

Академия наук Украинской ССР
Ордена Трудового Красного Знамени
им. И.Н.Франклевича
ИИМ АН УССР

УДК

В гос. регистрации

Инт. номер

ОГЛАСОВАНО

Генеральный директор
ИИМ АН УССР
А.А.Тарасенко
" 1991г.



УТВЕРЖЕНО

Директор ИИМ АН УССР
В.П.Трофимов
" 1991г.



О Т Ч Е Т

Тема. Исследование физико-химических свойств металлов и вулканических пород при воздействии тормозных излучений на их расплавы.

(промежуточный).

Этап I. Исследование тормозных воздействий на конструкционные материалы генераторов.

Научные руководители:

Зам. Генерального директора

ИИМ АН УССР

В.А.Тарасенко

Заведующий отделом,

кандидат физ.-мат. наук,

В.П.Майборода

Киев 1991

Список исполнителей

Зав. отделом	Малборода В.П.
Младший научный сотрудник	Максимова Г.А.
Младший научный сотрудник	Молчановская Г.И.
Младший научный сотрудник	Синельниченко А.К.
Главный технолог	Ткаченко А.Д.
Младший научный сотрудник	Имениник В.Г.
Младший научный сотрудник	Палагута Н.Г.
Инженер-технолог I кат.	Шольный В.К.
Инженер	Сотник С.Г.
Старший научный сотрудник	Иванченко Л.А.
Инженер-технолог I кат.	Франкфурт В.М.

РЕЗЮМЕ

к отчету по теме: "Исследование физико-химических свойств металлов и вулканических пород при воздействии торсионных излучений на их расплавы", выполняемой по договору 884-91.

Объем [] стр. машинописного текста, [] иллюстраций, [] таблицы. **Всего 40 страниц**

Ключевые слова: дефекты кристаллического строения, межатомные связи, двойникование, параметр решетки, энергия сцепления атомов, электронно-микроскопические исследования, торсионные поля, магнитооптический эффект.

Работа посвящена изучению влияния излучений на структурирование металлических расплавов и на процессы наследования при их затвердевании. Проведены также исследования влияния торсионных полей на магнитооптические свойства стекол. С помощью прямых методов дифракционной просвечивающей электронной микроскопии показано, что правополяризованное излучение приводит к структурному фазовому превращению в перегретом до 500-700°C олове, которое состоит в переходе тетрагональной решетки (ТЗ) в гранцентрированную кубическую плотноупакованную решетку (К).

Воздействие полей проявляется в диспергировании структуры слитков олова и меди, значительному повышению технологической и конструкционной пластичности меди.

При изучении влияния излучения на величину магнитооптического эффекта, определяемого постоянной Верде, показано существенное увеличение угла поворота плоскости поляризации как для пара-так и для диамагнитных стекол, применяемых в качестве оптических затворов.

Перечень условных обозначений

- T - температура, $^{\circ}C$
- H - величина напряженности магнитного поля
- k - уровень энергетической зоны
- V - постоянная Верде
- s, p, d, f - состояние симметрии электронных оболочек
- θ - угол поворота плоскости поляризации света
- e - заряд электрона
- m - масса электрона
- c - скорость света
- λ - длина волны света

СО Д Е Р Ж А Н И Е

ВВЕДЕНИЕ	6
I. Влияние торсионных полей на расплав олова	10
I.1. Влияние торсионных полей на характер упаковки атомов в микрогруппировках олова	10
I.2. Структурная наследственность в олове после обработки расплава торсионным излучением	17
I.3. Влияние торсионных излучений на оптический спектр олова	23
2. Структура и свойства меди, унаследованные из расплава после воздействия торсионным излучением	26
3. Влияние торсионных полей на магнитооптический эффект стекол, содержащих ионы свинца и тербия	32
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	37
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	38

ВВЕДЕНИЕ

Из квантовой теории известно, что условием образования гомеополарных молекул является взаимная спиновая компенсация валентных электронов взаимодействующих атомов. Очевидно подобные взаимодействия ответственны и за возникновение жидкой или твердой фазы однокомпонентных веществ при конденсации из парогазовой среды /1/.

Поэтому, если в природе существуют поля, которые приводят к спиновой поляризации частиц, имеющих не нулевой спин, то это существенным образом должно сказываться на структуре и свойствах агрегатных состояний вещества.

Поля такого рода существуют /2/, а приведенные ниже данные являются тому дополнительным подтверждением. Иными словами, существование торсионных или макроскопических спиновых полей /2/ основана на дираковской модели физического вакуума (электрон-позитронный вакуум, хотя не исключается и вакуум из других пар частиц). В указанной модели физический вакуум является единым носителем полей (гравитационных, электромагнитных и спиновых), которые возникают при изменении квантовых характеристик вакуума и отражают его различные фазовые состояния. Физический вакуум занимает все пространство, в том числе и объем различных твердых и жидких тел. В стационарном состоянии физический электрон-позитронный вакуум, так же как и в случае электромагнитного вакуума, находится в состоянии нулевых энергий и ничем себя не проявляет, имея полную массовую, зарядовую и спиновую компенсацию. Однако, если каким-либо образом нарушается спиновая компенсация во взаимодействующей паре (частица-античастица) и система переходит в возбужденное состояние, то распространение указанного возбуждения и составляет основу макроскопических спиновых или торсионных полей. Таким об-

разом макроскопические спиновые поля, в области их существования, приводят к спиновой поляризации вещества и во многом предопределяют условия существования химической связи между атомами. Направление вращения вектора поляризации относительно направления распространения излучения определяет соответственно право- или левовинтовую спиральность поля. Последнее может играть существенную роль при взаимодействии излучения с частицами вещества. Очевидно асимметрия тех или иных свойств молекул (ассоциативов) при реверсировании направления вращения может представлять самый убедительный аргумент в пользу как существования самих полей, так и влияния их на вещество.

Структура жидкости в соответствии с современной теорией состоит из упорядоченных микрогруппировок и зон разупорядоченных атомов /3-5/. Дифракционные исследования перегретых металлических расплавов /6-8/, в определенной степени подтверждают эти представления. Если зону разупорядоченных атомов отнести к бесструктурной жидкости, то микрогруппировки должны составлять вторую фазу, т.е. однокомпонентная жидкость является двухфазной. Подобное находится в противоречии с правилом фаз Гиббса и попытка устранить это противоречие малым временем жизни упорядоченных микрогруппировок не убедительна. Прежде всего потому, что кривые интенсивности для таких элементов как Al, Mg, Si, Cd, Sn, имеют тонкую структуру, которая обусловлена упорядочением, близким к кристаллическому /9/. Кроме того в перегретом на 100°C расплаве индия /10/ и конденсате золота /11/, полученного при высокой температуре наблюдались долгоживущие кластеры, имеющие соответственно кристаллическое и плотноупакованное строение. Поэтому долгоживучесть микрогруппировок весьма допустима, а значит двухфазность однокомпонентной металлической жидкости. Устранение этого противоречия может быть осуществлено либо исключением кластеров из жидкости, либо разупорядочением

проведении опытов. Наличие стабильно работающих источников полей и достоверная информация о всех возможных фазовых состояниях вещества и строения тех фаз, которые подвергаются воздействию. Знание последнего, очевидно, может служить основой для отработки информативных матриц при воздействии на вещество. Носителем этой информации, на начальной стадии, должен быть оператор. Это влечет за собой соответствующие требования к экспериментатору, является условием опыта и подлежит проверке при изучении воздействия полей. Из проведенного анализа проблемы могут быть сформулированы следующие цели и задачи исследований данного этапа.

Необходимо провести комплексное изучение изменения структуры и свойств олова в жидком и твердом состоянии после воздействия торсионным излучением. Провести исследование влияния режимов частотной модуляции на степень и характер взаимодействия поля и расплава, а также направления спиральности излучения. Работу необходимо осуществить с операторами, имеющими резко отличающийся уровень знаний для выяснения этого фактора на процесс взаимодействия. В целом стоит задача изучения природы и механизма взаимодействия торсионных полей с расплавами ряда металлов, эффекты последствия и наследования. Объектом на первом этапе работ является олово.

1. ВЛИЯНИЕ ТОРСИОННЫХ ПОЛЕЙ НА РАСПЛАВ ОЛОВА

1.1. Влияние торсионных полей на характер упаковки атомов в микрогруппировках олова

Диаметр упорядоченных микрогруппировок по разным оценкам /13-15/ составляет 1,5-3 нм. Если они существуют как кристаллики, то, очевидно, могут быть обнаружены с помощью микродифракции в электронном микроскопе. При напряжении 100 кВ длина волны составляет 0,037 Å и размер кристаллов 1,5-3,0 нм, в соответствии с формулой Салюва-Щерера, не приведет к уширению линий, в отличие от дифракции рентгеновских лучей, имеющих длину волны 0,7-1,5 Å. Следует заметить, что "не запрещено" существование и более крупных структурных элементов, состоящих из упорядоченных микрогруппировок, либо других структурных элементов. Проведенные ранее исследования тонких конденсированных пленок In , Bi , Sn в электронографе /16/ и в электронном микроскопе /17,18/ не включали поэтапных изображений о кинетике плавления пленки. Конденсированные пленки, в названных работах, имели очень малую толщину 1-4 нм, что не гарантирует подобия процесса при плавлении более толстых образцов (50-100 нм).

В настоящем разделе проведено изучение влияния торсионных излучений на характер упорядочения атомных микрогруппировок в перегретом до 450-600°C расплаве олова непосредственно в колонне электронного микроскопа СМБ-100А, снабженного приставкой ПРФН-ЗУЧ, в вакууме $2 \cdot 10^{-3}$ Па. Пленка-конденсат для исследований получена путем препарирования олова чистоты 99,999 мас.% на угольную пленку, которая в свою очередь располагается на медной сетке. Источником полей служит генератор, работающий на электрическом принципе. Генератор не содержит каких-либо контуров, а также вибраторов. Поэтому электромагнитных или звуковых

возбуждений, при замере традиционными способами, генератор не излучает. Вместе с тем, не отрицая возможности указанных возбуждений, генератор устанавливался на внешней стороне металлической водородоупорной части колоны микроскопа (в области объективной линзы), что экранирует образец как от электромагнитных, так и звуковых воздействий. Следует также отметить, что электромагнитные линии электронного просвечивающего микроскопа создают мощные электромагнитные поля, которые однако не приводят к каким-либо изменениям фаз плавления.

Исходная структура олова приведена на рис. I.1,а. Пленка является квазинепрерывной, отдельные островки имеют пластинчатую фрагментацию. Параметры межплоскостных расстояний, рис. I.1,б, составляют: 2,91; 2,79; 2,05; 2,01; 1,65; 1,48; 1,45 Å и т.д. и относятся к тетрагональной решетке (T1) олова (β -фаза). При ускоренном нагреве образца до 450°C (температура плавления олова составляет 232°C) происходит коалесценция отдельных островков в капли, рис. I.2,а. При этом тетрагональная решетка T1 превращается в тетрагональную решетку T3, рис. I.2,б с межплоскостными расстояниями 2,99; 2,69; 1,95; 1,85 Å и т.д. Наличие кристаллической фазы в каплях расплавов индия /I/ и олова /II/ наблюдалось ранее, где показано, что они не принадлежат окислам, а структура расплава соответствует модели доменного строения жидкостей /20/.

При температуре образца 450°C последний был облучен торсионным полем, имеющим правостороннюю спиральность (по схеме генератора) в течение 18 минут. В результате обработки морфология фаз плавления не изменяется, рис. I.2,а. Однако характер упаковки атомов в кластерах (блоках когерентного рассеяния) изменяется, рис. I.3,а, и соответствует плотной гранецентрированной решетке с параметрами межплоскостных расстояний 2,76; 2,35; 1,66; 1,42; 1,35; 1,16 Å, которым соответствуют индексы: (111), (200), (220), (311), (222), (400) с размером куба



а



б

Рис.1.1. Конденсированная пленка олова толщиной 300 Å на графитовой подложке, $\times 10000$ - а и ее электронограмма - б.



а



б

Рис.1.2. Изображение той же пленки при 450°C , $\times 10000$ - а и электронограмма от капельной фазы - б.

4,707 Å. При повторном включении поля с левосторонней ориентацией наблюдается восстановление типа решетки (ТЗ), рис. I.3,б. Этот тип решетки сохраняется при последующем перегреве расплава до температуры 600°C /19/. В процессе нагрева и выдержки до этой температуры происходит коалесценция металла, морфология и дисперсность капель меняются, рис. I.4,а, а после выключения генератора в правостороннем режиме наблюдается превращение решетки из тетрагональной ТЗ в ГЦК, рис. I.4,б. На этой электрограмме наряду с кольцевыми линиями, принадлежащими кристаллической фазе, наблюдаются два кольца в виде гало, рис. I.4,б, которые в соответствии с данными работ /1,19/ принадлежат слоистой фазе, наблюдаемой в виде тонких прозрачных пленок, рис. I.2,а. При охлаждении образца до комнатной температуры морфология фаз и электрограмма не меняются, рис. I.4,а,б. На рис. I.5 в качестве эталона приведена электрограмма алюминия, имеющего ГЦК решетку К2. Сравнительный анализ типов решеток рисунка I.4,б и рисунка I.5 однозначно свидетельствует, что образовавшаяся под воздействием торсионного излучения фаза в перегретом до 650°C олове имеет ГЦК решетку К2 с параметром $a=4,707$ Å. Объем, приходящийся на один атом в исходной решетке Т1 составляет $\sim 27 \text{ \AA}^3$ ($26,996 \text{ \AA}^3$), а в новой фазе К2 $\sim 26 \text{ \AA}^3$ ($25,956 \text{ \AA}^3$), т.е. происходит повышение плотности упаковки атомов. Этот результат является закономерным, поскольку ГЦК решетка является наиболее плотно упакованной. Какого-либо химического соединения олова, имеющего решетку К2 с параметром 4,707 Å не известно. Однако для проверки этого положения образец был подвергнут локальному, зондovому анализу на установке "Суперпроб 733". Растровое изображение объекта, рис. I.6,а, отражает распределение капель олова, рис. I.6,б, которые находятся на пленке графита, которая в свою очередь, находится на медной сетке. В результате



а



б

Рис. 1.3. Электрограмма от капельной фазы олова при 450°C после воздействия торсионным излучением в течение 6 минут с правовинтовой ориентацией - а, электрограмма той же фазы после обработки излучением с левовинтовой ориентацией - б.



а



б

Рис. 1.4. Изображение фаз плавления олова при нагреве до 650°C , $\times 16000$ - а, электрограмма олова при 650°C после облучения полем правовинтовой ориентации - б.



Рис.1.5. Электрограмма алюминиевой пленки, оталон.



а



б

Рис.1.6. Растровое изображение образца олова на графитовой подложке и медной сетке, $\times 40$ - а и отдельных частиц, $\times 7200$ - б.

спектрального анализа многих отдельных шариков, а также их скопления, показано, что их химический состав на 98-99 мас.% соответствует олову, а в качестве примеси присутствует Fe и Mn. Микроанализ исходного конденсата олова дает аналогичные результаты и свидетельствует, что при препарировании происходит некоторое загрязнение металла.

Повторный нагрев образца в электронном микроскопе до 800°C не привел к изменению ГЦК решетки. Выдержка образца при комнатной температуре (Об Тплав.), которая соответствует температуре рекристаллизации, в течение одного месяца, также не привела к изменению типа решетки. Возможной причиной полиморфного превращения кластерной фазы жидкого олова из тетрагональной сингонии в наиболее плотную гранцентрированную кубическую сингонию может быть связано с повышением плотности доли коллективизированных электронов (s -состояний) в валентной зоне, что равносильно повышению давления на ионную подсистему. Перераспределение электронов в валентной полосе под воздействием излучения может происходить в результате их спиновой поляризации. На каждом К-уровне энергетической зоны в кристалле, в соответствии с принципом Паули и распределением Ферми-Дирака находится по два электрона с антипараллельными спинами. Если торсионное излучение приводит к спиновой инверсии части электронов валентной полосы, то на тех К-уровнях, электроны которых после воздействия приобрели параллельную спиновую ориентацию один из электронов, в соответствии с принципом Паули должен перейти на свободный К-уровень. Это равносильно изменению тонкой структуры валентной полосы и ее уширению. Изменение энергетических характеристик электронной подсистемы приводит к изменению многих свойств исследуемых металлов и поэтому высказанное предположение относительно электронной подсистемы нуждается в дальнейших исследованиях.

Из полученных данных следует, что для олова изменение направления спиральности торсионного излучения при сохранении всех прочих условий, приводит к изменению типа кристаллической решетки кластеров существующих в перегретом расплаве олова. На дифракционную картину и морфологию фазы расплава, существующей в виде слоистой решетки /1, 19, 20/ и низшей электронограмму в виде гало, торсионное излучение не влияет при температурах 460 и 650°С.

1.2. Структурная наследственность в олове после обработки расплава торсионным излучением

Указанные исследования включают проведение прямых наблюдений за изменением рельефа поверхности жидкого олова при воздействии поля, а также изучение микроструктуры металла с помощью традиционной металлографической методики.

Целесообразность подобных работ вытекает из наличия структурных элементов в расплаве, изменение взаимного расположения которых при торсионном воздействии может привести к тем или иным изменениям рельефа поверхности или внутренней структуры.

Характерным свойством жидкости является сферично-подобная, гладкая поверхность капли, обусловленная силами поверхностного натяжения. Поэтому для выделения из перегретого расплава предполагаемых слоистых структурных элементов /20, 21, 22/, например, в виде выступов или консолей, необходимо уменьшить их взаимное скольжение и этим замедлить коагуляцию металла в капле. Это может быть достигнуто применением элемента, имеющего низкое парциальное давление насыщенных паров, а наблюдение необходимо производить при низком внешнем давлении в связи с тем, что чем ниже внешнее давление, тем ниже и парциальное /23/.

Исследование осуществлялось /24/ в растровом Оме-электроном

микроскопе (JAMP-10⁵), снабженном приставкой для нагрева до 650°C в вакууме $\leq 10^{-7}$ Па ($\leq 10^{-9}$ тор.). Нагрев образца производился в тигле, особенностью конструкции которого является наличие конической поверхности для растекания металла после его плавления. Течение металла на начальной стадии, по замыслу, и должно выявить предполагаемые структурные элементы жидкости. Окисные и углеродные пленки удалялись с поверхности ионами аргона.

Исследования проведены на олове, чистоты 99,999 мас.%. С целью дополнительного контроля температуры плавления образец общей массой 0,003 г изготавливался Г-образной формы и вставлялся в отверстие тигля. При плавлении две части образца соединяются в единую, что позволяет контролировать правильность температурных замеров.

Фрактография исходной поверхности имеет характерный резаный вид. При повышении температуры в зоне образца до 215°C обе его части оседают, поверхность меняется, возникает полосчатый рельеф, который нельзя однозначно отнести к полосам скольжения в связи с их хаотической неупорядоченной направленностью. Эффект усадки металла под действием собственного веса свидетельствует о резком снижении предела текучести [25,26], что может быть обусловлено дроблением структуры на стадии предплавления [27]. При достижении температуры 230-240°C обе части образца объединяются, что соответствует плавлению. Возникшая форма сохраняется при перегреве металла до 500°C, при этом на его поверхности наблюдаются остаточные макроскопические выступы, рис.1.7, которые фрагментированы полосчатым рельефом характерным двойникованию. Химический состав исследуемой поверхности, после 4-х минутной очистки аргоном, полученный при Оже-спектральном анализе содержит до 4 ат.% кислорода и углерода. Спектральные характеристики углерода показывают, что последний не образует химических соединений и существу-

ет в свободном состоянии. Кислород в указанных количествах не может образовывать протяженных пленок, а микронеровности от них составляют высоту монослойных слоев, поэтому они "невидимы" на изображениях. Генератор полей при исследовании поверхностных выступов устанавливали на внешней металлической водородоупорной части колонны растрового Оже-электронного микроскопа, что обеспечивало расстояние между объектом и генератором величиной в 10 см. Облучение проводили при максимальном постоянном напряжении генератора (20 В) при этом частоты варьировали от 5 Гц до 50 кГц с шагом в один порядок (т.е. 5, 50, 500 ... Гц). Время облучения на каждой частоте составляло 8 минут.

Как показали тщательные исследования, каких-либо изменений поверхностной структуры образца не наблюдается. Эти данные аналогичны результатам, полученным в предыдущем разделе, где показано, что морфология фаз при воздействии полей не меняется. Изменение в характере взаимного расположения структурных элементов в расплаве и наследование этого расположения при затвердевании наблюдается при предварительном течении перегретой жидкости. Как показано в работе /24/ течение жидкости происходит при отборе перегретого до 400°C расплава в алундовую трубку диаметром 3-6 мм на высоту 100-150 мм и выдержке в таком состоянии до затвердевания. Микроструктура зерен олова при этом является полосчатой (в виде кристаллических доменов), рис. 1.8,6 причем не исключено, что отдельные пластины фрагментированы. Следует отметить наличие корреляции морфологии поверхности расплава и затвердевшего металла. Это свидетельствует о наследственной природе полосчатой структуры (структуры из кристаллических пластинчатых доменов). Однако тот факт, что повышение внешнего давления приводит к сглаживанию поверхности "расплава" показывает, что пластинчатые элементы жидкости не являются "монокристаллическими" блоками, а представляют



Рис. I.7. Поверхность олова при температуре 500°C; x4500.



Рис. I.8. Микроструктура цилиндрической пробы затвердевшего олова, отобранного из расплава при температуре 400°C, x 3600.

структурные элементы, состоящие из более элементарных, возможно также слонских фрагментов и пространства разупорядоченных атомов. Полосчатые структуры наблюдаются на металле, который перед кристаллизацией в тигле многократно вытягивается в трубку, а также если перегретый металл из тигля перелить в лодочку размером 10x50 мм для затвердевания. Однако, если отливку из лодочки или цилиндрическую пробу подвергнуть небольшой ковке или отжигу при 180-200°C, то полосчатость исчезает. Наиболее гладкая поверхность зерен наблюдается на металле, который в процессе выплавки не подвергался интенсивному перемешиванию и кристаллизовался в тигле.

Учитывая эти данные, структурные изменения в олове наблюдали на слитках, полученных после затвердевания в тиглях.

Исследуемый металл плавил в алундовом тигле диаметром ϕ 30 мм и высотой ~ 40 мм. Нагрев и охлаждение производили в печи сопротивления в среде аргона. Генератор устанавливали перед печью на расстоянии 40 см от центра нагревательной камеры и расположения тигля с металлом.

Как показали металлографические исследования воздействие торсионного излучения, при оптимальных режимах, приводит к возникновению мелкодисперсной структуры, рис. I.9, которая в определенной степени подобна структуре, рис. I.8. При отсутствии облучения структура является макроскопически более гладкой рис. I.10. Эти данные показывают, что торсионное излучение приводит к некоторой взаимной переориентации структурных элементов жидкости. Оптимизация режимов излучения проводилась при варьировании частотной модуляции. Как показали сравнительные исследования оптимальной является частота ~ 3 кГц. Структурные изменения согласуются с увеличением микротвердости олова. Как показали замеры металл после обычного перепада имеет микротвердость 5,5-7,2 Н₃₀ (кг/мм²). Металл, перепад которого осуществлялся при торси-



Рис. 1.9. Микроструктура олова, затвердевшего после облучения торсионным полем. $\times 3000$.



Рис. 1.10. Микроструктура олова не подвергавшегося торсионным полем.

оним облучении имеет твердость $9,6 \pm 11,8 \text{ Н}_{0,05}$ (кг/мм^2). Структура олова при этом подобна, рис. 1.9.

1.3. Влияние торсионных излучений на оптический спектр олова.

Для выявления возможного влияния поля генератора на свойства различных материалов использовалась методика измерений спектров фундаментального отражения. Такие измерения позволяют проследить влияние поля излучения на электронную структуру материала в широком спектре энергии фотонов.

Спектры зеркального отражения при нормальном падении света на образец измерялись с помощью двухлучевой установки, спектромер типа 356, фирмы "ХИТАЧИ", Япония. В качестве эталона спектра отражения использовался стандартный образец окиси магния. Область спектра измерений была от 200 до 600-700 нм.

Все измерения проведены при комнатной температуре. Измерялись спектры отражения обработанных образцов и необработанных образцов, (рис. 1.11) олова.

Основное отличие зависимости $R(\lambda)$ для образца, подвергнутого воздействию поля заключается в уменьшении абсолютных величин отражения экстремальных точек минимума отражения вблизи 250 нм и максимума - вблизи 280 нм. К тому же этот максимум несколько сдвинут в область меньших энергий по сравнению с аналогичным максимумом $R(\lambda)$ для необработанного поля образца.

Как следует из литературы [26] указание максимумы вероятнее всего связаны с межзонными оптическими переходами электронов и характеризуют энергетическое расстояние между некоторыми заполненными и пустыми электронными состояниями. Следовательно, воздействие поля может сказываться на величине этого энергетического расстояния,

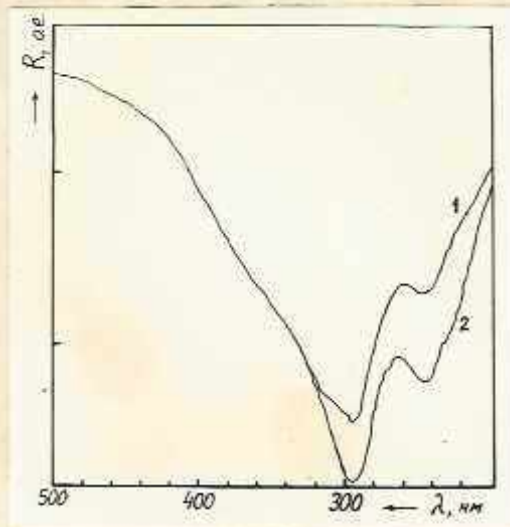


Рис. I. II. Спектры отражения образцов олова:
I — исходный; 2 — обработанный полем.

либо на степени заполняемости отдельных локальных электронных уровней, отстоящих друг от друга не более, чем на 0,5 эВ.

Уменьшение абсолютных величин отражения с сохранением четкой формы его экстремумов может быть связано с изменением ориентации отдельных зерен, которое может быть подтверждено дополнительными измерениями отражения при разных углах падения света на исследуемый образец.

2. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕДИ, УНАСЛЕДОВАННЫЕ ИЗ РАСПЛАВА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТОРСИОННЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

В разделе I.I был проведен анализ природы торсионных полей и характер их взаимодействия с веществом в конденсированном состоянии. Из анализа следует, что лобные частицы или их ассоциативы (молекулы), имеющие нескомпенсированный спин, подвержены спиновой поляризации при обработке торсионным полем. Металлические расплавы, обладающие доменным строением, на границах структурных элементов содержат большое количество оборванных связей, имеющих спиновую нескомпенсированность и по этой причине должны взаимодействовать с торсионным полем.

Влияние оценивалось по изменению структуры и механических свойств литой и катанной меди при сравнительных испытаниях и исследованиях затвердевшей после обработки полем. Слитки получены путем переплава особо чистой меди класса ВЗ чистоты 99,996 мас.% в печи Таммана в атмосфере аргона. Свойства литого металла исследовались на слитках, полученных путем разливки расплава в графитовые тигли. С целью уменьшения окислорастворения, катанный металл получен деформацией слитка, который при выплавке не переливался в тигель, а затвердевал и охлаждался в печи в среде аргона. Медь, полученная по последней технологии, служила основой для структурных исследований.

Печь Таммана представляет собой вертикально установленный цилиндр диаметром ~350 мм и высотой ~600 мм, изготовленный из малоуглеродистой, ферромагнитной стали. Торцы цилиндра закрыты водоохлаждаемыми крышками и весь корпус заземлен. Таким образом, оболочка печи служит экраном от внешних электростатических и электромагнитных полей. Генератор устанавливался на расстоянии ~400 мм от оси цилиндра печи на уровне расположения тигля с металлом (на уровне центра высоты печи).

Для получения слитков лист меди (ВЗ) разрезался на куски и загружался в алундовый тигель диаметром ~ 40 мм и высотой ~ 60 мм. Тигель с содержимым устанавливался в печь, нагревательным элементом которой служит графитовая трубка при пропускании по ней тока. В качестве защитной атмосферы использовался аргон.

Переплав меди осуществлялся при температуре 1400°C с выдержкой 30 минут. Охлаждение металла до $\sim 800^{\circ}\text{C}$ осуществлялось в печи, а затем на воздухе. Слиток разрезался в вертикальном направлении, плоскость реза полировалась и травилась раствором азотной кислоты.

Структура, полученной таким образом меди, на стыке трех зерен представлена на рис. 2.1, а, б. Структура отличается крупными зернами с характерной внутренней фрагментацией. При микрозондовом анализе сегрегационных скоплений на границах зерен, рис. 2.1, б, не обнаружено.

В процессе выплавки другого слитка такой же массы при температуре расплава меди 1400°C был включен генератор в течение двадцати минут, который по своим характеристикам должен излучать поле правосторонней спиральности. После общей выдержки расплава в течении тех же 30 минут, металл охлаждался до $\sim 800^{\circ}\text{C}$ в печи, а затем на воздухе. Шлиф для исследований изготавливался аналогичным образом. Структура меди, обработанной торсионным полем по указанной выше методике представлена на рис. 2.2, а, б. Ее отличительной особенностью является микронеоднородность, а границы зерен имеют внутреннюю окантовку и выглядят в виде трех барьеров. Центральный стык трех зерен, рис. 2.2, б, представляется рыхлым, однако при микрозондовом анализе скопления примесных элементов в зоне стыка не обнаружено. Внутри зерен, так же как и в исходном образце, наблюдается пластичная фрагментация, но гораздо более мелкодисперсная, рис. 2.2, б и видимая лишь при увеличении ≥ 1000 крат.

Сравнительное исследование субструктурных отличий проведено с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

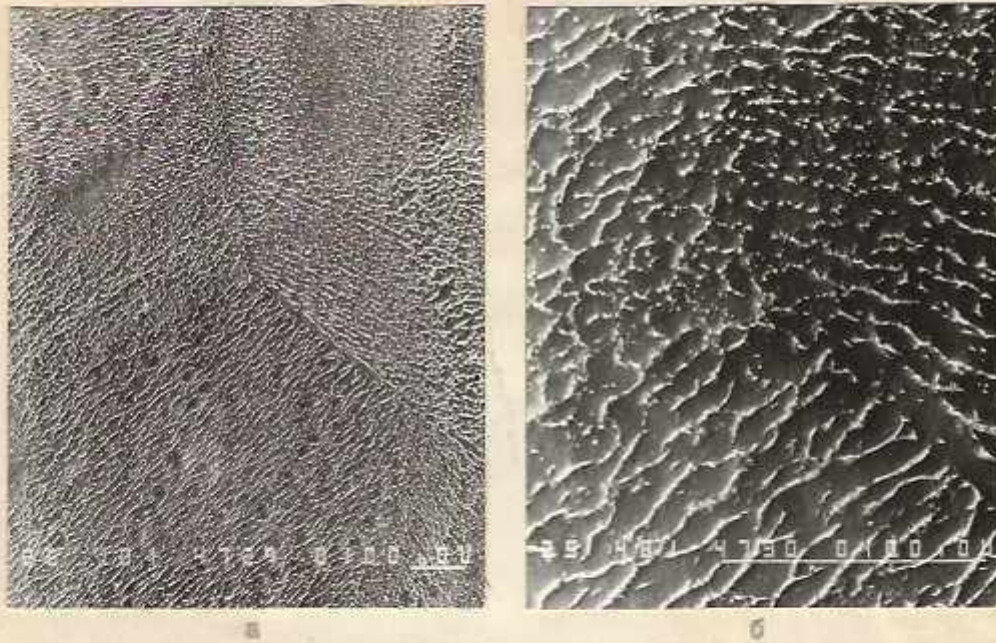


Рис.2.1. Микроструктура литой меди - а и стык трех зерен - б.
а- $\times 100$; б- $\times 400$.

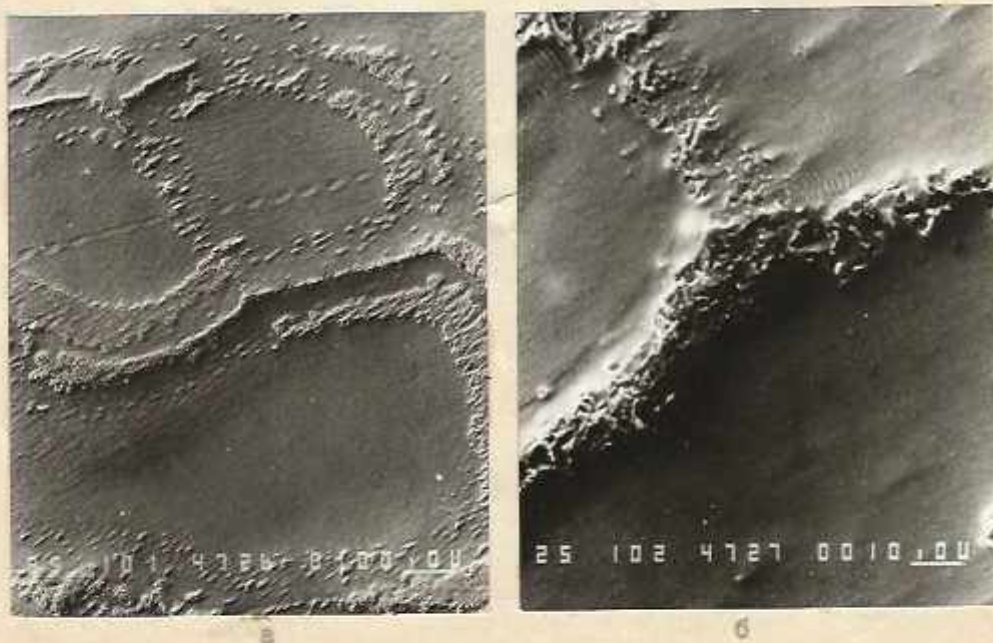


Рис.2.2. Микроструктура литой меди, возникшая после облучения
торсионным полем - а и стык трех зерен - б;
а- $\times 100$; б- $\times 1000$.

Структура исходной меди содержит обычные для такого рода состояний дислокационные скопления и приведена в работе /27/. Отличительной особенностью субструктуры облученной меди, рис.2.3,а, является наличие клубковых дислокационных скоплений и двойников. Последние приводят к возникновению на электроннограммах вдоль диффузных линий двойниковых и экстрарефлексов, рис.2.3,б, в плоскости (110). Темнопольное изображение двойника, рис.2.3,в, получено в двойниковом рефлексе (113), показанном стрелкой, рис.2.3,б. Размер областей когерентного рассеяния составляет 100-300 Å, что свидетельствует о чрезвычайно дисперсном состоянии облученной меди.

Диспергирование структуры в соответствии с уравнением Холла-Петчи /29/ приводит к повышению прочности, а увеличение плотности внутренних границ - источников дислокаций /30/ приводит к их пластичности. Для выяснения этих положений были проведены сравнительные исследования механических свойств меди обычной и облученной. Однако, в данном случае, слитки для изготовления образцов на разрыв получали путем перелива расплава из тигля в графитовую форму, имеющую значительный вокус. Затвердевший слиток разрезался вдоль вертикали на четыре сектора (доли), из которых впоследствии вытачивали цилиндрический стандартный образец с диаметром рабочей части ϕ 3 мм. Испытания на разрыв осуществляли на установке НИКИИП, данные приведены в таблице 2.1.

Для определения возможной корреляции при обработке расплава генератором и сенсетивом, была произведена дополнительная плавка. При температуре расплава 1400°C металл "обрабатывался" тремя операторами (Петушков В., Баев А., Баева Н.). Сравнительный анализ свойств показывает, что облучение расплава приводит, в конечном итоге, к повышению прочности и пластичности металла. Причем, сенсетивные воздействия, в данном случае, приводят к наилучшему результату. Из полученных результатов можно полагать об односторонности (единой природе) воз-



Рис. 2.3. Субструктура облученной меди - а; ее электронограмма - б и темнопольное изображение двойника в рефлексе, указанным стрелкой на электронограмме - в; а, в - $\times 19000$.

действий генератора и сенсетива.

Таблица 2.1.

Механические свойства меди при сравнительных испытаниях.

В числителе и знаменателе указан разброс значений.

Характеристика состо- тония металла	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	σ_B кг/мм ²	δ %	ψ %
Без обработки полем	$\frac{7,1}{7,3}$	$\frac{13,2}{13,4}$	$\frac{12}{14}$	$\frac{31}{22}$
Обработка расплава полем	$\frac{6,6}{7,4}$	$\frac{15,6}{16,7}$	$\frac{21}{24}$	$\frac{27}{31}$
Обработка расплава оператором (сенсетив)	$\frac{6,6}{7,6}$	$\frac{16,4}{18,0}$	$\frac{26}{28}$	$\frac{32}{36}$

Медь, "обработанная" торсионным полем, обладает высокой технологической пластичностью, что позволяет катать металл без промежуточных отжигов с суммарным обжатием $>95\%$. Сужение при разрыве катанной и отпущенной при 400°C меди составляет $>95\%$, что превышает известные стандартные значения.

3. ВЛИЯНИЕ ТОРСИОННЫХ ПОЛЕЙ НА МАГНИТООПТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ СТЕКЛА, СОДЕРЖАЩИХ ИОНЫ СВИНЦА И ТЕРБИЯ

Образцы для исследований получены методом обычной стекольной технологии. Стекла, содержащие свинец, имели состав, соответствующий сверхтяжелым флинтам, легированным некоторым количеством ионов Gd^{3+} /31/. Тербийтеллуритнообратные стекла синтезировались путем последовательного замещения TeO_2 /32/. Некоторые характеристики стекол обоих видов описаны нами ранее /31,32/.

В таблице 3.1 представлены условные обозначения стекол, цифры рядом с буквенными символами указывают на содержание теллурита гадолиния в свинцовых стеклах и оксида тербия в теллуритных стеклах.

Таблица 3.1

Величина магнитооптического эффекта в свинцовых и тербиевых
стеклах и его изменение вследствие влияния торсионного поля

Тип стекла:	Толщина :	:	
	: образца, :	$6 \pm 0,25^0$: 40
	: см :		

GdTe1	1,110	3,5	2-0,5
GdTe2	" "	4,5	1,0
" "	1,270	6,5-7,0	0,5-1,5
GdTe3	1,110	3,5	1,0
GdTe4	" "	3,5	0,5
TbTe9	0,505	-4,5	0-0,5
TbTe9,5	0,886	-6,5	1,0
TbTe10	0,373	-5,5	1,5

Магнитооптический эффект стекол, рассмотренных в данной работе, был оценен с помощью экспериментальной установки, основным элементом которой является полярископ-поляриметр типа ПКО-125 и электромагнитная катушка, обеспечивающая напряженность постоянного магнитного поля 9000. Абсолютная погрешность определения угла θ -поворота плоскости поляризации света, прошедшего через испытуемый образец, который помещен в магнитное поле, не превышает $0,5^\circ$.

Величины магнитооптического эффекта в свинцовых стеклах с теллуридом гадолиния характерны для диамагнитных стекол, постоянная Верде V в видимой области спектра составляет $0,17-0,13$ мин/э см /33/.

Тербийтеллуридообратные стекла обладают парамагнитным эффектом Фарадея, величины которого приближаются к значениям, известным для силикатных и фосфатных стекол, содержащих ионы Tb^{3+} /33/.

При изучении влияния торсионного поля /34/ на величину θ магнитооптического эффекта образцы состава $GdTe_2$ были изучены в значительном количестве, поэтому в таблице 3.1 показаны предельные значения величины $\Delta\theta$, которая характеризует изменение магнитооптического эффекта под воздействием торсионного поля. Для образцов $GdTe_2$ и $TbTe_2$ указан разброс значений $\Delta\theta$ после многократных воздействий поля на один и тот же образец.

Уменьшение магнитооптического эффекта под влиянием торсионного поля наблюдалось лишь для одного из образцов свинцовых стекол, но через некоторое время величина θ "восстановилась". Для ряда образцов, как диамагнитных, так и парамагнитных, увеличенное значение угла θ сохранялось более 7 суток.

Угол θ связан с постоянной Верде V следующим соотношением:

$$\theta = V \ell H \quad , \quad /3.1/$$

где ℓ - толщина образца, H - напряженность магнитного поля.

В классической электромагнитной теории магнитооптическая постоянная зависит преимущественно от дисперсии показателя преломления $\frac{dn}{d\lambda}$:

$$\bar{V} = \frac{e}{2mc^2} \lambda \frac{d\eta}{d\lambda} \quad /3.2/$$

где e и m – заряд и масса электрона, c – скорость света, λ – длина волны света.

Квантово-механические представления позволили Ван-Злеку дать несколько более сложное выражение для зависимости V от частоты оптического электронного перехода /3.3/:

$$V = \frac{4\pi V^2 \chi f}{g\beta c h} \sum_n \frac{C_n}{V^2 - V_n^2} \quad /3.3/$$

Здесь V и V_n – частоты падающего света и электронного перехода, C_n – его вероятность, χ – магнитная восприимчивость стекла, g – фактор Ланде, β – магнетон Бора, h – постоянная Планка.

В практике экспериментального исследования магнитооптических стекол пользуются более простым выражением зависимости постоянной Верде от эффективной длины волны магнитооптического перехода λ_t , ответственного за вращение:

$$V = \frac{C k_t}{(\lambda^2 - \lambda_t^2) T} \quad /3.4/$$

где C – концентрация иона-активатора, T – температура образца, k_t – константа.

Следовательно, изменение угла θ под воздействием торсионного поля может быть связано либо с изменением количества ионов свинца или тербия в испытываемых образцах стекол вследствие нарушения химических связей в координационной структуре стекла, либо с изменением энергии электронных переходов, связанных с эффектом Шарадея.

Из анализа спектров пропускания некоторых стекол, измеренных до и после воздействия торсионного поля (рис.3.1), установлено, что под влиянием поля фундаментальный край поглощения претерпевает очень слабые изменения. Более заметные изменения наблюдаются вблизи полос поглощения, обусловленных $f-f$ электронными переходами, характерными для ионов Tb^{3+} .

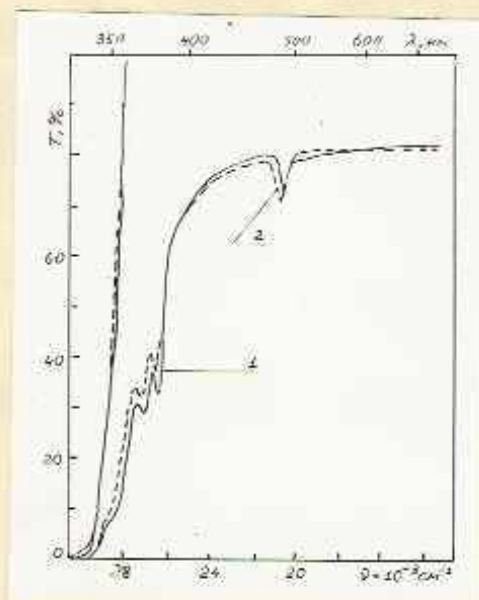


Рис.3.1. Оптическое пропускание тербийтеллуригборатного стекла толщиной 0,12 см до /1/ и после /2/ воздействия тормозного поля.

В работе /34/ приведен анализ торсионных полей и характера их взаимодействия с веществом в конденсированном состоянии. Показано, что отдельные части или их ассоциативы, имеющие нескомпенсированный спин, при обработке торсионным полем подвержены спиновой поляризации.

Спиновая нескомпенсированность может иметь место на границе зерен в макроструктуре исследованных стекол. Следовательно, под действием торсионного поля вполне возможна спиновая поляризация в структурной сетке изученных образцов стекол. Как свинцовые, так и германиевые стекла, содержат комплексы, присущие боратым структурам. Но для свинцовых стекол эта структура усложняется за счет силикатных группировок, а для германиевых стекол значительную роль играют комплексы TeO_3 /35/. Какие из этих комплексов в наибольшей степени подвержены влиянию торсионного поля, сказать пока еще затруднительно. Необходимы дальнейшие структурные исследования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По современным представлениям, атомы в твердом теле, взаимодействуя между собой, образуют валентную полосу, электроны в которой не вырождены, сохраняют свои симметрии $s, p, d \dots$ и обладают различными энергиями. На каждом k -уровне заполненной части валентной полосы находится два электрона, имеющие противоположно направленные спины. Изменение спиновой компенсации при воздействии торсионного излучения приводит к перераспределению электронов в валентной полосе, размытию уровня Ферми и к изменению химического потенциала.

Эти изменения в электронной структуре влекут за собой изменения типа упаковки атомов оптических спектров отражения, эффекта Фарадея. Наблюдаются существенные структурные изменения в процессе наследования при затвердевании металлов.

Эти данные свидетельствуют об эффективности торсионных полей, как средства, позволяющего управлять не только физической структурой конденсированных сред (ионная подсистема), а и электронной подсистемой вещества.

Задание первого этапа работ выполнено в полном объеме и в заданные сроки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. V.P. Maiboroda. Investigation of Gallium and Indium during Melting. *Thin Solid Films*, 195 (1990) p. 1-10.
2. А.Е. Анимов, В.В. Боячук, В.Я. Тарасанко. Дальнедействующие спиновые поля. Физические модели. Киев 1989. - 43 с. - (препринт/АН УССР, Ин-т проблем материаловедения: №4).
3. Френкель Я.И. Введение в теорию металлов. - Л.: Наука, 1972. - 234 с.
4. Рейсленд. Физика фононов. - М.: Мир, 1969. - 154 с.
5. Чалмерс В. Теория затвердевания. - М.: Металлургия, 1968. - 288 с.
6. Stern F. The cohesive energy calculation of Iron *Phys. Rev.* 116. N3, 1959, p. 1399-1405.
7. Гудинаф Дн. Зонная структура переходных d-металлов и их сплавов // Теория ферромагнетизма металлов и сплавов. - М.: ИИ, 1963. - 116 с.
8. Бридаль Ж. Переходные металлы. Электронная структура d-зоны. Ее роль в кристаллической и магнитной структурах // Физика металлов. Электроны. - М.: Мир, 1972. - 373 с.
9. Pettifor D.G. Cohesion and Decohesion in the Metallic Bond // *Physica Scripta* - 1982 - T1 - p.
10. Harrison W.A. Total Energy in Transition Metals // *Proceedings of the 12th Annual International Symposium on the Theor. Phys., Dresden, 1982.*
11. Бехенев В.Л., Лисенко А.А., Морозов М.М., Малборода В.П. Применение самосогласованного метода присоединенных плоских волн для расчета энергетического спектра переходных металлов и их соединений (ОЦК-, ГЦК-железо и кубический нитрид хрома). - 18 с. - (Препринт / АН УССР Ин-т проблем материаловедения; №18).
12. Лисенко А.А., Малборода В.П., Бехенев В.Л., Киященко Т.А., Иващенко В.И., Трефилов В.И., Добровольский В.Д. Зависимость электронной

- структуры ОЦК- и ГЦК-фаз железа от параметра решетки. - Киев, 1966, 25 с. - (Препринт / АН УССР, Ин-т проблем материаловедения; № 15).
13. Данилов В.И. Строение и кристаллизация жидкостей. - Киев: Из-во АН УССР, 1956. - 568 с.
14. Романова А.В. Структура и свойства металлических расплавов // *Металлы, электроны, решетка*. - Киев, Наук.думка, 1975. - С. 168-202.
15. Ватолин И.А., Пастухов Э.А. Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов. - М.: Наука, 1980. - 188 с.
16. Войно В.Т., Палатник С.Л., Родькина Н.И. Электронографическое исследование структуры перегретых и переохлажденных жидких металлов // *ФММ*. - 1962. - 13, вып. 4. - С. 555-560.
17. Кошкин В.Ф. Электронографическое наблюдение процесса образования тонких металлических пленок // *ФММ*. - 1963, 16, вып. 57. - С. 667-671.
18. Кошкин В.Ф. Электронографическое исследование структуры жидких металлических фаз, возникающих при конденсации в вакууме ниже температуры плавления // *Кристаллография*. - 1966, т.11, вып. 2. - С. 213-221.
19. Майборода В.П. Электрономикроскопическое исследование процесса плавления и перегрева быстроохлажденной фольги олова. *УМН*, т.36, №6, 1991.
20. V.H. Richter and G. Breitzling. Strukturkomponenten von geschmolzenem Gold, Silber and Blei. *Z. Metallkunde*, Bd. 61. N9 (1970) p. 628-636.
21. Уббелюде А.Р. Расплавленное состояние вещества. М.: Металлургия, 1982, 276 с.
22. Майборода В.П. Электрономикроскопическое исследование ультрамелкодисперсного индия, полученного при перегреве выше точки плавления. В об. физикохимия ультрадисперсных систем. Тез. докл. 2-3 Всесоюзной

конференции. Бриха, 17-21 октября, Рига 1969, с. 240-241.

Ин-т неорганической химии АН ЛатССР.

23. Карапетянц М.Х. Химическая термодинамика. - М.-Л.: Госхимиздат, 1953, - 611 с.
24. Майборода В.П. Исследование поверхности олова при плавлении // УИИ, -1991, №7.
25. Ефимов В.А., Влашук Н.М. и др. Пластические свойства сталей в области температур солдуса // Литейное производство. - 1968, №2.
26. Майборода В.П. Пластические свойства и структура меди на стадии предплавления. Деп. ВИННИ, 27.09.90 № 5168-90 (МД. 01, 1991).
27. Майборода В.П. Изменение структуры меди на стадии предплавления Известия АН СССР. Металлы. - №4, 1990, с.49-52.
28. Носков М.М. Оптические и магнитооптические свойства металлов. Свердловск, УИЦ АН СССР, 1963, 219с.
29. Дж.Хирт, И.Лоте. Теория дислокация. М.Атомиздат, 1972, с.530-531.
30. Майборода В.П., Копань В.С. Свойства тонкослойного проката сталь-медь. Изв.АН СССР, Металлы. - 1973.-№3.-с.132-136.
31. Иванченко Л.А., Оболончик В.А., Овчаренко Н.В. и др. Поглощение света свинцовосмляниоборатными стеклами, содержащими теллурид гадолиния // Неорг.мат.-1986.-22, №10, с.1755-1756.
32. Иванченко Л.А., Франкфурт В.М., Гаджиев А.З. и др. Некоторые свойства тербийтеллуридноборатных стекол // Неорг.матер.-1991 (в печати).
33. Степанюв С.А. Сарадеевское вращение в стеклах // ОИИ.-1974, №3 - с.61-65.
34. Акизов А.Е., Бойчук В.В., Тарасенко В.Я. Дальнедействующие спиновые поля, Физические модели // Препринт ИИИ АН УССР.-Киев, 1969, №4.-с.23.