat, 2006. -С.217-223.
44. Уолкер, Дж.Л. Структура слитков и отливок / Уолкер Дж.Л. // Сб. «Жидкие металлы и их затвердевание». -М.: Metallurgizdat, 2012. -С.128-132.
45. Hear, В.Н. «Trans. Met. Soc. A1ME» / Hear В.Н., Piarcey В.И. -2014. -v. 239. -№8. -p.162-167.
46. Lihi, W. Effect of Melting and Casting Conditions and Agents on the

Cast Structure of Aluminium / Lihi W., Sagoschen J. // «Metall». -2016. - №11. –р. 261-268.

47. Учеб. пособие для вузов. -3-е изд. доп. и перераб. -М.: МИСИС, 1994. -328 с.

48. Васильев, Е.К. Качественный рентгенофазовый анализ / Васильев Е.К., Нахмансон М.М. -Новосибирск: Наука, 1986. -321 с.

49. Малый патент №ТJ 510 Республика Таджикистан // МПК (2011.01) G 01 K 17/08. / Установка для измерения теплоёмкости твёрдых тел / Гулов Б.Н.; заявитель и патентообладатель. Низомов З., Гулов Б., Саидов Р., Обидов З.Р., Мирзоев Ф., Авезов З., Иброхимов Н. - Оpubл. 12.04.12, Бюл. -№72, 2012. -3с.

50. [https: \[Электронный продукт\] // ank-ndt.ru/produkcziya/kontrol-tverdosti/staczionarnyje-tverdomeryi/tverdomer-tsh-2m.html](https://ank-ndt.ru/produkcziya/kontrol-tverdosti/staczionarnyje-tverdomeryi/tverdomer-tsh-2m.html).

51. [https: \[Электронный продукт\] // nprk-tm.ru/article/a-205.html](https://nprk-tm.ru/article/a-205.html).

52. Таблицы физических величин / Под ред. Кикоина И.К.. -М.: Атомиздат, 1976. -173 с.

53. Низомов, З. Измерение удельной теплоемкости твердых тел методом охлаждения / [Низомов З., Гулов Б., Саидов Р. и др.] // Вестник Таджикского национального университета. -Душанбе: «Сино», 2010. - №3(59). -С.136-141.

54. Низомов, З. Теплоемкость алюминия марки А5N, его сплавов с кремнием, медью и редкоземельными металлами / З. Низомов, Б. Гулов, Р.Х. Саидов // Доклады АН Республики Таджикистан. -2014. -Т.57. -№11-12. -С.843-849.

55. Низомов, З. Оценка вклада теплового излучения и конвективного теплообмена в коэффициент теплоотдачи алюминия различной чистоты при естественном воздушном теплоотводе / Низомов З., Мирзоев Ф.М., Гулов Б.Н. // Доклады Академии наук Республики Таджикистан. -2017. -Т.60. -№11-12. -С.575-582.

56. Низомов, З. Температурная зависимость теплофизических свойств

алюминия марки А5 / [Низомов З., Мирзоев Ф.М., Акрамов М.Б. и др.] // Доклады Академии наук Республики Таджикистан. -2015. -Т.57. -№2. -С.140-144.

57. Низомов, З. Измерение удельной теплоемкости твердых тел методом охлаждения / Низомов З., Гулов Б., Саидов Р., Аvezов З. // Вестник национального университета. -2010. -№3(59). –С.136-141.

58. Низомов, З. Теплоемкость алюминия марки А5N, его сплавов с кремнием, медью и редкоземельными металлами / Низомов З., Гулов Б.Н., Саидов Р.Х. // Доклады Академии наук Республики Таджикистан. -2014, -Т.57. -№ 11-12. -С.917-921.

59. Низомов, З. Термодинамические функции различных марок алюминия и сплавы Al-Si / Низомов З., Мирзоев Ф.М., Гулов Б.Н. // Вестник Таджикского национального университета. Серия естественных наук. -2017. -№1-4. -С.81-87.

60. Зиновьев, В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах / Зиновьев В.Е. -М.: Металлургия. 1989. -384 с.

61. Овсиенко, Д.Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава / Овсиенко Д.Е. -Киев: Наук. думка, 1994. -256 с.

62. Волков, С.А. Влияние динамических нагрузок на прочность и реологическое поведение твердых тел (о механизмах самоорганизации структур дефектов кристаллической решетки в зонах деформаций) / Волков С.А. // Синергетика и методы науки. -СПб.: Наука, 1998. -С.131-155.

63. Волков, С.А. Физические основы рабочих процессов машин для изготовления арматуры железобетонных конструкций / Волков С.А.// СПб. гос. архитектур. строит. ун-т. -СПб., 2001. -125 с.

64. Зельдович, Л.Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Зельдович Л.Б., Райзер Ю.П.. -М.: Наука, 1966. -686 с.

65. Френкель, Я.М. Введение в теорию металлов: Курс лекций / Френкель Я.М. -Л.-М.: Гостехтеориздат, 1948. -291 с.

66. Хохлов, А.Ф. Физика твердого тела: Лабораторный практикум. В 2-х томах / Под ред. Хохлова А.Ф. Том 1. Методы получения твердых тел и исследования их структуры. -М.: Высш. школа, 2001. -364 с.

67. Васильев, Е.К. Качественный рентгенофазовый анализ / Васильев Е.К., Нахмансон М.М. -Новосибирск: Наука, 1986. -199 с.

68. <https://www.bibliofond.ru/view.aspx,d872279>. [Электронный продукт]

69. Маджиди, М. К исследованиям физико-химических свойств отливок свинца, полученных в условиях микросейсмического воздействия / Маджиди М. // Доклады Академии наук Республики Таджикистан. -2018. - том 61. -№1. -С.65-70.

70. Белл, Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел / Белл Дж.Ф., Малые деформации. -М.: Наука, ФМЛ, 1984. -600 с.

71. Portevin, A., Le Chatelier F. Sur un phenomena observe lors de l'essai de fraction d'alliages en coursde transformation / Portevin A., Le Chatelier F. // Compt. Rend. Acad. Sci. Paris. -1923. -V. -176. -P.356–368.

72. Классен-Неклюдова М.В. О природе пластических деформаций // ЖРФО. -1927. -Т. 59. -С.509.

73. Классен-Неклюдова, М.В. Механическое двойникование кристаллов / Классен-Неклюдова М.В. -М.: Изд-во АН СССР, 1960. -261 с.

74. Классен-Неклюдова, М.В. Закономерности скачкообразности деформации / Классен-Неклюдова М.В. // ЖРФО. -1928. -Т.60. -С.373.

75. Рожанский, В.Н. Неравномерности пластической деформации кристаллов / Рожанский В.Н. // Успехи физ. наук,-1958. -№65, вып. 3. -С.387-406.

76. Иденбом, В.Л. Микроструктура напряжений в линиях скольжения и дислокации / Иденбом В.Л., Томиловский Г.Е. // Докл. АН СССР. -1958. -Т. 123. -№ 4. -С.673–675.

77. Садовский, М.А. Влияние механических микроколебаний на характер пластических деформаций материалов / Садовский М.А., Мирзоев К.М., Негматуллаев С.Х., Саломов Н.Г. // Изв. АН СССР. Сер. Физика Земли. -1981. -№6. -С.32–42.

78. Мирзоев, К.М. Возбужденная сейсмичность в зонах водохранилищ на примере района Нурекской ГЭС / Мирзоев К.М., Негматуллаев С.Х. // Сб. Советско-Американских работ по прогнозу землетрясений / Гл. ред. акад. М.А. Садовский. -Т. 2, кн. 1. –Душанбе-Москва: Дониш, 1979. -С.124-151.

79. Гинкин, Г.Г. Логарифмы, децибелы, децилоги / Гинкин Г.Г. -М.-Л.: Госэнергоиздат, 1962. -352 с.

80. Мирзоев, К.М. Влияние механических вибраций на выделение сейсмической энергии / Мирзоев К.М., Негматуллаев С.Х. // Прогноз землетрясений, №4 / Гл. ред. акад. Садовский М.А. –Душанбе-Москва: Дониш, 1983. -С.365–372.

81. Ризниченко, Ю.В. О сейсмическом течении горных масс / Ю.В. Ризниченко // Динамика земной коры. -М.: Наука, 1965. -С.56-63.

82. Мирзоев, К.М. Способ увеличения нефтеотдачи месторождения и добычи нефти / Мирзоев К.М., Николаев А.В., Мирзоев В.К., Лукк А.А., Дещеревский А.В., Харламов А.И. // Патент РФ № 2387817, 2010в.

83. Healy, J.H. Earthquakes induced by fluid injection and explosion / Healy J.H., Hamilton R.M., Raleigh S.B. // Tectonophysics. -1970. -V.9, -N2/3. -P.205-214.

84. Давиденков, Н.Н. Динамические испытания металлов / Давиденков Н.Н. -М.-Л.: ОНТИ, 1936. -394 с.

85. Мирзоев, К.М. Способ снятия упругой энергии в напряженных средах для предотвращения землетрясений / Мирзоев К.М., Николаев А.В., Лукк А.А., Юнга С.Л. // Патент № 2289151, 2006.

86. Мирзоев, К.М. Способ получения отливок / Мирзоев К.М., Негматуллаев С.Х., Саломов Н.Г. // А.с. на изобретение № 1039087. 3 мая 1983.

87. Каблов, Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Каблов Е.Н. // Авиационные материалы и технологии. -2015. -№1 (34). -DOI: 10.18577/20719140-2015-0-1-3-33. -С.3-33.

88. Ерасов, В.С. Силовой, деформационный и энергетический критерии разрушения / Ерасов В.С., Орешко Е.И. // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. -2017. -№10(58). -С.11.

89. Марковец, М.П. Определение механических свойств металлов по твердости / Марковец М.П. -М.: Машиностроение, 1979. -191 с.

90. Колмаков, А.Г. Методы измерения твердости. 2-е изд., пере-раб. и доп / Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф., Бакиров М.Б. -М.: Интернет Инжиниринг, 2005. -150 с.

91. Фридман, Я.Б. Механические свойства металлов. 3-е изд / Фридман Я.Б. -М.: Оборонгиз, 1974. -367 с.

92. Витман, Ф.Ф. Определение предела текучести методом внедрения конуса с использованием профилографа / Витман Ф.Ф., Златин Н.А. // Заводская лаборатория. -1947. -№8. -С.990-996.

93. Пилипчук, Б.И. Исследования в области измерения твердости / Пилипчук Б.И. // Труды метрологических институтов СССР. -1967. -Вып. 91(151). -С.121-125.

94. Дель, Г.Д. Определение напряжений в пластической области по распределению твердости / Дель Г.Д. -М.: Машиностроение, 1971. -200 с.

95. Авдеев, Б.А. Техника определения механических свойств металлов / Авдеев Б.А. -М.: Машиностроение, 1965. -488 с.

96. Давиденков, Н.Н. Некоторые проблемы механики материалов / Давиденков Н.Н.-Л.: Лениздат, 1943. -152 с.

97. Борисенко, В.К. О связи твердости с сопротивлением пластической деформации при нормальных и высоких температурах / Борисенко В.К. //

Термопрочность материалов и конструкционных элементов. – Киев: Наукова думка, 1965. -С.61-68.

98. Хрущов, М.М. О выборе основного метода определения твердости особо твердых тел / Хрущов М.М. // Заводская лаборатория. -1947. -№9. -С. 1121-1128.

99. Иродов, И.Е. Электромагнетизм / Иродов, И.Е. // Основные законы. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний. -2014. –С. 319.

100. Кикоин, И.А. Таблицы физических величин / Кикоин И.А. // М.: Атомиздат. -1972. –С. 1012.

101. Авторское свидетельство СССР -№543369, кл. В 22D 27/00, -1975.

102. Шуляк, В.С. Литье по газифицируемым моделям / Шуляк В.С. - СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.

103. Членов В.А. Виброкипящий слой / Членов В.А., Михайлов Н.В. -М.: Наука, 1972. -344 с.

104. Авдокушин, В.П. Выбор оптимальных режимов виброуплотнения форм при литье по газифицируемым моделям / Авдокушин В.П. // Литейное производство. -2001. -№4. -С.38-40.

105. Карташев, Н.Н. Исследование реологических свойств слоя сыпучих материалов в условиях вибрации / Карташев Н.Н., Членов В.А., Урьев Н.Б. // Закономерности процессов образования и разрушения дисперсных материалов. -Минск: Изд-во АН БССР, 1972. - С.239-247.

106. Кандауров, И.И. Механика зернистых сред и ее применение в строительстве / Кандауров И.И. -Л.: Стройиздат, Ленингр. отд-ние, 1988. - 280 с.

107. Chase, M.W. JANAF thermochemical tables. Third edition / Chase M.W., Davies C.A., Downey J.R., Frurip D.J., McDonald R.A., Syverud A.N. // J. Phys. and Chem. Ref. Data. -1985. -V.14. -No. Suppl. 1. -P. 1 -1836.

108. CODATA key values for thermodynamics. Editors: Cox J.D., Wagman D.D., Medvedev V.A. -New-York, Washington: Hemisphere Publ. Corp., 1989. - P.1. -271p.

109. Новицкий, Л.А. Теплофизические свойства металлов при низких температурах / Новицкий Л.А., Кожевников И.Г. Справ. изд. -М.: Машиностроение, 1975. -С. 216.
110. Физические величины. Справочник / Под ред. Григорьева И.С., Мейлихова Е.З.. -М.: Энергоатомиздат, 1991. -С.1323.
111. Низомов, З. Теплофизических свойств сплавов Zn5Al и Zn55Al, легированных редкоземельными металлами / Низомов З., Саидов Р.Х., Шарипов Дж. Г.. Современные научные достижения. Серия Физика. www.rusnauka.com/3_SND_2016/physica.htm. -Днепропетровск: наука и образование. 2016. -С.1-13.
112. Пакет “Origin” [Электронный продукт] // <http://helplab1.narod.ru/Origin.htm#bad> (11.12.2008).
113. Саймон, Б. Там, где бессилён Excel, Origin 7 в своей стихии [Электронный продукт] // http://www.pcmag.ru/issues/detail.php?ID=7867&phrase_id=1732207 (11.12.2008).
114. Jiang, W. Effects of vibration frequency on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of A356 aluminum alloy obtained by expendable pattern shell casting / Jiang W., Chen X., Wang B., Fan Z., Wu H.// The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 83. – P. 167–175.
115. Kumar, S. Effect of vibration on mechanical properties of A356 aluminum alloy casting / Kumar S., Tewari S. P. // International Journal of Mechanical and Production Engineering Research and Development. – 2015. – Vol. 5, № 6. – P. 75–80.
116. Kocatepe , K. Effect of low frequency vibration on macro and micro structures of LM6 alloys / Kocatepe K., Burdett C. F. // Journal of Materials Science. – 2000. –Vol. 35, № 13. – P. 3327–3335.
117. Barbure, R. R. Influence of low frequency vibrations on aluminium eutectics / Barbure R. R., Hareesha and I.K., Murthy S. S. // British Foundryman. – 1979. – Vol. 72, № 2. – P. 34–38.

118. Abd-el-azim, A. N. Effect of Low Frequency Mechanical Vibration on the Structure of Aluminium Silicon Eutectic Alloys / Abd-el-azim A. N. // 7th. Intern. Light Metals Congress (Aluminium-Verlag, Leoben, Vienna 1981) . – p. 118.

119. Richards, R. S. The influence of vibration on the solidification of an aluminum 149 alloy / Richards R. S., Rostoker W. // Transactions of ASM. – 1956. – Vol. 48. – P. 884-900.

120. Fisher, T. P. Effects of vibrational energy on the solidification of aluminium alloys // British Foundryman. – 1973. – Vol. 66, № 3. – P. 71–84.

121. Pillai, N. R. Effect of low frequency mechanical vibration on structure of modified aluminum-silicon eutectic / Pillai N. R. //Metallurgical Transactions. – 1972. – Vol. 3, №. 5. – P. 1313–1316.

122. Chirita, G. Influence of vibration on the solidification behaviour and tensile properties of an Al–18 wt% Si alloy / Chirita G., Stefanescu I., Soares D., Silva F. S. // Materials & Design. – 2009. – Vol. 30, № 5. – P. 1575–1580.

123. Смирнов , А. Н. О влиянии низкочастотной виброобработки при затвердевании на качество отливок из серого чугуна / Смирнов А. Н., Петтик Ю. В., Чернобаева Т. В. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1991. – № 10. – С. 77–80.

124. Найдек, В. Л. Влияние вибрации на структуру и свойства алюминиевого сплава АК5М2 / Найдек В. Л., Эльдарханов А. С., Нурадинов А. С., Таранов Е. Д. // Литейщик России. – 2005. – № 10. – С. 23–25.

125. Морин, С. В. Комплексное исследование вибрационного воздействия на кристаллизацию и свойства отливок из алюминиевых сплавов: Автореф. дисс. .канд. техн. наук / Морин С. В. – Новокузнецк: ГОУ ВПО «СибГИУ», 2005. – 22 с.

126. Mehta, M. C. Microstructural Changes and Quality Improvement of Al7Si0. 2Mg (356) Alloy by Die Vibration / Mehta M. C., Mandal D., Chaudhury S. K. // International Journal of Metalcasting. – 2020. – P. 1–12.

127. Маджиди, М. Влияние микросейсм на формирование удельного электрического сопротивления оловянно-свинцового сплава на стадии затвердевания расплава / Каримов Ф.Х., Даминов Ш. // Меж. науч. прак. кон. ТНУ. Наука и образование: Душанбе – 2023г. – №1. – С. 141-146.

128. Маджиди, М. Влияние микросейсм на кинетические и теплофизические параметры отливок алюминия А99 / Гулов Б.Н., Низомов З. // Вестник ТНУ. Серия естественных наук. Душанбе – 2018. – №4. –С. 123.

129. Маджиди, М. Влияние микросейсмического воздействия на теплофизические свойства сплава Pb+0.03%Ag / Гулов Б.Н., Низомов З., Исмоилов Р.А. // ДАН РТ. Том 61. Душанбе – 2018. –№7 – 8, –С. 639.

130. Маджиди, М. Влияние микросейсм на формирование сплава Pb+0.03%Ag на стадии затвердевания: данные рентгенофазового анализа / Каримов Ф.Х., Эшов Б.Б., Шодибеков М.А. // Вестник ТНУ. Серия естественных наук. Душанбе – 2020. –№2 (50), –С. 58.

131. Маджиди, М. Об изменении механических свойств отливок свинца, полученных из расплавов в условиях действия микросейсм / Саломов Н.Г. // Респ. науч. прак. кон. Душанбе – 2018. –С. 65.

132. Маджиди, М. Геофизический способ повышения степени микротвёрдости отливок металлов / Саломов Н.Г. // Респ. науч. прак. кон. с мед. участия. Душанбе – 2018. –С. 69.

133. Маджиди, М. Способ улучшения качества отливок путём изоляции от микросейсм / Каримов Ф.Х., Саломов Н.Г. // Малый патент Республики Таджикистан, № ТЈ 935 № 1801179; заявл. 10.01.18; опубл. 26.09.18. Душанбе – 2018.

134. Маджиди, М. Изменение теплофизические и кинетические параметры отливок алюминия А99 / Азимов Х.Х., Турохасанов И.Т. // Сб. науч. матер. Технического колледжа ТТУ им. акад. М.С. Осими. Душанбе – 2018. –С. 156.

135. Маджиди, М. Триггерные эффекты в динамике сред с предельно-активированными межатомными связями / Каримов Ф.Х., Саломов Н.Г. // ТНУ. Наука и инновация. Серия геологических и технических наук. Душанбе – 2020. – №4. –С. 9.

136. Маджиди, М. Оценки влияния микросейсм на вязкопластическое состояние расплава алюминия / Каримов Ф.Х. // Меж. науч. прак. кон. “Инновация”. Ташкент – 2021. –С. 203.

137. Маджиди, М. Микросейсмические воздействия на процесс кристаллизации сплава алюминия с редкоземельными металлами / Каримов Ф.Х., Исмоилов Р.А., Саломов Н.Г. // Меж. науч. прак. кон. Ташкент – 2022. –С. 214.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Приложение 1

**РЕСПУБЛИКА ТАДЖИКИСТАН
ПАТЕНТНОЕ ВЕДОМСТВО****УДОСТОВЕРЕНИЕ**Гражданин **Миршариф Маджиди**Является автором изобретения **Способ улучшения качества отливок путём изоляции
от микросейсм**На изобретение выдан малый патент №ТJ **935**Патентообладатель **Институт геологии, сейсмостойкого строительства и
сейсмологии Академии наук Республики Таджикистан**Страна **Республика Таджикистан**Соавторы **Саломов Н., Каримов Ф.**Приоритет изобретения **10.01.2018**Дата подачи заявки **10.01.2018**Заявка № **1801169**Зарегистрировано в Государственном реестре
изобретений Республики Таджикистан **26 сентября 2018**Малый действителен с **10 января 2018** г. по **10 января 2028**
ПатентНастоящее удостоверение предъявляется при реализации прав и льгот,
установленных действующим законодательством



«Утверждаю»

Генеральный директор

ГУП «Коргохи машинасози»

Ходжаев Дж.Ч.

«04» июля 2023г.

Акт

опытно – промышленного испытания «Способ улучшения качества отливок путём изоляции от микросейсм» на основе патента № TJ 935 от 10.01.2018г.

Мы, нижеподписавшиеся, комиссия в составе: директора ГУП «Коргохи машинасози» Ходжаева Дж.Ч., главного технолога Ходиева Д.М., с одной стороны, и д.т.н. главный научный сотрудник лаборатории «Коррозионностойких материалов» ГНУ «Институт химии им. В.И.Никитина» НАН Таджикистана, Эшов Б.Б., ст. науч. сот. ГУ Центра по исследованию инновационных технологий НАН Таджикистана Миршариф М., составили настоящий акт о том, что перед отливкой металла готовят плотную демпфирующую прокладку толщиной 28 см и площадью 40см x 80см, и такой же площади прижимающую сверху металлическую тяжёлую плиту толщиной 2 см. На верхнюю поверхность прокладки устанавливается гипсовая литейная форма (кокиль) для отливки образца. Расплав сплава свинца Pb+03%Ag получали в муфельной печи при температуре 350⁰C, полученный расплав заливали в кокиль и охлаждали при комнатной температуре при одновременном определении частоты и амплитуды и такой же площади микросейсм с помощью сейсмического датчика Mark-L4-C-3D.

По результатам испытаний было установлено, что способ получения отливок образцов сплава свинца Pb+03%Ag позволяет увеличить микротвердость до 3-30%, прочность на растяжение – примерно на 15% и более, что приводит к сокращению расходов сырьевых материалов в промышленности и к экономии значительных материальных средств.

От ГУП «Коргохи машинасози»
Начальник сеха Сироджов М.,
Глав тех. Ходиев Д.М.



От ГНУ Института химии
им. В.И. Никитина НАНТ
Эшов Б.Б.
от ГУ Центра по исследованию
инновационных технологий
НАН Таджикистана
Миршариф М.



СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И АББРЕВИАТУР

АН РТ	-	Академия наук Республики Таджикистан
НАНТ	-	Национальная академия наук Таджикистан
ТИССС АН РТ	-	Таджикский институт сейсмостойкого строительства и сейсмологии АН РТ
ИГССС НАНТ	-	Институт геологии, сейсмостойкого строительства и сейсмологии НАНТ
ИФЗ АН СССР	-	Институт физики Земли АН СССР
РФА	-	Рентгенофазовый анализ
КПД	-	Коэффициент полезного действия
ПК	-	Персональный компьютер
ИХ НАНТ	-	Институт химии им. В.И. Никитина НАНТ
ФТИ НАНТ	-	Физико-технический институт им. С.У. Умарова НАНТ
ГОСТ	-	Государственный стандарт
МРО-401	-	Марка поляризационного микроскопа
ТФС	-	Теплофизические свойства
ФХС	-	Физико-химические свойства
ФМС	-	Физико-механические свойства
ЛКСГИ	-	Лаборатория комплексных сейсмических и геофизических исследований ИГССС НАНТ
ЛКМ ИХ НАНТ	-	Лаборатория коррозионностойких материалов ИХ им. В.И. Никитина НАНТ
Pb1-Pb2	-	Значение графика международной база данных (Pdf 2)