

Министерство образования Республики Беларусь

Учреждение образования
«Гомельский государственный технический
университет имени П. О. Сухого»

Кафедра «Металлургия и литейное производство»

В. А. Жаранов

ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ РАЗЛИВКИ СПЛАВОВ

ПРАКТИКУМ

**по одноименному курсу для студентов
специальности 1-42 01 01 «Металлургическое
производство и материалобработка (по направлениям)»
специализации 1-42 01 01-01 «Металлургическое
производство и материалобработка (металлургия)»
направления 1-42 01 01-01 02 «Электрометаллургия
черных и цветных металлов»
дневной и заочной форм обучения**

Гомель 2014

УДК 669.18(075.8)
ББК 34.3я73
Ж34

*Рекомендовано научно-методическим советом
механико-технологического факультета ГГТУ им. П. О. Сухого
(протокол № 11 от 24.12.2013 г.)*

Рецензент: канд. техн. наук, доц. ГГТУ им. П. О. Сухого *Г. В. Петришин*

Жаранов, В. А.
Ж34 Теория и технология разливки сплавов : практикум по одноим. курсу для студентов специальности 1-42 01 01 «Металлургическое производство и материалобработка (по направлениям)» специализации 1-42 01 01-01 «Металлургическое производство и материалобработка (металлургия)» направления 1-42 01 01-01 02 «Электрометаллургия черных и цветных металлов» днев. и заоч. форм обучения / В. А. Жаранов. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2014. – 91 с. – Систем. требования: PC не ниже Intel Celeron 300 МГц ; 32 Mb RAM ; свободное место на HDD 16 Mb ; Windows 98 и выше ; Adobe Acrobat Reader. – Режим доступа: <http://library.gstu.by>. – Загл. с титул. экрана.

Приведены лабораторные работы по дисциплине «Теория и технология разливки сплавов», охватывающие основные вопросы дисциплины.

Для студентов металлургических специальностей дневной и заочной форм обучения.

УДК 669.18(075.8)
ББК 34.3я73

© Учреждение образования «Гомельский
государственный технический университет
имени П. О. Сухого», 2014

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №1 - КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ. ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА	5
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №2 - ИЗМЕРЕНИЕ ТЕПЛОТЫ ПЛАВЛЕНИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ЭНТРОПИИ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА	13
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №3 - ИЗУЧЕНИЕ СТРОЕНИЯ ЛИТОГО МЕТАЛЛА	23
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №4 - МИКРОСТРУКТУРА ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ С НЕОГРАНИЧЕННОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ КОМПОНЕНТОВ, ЭВТЕКТИЧЕСКИМ И ПЕРИТЕКТИЧЕСКИМ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ	32
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5 - ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ СТЕНКИ ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЫ НА ТЕПЛОТОВОЙ ПОТОК ТЕПЛООТДАЧИ В ОКРУЖАЮЩУЮ СРЕДУ ПРИ ЗАДАННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА ЕЕ ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ	42
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6 - ИНДИЦИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ ПЛОСКОСТЕЙ И НАПРАВЛЕНИЙ. ПЛОТНОСТЬ УПАКОВКИ АТОМОВ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ	51
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №7 - ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЕРИОДА РЕШЕТКИ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ	57
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №8 - ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ	62
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №9 - ИЗУЧЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПРОДУКТОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	66
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №10 - ГРАФИКА КРИСТАЛЛОВ	72
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №11 - ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СЛИТКА НА ПРОЗРАЧНОЙ МОДЕЛИ	78
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №12 - НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ ЗАГОТОВОК	85
ЛИТЕРАТУРА	91

ВВЕДЕНИЕ

Операция разливки чугуна и стали в металлические и песчаные формы является заключительной и в большой степени влияет на качество получаемых изделий (стальных и чугунных отливок и стальных слитков).

Разливку металлов на металлургических предприятиях осуществляют различными способами:

- литьем в изложницы;
- непрерывным литьем на машинах МНЛЗ;
- другими способами.

Качество слитков формируется в процессе приготовления расплава, подготовки изложниц к разливке, заливке расплава в изложницу или кристаллизатор, затвердевании расплава и охлаждении слитка.

Современные сведения о физико-химических процессах, протекающих во время разливки и при затвердевании черных металлов, позволяют воздействовать на жидкую сталь при ее кристаллизации в кристаллизаторах или в изложнице, руководствуясь точной информацией о температуре металла, его химическом составе и других свойствах, выполнять операции разливки на самом высоком технологическом уровне, а также разрабатывать и внедрять новые прогрессивные способы и приемы, позволяющие значительно улучшить качество металла в готовых изделиях.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №1 - КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ. ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА

Цель работы

1. Изучить механизм и кинетику процесса кристаллизации.
2. Изучить макроструктуру металлических слитков.
3. Изучить влияние условий кристаллизации на структуру и механические свойства металла.

Материалы и оборудование для выполнения работы

Водные растворы солей (хромпика $K_2Cr_2O_7$, марганцовокислого калия $KMnO_4$, поваренной соли $NaCl$), биологические микроскопы, металлические слитки, сплав алюминия с кремнием (силумин), муфельная электропечь с термопарой и автоматическим потенциометром, металлическая форма (кокиль), керамическая форма, маятниковый копер МК-30.

Краткая теоретическая часть

Кристаллизация – это процесс перехода вещества из жидкого состояния в твердое, кристаллическое. В расплавленном металле нет дальнего порядка: расстояния между атомами не являются постоянными, объемы с упорядоченным расположением атомов то возникают, то снова исчезают (рисунок 1, а). В процессе кристаллизации устанавливается *дальний порядок*: атомы располагаются на определенных расстояниях по каждому пространственному направлению, образуя *кристаллическую решетку* (рисунок 1, б). Такое упорядоченное расположение возникает за счет равновесия сил притяжения и отталкивания между атомами и соответствует минимуму энергии взаимодействия атомов в металле.

Процесс кристаллизации может идти самопроизвольно, а может вызываться какими-то искусственными причинами.

Самопроизвольно идут только те термодинамические процессы, которые приводят к уменьшению свободной энергии системы. (*Свободная энергия F* – это изменяемая часть полной энергии системы.) С повышением температуры металла его свободная энергия как в жидком, так и в твердом состоянии снижается, но с разной скоростью: свободная энергия жидкого металла снижается быстрее (рисунок 2). Поэтому кривые зависимости свободной энергии от температуры пересекаются при какой-то температуре

T_S . При любой температуре ниже T_S меньшим уровнем свободной энергии обладает твердый металл, поэтому, если охладить расплав до температуры $T_1 < T_S$, начнется кристаллизация. И наоборот, при температурах выше T_S устойчиво жидкое состояние, поскольку жидкий металл имеет меньший уровень свободной энергии. Значит, нагрев до $T_2 > T_S$ приведет к плавлению.

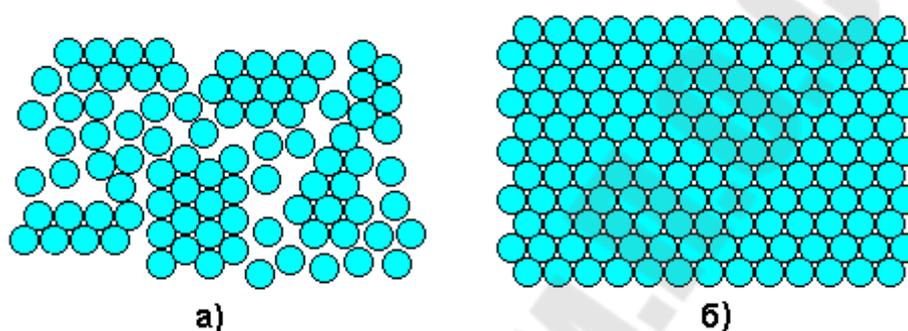


Рисунок 1 – Расположение атомов в жидком (а) и твердом (б) металле

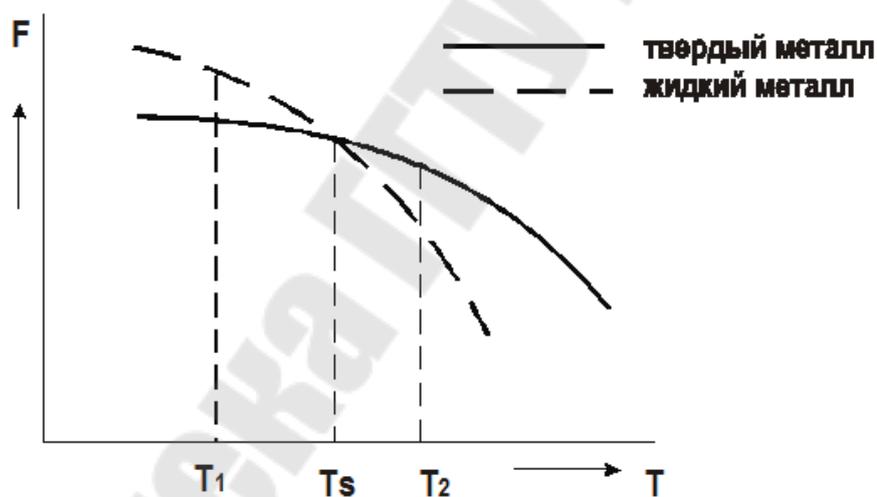


Рисунок 2 – Зависимости свободной энергии металла от температуры

Температура T_S , при которой свободная энергия металла в твердом и жидком состоянии одинакова, называется **теоретической температурой кристаллизации**. При этой температуре жидкость и кристаллы находятся в равновесии, ни плавление, ни кристаллизация до конца не идут.

Чтобы кристаллизация осуществилась, необходимо некоторое переохлаждение относительно теоретической температурой кристаллизации. В таком случае образование кристаллов дает выигрыш в

свободной энергии, что и является стимулом процесса. Поэтому на самом деле кристаллизация всегда происходит при температуре ниже T_S . *Реальная температура кристаллизации T_P* всегда меньше теоретической. Разность между теоретической и реальной температурой кристаллизации называется *степенью переохлаждения ΔT* :

$$\Delta T = T_S - T_P.$$

Измеряя температуру металла в процессе кристаллизации, можно получить *кривую охлаждения* (рисунок 3). Это график в координатах «температура – время». На этой кривой имеется горизонтальный участок, соответствующий переходу металла из жидкого состояния в твердое. Постоянная температура на этом участке поддерживается за счет выделения *скрытой теплоты кристаллизации*.

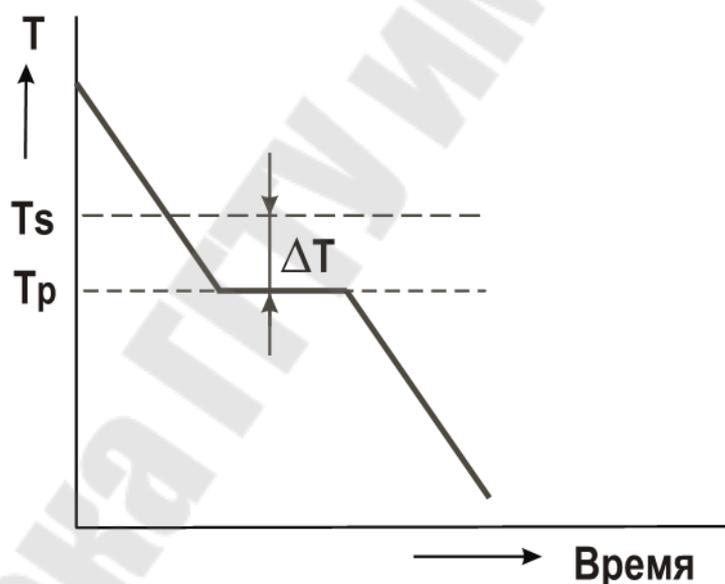


Рисунок 3 – Кривая охлаждения расплавленного металла

Степень переохлаждения при кристаллизации не является постоянной величиной. Она увеличивается с увеличением скорости охлаждения металла. В реальных заводских условиях изготовления отливок степень переохлаждения обычно не превышает $20\text{--}30^\circ$, но для очень чистых металлов может достигать нескольких сотен градусов.

Механизм процесса кристаллизации можно представить в виде двух элементарных процессов:

1) Образование в жидкости центров кристаллизации (зародышей, мельчайших твердых частиц).

2) Рост кристаллов из образовавшихся зародышей.

Скорости этих элементарных процессов зависят от степени переохлаждения ΔT или скорости охлаждения металла V . Эта зависимость показана на рисунке 4.

Как уже говорилось, в большинстве случаев процессы кристаллизации металла на металлургических заводах, в литейных цехах происходят при сравнительно небольших степенях переохлаждения (левая часть графика на рисунке 4).

Из приведенной на рисунке 4 зависимости видно, что при малых скоростях охлаждения и малых степенях переохлаждения (например, ΔT_1 и V_1) получается небольшая скорость образования зародышей (с.з.₁). Следовательно, в кристаллизующейся жидкости образуется небольшое число центров кристаллизации и из них вырастает небольшое число кристаллов, что приводит к появлению крупнозернистой структуры после затвердевания металла. Схематически это показано на рисунке 5.

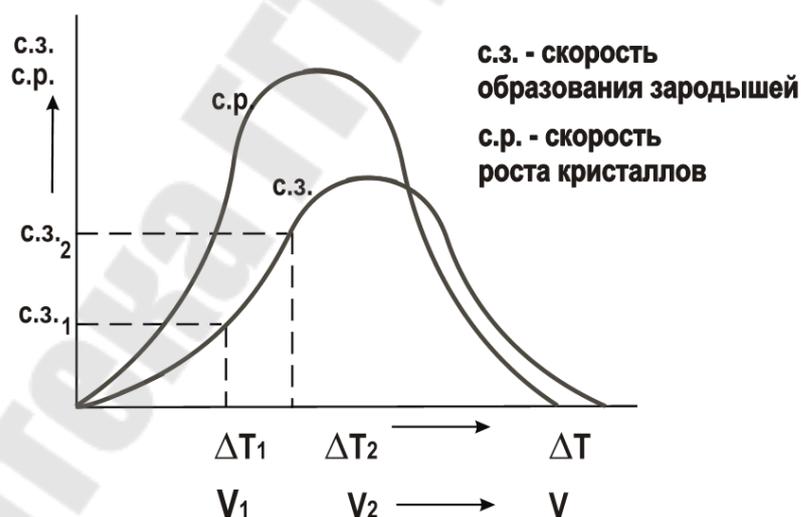
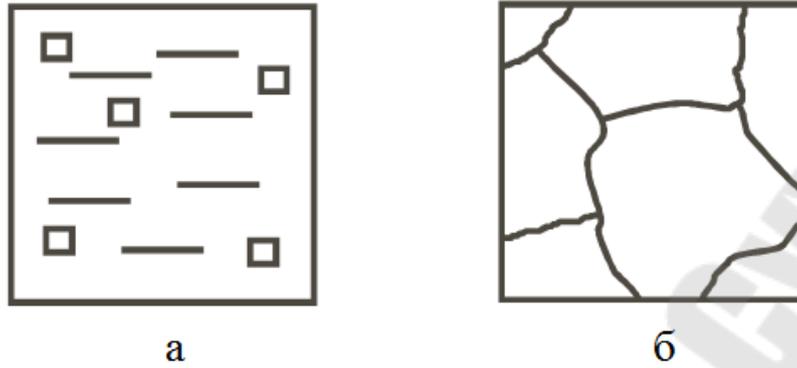


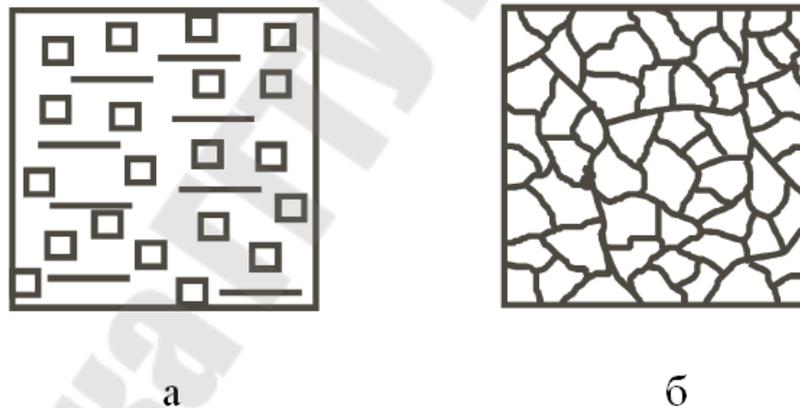
Рисунок 4 – Зависимость скорости процесса кристаллизации от степени переохлаждения



а – начало процесса; б – окончание процесса

Рисунок 5 – Кристаллизация при медленном охлаждении.

Если же кристаллизация происходит при больших скоростях охлаждения и больших степенях переохлаждения ($\Delta T_2, V_2$), то в жидкости образуется большое количество центров кристаллизации (с.3.2) и из них, соответственно, вырастает большое число кристаллов. Металл при этом получается мелкозернистый (рисунок 6).



а – начало процесса; б – окончание процесса

Рисунок 6 – Кристаллизация при быстром охлаждении.

Столкновение растущих кристаллов приводит к потере ими правильной огранки. Такие потерявшие правильную форму кристаллы называются *зернами*.

При очень маленькой скорости охлаждения (крайняя левая точка на рисунке 4) может возникнуть один-единственный центр кристаллизации, из которого вырастет один кристалл (*монокристалл*). Необходимые в электронике монокристаллы полупроводников выращивают путем очень медленного вытягивания затравки из расплава.

При огромных скоростях охлаждения (крайняя правая точка на рисунке 4) достигаются такие большие степени переохлаждения, что тепловое движение атомов в металле замедляется, атомы не успевают образовать дальний порядок, выстроиться в кристаллическую решетку. Жидкое, неупорядоченное состояние металла оказывается как бы «замороженным». Металл становится твердым, но не имеет кристаллического строения. Это *аморфный металл* или *металлическое стекло*. Аморфные металлы широко применяются в современной аудиотехнике благодаря уникальным магнитным свойствам.

Поскольку структура металла определяет его свойства, рассмотренные закономерности кристаллизации могут быть использованы для формирования необходимых свойств металла при отливке деталей.

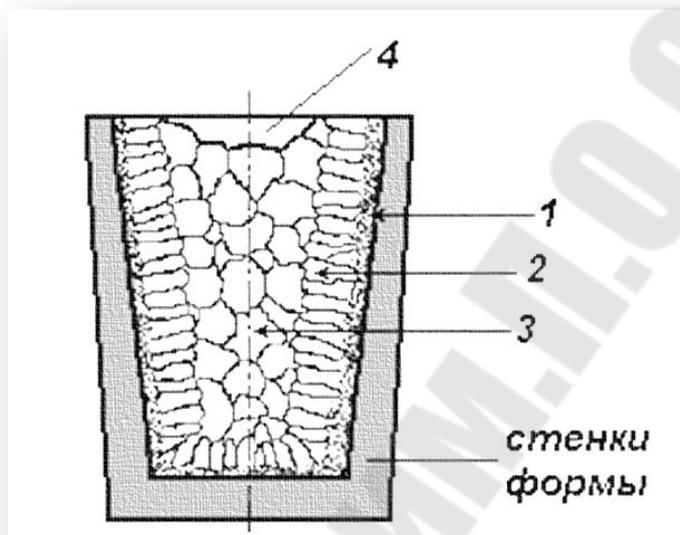
Мелкозернистый металл обладает более высоким сопротивлением деформации и большей вязкостью. Дело в том, что границы зерен являются барьером для развития деформации и для роста трещины. В мелкозернистом металле суммарная поверхность зерен в единице объема больше, чем в крупнозернистом. Поэтому и сопротивление мелкозернистого металла деформированию и разрушению больше. Чтобы разрушить металл с мелким зерном требуется затратить больше энергии.

Поэтому при отливке деталей, испытывающих значительные нагрузки при эксплуатации, целесообразно проводить процесс кристаллизации при высокой скорости охлаждения, чтобы получить мелкозернистую структуру. Если необходимую скорость кристаллизации обеспечить не удастся (в отливках большой массы), то для измельчения зерна в жидкий металл вводят небольшие добавки примесей в виде мелких нерастворимых в расплаве частиц, увеличивая тем самым число центров кристаллизации. Такой процесс называется *модифицированием*, а вводимые добавки – *модификаторами*.

В качестве модификаторов обычно применяются мелкие частицы карбидов, оксидов (Cr_7C_3 , VC , TiC , Al_2O_3 и др.) и некоторые вещества, облегчающие образование зародышей в жидкости (B , Mg и др.). Измельчению зерна способствует также вибрация кристаллизующегося металла.

Следует иметь в виду, что при получении отливок затвердевание металла в форме происходит с разными скоростями охлаждения в различных ее частях. Скорость охлаждения уменьшается от стенки формы

к центральной ее части, при этом меняется и направление теплоотвода в местах роста кристаллов. В результате полученный слиток имеет неодинаковое строение по сечению, а значит, и разные свойства (рис. 7). Поверхностный слой будет мелкозернистый (т.е., с высокими механическими свойствами), центральная часть слитка – крупнозернистая.



- 1 – корка (зона мелких по-разному ориентированных кристаллов);
- 2 – зона столбчатых кристаллов, растущих в направлении, обратном направлению теплоотвода;
- 3 – зона крупных, произвольно ориентированных кристаллов;
- 4 – усадочная раковина в верхней части слитка.

Рисунок 7 – Характерные зоны слитка.

Размер этих зон существенно меняется в зависимости от состава металла и условий кристаллизации.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомится с основными сведениями по теме работы.
2. С помощью биологического микроскопа проследить ход кристаллизации различных солей из пересыщенных водных растворов. Зарисовать начальную, промежуточную и конечную стадии кристаллизации, изобразить характерную форму кристаллов каждой соли. При этом обратить внимание, в каких местах капли раствора процесс кристаллизации начинается раньше и протекает интенсивнее. Описать и объяснить результаты наблюдений.

3. Изучить и зарисовать макроструктуру слитка металла. Указать на рисунке зоны кристаллизации, объяснить их образование.

4. Расплавить алюминиевый сплав (силумин) и залить в металлическую и керамическую формы. После затвердевания и охлаждения слитков провести испытания на ударную вязкость на маятниковом копре, зарисовать макроструктуру изломов. Объяснить различие в строении и свойствах (ударной вязкости) слитков, полученных в металлической и керамической формах.

Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Основные положения по теме работы (кратко).
3. Описание отдельных стадий выполнения работы с указанием используемого оборудования с необходимыми пояснениями, цифровыми данными, зарисовками.
4. Анализ полученных результатов, выводы.

Контрольные вопросы

1. Что является движущей силой процесса кристаллизации?
2. Каков механизм кристаллизации металла?
3. Что такое степень переохлаждения?
4. Почему структура слитка неодинакова по сечению?
5. Как влияет скорость охлаждения при кристаллизации на структуру металла?
6. Как можно получить мелкозернистый металл?
7. Как влияет структура металла на механические свойства?
8. Почему свойства крупнозернистого и мелкозернистого металла различны?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №2 - ИЗМЕРЕНИЕ ТЕПЛОТЫ ПЛАВЛЕНИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ЭНТРОПИИ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА

Цель работы

Исследование зависимости температуры металла от времени при охлаждении в широком интервале температур, включающем температуру плавления. Получение температурно-временной диаграммы охлаждения и отвердевания металлов. Определение температуры и удельной теплоты плавления. Расчет изменения энтропии металла при кристаллизации.

Краткая теоретическая часть

Переход вещества из твердого состояния в жидкое при плавлении и обратный переход при кристаллизации относятся к фазовым переходам первого рода. При таких переходах скачкообразно изменяются плотность, внутренняя энергия и энтропия тела. В процессе фазового перехода из твердого состояния в жидкое (плавление) поглощается некоторая энергия, называемая теплотой плавления. При кристаллизации точно такое же количество энергии выделяется в виде тепла, которое вещество отдает окружающей среде при постоянной температуре кристаллизации T_K . Это количество теплоты равно:

$$Q = q_{пл}m < 0, \quad (1)$$

где m – масса вещества; $q_{пл}$ – удельная теплота плавления.

Удельная теплота плавления – величина постоянная: $q_{пл} < 0$. В данном случае отрицательный знак $q_{пл}$ говорит о том, что вещество отдает тепло. Прямой и обратный фазовый переход совершается при строго определенной температуре.

Рассмотрим фазовый переход жидкость – твердое тело и определим вид кривой, отражающей понижение температуры при кристаллизации. При охлаждении жидкости ее внутренняя энергия уменьшается в соответствии с уменьшением температуры. Однако при некотором значении температуры ее уменьшение прекращается, несмотря на то, что отвод тепла от вещества продолжается. В это время происходит

кристаллизация вещества. Выделяющееся при кристаллизации тепло компенсирует отвод тепла от вещества, и поэтому понижение температуры временно прекращается. На графике зависимости температуры от времени этот участок представлен горизонтальной линией. Температура, соответствующая горизонтальному участку, и есть температура кристаллизации T_K .

Таким образом, если фазовый переход осуществляется при постоянном давлении, то он одновременно является и изобарным, и изотермическим.

По окончании процесса кристаллизации температура вещества, теперь уже твердого тела, вновь начинает понижаться. Такой ход графика характерен для кристаллических тел; для аморфных же тел, не имеющих кристаллической решетки, график охлаждения представляет собой монотонную кривую без горизонтального участка.

Фазовый переход жидкость – кристалл связан со значительным упорядочением расположения атомов, которые в кристалле образуют регулярную решетку. Степень беспорядка системы может быть описана величиной энтропии S . Согласно формуле Больцмана:

$$S = k \ln \Omega, \quad (2)$$

где k – постоянная Больцмана ($k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж / К);

Ω – термодинамическая вероятность, или статистический вес, то есть количество способов, которыми может быть осуществлено определенное термодинамическое состояние системы.

Беспорядок в системе связан с тепловым хаотическим движением молекул, поэтому сообщение системе некоторого количества тепла $d'Q$ должно сопровождаться увеличением энтропии dS . Здесь для определения количества тепла использован знак d' для того, чтобы подчеркнуть, что $d'Q$ не является приращением какой-либо функции. Увеличение беспорядка в системе, обусловленное сообщением тепла $d'Q$ будет тем меньше, чем больше был начальный беспорядок в системе, характеризующейся температурой T .

Итак, изменение энтропии системы, которой сообщено бесконечно малое количество тепла $d'Q$, будет определяться соотношением:

$$dS = \frac{d'Q}{T}. \quad (3)$$

Выражение (3) представляет собой полный дифференциал. В отличие от теплоты, являющейся функцией процесса, энтропия является функцией состояния, такой же, как температура, внутренняя энергия или давление.

Если процесс перехода системы из состояния в состояние является обратимым, то изменение энтропии определяется выражением:

$$S_2 - S_1 = \int_1^2 \frac{d'Q}{T}. \quad (4)$$

Равенство (4) позволяет определять не абсолютное значение энтропии, а лишь ее изменение при переходе из одного состояния в другое.

В замкнутой системе при любом обратимом процессе энтропия остается неизменной:

$$dS = 0. \quad (5)$$

Необратимые процессы в замкнутой системе всегда сопровождаются возрастанием энтропии:

$$dS > 0. \quad (6)$$

Это связано с тем, что при необратимых процессах система переходит в более вероятные состояния, что и приводит к увеличению энтропии согласно (2).

Описание установки и метода исследования

Одним из способов измерения температуры и теплоты плавления является получение диаграмм отвердевания, то есть кривой зависимости температуры отвердевающего вещества от времени при неизменных внешних условиях. Как уже отмечалось, на таких кривых имеется горизонтальный участок, отражающий приостановку охлаждения.

Температура, соответствующая этому участку, и есть температура отвердевания T_K . Для чистых веществ она является и температурой плавления.

Для получения температурной кривой необходимо стакан (тигель) с исследуемым веществом поместить в печь и нагреть до температуры на 10-20°C выше температуры плавления. После этого стакан охлаждают и строят график зависимости температуры T от времени t . По графику зависимости легко определить температуру плавления. Для удобства измерений и повышения их точности скорость охлаждения должна быть небольшой, менее 1°C в секунду.

Качественно график зависимости температуры T от времени t при кристаллизации вещества показан на рисунке 8.

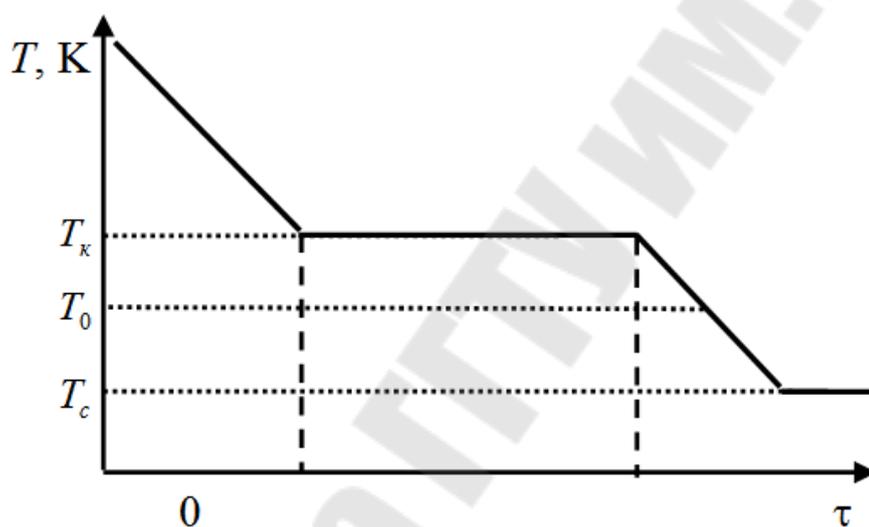


Рисунок 8 – Изменение температуры вещества в процессе охлаждения и кристаллизации при постоянной температуре окружающей среды

Обработка данных этого графика позволяет определять теплоту плавления и изменение энтропии ΔS металла при кристаллизации.

Массы металла m и тигля m_T , а также их удельные теплоемкости C и C_T вблизи температуры плавления известны. Во время кристаллизации (горизонтальный участок графика) температура металла T_K и температура окружающей среды T_C не меняются, следовательно, тепловая мощность N (поток тепла), отводимая от образца, также остается постоянной. Таким

образом, на горизонтальном участке количество тепла, отведенное от образца, есть:

$$Q = q_{пл} m = N \Delta t, \quad (7)$$

где $\Delta t = t_2 - t_1$ – время фазового перехода.

С другой стороны, на спадающем участке кривой тепловая мощность равна скорости изменения внутренней энергии системы:

$$N = (mC + m_T C_T) \frac{dT}{dt}, \quad (8)$$

где C и C_T – удельные теплоемкости металла и тигля соответственно.

Исключив тепловой поток N из формул (7) и (8), найдем удельную теплоту плавления:

$$q_{пл} = \frac{\Delta t}{m} (mC + m_T C_T) \left(\frac{dT}{dt} \right)_{T \leq T_k}. \quad (9)$$

Для того, чтобы определить изменение энтропии ΔS при кристаллизации, необходимо вычислить значение интеграла:

$$\Delta S = S_2 - S_1 = \int_1^2 \frac{dQ}{T}. \quad (10)$$

Для вычисления воспользуемся тем, что при кристаллизации температура T не меняется, $T = T_k = const$. Это позволит вынести ее за знак интеграла, тогда получаем:

$$\Delta S = \int_1^2 \frac{dQ}{T} = \frac{1}{T_k} \int_1^2 dQ = \frac{Q}{T_k}, \quad (11)$$

где $Q = q_{пл}m$ – количество тепла, отданное окружающей среде в процессе кристаллизации. Таким образом,

$$\Delta S = \frac{q_{пл}m}{T_k}. \quad (12)$$

Формулы (9) и (12) являются расчетными в данной работе. Для определения $q_{пл}$ и ΔS необходимо измерить температуру плавления (кристаллизации) вещества T_k , время кристаллизации Δt , а также определить по графику производную $\left(\frac{dT}{dt}\right)_{T \leq T_k}$ и воспользоваться формулами (9) и (12).

При графическом вычислении производной используется тот факт, что производная в точке численно равна тангенсу угла наклона касательной, проведенной в данной точке кривой. Для нисходящей части кривой производная отрицательна.

Блок-схема лабораторной установки показана на рисунке 9

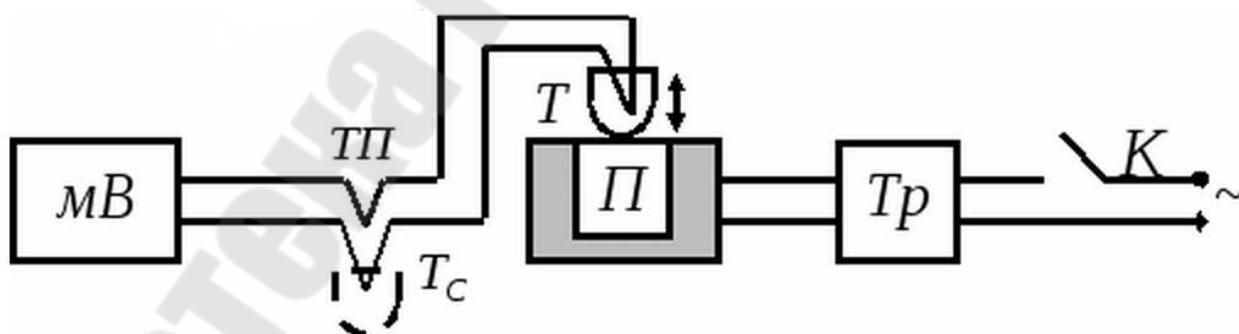


Рисунок 9 – Блок-схема

Разогрев металла до температуры выше T_k осуществляется в печи $П$. Трансформатор $Тр$ преобразует напряжение сети в соответствующее напряжение питания печи. Металлический стакан с металлом (в данной работе в качестве исследуемого металла используется оловянный сплав) помещается в печь. Температура контролируется с помощью

дифференциальной термопары *ТТ* «хромель-аллюмель» или «хромель-коппель» по показаниям милливольтметра *МВ*, фиксирующего величину термо Э.Д.С. Для перевода показаний милливольтметра в температуру используется градуировочный график термопары.

Вследствие отклонения процесса охлаждения от квазистатического (быстрое охлаждение), а также из-за непостоянства температуры окружающей среды, относительная погрешность определения сравнительно велика (порядка 20 %).

Порядок проведения работы

1. Построить таблицу 1 и занести в нее параметры установки. Комнатную температуру T_c определите по показаниям отдельного термометра. Обратите внимание на размерность величин.

Таблица 1

Данные установки		
Масса металла, <i>гр</i>	$m =$	$\Delta m =$
Масса стакана (тигля), <i>гр</i>	$m_T =$	$\Delta m_T =$
Удельная теплоемкость нагретого металла	$C = 229 \frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{К}}$	$\Delta C =$
Удельная теплоемкость нагретого стакана	$C_T = 429 \frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{К}}$	$\Delta C_T =$
Тип термопары		
Условия проведения опыта		
Комнатная температура, <i>град</i>	$T_c =$	$\Delta T_c =$

2. Опустить в печь стакан с металлом и тумблером «К» включить нагреватель печи.

4. Довести температуру T стакана с оловом до величины, превышающей T_K на 15÷20 градусов ($T_K \approx 230^\circ \text{C}$; термопару ХК нагревать до получения напряжения на милливольтметре равного 13,0 мВ, а термопару ХА – до 11,0 мВ).

3. Выключить нагрев печи тумблером «К». Вывести стакан с расплавом из печи и зафиксировать его положение с помощью винта. Наблюдать процесс охлаждения олова и фиксировать при этом показания милливольтметра через каждые 10 сек. в течении 10–15 минут. Отсчет времени осуществляется с помощью секундомера. Результаты измерений в количестве 60–90 занести в таблицу 2.

5. Используя градуировочный график термопары, переведите показания милливольтметра U (мВ) в температуру вещества T ($^{\circ}\text{C}$), результаты запишите в таблицу 2.

6. По данным таблицы 2 постройте график зависимости температуры вещества T ($^{\circ}\text{C}$) от времени t (сек.) при охлаждении металла.

7. По графику определите параметры T_K , Δt и вычислите производную $(dT/dt)_{T \leq T_K}$. Методика вычисления производной по графику функции приведена в Приложении 2.

Таблица 2 Результаты измерений

t , сек	U , мВ	T , $^{\circ}\text{C}$
0		
10		
20		
30		
40		
...		

8. Используя формулу (9), рассчитайте удельную теплоту плавления олова $q_{пл}$.

9. По формуле (12) рассчитайте изменение энтропии при кристаллизации олова, обращая внимание на размерность величин (T_K – абсолютная температура).

10. Оцените погрешность, связанную с предложенным методом определения $q_{пл}$. Она возникает из-за неточности δt определения интервала времени Δt , погрешности ΔT_K определения температуры кристаллизации T_K и ошибки $\delta \alpha$ вычисления производной $\alpha = \left(\frac{dT}{dt} \right)_{T \leq T_K}$.

Погрешность вычисляется по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta q_{пл}}{q_{пл}} = \sqrt{\left(\frac{\delta t}{\Delta t}\right)^2 + \left(\frac{\Delta T_k}{T_k}\right)^2 + \left(\frac{\delta \alpha}{\alpha}\right)^2} \quad (13).$$

11. Результаты представьте в виде:

$$q_{пл} \pm \Delta q_{пл} = \dots\dots \left(\frac{кДж}{кг} \right)$$

$$\Delta S = S_2 - S_1 = \dots\dots \left(\frac{Дж}{К} \right).$$

К отчету приложите график зависимости $T(t)$, выполненный на миллиметровой бумаге.

Контрольные вопросы

1. Сформулируйте цель лабораторной работы и поясните, как достигается поставленная цель?
2. Назовите основные узлы экспериментальной установки и укажите их назначение.
3. Каков термодинамический смысл энтропии?
4. Как изменяется энтропия в необратимых термодинамических процессах?
5. Напишите первый закон термодинамики с использованием понятия «энтропия».
6. Как изменяются температура и энтропия при нагреве и плавлении олова?
7. Что такое фазовый переход I рода и II рода?
8. Чем отличается характер плавления кристаллических и аморфных тел?
9. Какие процессы называют обратимыми и необратимыми?
10. Какое состояние называют равновесным и неравновесным?
11. Какое значение энтропии соответствует равновесному состоянию и почему?
15. Сформулируйте II начало термодинамики.
16. Энтропия и энергия являются функциями состояния. Что это значит?

17. Как рассчитывается изменение энтропии при плавлении?
18. Как рассчитывается изменение энтропии при изотермных процессах?
19. Как рассчитывается изменение энтропии при изобарных процессах?
20. Как рассчитывается изменение энтропии при изохорных процессах?
21. Как рассчитывается изменение энтропии при адиабатных процессах?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №3 - ИЗУЧЕНИЕ СТРОЕНИЯ ЛИТОГО МЕТАЛЛА

Цель работы

1. Изучить процесс кристаллизации растворов солей: описать последовательность кристаллизации на примере затвердевающей капли раствора соли.

2. Ознакомиться со строением литого металла и выявить различия в его строении в зависимости от условий кристаллизации.

Краткая теоретическая часть

Зарождение центров кристаллизации

При приближении в процессе охлаждения к температуре равновесия в жидкости образуются группы атомов с упорядоченным строением. Эти группы неустойчивы, они распадаются и вновь образуются в различных участках жидкой фазы. При охлаждении жидкой фазы ниже температуры T_0 , некоторые наиболее крупные из них могут стать устойчивыми. Они и являются самопроизвольно возникшими *зародышами* или *центрами кристаллизации*. Однако не все зародыши могут расти. Способными к росту становятся кристаллы только достаточно большого – критического - размера. Пусть в системе зарождается один центр кристаллизации в виде кубика с ребром a , это приведет к уменьшению объемной свободной энергии на величину

$$\Delta\Phi_{об} = - V \Delta F \quad (14)$$

где V - объем кристаллика, равный a^3 . Образование кристаллика сопровождается возникновением поверхности раздела между жидкой фазой и кристаллом, и работа, затраченная на ее создание, равна

$$\Delta\Phi_{пов} = S \sigma, \quad (15)$$

где S - площадь поверхности кристаллика ($6 a^2$), σ - удельная поверхностная энергия на границе жидкой и кристаллической фаз (поверхностное натяжение).

Следовательно, общее изменение свободной энергии системы будет

$$\Delta\Phi = -\Delta\Phi_{об} + \Delta\Phi_{пов}, \quad (16)$$

или

$$\Delta\Phi = -a^3 \Delta F + 6a^2 \sigma. \quad (17)$$

На рисунке 10 представлено графическое изображение уравнения (16): кривые изменения объемной и поверхностной свободной энергии.

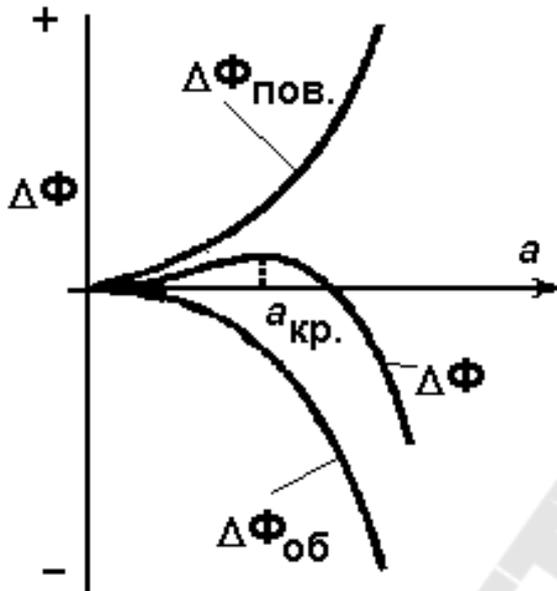


Рисунок 10 – Изменение свободной энергии при образовании зародыша

Для данной температуры T величины ΔF и σ постоянные, и $\Delta\Phi$ зависит лишь от размера кристаллика. Дифференцируя уравнение (17) получаем:

$$d \Delta\Phi / da = -3a^2 \Delta F + 12a \sigma.$$

Отсюда следует, что $\Delta\Phi$ имеет максимум при

$$a_{кр} = 4\sigma / \Delta F \quad (18)$$

Кристалл размером $a_{кр}$ называется *зародышем критического размера*. Он находится в неустойчивом равновесии с исходной фазой: как его рост, так и распад вызывают уменьшение свободной энергии системы. Кристаллы размером более $a_{кр}$ способны к росту, при этом свободная энергия системы будет уменьшаться.

Как видно из формулы (17), величина $a_{кр}$ зависит от ΔF , а она, в свою очередь, от степени переохлаждения (рисунок 10). Поэтому, чем больше степень переохлаждения, тем меньше $a_{кр}$ и соответственно меньше критическая величина свободной энергии (рисунок 11).

На образование зародыша критического размера расходуется работа, которую можно вычислить, если в уравнение (17) подставить величину $a_{кр}$ из формулы (5):

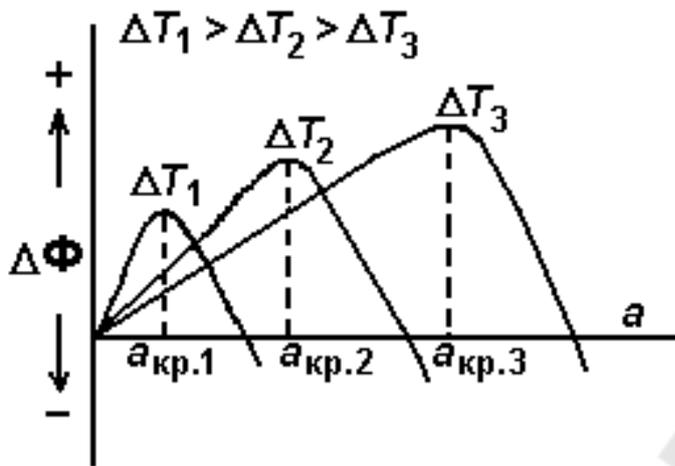


Рисунок 11 – Изменение свободной энергии системы в зависимости от размера образующегося кристалла

$$\Delta\Phi = -\frac{64\sigma^3}{\Delta F^2} + \frac{96\sigma^3}{\Delta F^2} = -\left(\frac{2}{3}\right) \cdot \frac{96\sigma^3}{\Delta F^2} + \frac{96\sigma^3}{\Delta F^2} \quad (19)$$

Первое составляющее уравнения (19), согласно (17), является изменением объемной свободной энергии, а второе составляющее – поверхностной. Отсюда нетрудно заметить, что работа образования зародыша критического размера равна

одной трети его поверхностной энергии. Остальные две трети поверхностной энергии компенсируются уменьшением объемной свободной энергии. Работа образования зародыша критического размера обеспечивается за счет флуктуации энергии, и такой процесс называют *гомогенным зарождением*. Чем больше степень переохлаждения, тем меньше критический размер зародыша и тем меньше работа его образования. Поэтому при увеличении степени переохлаждения увеличивается число зародышей критического размера, возникающих в единице объема за единицу времени. Их число пропорционально $\exp(-\Delta\Phi_{кр}/kT)$. Зародыш критического размера становится центром кристаллизации тогда, когда к нему начнут присоединяться атомы из жидкой фазы путем диффузии. При резком снижении температуры, т.е. при значительных степенях переохлаждения, этот процесс замедляется. При температурах, когда диффузионные процессы подавляются, центры кристаллизации не образуются и вещество переходит в аморфное состояние. Таким образом, при увеличении степени переохлаждения С.З.Ц.

сначала возрастает, проходит через максимум и снижается. (Теоретические расчеты показывают, что максимальные значения С.З.Ц. достигаются при $0,2 T_0$).

Рост кристаллов

Экспериментально установлено, что кристалл может расти лишь путем одновременного присоединения определенной группы атомов к какой-либо грани. Такая группа атомов называется *двумерным зародышем*. Следовательно, скорость роста кристаллов определяется вероятностью зарождения двумерного зародыша и вероятностью его присоединения к кристаллу за счет диффузии. Отсюда следует, что степень переохлаждения влияет на линейную скорость роста (Л.С.Р.) аналогично тому, как она влияет на скорость зарождения центров (С.З.Ц.). Экспериментально установлено, что максимум Л.С.Р. чаще всего соответствует меньшим степеням переохлаждения, чем максимум С.З.Ц. (рисунок 12).

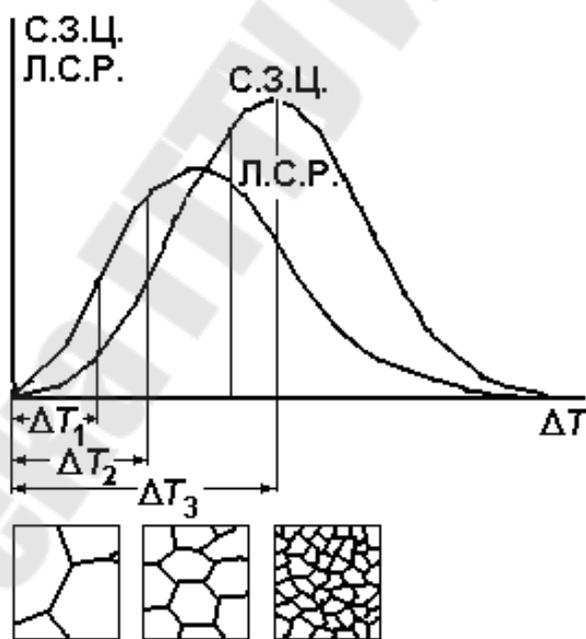


Рисунок 12 – Зависимость параметров кристаллизации и конечной микроструктуры от степени переохлаждения

Кривые на рисунке 12 называются кривыми Таммана, который впервые построил их экспериментально в 1935 году. На основе их анализа можно сделать вывод, что Л.С.Р. и С.З.Ц. являются функцией степени переохлаждения, которая в свою очередь зависит от скорости охлаждения - чем больше скорость охлаждения, тем большей степени переохлаждения

можно достигнуть. Следовательно, изменяя условия охлаждения, можно управлять процессом кристаллизации. Конечный размер зерен определяется числом центров и скоростью роста кристаллов.

Факторы, влияющие на процесс кристаллизации

Как было показано, работа образования зародыша критического размера определяется величиной поверхностной энергии на границе между жидкой и кристаллической фазой. В связи с этим все факторы, влияющие на поверхностную энергию, влияют на кинетику кристаллизации. Наличие готовых поверхностей раздела облегчает процесс зарождения кристаллов. Реальные металлы всегда содержат большое количество примесей, мельчайшие частицы нерастворимых фаз, окислов, что приводит к сильному ускорению образования зародышей и кристаллизации в целом. Кристаллизация в присутствии готовых поверхностей раздела называется *гетерогенным зарождением*. Стенки форм, в которую отливают жидкий металл, также служат готовой поверхностью раздела. Наличие теплоотвода через стенки формы способствует увеличению степени переохлаждения.

Ряд механических свойств металлов - прочность, пластичность, выносливость, ударная вязкость - тем выше, чем меньше размер зерен. Поэтому в практике изготовления отливок, особенно если они не подвергаются дальнейшей обработке давлением, применяют *модифицирование* - введение в расплав специальных добавок, которые, не изменяя химического состава, создают дополнительные центры кристаллизации, тем самым способствуя измельчению структуры.

Величина степени реально достигаемого переохлаждения или перегрева зависит от природы металла. Она увеличивается с повышением его чистоты и скорости охлаждения. В обычных производственных условиях степень переохлаждения металлов при кристаллизации колеблется от 10 до 30°C; при больших скоростях охлаждения она может достигать сотен градусов. Чем больше скорость охлаждения, тем ниже температура, до которой может быть переохлажден жидкий металл до конца кристаллизации. Это положение приобрело в последние годы не только теоретическое, но и большое практическое значение. Оказалось, что с использованием специального оборудования можно достичь очень больших скоростей охлаждения (10^7 - 10^9 °C/c), при которых жидкий металл может быть переохлажден до твердого состояния практически без его

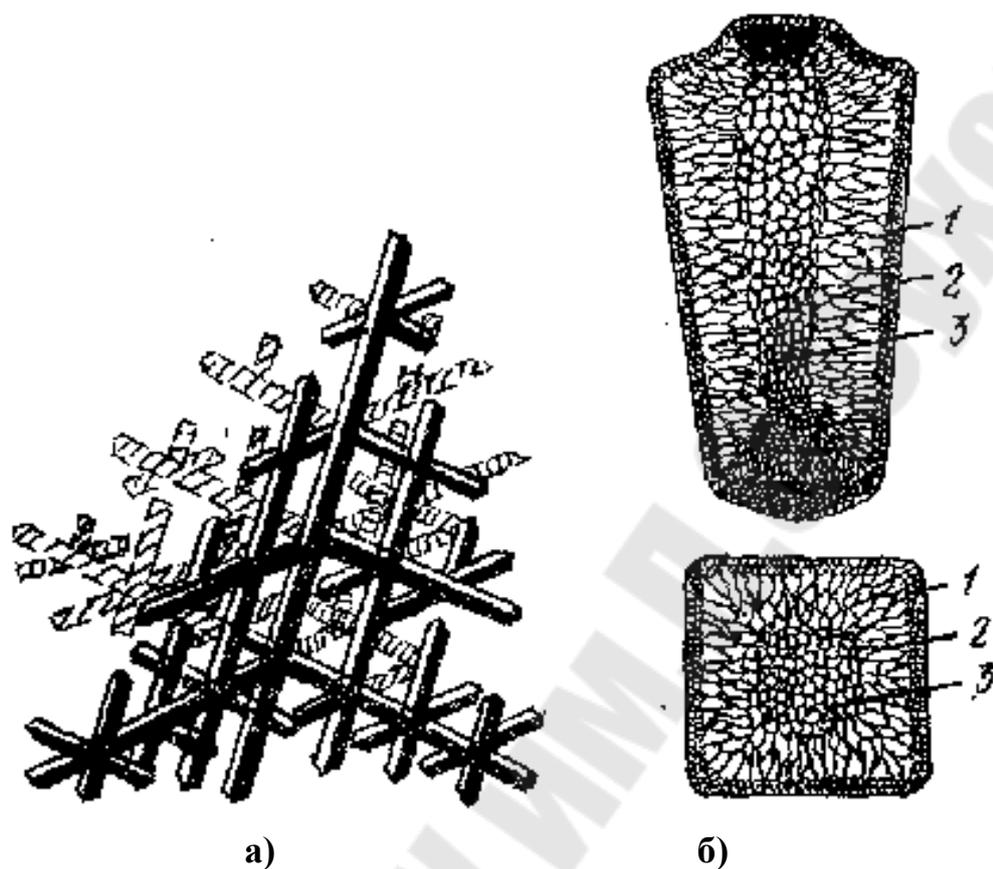
кристаллизации. В результате металл имеет либо нанокристаллическую структуру, либо даже оказывается в аморфном, или стеклообразном состоянии с необыкновенными механическими и физическими свойствами.

И наоборот, если иметь только один центр кристаллизации и создать такие условия кристаллизации, чтобы перед фронтом кристаллизации не создавалось переохлаждение (в том числе и концентрационное), которое могло бы привести к образованию зародышей новых кристаллов, можно получить монокристаллический слиток. В некоторых случаях можно получать даже кристаллы с регулируемым количеством дефектов.

Форма и размер кристаллов

В реальных металлах и сплавах форма и размеры кристаллов зависят от ряда факторов: кристаллического строения, скорости роста, направленности теплоотвода. Обычно кристаллы зарождаются правильной геометрической формы, соответствующей их кристаллическому строению. Если скорость роста кристалла одинакова во всех направлениях, кристаллы растут, сохраняя правильную форму, до тех пор, пока его окружает со всех сторон жидкая фаза. В условиях значительного переохлаждения элементы огранки кристалла будут в неодинаковом положении по отношению питания из жидкой фазы. Лучше всего питание подводится к вершинам, затем к ребрам, и, наконец, к граням многогранника, что вызывает неравномерный рост кристалла, приводя к образованию скелетных, игольчатых, спиральных и других форм. Если скорость роста кристаллов в одном направлении больше, образуются кристаллы древовидной формы, или *дендриты* (рисунок 13). Сначала кристалл приобретает вытянутую форму в направлении большей скорости роста, затем начинает расти в боковых направлениях, причем не по всей поверхности, а на отдельных участках. В результате от основной оси первого порядка, соответствующей направлению наибольшей скорости роста, ответвляются оси второго порядка и т.д. Дендриты растут до тех пор, пока не соприкоснутся друг с другом. После этого кристаллизуются междендритные пространства, и дендриты превращаются в кристаллы. Кристаллы или зерна могут состоять из нескольких одинаково ориентированных дендритов.

Металлические слитки, получаемые в промышленных условиях, обычно состоят из трех зон (рисунок 13), что согласуется с зависимостью, приведенной на рисунке 4. В наружном слое при контакте жидкого металла



1 – зона мелких кристаллов, 2 – зона столбчатых кристаллов, 3 – зона равноосных кристаллов

Рисунок 13 – Схема роста дендрита (а) и строение металлического слитка (б)

со стенками формы возникает высокая степень переохлаждения, ведущая к образованию большого числа центров кристаллизации, поэтому наружный слой имеет мелкозернистое строение. После образования наружного слоя скорость охлаждения, соответственно и ΔT , уменьшаются, уменьшается число центров и скорость роста.

Однако Л.С.Р. уменьшается в меньшей степени, и в условиях направленного теплоотвода образуется вторая зона - столбчатых кристаллов, имеющих дендритное строение. В центре слитка ΔT обычно невелика, направленного теплоотвода нет, образуется зона крупных равноосных зерен, имеющих также дендритное строение.

Порядок выполнения работы

Для изучения процесса кристаллизации используются пересыщенные растворы солей: бихромата калия $K_2Cr_2O_7$, хлористого аммония NH_4Cl и хлористого аммония NH_4Cl , модифицированного $FeCl_3$. Строение металлического слитка изучается на слитках сурьмы, охлажденных с различными скоростями, и на слитках алюминиевого сплава, полученных кристаллизацией при нормальных условиях, при охлаждении расплава в водоохлаждаемом контейнере, с использованием модифицирования и воздействием ультразвуковыми колебаниями при кристаллизации.

Порядок проведения работы:

а) на предметное стекло нанести каплю растворов солей и проследить за процессом зарождения и роста кристаллов; зарисовать три этапа процесса кристаллизации, обратив внимание на следующие моменты:

- где начинается процесс кристаллизации?
- какова форма первых кристаллов?
- в каком направлении продолжается процесс кристаллизации?
- какова форма кристаллов, образующихся во вторую очередь?
- где завершается кристаллизация?
- какие зоны кристаллизации можно выделить?
 - каковы отличительные особенности строения растворов 1,2,3?

б) изучить и зарисовать макростроение слитков сурьмы, отлитых в холодную и горячую форму, объяснить влияние степени переохлаждения на формирование структуры;

в) изучить и зарисовать макростроение слитков алюминиевого сплава, объяснить влияние условий кристаллизаций на формирование структуры.

Требования к отчету

По результатам работы составить отчет, который должен включать:

- а) название и цель работы;
- б) материалы для выполнения работы;
- в) описание последовательности кристаллизации солей;
- г) зарисовку закристаллизованных капель $K_2Cr_2O_7$, NH_4Cl и NH_4Cl , модифицированного $FeCl_3$;
- д) объяснение последовательности кристаллизации, общих черт и различий строения капель солей;

- е) схему и объяснение строения металлических слитков;
- ж) выводы по работе.

Контрольные вопросы

1. В результате переохлаждения в расплаве появился зародыш, имеющий критический размер. Какие факторы могут привести к росту этого зародыша?

2. В чем физическая сущность модифицирования? За счет каких факторов можно уменьшить величину ΔF в уравнении (3) при модифицировании?

3. Может ли лед начать таять при 0°C . Почему?

4. При каких условиях охлаждения можно получить нанокристаллический или аморфный слиток?

5. При каких условиях охлаждения можно получить монокристаллический слиток?

6. Как можно управлять плотностью дефектов кристаллической решетки в процессе кристаллизации?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №4 - МИКРОСТРУКТУРА ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ С НЕОГРАНИЧЕННОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ КОМПОНЕНТОВ, ЭВТЕКТИЧЕСКИМ И ПЕРИТЕКТИЧЕСКИМ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Цель работы

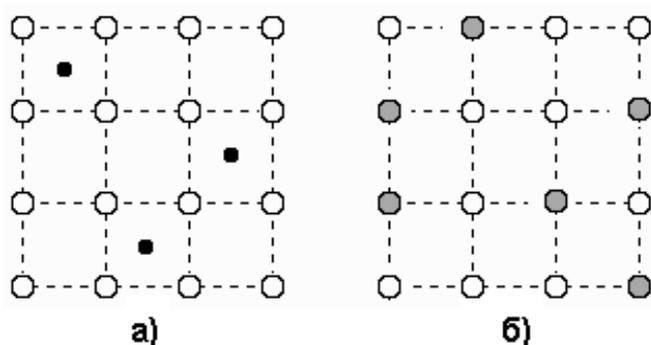
1. Научиться распознавать структурные составляющие в сплавах двухкомпонентных систем.
2. Освоить метод определения состава двойного сплава по количественному соотношению структурных составляющих.

Краткая теоретическая часть

Свойства сплава зависят от его микроструктуры, которая формируется в процессах кристаллизации расплава, фазовых превращений и структурных изменений в твердом состоянии при литье, обработке давлением, термической обработке. Важнейшие особенности структуры и свойства сплава можно предсказать, основываясь на диаграмме состояния. Вместе с тем необходимо учитывать, что диаграмма состояния описывает фазовое состояние в равновесных условиях, а реальная структура сплава складывается в неравновесных условиях (при ускоренном охлаждении, больших степенях пластической деформации и др.).

Сплавы с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии. Два компонента могут быть полностью растворимы друг в друге в жидком и в твердом состояниях. При охлаждении из расплава в такой системе образуются кристаллы лишь одного сорта – кристаллы твердого раствора. Примерами полной растворимости в твердом состоянии являются сплавы систем Ag-Au, Cu-Ni, Bi-Sb.

Твердыми растворами называются фазы переменного состава, в котором один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы другого или других компонентов располагаются в решетке первого компонента. Компонент, пространственная решетка которого сохраняется в твердом растворе, называется *растворителем*, а остальные – *растворенными компонентами*. В зависимости от того, какое место в решетке растворителя занимают атомы растворенного компонента, могут образоваться *твердые растворы замещения* и *твердые растворы внедрения* (рисунок 1).



- а) твердый раствор внедрения,
 б) твердый раствор замещения

Рисунок 14 – Плоская модель примитивной кубической решетки твердого раствора

растворимость значительно выше и при соблюдении определенных условий (одинаковые типы пространственной решетки, близость атомных радиусов и физических свойств компонентов) может быть неограниченной.

Диаграмма состояния системы, в которой два компонента неограниченно растворяются друг в друге как в жидком, так и твердом состоянии, представлена на рисунке 15. Рассмотрим кристаллизацию произвольно выбранного сплава 1.

В отличие от кристаллизации чистого металла, где фазовое равновесие выражается точкой на температурной шкале, что свидетельствует о постоянной температуре кристаллизации (например, T_A для компонента А), для двухкомпонентного сплава равновесие двух фаз охватывает интервал температур, который содержит жидкую и твердую фазу.

Твердые растворы внедрения получаются, если отношение атомных диаметров растворенного элемента и растворителя $\leq 0,59$. Как правило, растворы внедрения образуются на базе переходных металлов (*Fe, Co, Mn, Ti, Mo* и др.), в которых растворяются металлоиды (*C, H, O, N*) с малыми атомными диаметрами. Растворимость по типу внедрения обычно невелика. По типу замещения же

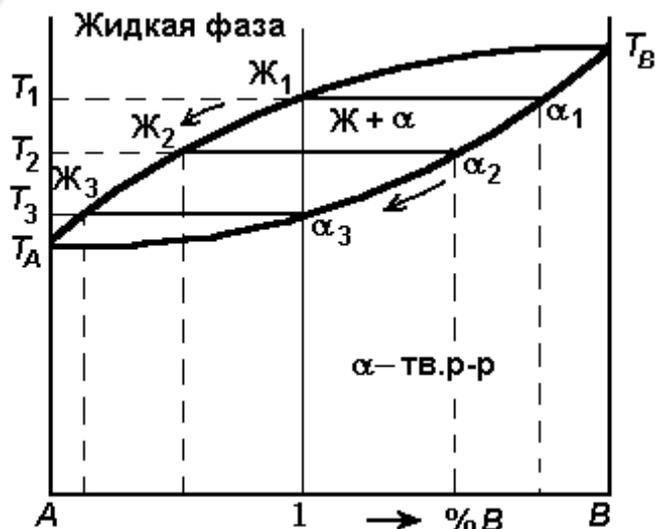


Рисунок 15 – Диаграмма состояния для случая неограниченной взаимной растворимости компонентов А и В

Геометрические места точек температуры начала кристаллизации называется линией *ликвидуса*, а геометрические места точек температуры конца кристаллизации линией *солидуса*.

В процессе охлаждения при достижении температуры T_1 (линии ликвидус) из жидкости выпадает первое небольшое количество твердого раствора. Чтобы определить состав находящихся в равновесии фаз, внутри двухфазной области необходимо провести изотерму до пересечения с границами области. Эта изотерма называется *конодой*, ее концы показывают составы фаз, находящихся в равновесии. При температуре T_1 состав жидкой фазы на рисунке 2 обозначен как $\mathbf{Ж}_1$, состав твердой фазы – α_1 . При дальнейшем охлаждении состав жидкости изменяется по линии ликвидус от $\mathbf{Ж}_1$ до $\mathbf{Ж}_3$, а состав твердого раствора – по линии солидус от α_1 до α_3 . При температуре T_3 кристаллизация заканчивается, последняя капля жидкости имеет состав, соответствующий точке $\mathbf{Ж}_3$.

Таким образом, в процессе кристаллизации сплавов, компоненты которых имеют неограниченную взаимную растворимость в жидком и твердом состоянии из жидкости переменного состава в интервале температур кристаллизуется твердый раствор переменного состава. Это можно записать следующим образом:



Для определения количественного соотношения фаз, находящихся в равновесии при данной температуре используют свойство коноды: весовые части твердой и жидкой фаз находятся в равновесии на любой точке коноды по *правилу рычага* (рисунок 16).

$$\text{Вес } \alpha / \text{Вес } \mathbf{Ж} = O\mathbf{Ж} / O\alpha . \quad (21)$$

Различие в составе жидкой и твердой фаз зависит от ширины двухфазной области. С возрастающей шириной интервала затвердевания различие концентрации между твердым раствором и расплавом становится больше.

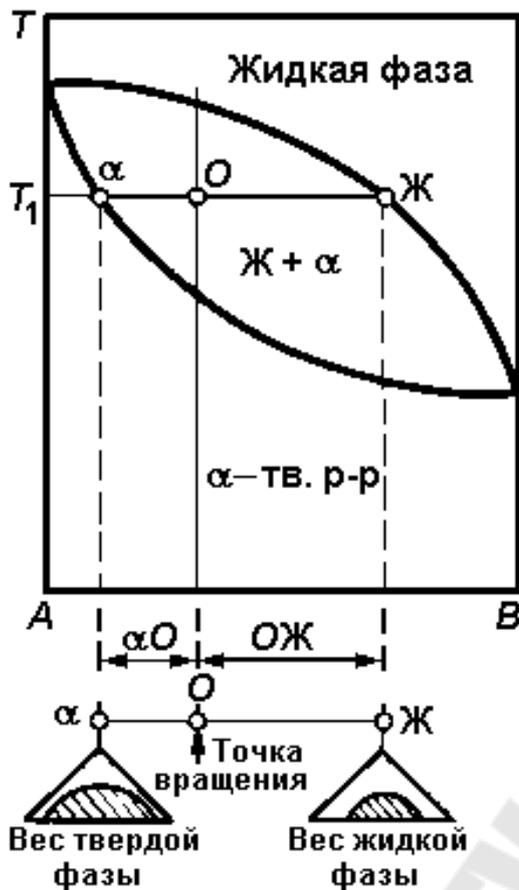
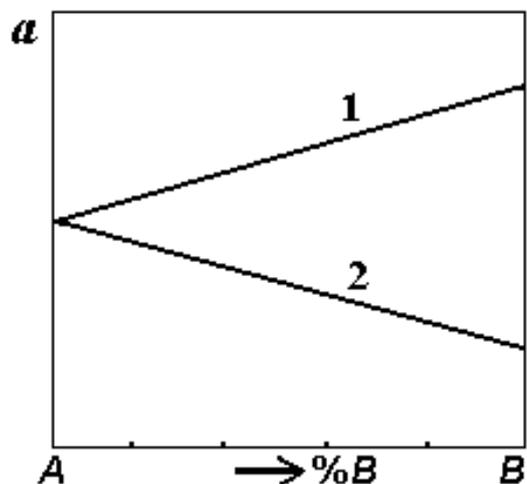


Рисунок 16 – Схематическое изображение правила рычага

Твердые растворы различного состава отличаются параметром кристаллической решетки, что можно выявить методом рентгеноструктурного анализа. В первом приближении можно считать, что параметр решетки a будет возрастать, если растворимый компонент имеет больший атомный радиус, чем компонент-растворитель, и будет уменьшаться при растворении компонента с меньшим атомным радиусом (рисунок 17).

В равновесных условиях после окончания затвердевания структура сплава состоит из зерен твердого раствора α и по внешнему виду она не отличается от структуры чистого металла. Все сплавы системы от чистого компонента A до чистого компонента B имеют однофазную структуру, следовательно, в случае неограниченной растворимости вид микроструктуры сплава не зависит от его состава.



$$1 - R_A < R_B, 2 - R_A > R_B$$

Рисунок 17 – Изменение параметра элементарной ячейки твердого раствора

Сплавы двойных систем эвтектического типа

Если два компонента в жидком состоянии полностью растворяются друг в друге, а в твердом состоянии имеют ограниченную растворимость (или нерастворимы), то они могут образовать диаграмму состояния эвтектического типа (рисунок 18). Линия *ликвидус* состоит из двух ветвей: $A' J_E$ и $J_E B'$. По линии $A' J_E$ начинается кристаллизация твердого раствора α , а по $J_E B'$ - твердого раствора β . Линия *солидус* состоит из трех частей: $A' \alpha'_E$ - конец кристаллизации твердого раствора α , $\beta'_E B'$ - конец кристаллизации твердого раствора β , $\alpha'_E J_E \beta'_E$ - эвтектическая горизонталь.

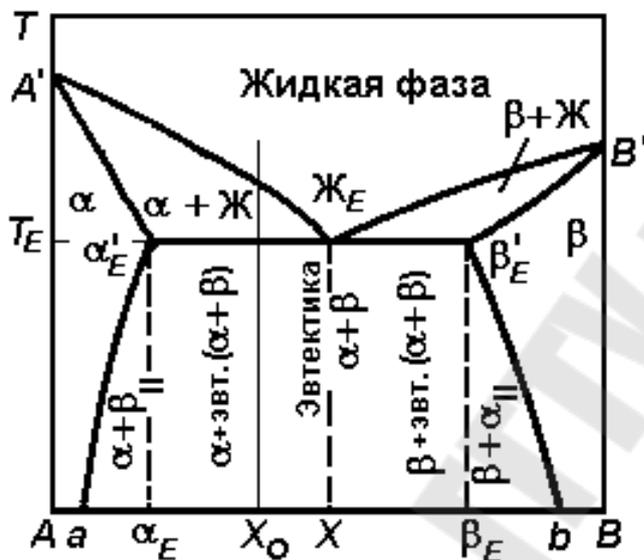


Рисунок 18 – Диаграмма состояния двойной системы эвтектического типа

представляет собой бикристалл, состоящий из двух сильно разветвленных дендритов разных фаз. Одна фаза, растущая в форме дендрита, является *ведущей* при кристаллизации. Другая, *ведомая* фаза, также растет в виде дендрита, ветви которого отлагаются в пространстве между ветвями дендрита ведущей фазы.

В сплавах участка $\alpha'_E J_E$ (*доэвтектических*) и $J_E \beta'_E$ (*заэвтектических*) до начала эвтектической кристаллизации выделяются *первичные* (соответственно α и β) кристаллы и после окончания кристаллизации под микроскопом обнаруживаются две структурных составляющих: первичные кристаллы и эвтектика. Чем ближе состав сплава к эвтектическому, тем меньше в нем первичных кристаллов. Первичные

При температуре кристаллизации эвтектики в сплаве состава X_E из расплава одновременно кристаллизуются в виде смеси две фазы:



Такая смесь называется *эвтектикой*, и она имеет под микроскопом пластинчатое, зернистое или скелетное строение. Эвтектика растет из отдельных центров в виде *колоний*. В большинстве систем каждая *эвтектическая колония*

кристаллы имеют форму дендрита или многогранников, выявляющихся в сечении шлифа в виде квадратов, треугольников, игл и т.д.

Если в сплаве при кристаллизации очень мало эвтектической жидкости (т.е. состав сплавов близок к точкам α'_E или β'_E на рисунке 18), то на микрошлифе обычно нельзя обнаружить типичного эвтектического строения. При этом одна из фаз эвтектики кристаллизуется на поверхности первичных кристаллов той же фазы, сливаясь с ними. А другая фаза эвтектики обнаруживается только в виде прослоек между этими первичными кристаллами (рисунок 19). Можно сказать, что эвтектика структурно вырождается. Такую эвтектику называют *вырожденной эвтектикой*.

Растворимость одного компонента в другом в твердом состоянии с понижением температуры чаще всего уменьшается (см. линию $a\alpha'_E$ и β'_Eb на рисунке 18). В сплавах, имеющих состав в пределах $a\alpha_E$ и $\beta_E b$, из-за уменьшения растворимости одного из компонентов, при

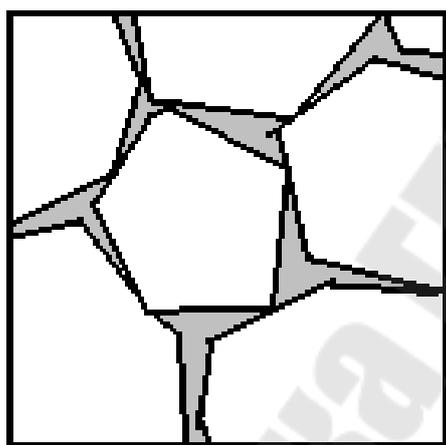


Рисунок 19 – Микроструктура сплава с вырожденной эвтектикой

медленном охлаждении из первичных кристаллов одной фазы выделяются *вторичные кристаллы* другой фазы. Микроструктура таких сплавов состоит из двух фаз: на отрезке $a\alpha_E$ — α -фаза и небольшое количество мелкодисперсной β_{II} -фазы, на отрезке $\beta_E b$ — β -фаза и небольшое количество мелкодисперсной α_{II} -фазы. Вторичные кристаллы располагаются по границам и внутри первичных кристаллов и являются дисперсными в большей степени.

Сплавы двойных систем перитектического типа

Диаграмма состояния с перитектическим превращением показана на рисунке 20. При охлаждении сплава состава X в равновесных условиях при температуре T_o начнется выделение из жидкости кристаллов твердого раствора α . По мере дальнейшего снижения температуры до T_{II} составы твердого раствора α и жидкой фазы будут изменяться до точек G и

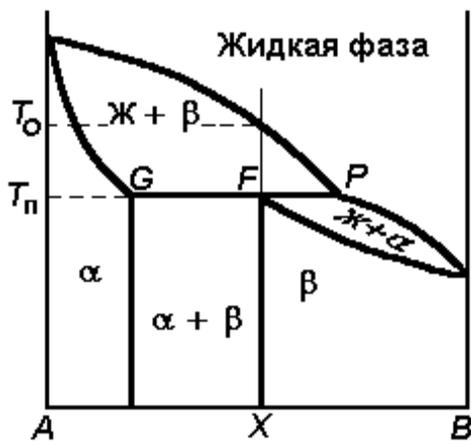


Рисунок 20 – Диаграмма состояния с перитектическим превращением

граничной поверхности расплава и первичных α -кристаллов. Первичная α -фаза при взаимодействии с жидкой фазой $Ж$ покрывается вновь образованной перитектической фазой β , которая отделяет ее от жидкой фазы (рисунок 21). Для дальнейшего протекания реакции необходима диффузия между расплавом и первичной фазой через перитектически образованную β -фазу.

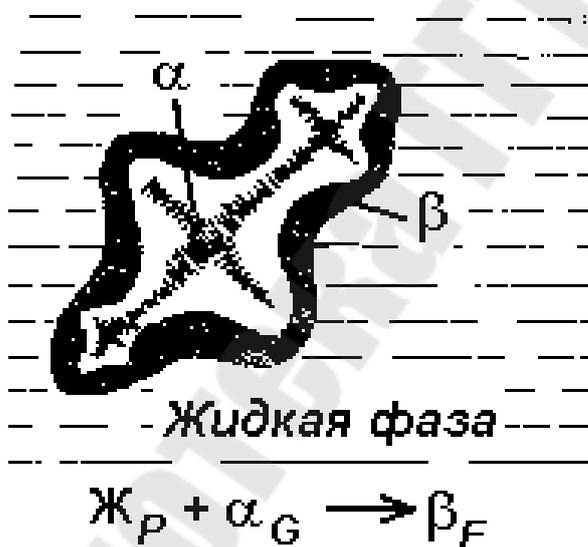


Рисунок 21 – Схематическое изображение возникновения перитектики

компонента B в этом сплаве равно сумме его весовых количеств в первичных кристаллах α и эвтектике. Количество первичных кристаллов в α и эвтектике можно определить по структуре сплава точечным или другим

P соответственно. При этой температуре происходит перитектическое превращение:



Отклонения от равновесия при реальном затвердевании сплавов перитектической системы очень велико: оно значительно выше, чем в сплавах системы с полной растворимостью. Это связано с тем, что перитектическое превращение происходит на

Определение химического состава сплава по его структуре

Если сплав находится в равновесном состоянии и содержит две структурные составляющие, химический состав которых известен из диаграммы состояния, то по микроструктуре можно определить химический состав в целом. Например, определим химический состав доэвтектического сплава X_0 (рисунок 18). Весовое количество

количественным методом (см. лабораторную работу №2). Концентрация количества компонента B в доэвтектическом сплаве определяется следующим соотношением:

$$X_B = \{F_\alpha \cdot a + F_e \cdot e\} / 100 \quad [\text{вес}\%] \quad (24)$$

где a и e - концентрация компонента B в первичных кристаллах и эвтектике; F_α и F_e - площади, занимаемые первичными кристаллами и эвтектикой на микрошлифе (микрофотографии) сплава X_o , выраженные в процентах от площади всего поля зрения, принятой за сто процентов.

Если удельные веса структурных составляющих сильно отличаются, то это необходимо учитывать при определении весовых процентов:

$$X_B = \{F_\alpha \cdot a \cdot \gamma_\alpha + F_e \cdot e \cdot \gamma_e\} / \{F_\alpha \cdot \gamma_\alpha + F_e \cdot \gamma_e\} \quad [\text{вес}\%] \quad (25)$$

где γ_α и γ_e - удельные веса первичных кристаллов и эвтектики.

Порядок выполнения работы

Для выполнения работы используются готовые микрошлифы сплавов систем $Bi-Sb$, $Pb-Sb$ и $Sb-Sn$ и готовые рентгенограммы висмута, сурьмы и сплава висмута с сурьмой.

а) Изучить диаграммы состояния двойных сплавов $Bi-Sb$, $Pb-Sb$ и $Sb-Sn$ (рисунки 22).

б) Просмотреть микрошлифы и зарисовать структуры сплавов $Bi-Sb$.

в) Определить по рентгенограммам периоды решетки висмута, сурьмы и сплава $Bi-Sb$.

г) Построить зависимость периода решетки от состава сплавов $Bi-Sb$, считая ее прямолинейной, по ней и по периоду решетки сплава определить химический состав сплава.

д) Просмотреть микрошлифы и зарисовать структуры сплавов системы $Pb-Sb$, определить точечным методом процентное соотношение структурных составляющих на микрошлифах.

е) Пользуясь диаграммой состояния системы $Pb-Sb$, определить химический состав доэвтектического сплава. Учесть, что удельные веса эвтектики и сурьмы сильно различаются. Удельный вес эвтектики можно определить аналитически (по уравнению прямой) или графически, построив график прямолинейной зависимости удельного веса от состава сплавов (уд.вес свинца - 11,34, сурьмы - 6,68 г/см³).

ж) Просмотреть микрошлифы и зарисовать структуры сплавов системы *Sb-Sn*.

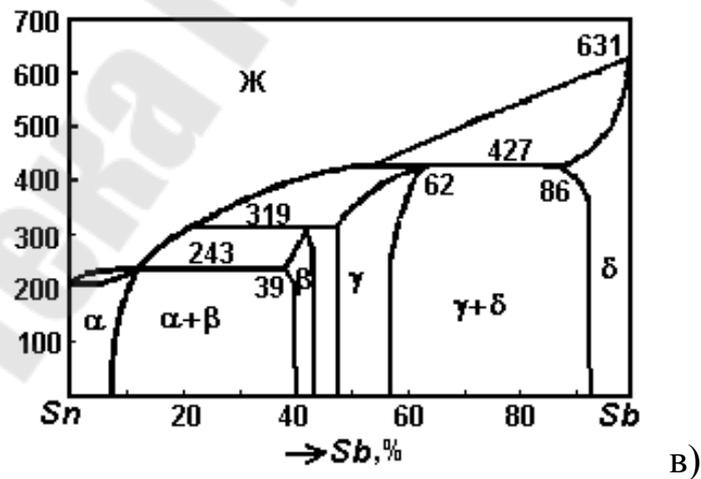
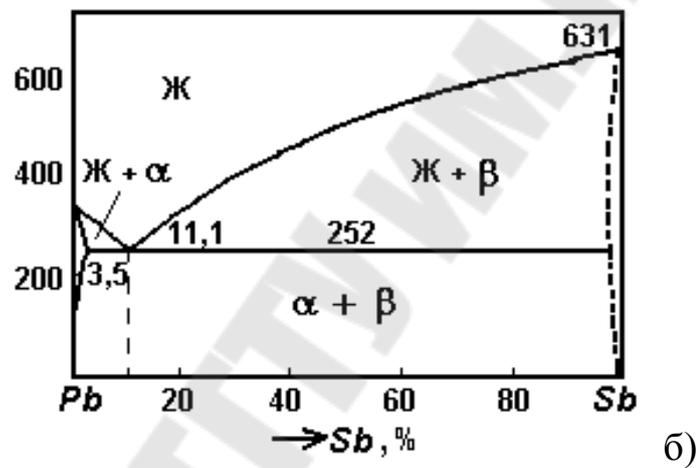
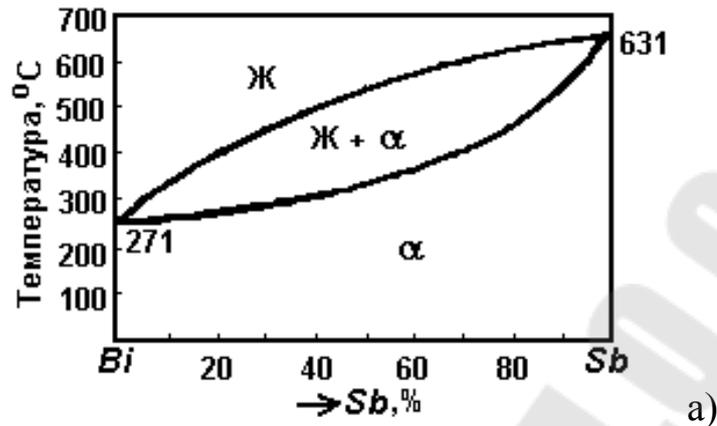


Рисунок 22 – Диаграммы состояния двойных систем *Bi-Sb* (а), *Pb-Sb* (б) и *Sn-Sb* (в).

Требования к отчету

Отчет по лабораторной работе должен содержать:

а) название и цель работы;

- б) зарисовки структур системы «висмут-сурьма»;
- в) расчет периода решетки сплава «висмут-сурьма»;
- г) зависимость периода решетки от состава в системе «висмут-сурьма»;
- д) определение химического состава сплава «висмут-сурьма»;
- е) зарисовки и объяснения структур с указанием структурных составляющих в системе «свинец-сурьма»;
- ж) зарисовки и объяснения структур с указанием структурных составляющих в системе «сурьма-олово»;
- з) выводы по работе.

Контрольные вопросы

1. Каков механизм упрочнения твердых растворов и от чего зависит интенсивность их упрочнения?
2. Опишите закономерности кристаллизации эвтектических и перитектических смесей.
3. Каковы принципиальные различия микроструктур, полученных в результате эвтектического и перитектического превращений?
4. Что представляет собой нормальная и вырожденная эвтектика?
5. Опишите строение эвтектической колонии?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5 - ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ СТЕНКИ ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЫ НА ТЕПЛОВЫЙ ПОТОК ТЕПЛООТДАЧИ В ОКРУЖАЮЩУЮ СРЕДУ ПРИ ЗАДАННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА ЕЕ ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ

Цель работы

Ознакомление с расчетом температуры на поверхности горизонтальной однослойной цилиндрической трубы и построение графической зависимости отражающей влияние толщины стенки на тепловой поток с ее поверхности.

Лабораторная работа выполняется с помощью компьютерной программы, которая в диалоговом режиме запрашивает исходные данные и проводит расчет с построением графика.

Краткие теоретические сведения

Теплопроводность представляет собой процесс распространения тепловой энергии при непосредственном соприкосновении отдельных частиц тела, имеющих различные температуры. Теплопроводность обусловлена движением микрочастиц тела.

В газах перенос энергии осуществляется путем диффузии молекул и атомов, а в жидкостях и твердых телах – диэлектриках – путем упругих волн. В металлах перенос энергии осуществляется путем диффузии свободных электронов, а роль упругих колебаний кристаллической решетки здесь имеет второстепенное значение.

Аналитическая теория теплопроводности игнорирует молекулярное строение вещества и рассматривает вещество как сплошную среду. Такой подход правомерен, если размеры объектов исследования достаточно велики по сравнению с размерами молекул и расстоянием между ними.

Всякое физическое явление в общем случае сопровождается изменением в пространстве и времени существенных для данного явления физических величин. Процесс теплопроводности, как и другие виды теплообмена, может иметь место только при условии, что в различных точках тела (или системы тел) температура неодинакова. В общем случае

процесс передачи тепла теплопроводностью в твердом теле сопровождается изменением температуры, как в пространстве, так и во времени.

Аналитическое исследование теплопроводности сводится к изучению пространственно-временного изменения температуры, т.е. к нахождению уравнения

$$T = (x, y, z, \tau). \quad (26)$$

Уравнение (26) представляет собой математическое выражение температурного поля. Следовательно, температурное поле – это совокупность значений температуры во всех точках изучаемого пространства для каждого момента времени.

Если соединить точки тела, имеющие одинаковую температуру, получим поверхность равных температур или изотермическую поверхность. Температура в объеме тела изменяется по нормали к изотермической поверхности. Изменение температуры характеризуется температурным градиентом. Градиент температуры есть вектор, направленный по нормали к изотермической поверхности в сторону возрастания температуры и численно равен производной от температуры по этому направлению, т.е.

$$\text{grad}T = n_0 \frac{\partial T}{\partial n}, \quad (27)$$

где n_0 – единичный вектор, нормальный к изотермической поверхности и направленный в сторону возрастания температур, $\partial T / \partial n$ – производная температуры по нормали n .

В большинстве случаев процесс теплопроводности описывается законом Фурье, который гласит – количество тепла dQ_τ , Дж, проходящее через элемент изотермической поверхности dF за промежуток времени $d\tau$, пропорционально температурному градиенту $\partial T / \partial n$:

$$dQ_\tau = -n_0 \lambda \frac{\partial T}{\partial n} dF d\tau. \quad (28)$$

Коэффициент пропорциональности λ в уравнении (28) есть физический параметр вещества. Он характеризует способность вещества проводить тепло и называется *коэффициентом теплопроводности*.

В общем случае коэффициент теплопроводности зависит от температуры, давления и рода вещества. Как правило, коэффициент определяется опытным путем. Экспериментальные методики основаны на измерении теплового потока и градиента температур в заданном веществе. Коэффициент теплопроводности Вт/м·град при этом определяется из соотношения

$$\lambda = \frac{|q|}{|\text{grad}T|}, \quad (29)$$

где q – плотность теплового потока, Вт/м², T – температура.

Из уравнения (29) следует, что коэффициент теплопроводности численно, равен количеству тепла, которое проходит в единицу времени через единицу изотермической поверхности при температурном градиенте, равном единице.

Так как тела могут иметь различную температуру, а при наличии теплообмена и в самом теле температура будет распределена неравномерно, то в первую очередь важно знать зависимость коэффициента теплопроводности от температуры. Согласно данным экспериментов, для многих материалов с достаточной для практики точностью зависимость коэффициента теплопроводности Вт/м·град, от температуры можно принять линейной:

$$\lambda = \lambda_0 [1 \pm bT_{cp}] \quad (30)$$

где λ_0 – значение коэффициента теплопроводности при температуре T_{cp} , b – постоянная, определяемая опытным путем.

В настоящей лабораторной работе рассматривается стационарный процесс изменения температуры на поверхности горизонтальной цилиндрической трубы, изготовленной из шамота, в зависимости от толщины ее стенки. Шамот был выбран с целью более явного показа влияния толщины слоя на тепловой поток с поверхности. Шамот является диэлектриком. В материалах данного класса с повышением температуры коэффициент теплопроводности увеличивается.

На коэффициент теплопроводности диэлектриков наибольшее влияние оказывают следующие факторы: объемная плотность, структура материала, пористость и влажность.

Коэффициенты теплопроводности строительных и теплоизоляционных материалов имеют значения, лежащие примерно в пределах от 0,023 до 2,9 Вт/м·град.

Алгоритм расчета

1 Рассчитываем среднюю температуру, °С.

$$T_{cp} = T_1 - \frac{T_1 - T_2}{\left[\left(\frac{d_2}{d_1} \right)^2 - 1 \right] \ln \frac{d_2}{d_1} \left[\left(\frac{d_2}{d_1} \right)^2 \left(\ln \frac{d_2}{d_1} - \frac{1}{2} \right) + \frac{1}{2} \right]},$$

где T_1 и T_2 – температуры на внутренней и внешней поверхности трубы соответственно, °С, d_1 – внутренний диаметр м, d_2 – внешний диаметр м.

2. Определяем коэффициент теплопроводности $\lambda_{ш}$, с учетом того, что труба сделана из шамота, Вт/м·град:

$$\lambda_{ш} = 0,84 + 0,58 \cdot 10^{-3} \cdot T_{cp}.$$

3. Определяем поток теплопроводности на единице длины трубы Φ_{IT} , Вт/м

$$\Phi_{IT} = \frac{2\pi\lambda_{ш}}{\ln \frac{d_2}{d_1}} (T_1 - T_2),$$

где T_1 – температура на внутренней поверхности °С, T_2 – температура на внешней поверхности °С.

4. Рассчитываем критерий Грасгофа

$$Gr = \frac{d_2^3 q \beta (T_2 - T_{окр})}{\nu^2},$$

где $q = 9,81 \text{ кг/с}^2$ ускорение свободного падения, $\beta = 1 / 273$, ν – коэффициент кинематической вязкости, $\text{м}^2/\text{с}$. Он определяется по справочным данным для воздуха: при $T_{окр} = 0^\circ \nu = 13,3 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$, при $T_{окр} = 100^\circ \nu = 23 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$, $T_{окр}$ – температура окружающей среды $^\circ\text{С}$. При промежуточных значениях температуры окружающей среды коэффициент кинематической вязкости определяется методом линейной интерполяции.

5. Рассчитываем коэффициент теплоотдачи конвекцией $\alpha_{кон}$, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$ с учетом критериального уравнения $Nu = 0,468 \cdot \sqrt[4]{Gr}$

$$\alpha_{конв} = \frac{\lambda_{возд}}{d_2} 0,468 \sqrt[4]{Gr},$$

где $\lambda_{возд}$ – определяется по справочным данным: при $T_{окр} = 0^\circ \lambda_{возд} = 13,3 \cdot 10^{-3} \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$, при $T_{окр} = 100^\circ \lambda_{возд} = 32,1 \cdot 10^{-3} \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$. При значениях $T_{окр}$ в пределах указанных температур коэффициент теплопроводности воздуха определяется методом линейной интерполяции.

6. Рассчитываем коэффициент теплоотдачи трубы излучением $\alpha_{изл}$, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$

$$\alpha_{изл} = \frac{\Phi_{1\Sigma}}{(T_2 - T_{окр}) \pi d_2} = \frac{\varepsilon \left[\left(\frac{T_2}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{окр}}{100} \right)^4 \right] \pi d_2}{(T_2 - T_{окр}) \pi d_2},$$

где $\Phi_{1\Sigma}$ – тепловой поток излучения трубы на единице ее длины $\text{Вт}/\text{м}$, T_1 и T_2 – температуры на внутренней и внешней поверхности в кельвинах, $\varepsilon = 0,75$ – степень черноты трубы из шамота, $C_0 = 5,67$ – коэффициент излучения абсолютно черного тела, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$

7. Определяем общий коэффициент теплоотдачи α_Σ , $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$

$$\alpha_\Sigma = \alpha_{кон} + \alpha_{изл}.$$

8. Рассчитываем тепловой поток излучения трубы $\Phi_{l\Sigma}$, на единице ее длины Вт/м

$$\Phi_{l\Sigma} = \alpha_{\Sigma}(T_2 - T_{окр}) \cdot \pi d_2.$$

9. Сравниваем значения Φ_{lT} и $\Phi_{l\Sigma}$. Если они равны, то принятая температура на поверхности трубы является искомым значением. Если эти величины не равны, то изменяем температуру на поверхности и начинаем расчет заново с пункта 1.

Если Φ_{lT} и $\Phi_{l\Sigma}$ равны (или их разность находится в допустимых пределах), то расчет прекращается.

При построении графической зависимости, отражающей влияние толщины стенки на тепловой поток, используется описанный алгоритм, но для различных d_2 .

Пример расчета

Расчет основан на переборе различных температур на поверхности трубы с целью нахождения такой температуры, при которой потоки Φ_{lT} и $\Phi_{l\Sigma}$ будут равны. Непосредственно перебор и построение графика осуществляется с помощью компьютерной программы. Ниже приведен пример расчета для заданной температуры на поверхности.

Исходные данные

Внутренний диаметр $d_1 = 1$ м

Внешний диаметр $d_2 = 1,2$ м

Температура на внутренней поверхности $T_1 = 100$ °С

Температура окружающей среды $T_{окр} = 20$ °С

Расчет

Допускаем, что температура на внешней поверхности T_2 равна 61,7 °С.

1. Рассчитываем среднюю температуру, °С.

$$T_{cp} = 100 - \frac{100 - 61,7}{\left[\left(\frac{1,2}{1} \right)^2 - 1 \right] \ln \frac{1,2}{1}} \left[\left(\frac{1,2}{1} \right)^2 \left(\ln \frac{1,2}{1} - \frac{1}{2} \right) + \frac{1}{2} \right] = 79,6887.$$

2. Определяем коэффициент теплопроводности $\lambda_{ш}$, с учетом того, что труба сделана из шамота, Вт/м·град:

$$\lambda_{ш} = 0,84 + 0,58 \cdot 10^{-3} \cdot 79,6887 = 0,8862.$$

3. Определяем поток теплопроводности на единице длины трубы Φ_{IT} , Вт/м:

$$\Phi_{IT} = \frac{2\pi 0,8862}{\ln \frac{1,2}{1}} (100 - 61,7) = 1169,127.$$

4. Рассчитываем критерий Грасгофа

$$Gr = \frac{1,2^3 9,81 \frac{1}{273} (61,7 - 20)}{1,524 \cdot 10^{-5}} = 1,1148 \cdot 10^{10}.$$

5. Рассчитываем коэффициент теплоотдачи конвекцией $\alpha_{кон}$, Вт/(м²·град):

$$\alpha_{кон} = \frac{0,0171}{1,2} \cdot 0,468 \cdot \sqrt[4]{1,1148 \cdot 10^{10}} = 2,167.$$

6. Рассчитываем коэффициент теплоотдачи трубы излучением $\alpha_{изл}$, Вт/(м²·град):

$$\alpha_{изл} = \frac{0,755 \cdot 67 \left[\left(\frac{334,7}{100} \right)^4 - \left(\frac{293}{100} \right)^4 \right] \pi 1,2}{(334,7 - 293) \pi 1,2} = 5,2818.$$

7. Определяем общий коэффициент теплоотдачи α_{Σ} , Вт/(м²·град):

$$\alpha_{\Sigma} = 2,167 + 5,2818 = 7,4488.$$

8. Рассчитываем тепловой поток излучения трубы $\Phi_{I\Sigma}$, на единице ее длины Вт/м

$$\Phi_{I\Sigma} = 7,4488(61,7 - 20) \cdot \pi 1,2 = 1170,404.$$

9. Сравниваем значения Φ_{IT} и $\Phi_{I\Sigma} \Delta = |\Phi_{IT} - \Phi_{I\Sigma}| = |1169,127 - 1170,404| = 1,277$.

Различие между Φ_{IT} и $\Phi_{I\Sigma}$ составляет меньше 1 % от их значений, что дает возможность, в условиях приближенного расчета, считать потоки равными и температуру 61,7 °С искомой температурой на поверхности трубы.

№	Внутренний диаметр d_1 , м	Внешний диаметр d_2 , м	Температура внутри T_1 , °С	Рекомендуемая темп. пов. T_2 , °С	Температура окр. среды $T_{окр}$, °С
1	1	1,10	100	74,3	20
2	1	1,20	100	61,6	20
3	1	1,25	100	57,2	20
4	1	1,30	100	53,7	20
5	1	1,40	100	48,2	20
6	1	1,45	100	46,1	20
7	1	1,50	100	44,2	20
8	1	1,60	100	41,1	20
9	1	1,65	100	39,8	20
10	1	1,70	100	38,7	20
11	1	1,80	100	36,7	20
12	1	1,85	100	35,9	20
13	1	1,90	100	35,1	20
14	1	2,00	100	33,7	20

Контрольные вопросы

1. Что такое теплопроводность?
2. Опишите механизм переноса энергии в различных средах.
3. Какое допущение принимает аналитическая теория теплопроводности относительно молекулярного строения вещества?
4. Что является основным условием теплообмена?
5. Какое изменение температуры является основным предметом аналитического исследования теплопроводности? Приведите формулу.
6. Что такое температурное поле?
7. Что такое изотермическая поверхность?
8. Что такое градиент температуры? Приведите формулу.
9. Как формулируется законом Фурье? Приведите формулу.
10. Что такое коэффициент теплопроводности? Какие факторы на него влияют?
11. Приведите формулу для расчета коэффициента теплопроводности.
12. Какой вид имеет зависимость коэффициента теплопроводности от температуры? Приведите формулу.
13. Из какого материала выполнен образец исследуемый в данной лабораторной работе? С какой целью был выбран именно он?
14. Какие факторы оказывают наибольшее влияние на коэффициент теплопроводности диэлектриков?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6 - ИНДИЦИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ ПЛОСКОСТЕЙ И НАПРАВЛЕНИЙ. ПЛОТНОСТЬ УПАКОВКИ АТОМОВ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ

Цель работы:

Приобретение практических навыков индирования кристаллографических плоскостей и направлений. Решение задач по определению плотности упаковки атомов.

Краткие теоретические сведения

Идеальный кристалл – застывшая схема, в которой неподвижные атомы образуют правильную систему точек. Способом описания структуры идеального кристалла является пространственная решётка. Пространственная решётка – это воображаемая пространственная сетка, в узлах которой находятся атомы.

Допущения модели пространственной решётки: а) атомы в структуре идеального кристалла представляются в виде жёстких сфер, данной сферой описывается область пространства, в которой располагается ядро атома и все электроны, кроме валентных; б) между атомами расстояние много меньше, чем это показано на модели; в) между атомами нет жёстких механических связей.

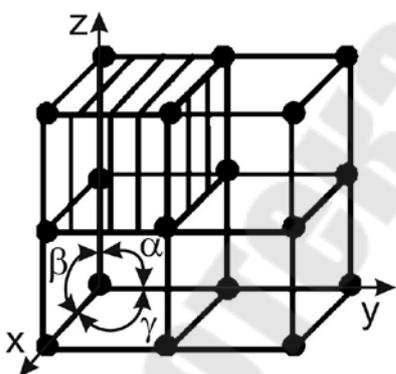


Рисунок 23 – Заштрихована элементарная ячейка кристаллической решётки

Элементарная ячейка – это минимальный объём пространственной решетки, который даёт представление об атомной структуре кристалла в целом. Внутри пространственной решётки всегда можно выделить минимальный объём, который даёт представления о кристалле в целом. При последовательной трансляции минимального объёма вдоль осей координат можно построить весь кристалл (Рисунок 23).

Для описания элементарной кристаллической ячейки необходимо знать периоды трансляции (периоды ячейки) (a, b, c) и углы между трансляционными осями (α, β, γ) .

Ячейки отличаются друг от друга степенью симметричности. Различают 7 видов ячеек (сингоний). Симметричность ячейки определяется количеством элементов симметрии (центров, плоскостей и осей). Различают простые (или примитивные) ячейки, в которых атомы располагаются только в вершинах элементарного параллелепипеда, и сложные - содержащие атомы на гранях, ребрах или внутри ячейки. С учётом этого обстоятельства, количество ячеек увеличивается до 14. Данные решётки называются решётками Бравэ. Подавляющее большинство металлических кристаллов образуют одну из 3-х сложных ячеек: 1) объёмно-центрированная кубическая (ОЦК); 2) гранецентрированная кубическая (ГЦК); 3) гексагональная плотно упакованная (ГПУ).

Плотность упаковки атомов в кристаллических структурах характеризуется координационным числом – это количество атомов, находящихся на минимальном и одинаковом расстоянии от данного атома. Например, в ОЦК решетке для каждого атома число таких соседей будет равно восьми (К8). Чем выше координационное число, тем плотнее располагаются атомы.

Коэффициент укладки – это количественная характеристика плотности упаковки атомов в решётке, вычисляется следующим образом:

$$\eta = \frac{V_{ат} \cdot n}{V_{яч}}$$
, где n – число атомов, приходящееся на одну ячейку; $V_{ат}$ - объём атома; $V_{яч}$ - объём ячейки. Например, для ОЦК решетки $\eta = 0,68$ - это означает что 68% объёма ячейки занято атомами, а остальное приходится на межатомные промежутки.

Индексы плоскостей – это отрезки, которые плоскости отсекают на осях координат, взятые обратными величинами и приведенные к системе 3-х целых рациональных чисел: (hkl) - индексы Миллера. На рис. 2 изображена плоскость, которая отсекает на осях координат соответствующие отрезки: $x=1/2$; $y=1$, $z=1/3$ периода. Находим обратные величины: 2, 1, 3. Если бы получались дробные значения, то их надо было бы привести к системе трёх рациональных чисел. Таким образом, данная плоскость имеет следующие индексы: (213).

Если плоскость параллельна оси координат, то индекс по этой оси будет равен 0, т.к. эта плоскость отсекает на координатной оси отрезок равный бесконечности.

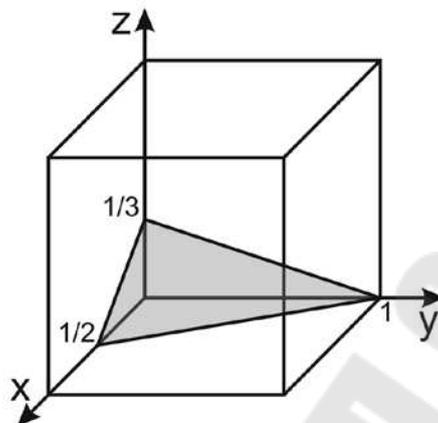


Рисунок 23 - К определению индексов плоскости

Рассмотрим кубическую ячейку, изображённую на рисунке 23, плоскости её граней имеют следующие индексы: передняя (100), задняя ($\bar{1}$ 00), правая (010), левая (0 $\bar{1}$ 0), верхняя (001), нижняя (00 $\bar{1}$). Все плоскости имеют одинаковый набор индексов. Данные плоскости образуют семейство кристаллографически идентичных плоскостей $\{100\}$. В данном случае указано семейство куба, т.к. при пересечении в пространстве шести кристаллографических плоскостей образуется куб. Признаки кристаллографически идентичных плоскостей: а) одинаковый набор индексов; б) одинаковое межплоскостное расстояние; в) одинаковое расположение атомов во всех плоскостях этого семейства.

Индексы направления – координаты любой точки на векторе направления, начало которого лежит в начале координат. Берется любая точка на направлении, определяются её координаты, используя период как единицу длины, и приводят эти координаты к системе трех целых рациональных чисел.

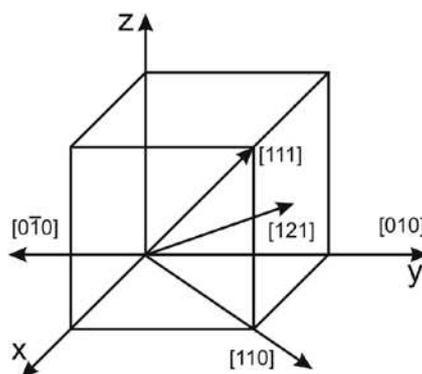


Рисунок 24 – К определению индексов направлений

Рассмотрим направление $[121]$ на рис. 3, индексы этого направления определяются следующим образом: чтобы попасть из начала координат в точку на этом направлении нужно сместиться по оси x на $1/2$, по оси y на 1 и по оси z на $1/2$ периода решётки, полученные координаты приводим к системе трёх рациональных чисел - получается $[121]$.

Для кристаллов кубической сингонии индексы направлений одинаковы с индексами плоскостей, к которым эти направления перпендикулярны.

Направления указывают в квадратных скобках, а семейства направлений в треугольных, например, $\langle 100 \rangle$ семейство направлений легкого намагничивания в кубической решётке, включающее направления $[100]$, $[\bar{1}00]$, $[010]$, $[0\bar{1}0]$, $[001]$, $[00\bar{1}]$.

Для удобства при определении или построении плоскостей и направлений начало координат (откуда исходят оси) можно переносить в любой узел решётки.

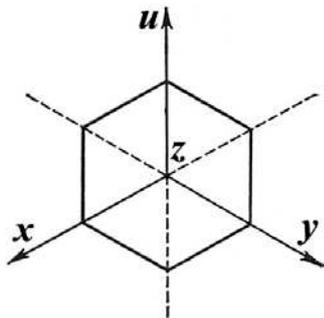
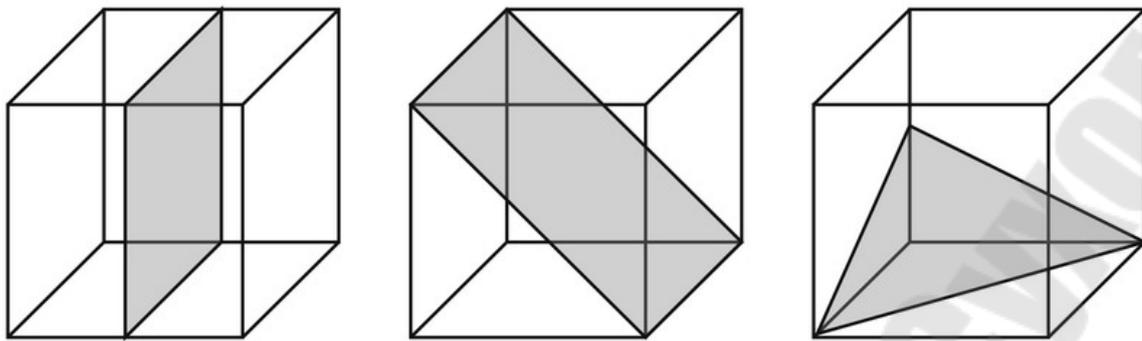


Рисунок 25 - Оси гексагональной сингонии

При индицировании плоскостей и направлений в кристаллах гексагональной сингонии существует своя особенность. В гексагональных кристаллах применяется система из четырёх индексов $(h k i l)$, где i - индекс по четвертой оси u (рис. 4), который вычисляется как $i = -h + k$. Ось z на рисунке 25 направлена перпендикулярно плоскости рисунка. Такая система принята для исключения несоответствия при обозначении кристаллографически идентичных плоскостей.

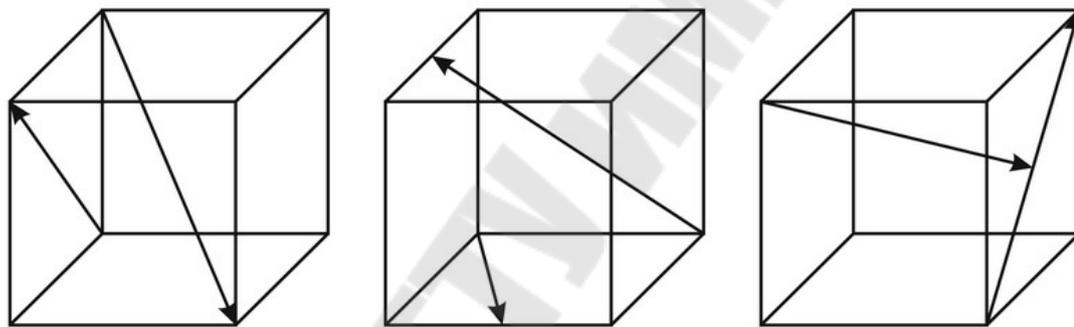
Методика выполнения работы

1. Изучите основные представления об особенностях обозначения кристаллографических плоскостей и направлений.
2. Определите индексы Миллера следующих плоскостей:



3. Изобразите следующие плоскости в решетке кубической сингонии: (101) , $(\bar{1}\bar{1}1)$, (002) , $(3\bar{2}1)$, $(22\bar{2})$.

4. Определите индексы следующих направлений:



5. Изобразите следующие направления в решетке кубической сингонии: $[011]$, $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$, $[201]$, $[\bar{2}10]$, $[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$.

6. Определите индексы всех шести граней гексагональной призмы и индексы осей координат x , y , z .

7. Определите коэффициент укладки примитивной кубической ячейки

8. Составьте отчет о работе.

Содержание отчета

Цель работы.

Основные теоретические представления об особенностях обозначения кристаллографических плоскостей и направлений.

Результаты выполнения заданий.

Контрольные вопросы

1. Назовите три типа самых распространенных решёток металлических кристаллов.
2. Как определить координационное число?

3. Что характеризует коэффициент укладки?
4. Как определить индексы Миллера для плоскости?
5. Как определяются индексы направлений?

Библиотека ГГТУ им. П.О.Суворова

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №7 - ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЕРИОДА РЕШЕТКИ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ

Цель работы

Изучение методических основ и приемов определения периода кристаллической решетки методом рентгеноструктурного анализа.

Краткие теоретические сведения

Кристаллическая решетка представляет собой совокупность атомных кристаллографических плоскостей, играющих для рентгеновских лучей роль своеобразного зеркала. Поэтому, направляя рентгеновские лучи на кристаллическую решетку под разными углами Θ и регистрируя детектором отраженные рентгеновские лучи, можно построить рентгенограмму - график угловой зависимости интенсивности рентгеновских лучей от данной системы атомных плоскостей (Рисунок 26), и по угловому положению соответствующих рефлексов рентгеновских дифракционных линий (РДЛ) на рентгенограмме (Рисунок 27) определить межплоскостное расстояние d и период кристаллической решетки a .

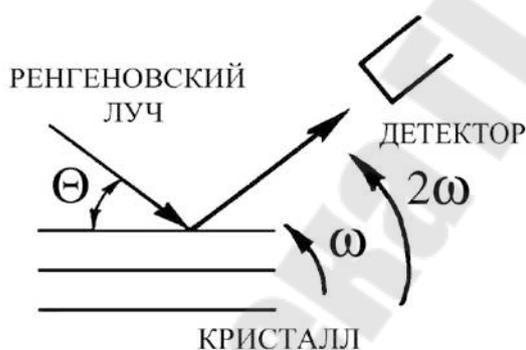


Рисунок 26 – Схема отражения рентгеновских лучей от атомных плоскостей кристалла

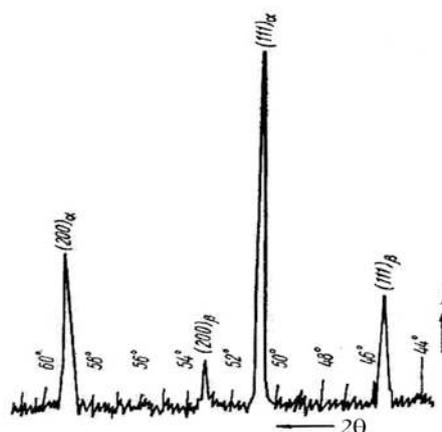


Рисунок 27 – Участок дифрактограммы меди

В современных условиях рентгенограмма строится с помощью специального рентгеновского аппарата - рентгеновского дифрактометра и называется дифрактограммой. Во время съемки рентгеновская трубка дифрактометра - источник рентгеновских лучей - неподвижна, а кристалл и детектор синхронизированно вращаются вокруг оси, перпендикулярной оси рентгеновского пучка с угловыми скоростями ω (образец) и 2ω (детектор),

т.е. при повороте кристалла на угол Θ детектор поворачивается на угол 2Θ . Это постоянно поддерживает равенство углов падения и отражения для изучаемой системы плоскостей и делает возможной непрерывную съемку. Для регистрации рентгеновской дифракционной картины применяются счётчики квантов излучения (газовые, сцинтилляционные, пропорциональные). В результате получают автоматическую запись зависимости интенсивности рассеянного излучения от угла дифракции, называемую дифрактограммой (Рисунок 27).

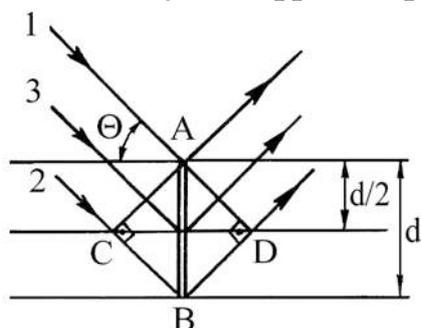


Рисунок 28 – К выводу формулы Вульфа-Брэгга

Рефлекс в соответствующем угловом положении рентгенограммы появится в том случае, если отраженные от разных плоскостей рентгеновские лучи усиливают друг друга. Это имеет место в случае, если разность хода рентгеновских лучей 1 и 2 между атомными плоскостями с межплоскостным расстоянием d равна целому числу длин волн, т.е. $CB + BD = n\lambda$ (рисунок 28), где n - порядок отражения, в данном случае равный единице. В свою очередь из геометрических соображений $CB = BD = d \cdot \sin\Theta$. Отсюда условие усиления рентгеновских лучей, падающих на систему плоскостей в кристалле, имеет вид

$$2d \cdot \sin \Theta = n\lambda . \quad (31)$$

Это основное уравнение дифракции, которое называется формулой Вульфа-Брэгга. При выполнении этого условия на дифрактограмме регистрируется рефлекс.

По угловому положению дифракционных рефлексов, полученных от плоскостей с различными кристаллографическими индексами (hkl) в излучении с известной длиной волны λ можно, используя формулу Вульфа-Брэгга, определить межплоскостное расстояние d и период кристаллической решётки a по специальным формулам (см. ниже).

Количество рефлексов на дифрактограмме зависит также от длины волны λ используемого рентгеновского излучения. Железное излучение на

дифрактограмме металлов с решеткой ОЦК фиксирует рефлексы (110), (200), (211) и (220). При использовании различных металлов (хром, железо, кобальт, медь, молибден) в качестве источников рентгеновского излучения формируется несколько спектральных линий ($K\alpha_1$, $K\alpha_2$, $K\beta$), характеризующихся своими длинами волн. Поэтому на дифрактограмме появляются три системы рефлексов от одних и тех же атомных плоскостей. Для устранения $K\beta$ - излучения применяют специальные фильтры при рентгеновской съемке. Рентгеновский анализ проводят по более интенсивному $K\alpha$ -излучению, если полученный рефлекс разрешен, т.е. можно выделять часть рефлекса от $K\alpha_1$ - и $K\alpha_2$ -излучений, либо по суммарному ($K\alpha_1 + K\alpha_2$)-излучению, если рефлекс не разрешен. В первом случае используют длину волны $\lambda K\alpha_1$, а во втором - $\lambda K\alpha_{cp} = \frac{\lambda K\alpha_1 + \lambda K\alpha_2}{2}$.

Длины волн $\lambda K\alpha_1$ и $\lambda K\alpha_2$ железного излучения равны соответственно 0,193597 и 0,193091 нм.

Периоды решетки a , b , c связаны с межплоскостным расстоянием d и кристаллографическими индексами атомных плоскостей h , k , l через, так называемую, квадратичную форму для прямоугольных систем - ромбической ($a \neq b \neq c$), тетрагональной ($a = b \neq c$), кубической ($a = b = c$):

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (32)$$

В частном случае, для кубической системы квадратичная форма имеет следующий вид $\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}$.

Подставляя выражение квадратичной формы для кубической системы в уравнение Вульфа-Брэгга, получим расчетную зависимость для определения периода a кристаллических решеток кубической системы $a = \frac{\lambda}{2 \sin \Theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$. Полученная зависимость указывает на то, что для определения периода a решетки кубической системы достаточно определить угловое положение одного рефлекса этих решеток на дифрактограмме (для тетрагональной - два, а для ромбической - три рефлекса).

Точность расчета периода кристаллической решетки по полученным рефлексам на дифрактограмме зависит от точности определения углового

положения рефлекса и при прочих равных условиях тем выше, чем больше угол отражения Θ .

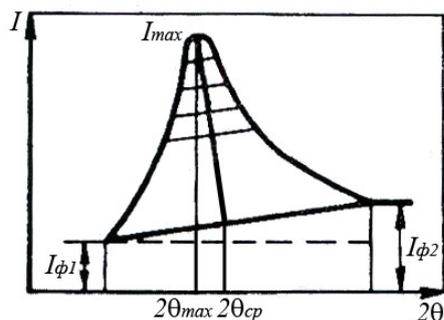


Рисунок 29 – Схема к определению положения центра тяжести дифракционной линии методом срединных точек

Угловое положение дифракционных рефлексов определяется по максимуму (максимальной ординате) рефлекса и методом срединных точек.

При определении положения максимума профиля РДЛ методом срединных точек (рисунок 29) в его верхней части проводят несколько секущих, параллельных линии фона. Затем определяют точки положения средин отрезков, которые соединяют линии профиля лежащие по разные стороны от максимума.

Полученные точки соединяют кривой, которая экстраполируется до усреднённой линии фона. Полученной точке пересечения соответствует угол отражения Θ , который и определяет положение максимума профиля РДЛ.

Методика выполнения работы

1. Изучите методические основы и приемы рентгеновского метода определения кристаллической решетки.
2. По дифрактограмме определите угловое положение рефлекса по максимуму (максимальной ординате) рефлекса и методом срединных точек
3. Определите значение угла Θ ($2\Theta/2$) и $\sin\Theta$.
4. Для указанного на дифрактограмме типа излучения найдите длину волны используя справочные данные. Для железного излучения длины волн $\lambda K\alpha_1$ и $\lambda K\alpha_2$ равны соответственно 0,193597 и 0,193091 нм. Определите $\lambda K\alpha_{cp}$ и используйте это значение.
5. Зная длину волны λ и $\sin\Theta$ по формуле Вульфа-Брэгга вычислите межплоскостное расстояние d .
6. По квадратичной формуле определите период кристаллической решетки.
7. Изобразите схему кристаллической решетки изучаемого металла.

8. Изобразите кристаллографические плоскости, по отражениям от которых рассчитан период решетки.
9. Рассчитайте коэффициент укладки кристаллической решетки изучаемого металла.
10. Составьте отчет о работе.

Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Методические основы и приемы рентгеновского метода определения периода кристаллической решетки.
3. Ход и результаты расчета периода решетки металла.
4. Схема кристаллической решетки изучаемого металла.
5. Кристаллографические плоскости, по отражениям от которых рассчитан период решетки.
6. Коэффициент укладки кристаллической решетки изучаемого металла.
7. Выводы на основании полученных результатов.

Контрольные вопросы

1. Как рентгеновским методом можно определить период кристаллической решетки?
2. Что представляет собой рентгенограмма (дифрактограмма)?
3. Напишите условие усиления рентгеновских лучей при отражении от различных атомных плоскостей?
4. Изобразите плоскости (100), (111), (110) на схеме примитивной кубической кристаллической решетки.
5. Каково минимальное количество рефлексов для определения периодов a и c тетрагональной кристаллической решетки?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №8 - ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Цель работы

Изучение методических основ термического анализа и его использование для определения температуры кристаллизации металлов по кривым охлаждения.

Краткие теоретические сведения

Переход металла из жидкого состояния в твёрдое с образованием кристаллической структуры называется первичной кристаллизацией. Движущая сила процесса кристаллизации – стремление термодинамической системы обрести состояние с минимальной свободной энергией.

Свободная энергия Гиббса (при постоянном давлении) определяется выражением: $F = U - TS$, где U – внутренняя энергия системы; T – температура; S – энтропия. Внутренняя энергия (U) системы является суммой потенциальных и кинетических энергий всех частиц, составляющих эту систему. Если система изолирована от окружающей среды, то внутри неё энергия неизменна. Энтропия (S) является количественной мерой неупорядоченности системы. Равновесная температура кристаллизации (T_0) – это температура, при которой свободные энергии жидкой и твердой фаз равны. На рисунке 30 показаны зависимости свободных энергий твердой $F_{тв}$ и жидкой $F_{ж}$ фаз от температуры.

При охлаждении в точке T_0 не происходит кристаллизации, т.к. свободная энергия жидкой и кристаллической фаз одинакова. Для начала кристаллизации необходимо переохладить вещество на величину ΔT (степень переохлаждения), чтобы возникла разница свободных энергий ΔF – химическая движущая сила (ХДС).

Кривая охлаждения (рис. 31) – это зависимость температуры от времени, её вид зависит от степени переохлаждения (ΔT). Чем больше степень переохлаждения, тем больше значение ХДС. При охлаждении вещества, в определенный момент, температура перестаёт понижаться (горизонтальный участок на кривой охлаждения), это связано с выделением скрытой теплоты, которая компенсирует естественный теплоотвод. Иногда температура может повышаться, это вызвано большой степенью переохлаждения.

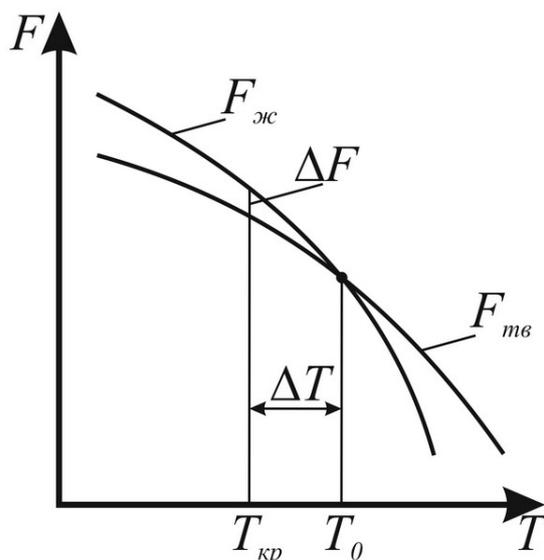


Рисунок 30 – Зависимость свободных энергий от температуры

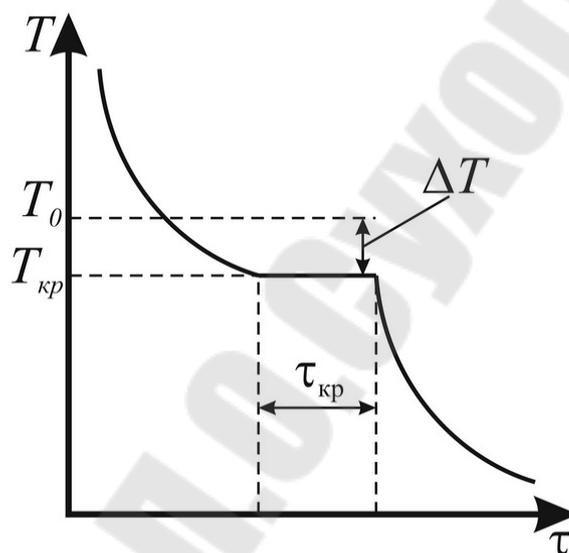
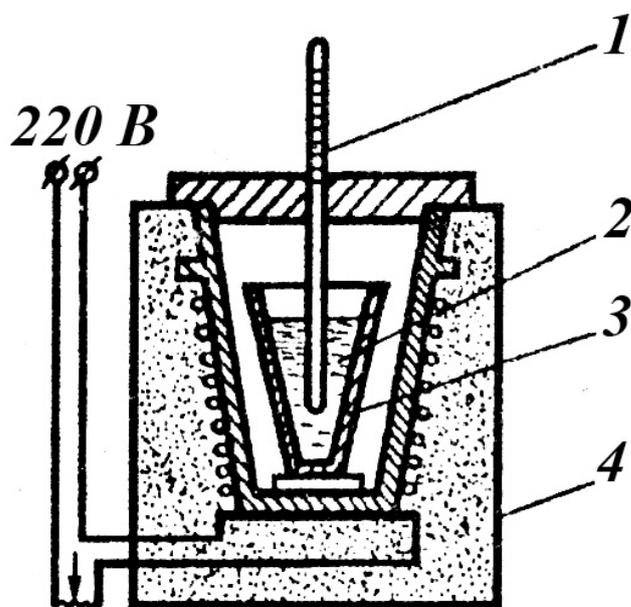


Рисунок 31 –Кривая охлаждения чистого металла

Температуру при которой начинается кристаллизация ($T_{кр}$) называют практической температурой кристаллизации. Её можно определить используя термический анализ - физический метод исследования, основанный на фиксации тепловых эффектов, возникающих при различных внутренних превращениях.

После расплавления металла печь выключают и расплав охлаждается равномерно вместе с печью. В процессе охлаждения через определённые промежутки времени (30 сек) регистрируется температура. На основании полученных результатов строятся кривые охлаждения в координатах температура - время (рисунок 31). Анализ кривых охлаждения позволяет определить температуру кристаллизации благодаря наличию теплового эффекта.

Тепловой эффект обусловлен происходящими фазовыми превращениями. Он вызывает изменение скорости падения температуры: при охлаждении расплавленного металла в момент кристаллизации происходит остановка или резкое замедление падения температуры (при большой степени переохлаждения температура может даже повышаться). Тепловой эффект проявляется в виде аномалии (горизонтальный участок на рисунок 31) на кривой охлаждения. По температуре появления этой аномалии можно судить о температуре кристаллизации.



1 - термометр; 2 - расплав; 3 - тигель; 4 - тигельная электропечь

Рисунок 32 – Схема установки для определения температур кристаллизации металлов и сплавов.

Суть метода термического анализа состоит в том, что испытуемый металл помещают в тигельную электропечь (рисунок 32) и доводят до плавления. При этом в тигель введён термометр, изолированный от непосредственного контакта с горячим металлом.

Методика выполнения работы

1. Изучите основные теоретические представления о процессе кристаллизации и методе термического анализа.
2. Включите тигельную электропечь, в которую помещён чистый металл (олово или свинец). Когда металл расплавится, выключите печь (указанные операции выполняются с лаборантом).
3. Во время охлаждения металла от температуры, несколько превышающей температуру плавления, регистрируйте показания термометра через каждые 30 с. Регистрацию температуры прекратите через 2-3 мин. после затвердевания металла.
4. По полученным данным (значениям температуры и времени) постройте кривую охлаждения в координатах $T = f(\tau)$.
5. По перегибам на кривой охлаждения (горизонтальном участке) определите температуру кристаллизации ($T_{кр}$).
6. Узнайте из справочных данных равновесную температур (T_0) кристаллизации данного металла и определите степень переохлаждения ($\Delta T = T_0 - T_{кр}$) для данного случая.
7. Составьте отчет о работе.

Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Основные теоретические представления о процессе кристаллизации и методе термического анализа.
3. Схема установки для определения температур кристаллизации.
4. Кривая охлаждения исследуемого металла.
5. Результаты эксперимента.
6. Выводы на основании полученных результатов.

Контрольные вопросы

1. Что называют первичной кристаллизацией?
2. Что является движущей силой процесса кристаллизации?
3. Каким методом определяют температуру кристаллизации?
4. Как построить кривую охлаждения?
5. Что такое тепловой эффект?
6. Как по кривой охлаждения определить температуру кристаллизации?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №9 - ИЗУЧЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПРОДУКТОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Цель работы:

Изучение особенностей кристаллизации при дендритном механизме роста.

Краткие теоретические сведения

Процесс кристаллизации начинается с образования зародышей, на которые из жидкой (или газообразной) фазы затем "осаждаются" атомы. Процесс кристаллизации можно подразделить на два этапа: зародышеобразование и рост кристалла. Ход кристаллизации на стадии роста зародышей показан на рисунке 33: зародыши вначале растут свободно в расплаве и образуют дендритовидные скелеты кристаллов (рис. 1, а, б, в); далее происходит заполнение скелета, относительно свободное увеличение размеров кристаллов до их взаимного соприкосновения (рис. 1, г, д, е). При кристаллизации в большинстве случаев образуются поликристаллы. Только при соблюдении особых условий кристаллизации можно получить монокристалл твердого тела.

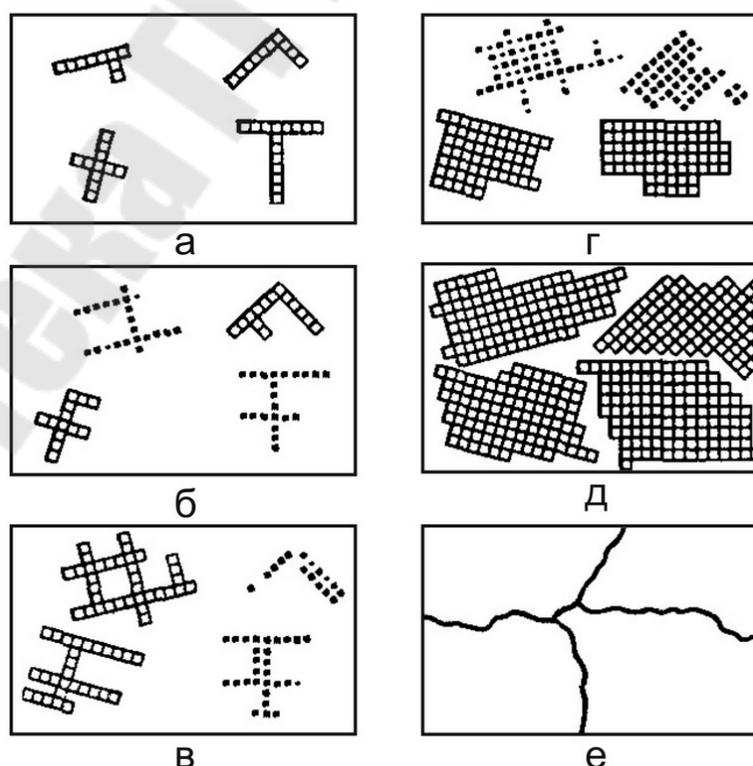


Рисунок 33 –Схема кристаллизации

Можно выделить два основных случая образования зародышей:

1. Гомогенное зародышеобразование. Способные к росту зародыши возникают, когда при переохлаждении ΔT достигают термодинамически равновесной для твердого тела температуры. Зародышеобразование в исходной гомогенной жидкой фазе зависит от разницы свободных энергий жидкого и твердого кристаллического состояния ΔG . Величину ΔG можно рассматривать как сумму $\Delta G_{об}$ - характеризующего уменьшение энергии за счёт образования единичного объёма новой фазы (объёмная энергия) и $\Delta G_{нов}$ - характеризующего увеличение энергии системы за счёт образования новых граничных поверхностей (поверхностная энергия):

$$\Delta G = -\Delta G_{об} + \Delta G_{нов}; \quad (33)$$

$$-\Delta G_{об} = \frac{4\pi r^3 \Delta H_B}{3}; \quad +\Delta G_{нов} = 4\pi r^2 \gamma,$$

где r - радиус зародыша; H_B - отнесённая к единице объёма внутренняя энергия образования твердой фазы (выраженная через теплосодержание); γ - поверхностная энергия новых границ (поверхностей) при образовании фазы.

Зародыш - малая частица данного материала, которая является стабильной фазой или подобная ей и образуется вследствие теплового движения в исходной фазе благодаря случайным встречам частиц, образующих структуру конечной (новой) фазы, обладающей более низкой энергией. Для простоты форму зародыша принимают за сферу радиусом r . Зародышеобразование описывается кривой на рисунке 34.

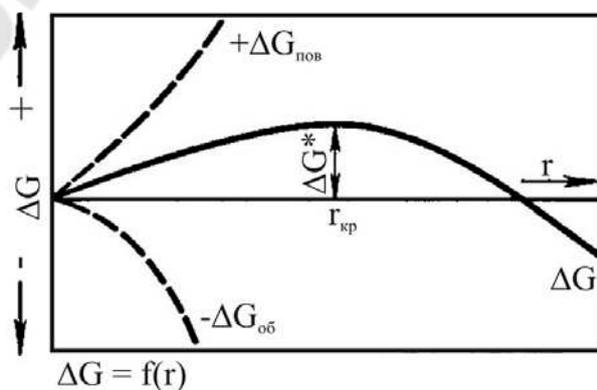


Рисунок 34 – Зависимость свободной энергии от размера зародыша

Когда $\Delta G = f(r)$ достигает максимума $\Delta G^* = f(r_{кр})$, где $r_{кр}$ - критический радиус зародыша, то наступает состояние равновесия, т.е.

зародыш может с равной вероятностью или исчезнуть, или продолжать расти. При $r > r_{кр}$ уменьшается ΔG и образуется стабильный, способный к дальнейшему росту зародыш, а при $r < r_{кр}$ увеличивается ΔG и зародыш исчезает (растворяется).

2. Гетерогенное зародышеобразование. Для зародышеобразования зачастую нет необходимости в значительном переохлаждении ΔT , а достаточно неоднородностей структуры исходной фазы - дефектов решетки, чужеродных фаз, готовых поверхностей подложек (затравок), которые понижают энергию, необходимую для образования зародыша.

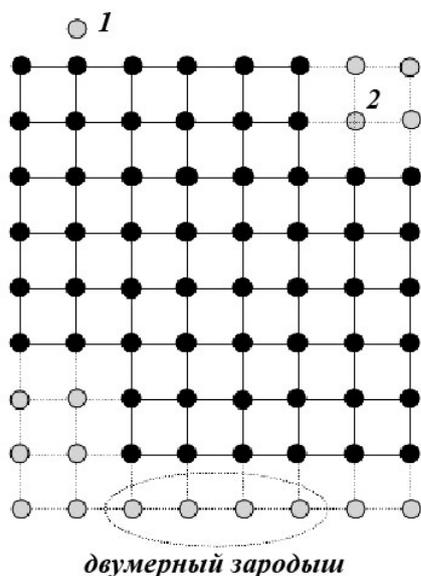


Рисунок 35 – Присоединение атомов к растущему кристаллу

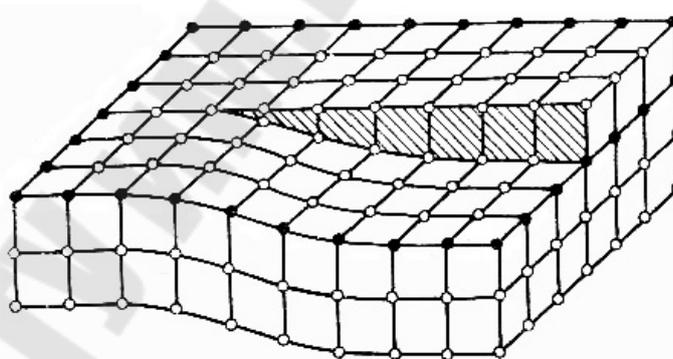


Рисунок 36 – Винтовая дислокация

Процесс роста зародыша иллюстрирует рисунок 35. Атом (1) не присоединится к решётке, т.к одной связи недостаточно, чтобы преодолеть тепловое движение. Атом (2), имея двойную связь, присоединяется к кристаллу. Когда все пороги заполнены, одиночные атомы перестают присоединяться. Выдерживается определённая пауза, время для создания двумерного зародыша, при присоединении которого образуются пороги. Существенно легче идёт процесс роста при наличии винтовой дислокации (рисунок 36). Атомы присоединяются к порогу винтовой дислокации, образуя новый порог. Процесс такого заполнения порогов не требует наличия двумерных зародышей.

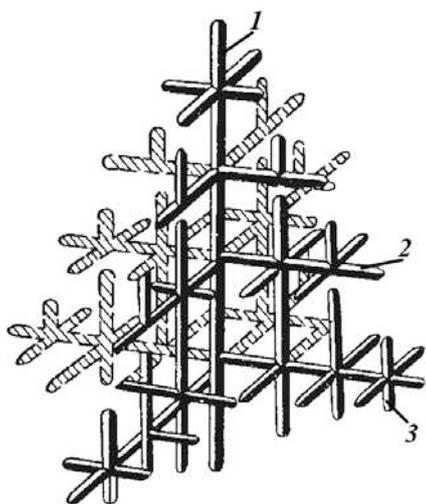


Рисунок 36 – Схема дендрита: 1, 2, 3 - оси 1-го, 2-го и 3-го порядка соответственно

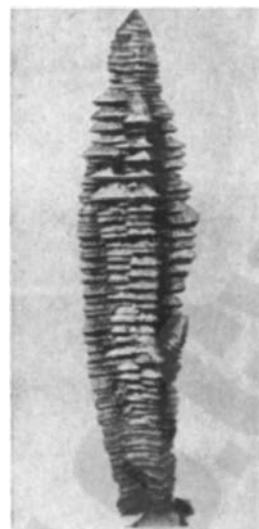


Рисунок 37– Гигантский дендрит, обнаруженный Д.К. Черновым

Форма и размер зерен, образующихся при кристаллизации, зависят от условий их роста: от скорости и направления отвода тепла, температуры жидкого металла и от содержания примесей. Рост зерна происходит по дендритной (древовидной) схеме (рисунок 36). Установлено, что максимальная скорость роста кристаллов наблюдается по плоскостям и направлениям с наибольшей плотностью упаковки атомов. В результате вырастают длинные ветви, которые называются осями первого порядка. По мере роста на осях первого порядка появляются и начинают расти ветви второго порядка, от которых ответвляются оси третьего порядка и т.д. В последнюю очередь идёт кристаллизация в участках между осями дендритов.

Дендриты растут до тех пор, пока не соприкоснутся друг с другом. После этого окончательно заполняются межосные пространства, и дендриты превращаются в кристаллы, по форме близкие к равновесным, с неправильной внешней огранкой. Такие кристаллы называют зернами или кристаллитами. При недостатке жидкого металла для заполнения межосных пространств (например, на открытой поверхности слитка или в усадочной раковине) кристалл сохраняет дендритную форму. Такой дендрит впервые обнаружен Д.К. Черновым на поверхности усадочной раковины стального слитка массой 100 т (рисунок 37). На границах между зернами в участках между осями дендритов накапливаются примеси, появляются поры из-за усадки и трудностей подхода жидкого металла к фронту кристаллизации.

Способ выращивания монокристаллов из растворов

Этот способ основан на диффузии атомов растворенного вещества к растущему кристаллу при понижении температуры или увеличении концентрации. Выращивание обычно производится на затравках. При выращивании кристаллов из раствора методом охлаждения концентрация раствора растёт из-за того, что растворимость вещества обычно уменьшается при понижении температуры.

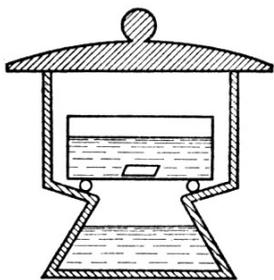


Рисунок 38 – Схема выращивания монокристалла из раствора

На рисунке 38 показана простейшая схема выращивания кристаллов из растворов путем испарения раствора (схема по А.В. Шубникову). Сосуд с растущим кристаллом (затравкой) - так называемый кристаллизатор - помещен в эксикатор, на дне которого находится вещество, поглощающее влагу из раствора (силикагель), из-за чего увеличивается концентрация вещества в растворе и затравка, лежащая на дне эксикатора, растёт.

Стоит помнить, что любая пылинка может стать новым центром кристаллизации и на ней начнут расти новые, мелкие, так называемые паразитные кристаллы, мешающие росту основного кристалла.

Методика выполнения работы

1. Изучите основные теоретические представления о процессе кристаллизации, дендритном механизме роста и о выращивании монокристалла.
2. Создайте в стакане с водой пересыщенный раствор гипосульфита: растворяйте (помешивая) в воде порошок гипосульфита до тех пор, пока он не перестанет растворяться (появится осадок).
3. Когда осадок окончательно осядет, поместите капельку раствора на стёклышко. Установите стёклышко на предметный столик бинокулярного микроскопа.
4. Наблюдайте процесс кристаллизации через каждые 10-15 минут в течение занятия.
5. Нарисуйте увиденные картины от начала кристаллизации и до полного затвердевания кристаллов гипосульфита.
6. Составьте отчет о работе.

Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Основные теоретические представления о процессе кристаллизации и дендритном механизме роста.
3. Способ выращивания монокристаллов.
4. Картины кристаллизации, наблюдаемые во время эксперимента.
5. Выводы на основании полученных результатов.

Контрольные вопросы

1. Назовите две основные стадии процесса кристаллизации.
2. Что понимают под критическим размером зародыша?
3. Объясните механизм дендритного роста кристаллов.
4. Как происходит присоединение атомов к растущему кристаллу?
5. Как получить монокристалл?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №10 - ГРАФИКА КРИСТАЛЛОВ

Цель работы:

Изучение возможностей программы Shape for Windows и построение графического изображения кристалла.

Краткие теоретические сведения

Графическое изображение кристалла является самым наглядным способом, дающим представление о его габитусе. Существует два вида изображений кристаллов – в ортогональной и перспективной (аксонометрической) проекциях.

Ортогональная проекция представляет собой вид кристалла сверху вдоль оси c . Обычно строится проекция, при которой ось a направлена сверху вниз, а ось b – слева направо, а для получения окончательного чертежа, рисунок разворачивают по часовой стрелке приблизительно на 20 градусов. Для кристаллов, имеющих различную морфологию верхней и нижней головок (гемиморфные кристаллы), приводят две проекции (вид сверху и вид снизу).

Наиболее распространены изображения кристаллов в аксонометрической проекции (принята «по умолчанию» в программе Shape for Windows), поскольку они обычно позволяют изобразить большее число граней и придать изображению объем. Стандартная ориентировка кристалла при этом предполагает, что ось c располагается вертикально, а ось a проходит косо в направлении от чертежа в сторону наблюдателя с разворотом кристалла вокруг оси c «справа налево» на угол 20 градусов. Если при этом изображение кристалла оказалось неудачным, угол разворота (ракурс) можно произвольно изменить.

Обычно принято изображать идеализированные кристаллы минералов, на которых площади симметрично эквивалентных граней равны (если не стоит задача характеристики их реального облика). При этом допускается исключение слишком мелких несущественных граней и масштабирование, но габитус (соотношение площадей основных граней) должен сохраниться.

Классический способ (черчение вручную) предполагает построение кристалла по значениям углов ϕ и ρ , полученных по результатам гониометрии. Использование компьютера позволяет решить поставленную

задачу с большей точностью при известных значениях символов простых форм, образующих кристалл.

Порядок действий для построения кристалла

1. Запустить программу Shape for Windows.
2. В меню File выбрать команду New (Ctrl-N).
3. На вопрос о начале диалога с вводом переменных ответить Да (Yes).
4. В диалоговом окне Title/Axes ввести название (Title) минерала (по-русски), сингонию (Crystal system) и параметры элементарной ячейки (a, b, c, alpha, beta, gamma) (рисунок 39). В том случае, если даны не линейные параметры ячейки, а отношения осей, они вводятся вместо параметров. Нажать ОК.

Примечание. Для тригональных кристаллов следует выбирать систему trigonal hexagonal (то есть гексагональную элементарную ячейку, а не ромбоэдрическую).

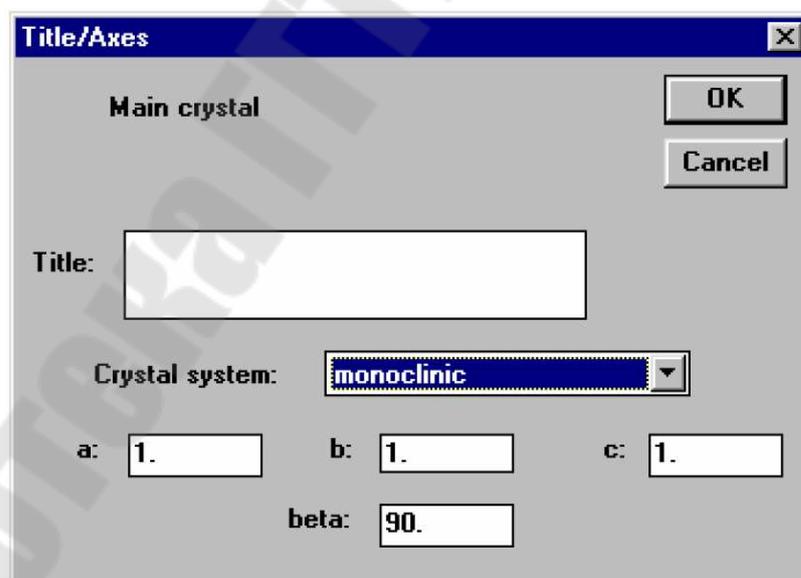


Рисунок 39 – Диалоговое окно Title/Axes

5. В диалоговом окне Symmetry – Point Group or Crystal Class (симметрия – точечная группа или кристаллический класс) выбрать вид симметрии (щелкнуть мышью в соответствующий кружок) и нажать ОК (рисунок 40).

Примечание. Символ инверсии (отражения в точке – т.е. знак «минус», который пишется над обозначением оси симметрии) заменен в программе латинской буквой *B* перед обозначением оси. Например, обозначение *B1* соответствует виду симметрии 1 . Через тире приведены менее употребительные символы Шёнфлиса.

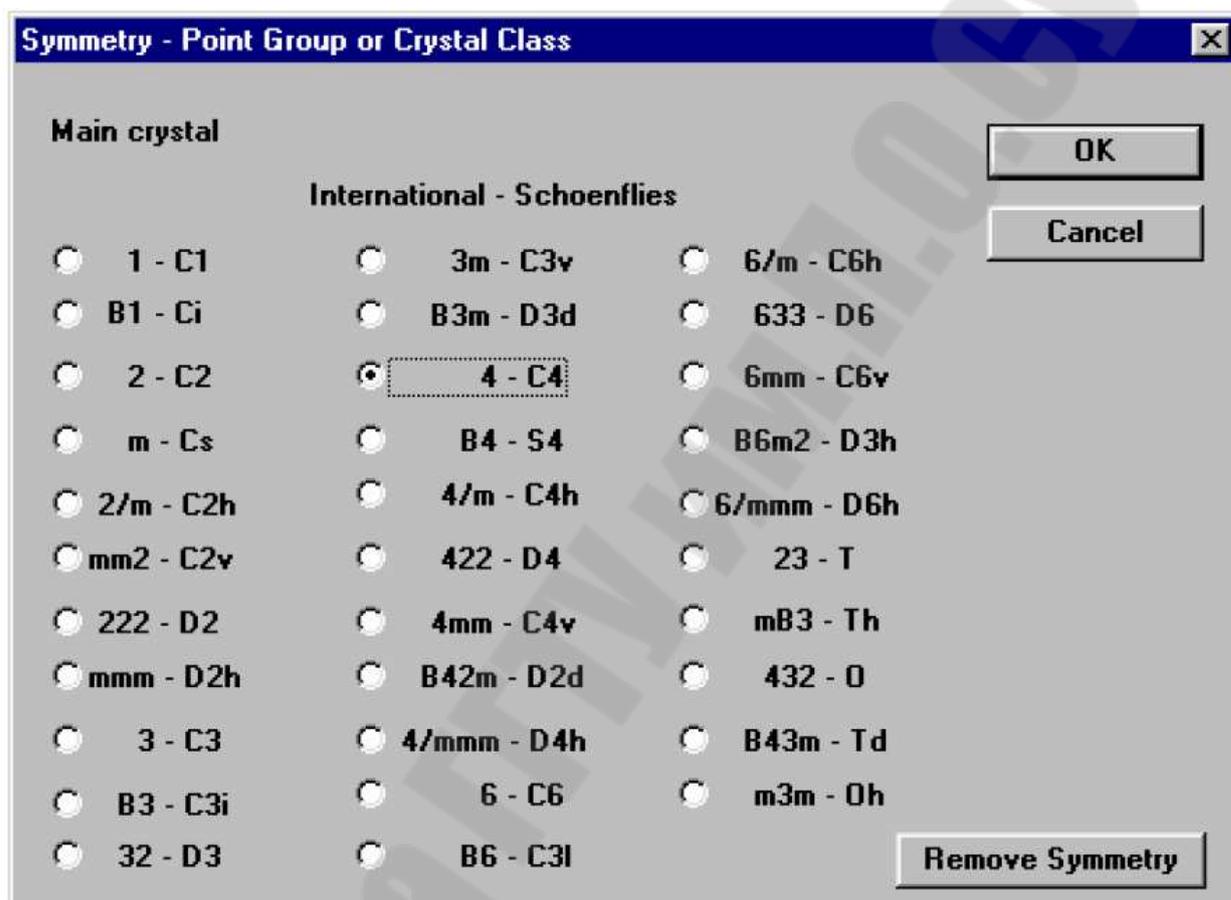


Рисунок 40 – Диалоговое окно **Symmetry – Point Group or Crystal Class**

6. В диалоговом окне **Forms List** (список форм, рисунок 41) ввести параметры первой простой формы.

6.1. Нажать кнопку **Add forms...** (добавить форму).

6.2. В открывшемся диалоговом окне **Add/Revise Form** (рисунок 42) ввести символ простой формы (числами hkl) и центральное расстояние **Central Distance** (т. е. расстояние от центра кристалла до грани в условных единицах, начинать рекомендуется с расстояния, равного 1), нажать **OK**.

Примечание. Для символов гексагональной системы следует вводить только три значения hkl (т. е., первый, второй и четвертый индексы обозначения $hkil$).

ВНИМАНИЕ! Дробная часть числа отделяется от целой части в программе Share точкой, а не запятой (англо-американский стандарт).

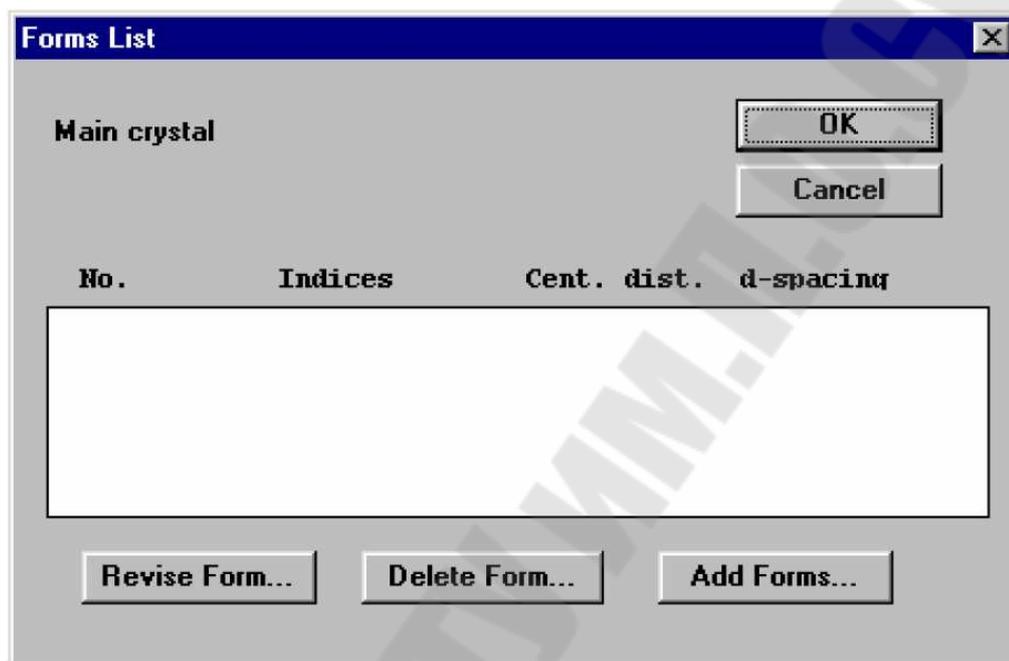


Рисунок 41 – Диалоговое окно Forms List

6.3. Вернуться к пункту 6.1 и добавить все прочие простые формы в соответствии с заданием.

7. В диалоговом окне Forms List нажать ОК. На вопрос о немедленном расчете формы кристалла (Calculate now?) ответить Да.

8. Теперь, если Вы ввели все простые формы в соответствии с заданием, на экране должен отобразиться кристалл.

ВНИМАНИЕ! Если введенные простые формы не образуют замкнутый многогранник, компьютер сообщит об этом посредством специального диалогового окна.

9. Если Вы не ввели все требуемые простые формы, продолжить ввод можно, используя меню Input1, команду Forms... В этом же меню можно менять название и сингонию с параметрами ячейки (команда Title/Axes...) и вид симметрии (команда Symmetry...).

Клавиши работы в окне Forms:

Add forms... – добавить простую форму

Revise form... – изменить выделенную простую форму

Delete form... – удалить выделенную простую форму

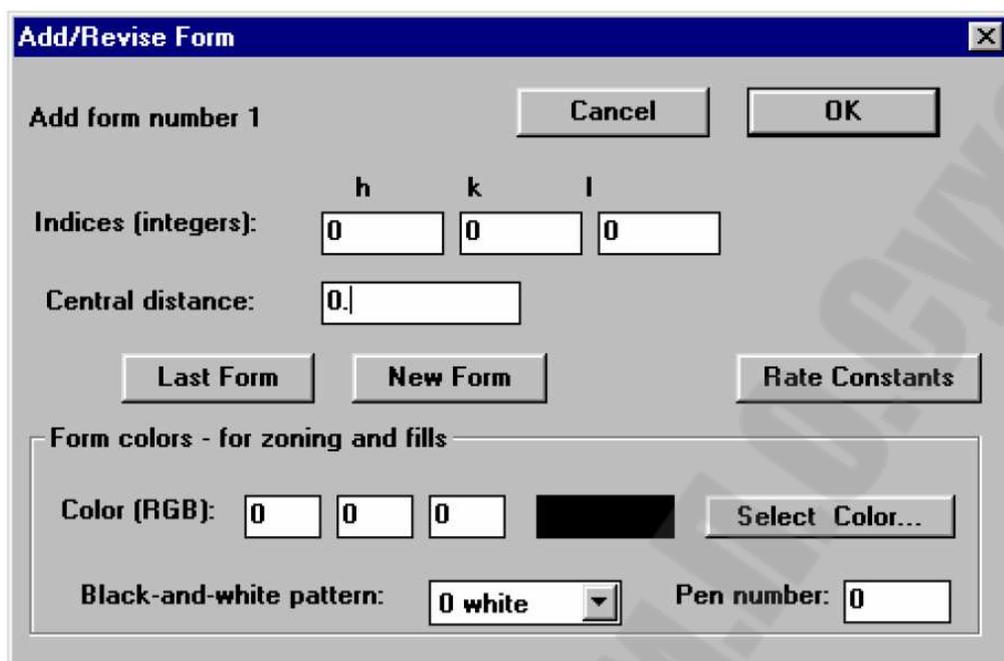


Рисунок 42 – Диалоговое окно Add/Revise Form

10. После того как все простые формы введены, и кристалл отображен в окне программы Shape, требуется привести площади его граней. Для этого следует откорректировать значения центрального расстояния граней всех простых форм, что производится «методом проб и ошибок» до достижения качественного соответствия заданным отношениям площадей между гранями разных простых форм. Общее правило: чем больше значение центрального расстояния, тем меньше площадь грани. Чтобы изменить центральное расстояние, достаточно щелкнуть левой кнопкой мыши по одной из граней выбранной простой формы. Центральное расстояние можно указывать с точностью до третьего знака (одной тысячной), причем имеет значение не его абсолютное значение, а относительное – для разных простых форм.

ВНИМАНИЕ! Если центральные расстояния разных простых форм различаются слишком сильно, то грани простой формы с большим расстоянием могут вообще исчезнуть, так как не будут пересекаться с гранями других простых форм (т. е. эта простая форма будет полностью «вне кристалла»).

После внесения любых изменений необходимо заново рассчитывать форму кристалла, нажимая Ctrl-C или выбирая из меню File команду Calculate (рассчитать).

Методика выполнения работы

1. Изучите основные теоретические представления о графическом изображении кристалла.
2. Получите у преподавателя данные необходимые для построения графического изображения кристалла.
3. Руководствуясь разделом 2 данной лабораторной работы постройте изображение кристалла в программе Shape for Windows.
4. Полученный результат покажите преподавателю.
5. Распечатайте получившееся графическое изображение кристалла на принтере.
6. Составьте отчет о работе.

Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Основные теоретические представления графическом изображении кристалла.
3. Порядок действий в программе Shape for Windows.
4. Вклейте распечатанное на принтере графическое изображение кристалла.
5. Выводы на основании полученных результатов.

Контрольные вопросы

1. Какой самый наглядный способ для получения представления о габитусе кристалла?
2. Какая наиболее удобная и распространенная проекция изображения кристалла?
3. Как создают изображение кристалла классическим способом?
4. В чем преимущество использования компьютера при создании изображения кристалла?
5. Опишите порядок действий в программе Shape for Windows.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №11 - ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СЛИТКА НА ПРОЗРАЧНОЙ МОДЕЛИ

Цель работы

Путем моделирования воспроизвести геометрическое подобие процесса формирования различных кристаллических зон в слитках спокойной стали, определить скорость затвердевания слитка и ее влияние на кристаллическое строение металла, а также показать механизм образования усадочной раковины и развитие физической неоднородности слитка.

Краткие теоретические сведения

В общем случае макростроение стального слитка состоит из трех зон (рисунок 43). Первая зона – наружная мелкозернистая корка, состоящая из дезориентированных мелких кристаллов. Она образуется вследствие очень большого переохлаждения металла при его соприкосновении с холодными стенками изложницы, что приводит к образованию многочисленных центров кристаллизации.

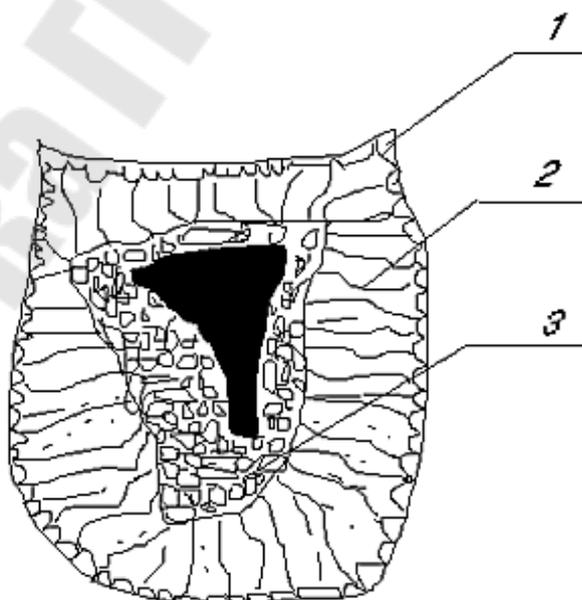


Рисунок 43 – Макроструктура стального слитка

Вторая зона слитка – зона столбчатых кристаллов. После образование корки условие теплопровода меняются, градиент температур в прилегающем слое жидкого металла резко уменьшается и, следовательно, снижается степень переохлаждения стали. В результате из небольшого числа центров кристаллизации начинают расти нормально ориентированные к поверхности корки столбчатые кристаллы.

Третья зона слитка - зона крупных равноосных кристаллов. В центре слитка уже нет определенной направленности отдачи тепла, температура металла успевает выровняться в различных точках. Поэтому зародыши кристаллов возникают во всем объеме оставшегося жидкого металла, что приводит к равноосной кристаллизации. Образование здоровой литой структуры стального слитка зависит от многих факторов, среди которых большое значение имеет скорость кристаллизации.

Повышение скорости кристаллизации приводит к измельчению таких элементов зерна, как расстояние между осями дендритов и толщина их ветвей, размеры частиц электрических образований, выделения интерметаллических и неметаллических фаз. Для определения скорости затвердевания слитка может быть применена известная параболическая формула

$$a = k\sqrt{\tau} \quad (34)$$

где a – толщина закристаллизовавшейся корочки, мм;

k – коэффициент, зависящий от состава стали, температуры нагрева и других факторов;

τ – время, с.

Методика проведения работы и лабораторная установка

Описание установки. Установка (рисунок 44) состоит из плоской прозрачной изложницы 1, изготовленной из плексигласа. Изложница закрепляется на штативе 4. К нижней и боковым поверхностям изложницы подводится вода 2 для интенсификации охлаждения раствора 3. Для более четкого наблюдения за процессом кристаллизации прозрачная изложница просвечивается электрическим светом от источника, установленного со стороны одной из плоских граней. В качестве вещества, моделирующей кристаллизацию спокойной стали в изложницах, взят гипосульфит.

Методика выполнения работы

Гипосульфит, предварительно обработанный в эксикаторе для удаления излишней воды, расплавляется в чистом сосуде на слабом огне. Перегрев не должен превышать 60-70°C.

При этой температуре делается выдержка в течение 5-10 мин, а затем расплавленный гипосульфит фильтруется через матерчатый фильтр и вновь производится замер температуры.

Подготовленный таким образом гипосульфит заливается ровной струей в прозрачную изложницу, охлаждаемую циркулирующей водой.

Во время процесса кристаллизации необходимо систематически (через каждые 10-15 мин) производить замеры толщины нарастающей корочки, следить за характером формирования различных кристаллических зон, производить систематические замеры температур в различных местах рабочей модели обработки результатов.

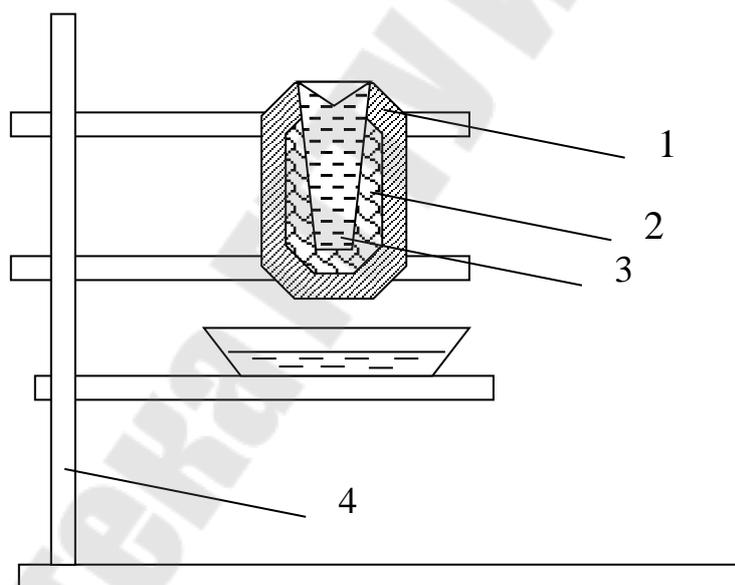


Рисунок 44 – Установка для исследования и формирования слитка на прозрачной модели

По результатам опытов в отчете приводится описание процесса формирования слитка с соответствующими пояснениями. Результаты измерения скорости затвердевания слитка представляются в виде графика.

Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Основные теоретические представления о процессе кристаллизации и дендритном механизме роста.
3. Описание проведенного эксперимента.
4. Выводы.

Контрольные вопросы

1. Объясните механизм дендритного роста кристаллов.
2. Как происходит присоединение атомов к растущему кристаллу?
3. Как получить монокристалл?
4. Основные виды кристаллической решетки металлов.
5. Анизотропия в кристаллах.
6. Аллотропия в металлах.
7. Понятие о дислокациях и других дефектах кристаллической решетки.
8. Точечные дефекты.
9. Линейные дефекты.
10. Поверхностные дефекты.
11. Кристаллизация металлов.
12. Основные механические свойства материалов и методы их исследования.

Общая схема установки для моделирования непрерывной разливки и ее чертеж изображены на рисунке 3. Установка состоит из кристаллизатора 1, разливочного сопла 2, резервуара с красителем 3, ротаметра 4, мерного бака 5. Измерение параметров потока возможно визуальным методом с использованием локального подкрашивания, непосредственным измерением скоростей с использованием напорных трубок.

Характер распространения струи исследуется визуально, для чего необходимо подкрашивание моделирующей жидкости. Количественное измерение скоростей потоков воды в моделях проводится различными способами, например с использованием напорных трубок (рисунок 47).

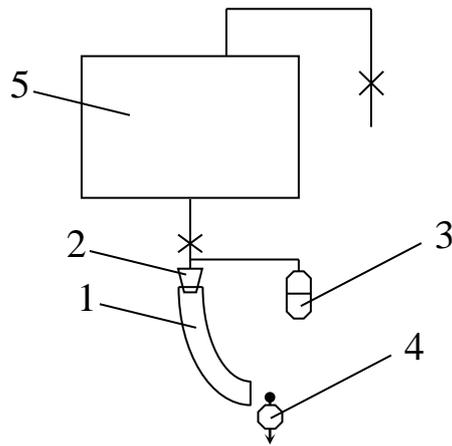


Рисунок 45 – Схема установки для гидравлического моделирования МНЛЗ

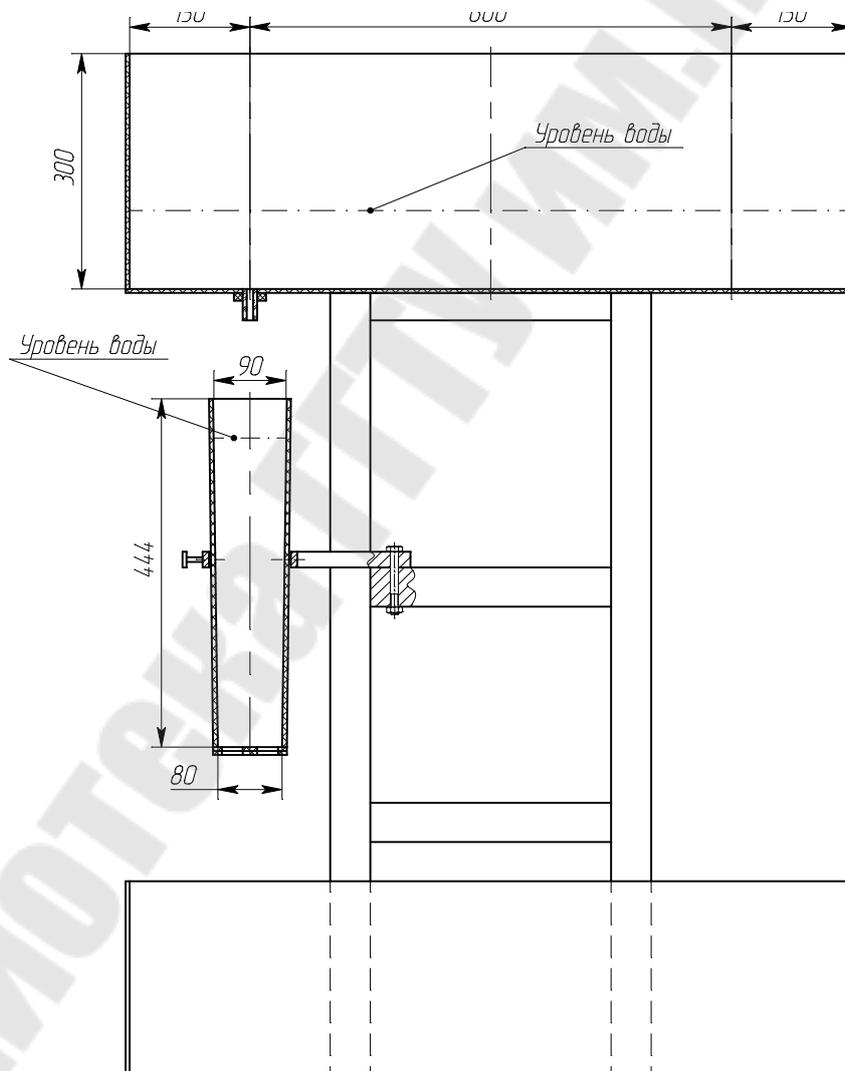
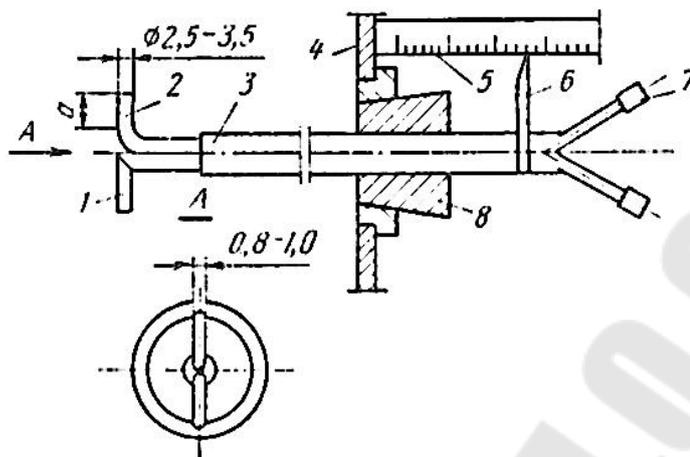


Рисунок 46 – Чертеж установки для гидравлического моделирования МНЛЗ



1, 2 – рабочие концы трубки; 3 – чехол; 4 – стенка модели; 5 – шкала с делениями; 6 – указатель положения трубки; 7 – втулка; 8 – уплотнение

Рисунок 47 – Конструкция измерительной трубки

В случае, когда отборные трубки направлены в противоположные стороны, скорость потока рассчитывают по формуле

$$\omega = k\sqrt{2g\Delta p}$$

где Δp – перепад давления;

$$k = 1,4 \div 1,65.$$

В работе исследовалось влияние способов подвода металла на движение жидкости в кристаллизаторе МНЛЗ и возможность обеспечения оптимальной скорости движения расплава вдоль фронта затвердевания при различных режимах разливки.

Выполнение работы

По выданному преподавателем заданию рассчитать геометрические размеры модели кристаллизатора и всей установки, объемный расход моделируемой жидкости.

Провести экспериментальные исследования и определить скорости движения модельной жидкости в кристаллизаторе в точках указанных преподавателем.

Проанализировать факторы, влияющие на изменение скорости движения моделирующей жидкости, составить графики.

Содержание отчета

Цель работы, описание проведенного эксперимента, выводы.

1. Что называется заполняемостью?
2. Какие факторы влияют на заполняемость?
3. При заполнении каких отливок заполняемость играет особо важную
4. Каково влияние конструктивных особенностей формы на заполняемость?
5. Какие требования предъявляют к литниковой системе для тонкостенных отливок?
6. Каково влияние геометрических размеров отливки на заполняемость?
7. Какова зависимость заполняемости от интенсивности отвода тепла
8. формой?
9. Как влияют теплофизические свойства формы на заполняемость ее расплавом?
10. Как повлияет увеличение напора на заполняемость формы?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №12 - НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ ЗАГОТОВОК

Цель работы

Ознакомление с факторами, влияющими на качество непрерывнолитых слитков.

Краткие теоретические сведения

При непрерывном литье жидкий металл непрерывно поступает в кристаллизатор, придающий слитку надлежащее поперечное сечение, а затвердевшая часть слитка непрерывно вытягивается из него. В зависимости от особенности сплава и размеров слитка кристаллизатор имеет конструктивное различное оформление. В производственных условиях используют кристаллизаторы двух конструкций. В одной из них вода не только омывает гильзу кристаллизатора, формирующий слиток, но и через специальные отверстия или щель на нижней кромке подается на выходящий из него слиток. Такие кристаллизаторы нельзя применять при литье слитков из сплавов, склонных к образованию горячих трещин, так как в слитках образуются трещины из-за интенсивного охлаждения. В таких случаях используют кристаллизаторы, конструкция которых не предусматривает подачу воды на слиток, охлаждение и кристаллизация расплава осуществляется лишь за счет отвода теплоты через гильзу, охлаждаемую водой.

Непрерывное литье слитков осуществляют на специальных машинах, имеющих различные механизмы вытягивания слитков из кристаллизатора (роликовый, винтовой, тросовый, цепной, гидравлический).

Основным технологическим параметром непрерывного литья является скорость вытягивания слитка из кристаллизатора, или, иначе, скорость литья. Она должна быть такой, чтобы при наибольшей производительности машины, получаемые слитки имели хорошую поверхность и не имели усадочной пористости в центральной зоне, а также трещин. Ее обычно определяют по эмпирическим формулам. Например, оптимальную скорость литья v круглых слитков сплава Д19 в низкий кристаллизатор ($H/D = 0,25 \div 0,4$, где H – высота кристаллизатора, м; D – диаметр слитка, м) находят из эмпирического соотношения

$$g = 1,6/D^n \quad (35)$$

где n – показатель степени (для слитков диаметром 100÷400 мм $n = 1$; для слитков большего диаметра $n > 1$).

Усадочная пористость в слитках, полученных непрерывным литьем, появляется при чрезмерно большой скорости литья, когда центральная часть слитка не успевает затвердеть и остается, жидкой на большой глубине, образуя глубокую лунку. При этом значительно расширяется двухфазовая зона, что неизбежно приводит к образованию усадочной пористости.

Скорость литья существенно влияет на структуру слитков, поскольку предопределяет скорость кристаллизации в любой его точке

$$g_k = g \cdot \cos \alpha \quad (36)$$

где v_k – скорость кристаллизации, *см/с*;

α – угол между осью слитка и нормалью к поверхности кристаллизации в этой точке.

Для таких слитков характерны значительные внутренние термические напряжения, которые появляются вследствие различия температур слоев слитка в период затвердевания и охлаждения. Трещины могут быть холодными и горячими.

В круглых слитках наблюдаются внутренние и поверхностные радиальные трещины. Внутренние радиальные трещины появляются при излишне большой скорости вытягивания слитка, когда разность температур внутренних и наружных слоев становится очень большой. Внутренние слои в ходе затвердевания и охлаждения стремятся сократить свои размеры, но этому препятствуют наружные, более холодные и потому более прочные слои, и внутренние слои оказываются под действием растягивающих напряжений. Во избежание появления внутренних трещин уменьшают скорость вытягивания и интенсивность охлаждения слитков (применяют высокие кристаллизаторы, для непосредственного охлаждения слитка вместо воды используют воздух).

Поверхностные радиальные трещины возникают при слишком низкой скорости литья, когда лунка в кристаллизаторе располагается выше уровня поступления воды непосредственно на слиток. Температура наружных слоев, попавших в зону непосредственного охлаждения водой, резко

понижается, слои начинают сокращаться, но этому препятствует уже затвердевшая сердцевина слитка. В результате наружные слои оказываются растянутыми и в них могут появиться трещины. Направленное затвердевание металла и интенсивный отвод теплоты при непрерывном литье способствуют получению более плотных слитков и снижают вероятность образования в них усадочных раковин и пор.

Оборудование, инструмент и материалы

Для отливки слитков используют установку МНЛЗ (рисунок 48). Она представляет собой сварной металлический корпус 2, внутри которого смонтирован механизм вытягивания слитка из кристаллизатора 1. Механизм вытягивания состоит из электропривода 12, приводящего во вращение винт 8, по которому вверх и вниз перемещается стол машины 3 с затравкой 4. Для предотвращения перекосов стола машина снабжена двумя направляющими стойками 5. Перед началом литья включением пускателя стол машины поднимают вверх так, чтобы затравка вошла в кристаллизатор.

Для выполнения работы также необходимы печь для плавки металла, технические весы, переносной гальванометр с термопарой, твердомер, станок для резки слитков, набор плавно-разливочного инструмента и материалов для изготовления макрошлифов, сплав Д16 или АК6 и т.п., спецодежда.

Порядок проведения работы

- 1) Ознакомиться с устройством и работой установки для литья слитков. Определить скорость движения стола машины.
- 2) Подготовить установку к литью:
 - а) смазать кристаллизатор вакуумным маслом;
 - б) ввести затравку в кристаллизатор;
 - в) в зазор между кристаллизатором и затравкой заложить асбестовый шнур;
 - г) направить желоб в кристаллизатор;
 - д) установить пускатель на необходимую скорость литья.
- 3) Отобрать порцию жидкого сплава из миксера в тигель.

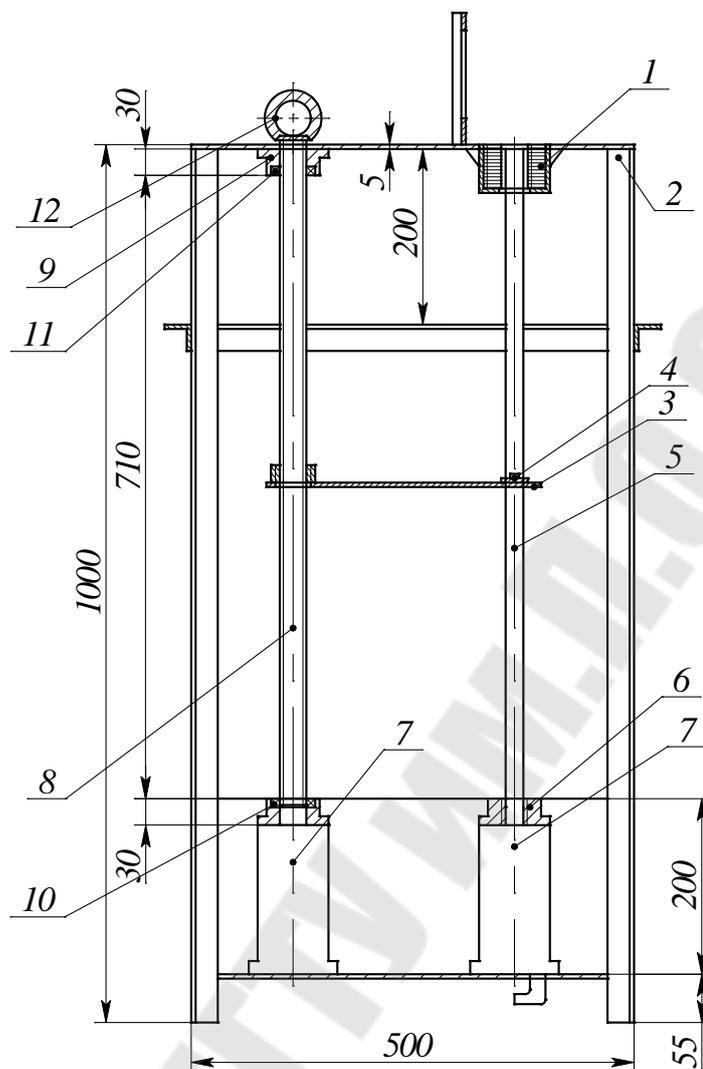


Рисунок 48 – Схема установки МНЛЗ

4) Измерить температуру металла в тигле и начинаем заливку через желоб в кристаллизатор при неподвижной затравке. Температура сплава перед заливкой должна быть $710 \div 730 \text{ } ^\circ\text{C}$. Заливку металла в кристаллизатор производить только в присутствии лаборанта.

По достижении уровня металла в кристаллизаторе на $5 \div 10$ мм ниже верхнего предела включить установку на опускание стола машины. Во время литья уровень металла в кристаллизаторе следует поддерживать постоянным. После окончания литья дать слитку выйти из кристаллизатора, и выключить установку.

5) Выключить воду и снять слиток с затравки.

6) Подготовить машину к заливке еще двух слитков при тех же условиях литья.

7) Подготовить машину к заливке трех слитков при других скоростях литья, отличающихся между собой на $50 - 80 \%$, остальные параметры остаются прежними.

- 8) Отлить новые слитки.
- 9) Оценить качество слитков:
 - а) по чистоте поверхности (неслитины, поры, плены, неспаи, ликвационные наплавы и др.);
 - б) по глубине усадочной раковины;
 - в) по макроструктуре и плотности. Для этого от каждого слитка отрезать литниковую часть длиной 100- 120 мм для изготовления продольного (по диаметру слитка) макрошлифа и поперечный темплет толщиной 30 мм, обе стороны которого обрабатываем под макрошлиф.
- 10) Протравить макрошлифы реактивом Келлера.
- 11) Определить размер макрозерна и угол наклона столбчатых зерен к оси слитка. Измерить твердость в поперечных и продольных темплетях .

Результаты наблюдений и их обработка

Результаты измерений внести в таблицу

Результирующая таблица

Номер слитка	Условия литья			Размер макрозерна	Глубина усадочной раковины	Твердость шлифа, МПа		Качество поверхности
	Скорость заливки, см ³ /с	Температура металла, С ⁰	Количество охлаждающей воды, см ³ /с			мм	попере	

Провести статистическую обработку результатов определения размера макрозерна, твердости и глубины усадочной раковины слитков. Оценить относительную погрешность определений, найти доверительный интервал при вероятности 0,95.

Построить графические зависимости структуры, плотности и твердости слитков от скорости литья.

Содержание отчета

1. схема и описание установки непрерывного литья заготовок;
2. технология литья слитков;
3. таблица с данными по условиям литья и результаты исследования структуры, твердости и качества поверхности;
4. фотографии (рисунки) макроструктуры слитков, графики;
5. выводы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Автоматизация металлургических печей [Учебник для студ. вузов, обуч. по спец. "Теплотехника и автоматизация металлург. печей] /под ред. О.М. Блинова Блинов О.М. – Москва: Металлургия, 1975. -376 с
2. Рудой Л.С. Непрерывная разливка стали. – К.: Вища школа, 1991. – 84 с.
3. Евтеев Д.П., Колыбалов И.Н. Непрерывное литье стали. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
4. Теория и практика непрерывного литья заготовок / А.Н. Смирнов, А.Я. Глазков, В.Л. Пилюшенко и др. – Донецк: ДонГТУ, 2000. – 371 с.
5. Огурцов А.П., Гресс А.В. Непрерывное литье стали. – Днепропетровск: Системные технологии, 2002. – 675 с.
6. Конструкции и проектирование агрегатов сталеплавильного производства. Учебн. для вузов / В.П. Григорьев, Ю.М. Нечкин, А.В. Егоров, Л.Е. Никольский. – М.: МИСИС, 1995. – 506 с.
7. Машины и агрегаты металлургических заводов. В 3-х томах. Т.2. Машины и агрегаты сталеплавильных цехов. Учебн. для вузов / А.И. Целиков, и др. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1988. – С .191-252.
8. Манохин А.И. Получение однородной стали. – М.: Металлургия, 1978. – 224 с.
9. Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов: Учеб. пособие для вузов / В.А. Григорян, А.Я. Стомахин, А.Г. Пономаренко и др. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
10. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. – М.: Металлургия, 1973. – 311 с.
11. Дюдкин Д. А. Качество непрерывной стальной заготовки. – К.: Техника, 1988. – 253 с.

Жаранов Виталий Александрович

ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ РАЗЛИВКИ СПЛАВОВ

Практикум

**по одноименному курсу для студентов
специальности 1-42 01 01 «Металлургическое
производство и материалобработка (по направлени-
ям)» специализации 1-42 01 01-01 ««Металлургическое
производство и материалобработка (металлургия)»
направления 1-42 01 01-01 02 «Электрометаллургия
черных и цветных металлов»
дневной и заочной форм обучения**

Подписано к размещению в электронную библиотеку
ГГТУ им. П. О. Сухого в качестве электронного
учебно-методического документа 09.12.14.

Рег. № 88Е.

<http://www.gstu.by>