

КОНСТАНТИНОВА Наталья Юрьевна

**ВЯЗКОСТЬ РАСПЛАВОВ МЕДЬ-АЛЮМИНИЙ  
И ВЛИЯНИЕ ИХ ГОМОГЕНИЗИРУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ  
НА СТРУКТУРУ ПОСЛЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

Специальность 01.04.07 – физика конденсированного состояния

А в т о р е ф е р а т  
диссертации на соискание учёной степени  
кандидата физико-математических наук

Екатеринбург – 2009

Работа выполнена на кафедре общей физики и естествознания ГОУ ВПО «Уральский государственный педагогический университет» г. Екатеринбург

Научный руководитель – доктор физико-математических наук,  
профессор Попель Пётр Станиславович

Научный консультант – доктор технических наук  
Барбин Николай Михайлович

Официальные оппоненты – доктор физико-математических наук,  
профессор Валерий Петрович Бескачко  
(Южно-Уральский государственный  
университет, г. Челябинск);

кандидат физико-математических наук,  
доцент Саввин Владимир Соломонович  
(Уральский государственный технический  
университет – УПИ, г. Екатеринбург)

Ведущая организация – Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск

Защита состоится «18» ноября 2009 г. в 14 час. 00 мин. На заседании диссертационного совета Д 212.298.04 Южно-Уральского государственного университета по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И. Ленина, 76, ауд. 1001.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Южно-Уральского государственного университета.

Отзывы на автореферат, заверенные печатью организации, просьба направлять по указанному адресу.

Автореферат разослан «13» октября 2009 г.

Ученый секретарь диссертационного совета  
д. т. н.



Рошин А.В.

## Общая характеристика работы

### Актуальность проблемы

Необходимыми этапами технологического процесса производства любого сплава являются перевод исходных материалов в жидкое состояние и последующая кристаллизация. Несмотря на то, что к настоящему времени накоплено много данных, свидетельствующих о влиянии строения исходного расплава на структуру, формирующуюся после кристаллизации, проблема взаимосвязи строения жидких и закристаллизованных сплавов остается одной из не решенных до настоящего времени проблем физики конденсированного состояния.

Б.А. Баум с сотрудниками обратили внимание на ветвление температурных зависимостей свойств жидких сплавов, полученных при нагреве после плавления и при последующем охлаждении. Особенно выразительно явление гистерезиса свойств проявлялось в вискозиметрических опытах. Было установлено, что нагрев расплава выше температур ветвления этих кривых сопровождается улучшением структуры и повышением уровня служебных свойств закристаллизованного сплава. Сформулированные в 1980-е годы П.С. Попелем с сотрудниками представления о метастабильной микрогетерогенности расплавов позволили объяснить связь структуры кристаллического слитка со строением исходного расплава сохранением в жидком сплаве дисперсных частиц, унаследованных от гетерогенных исходных кристаллических материалов. Согласно их представлениям, вблизи вышеупомянутых температур ветвления температурных зависимостей свойств происходит необратимое разрушение дисперсных частиц и переход расплава в гомогенное состояние истинного раствора (*гомогенизация расплава*). Позднее эта гипотеза была подтверждена экспериментами по малоугловому рассеянию нейтронов в расплавах Pb-Sn и совсем недавно – Al-Si, проведенными У. Дальборгом и М. Кальво-Дальборг.

Опыты показывают, что для сплавов на основе железа, никеля и алюминия нагрев расплава выше температуры его гомогенизации существенно изменяет кинетику кристаллизации, что ведет к модифицированию структуры, формирующейся в ходе этого процесса. До постановки данного исследования не только не исследовалось влияние гомогенизирующей термообработки жидких сплавов на основе меди на их структуру и свойства после кристаллизации, но и сам факт существования в них метастабильной микрогетерогенности не был подтвержден.

### Цель работы и задачи исследования

Цель данной работы состояла в проведении систематического вискозиметрического исследования расплавов медь-алюминий во всем интервале составов и изучении влияния их гомогенизирующей термообработки на структуру, получаемую после кристаллизации.

В соответствии с этим, перед диссертантом были поставлены следующие основные задачи:

1. Модернизировать установку по измерению кинематической вязкости методом, основанным на фиксировании периода и декремента затухания крутильных колебаний цилиндрического тигля с исследованным расплавом, с целью повышения чувствительности и точности определения декремента затухания.

2. Измерить температурные зависимости кинематической вязкости расплавов Cu-Al в ходе нагрева образца после его расплавления и последующего охлаждения.
3. Проанализировать полученные зависимости с целью обнаружения признаков необратимого перехода исследованных расплавов из метастабильного микрогетерогенного состояния в термодинамически устойчивое состояние гомогенного раствора; определить температуры их гомогенизации.
4. Построить изотермы вязкости гомогенных расплавов Cu-Al, обратив особое внимание на наличие и локализацию особенностей, связанных с существованием атомных группировок различных составов.
5. Провести сравнительное металлографическое исследование кристаллических образцов, которые были получены либо после гомогенизирующей термообработки исходного расплава, либо без такой обработки с целью установления взаимосвязи их структур с гомогенностью жидкого металла.
6. Использовать полученные результаты для совершенствования технологии производства медной катанки на предприятии ЗАО СП «Катур-Инвест».

### **Научная новизна**

В диссертационной работе впервые:

- В широком интервале составов и температур исследованы температурные зависимости кинематической вязкости расплавов системы Cu-Al.
- Для большинства составов обнаружено ветвление температурных зависимостей кинематической вязкости (гистерезис вязкости), полученных в ходе нагрева образцов после плавления и при последующем охлаждении.
- По точкам ветвления указанных кривых определены температуры гомогенизации изученных расплавов.
- Построены изотермы вязкости и концентрационная зависимость энергии активации вязкого течения гомогенных расплавов Cu-Al в интервале составов от 0 до 100% Al.
- Выявлено и проанализировано влияние гомогенизирующей термической обработки медно-алюминиевых расплавов на их структуру в кристаллическом состоянии.

### **Практическая ценность работы**

- Полученные температурные и концентрационные зависимости кинематической вязкости, а также, значения энергий активации вязкого течения жидких сплавов медь-алюминий могут быть использованы в качестве справочных данных.
- Определенные на основании этих результатов температуры гомогенизации сплавов Cu-Al и установленные закономерности влияния гомогенизирующей термообработки их расплавов на структуру литого металла могут быть использованы для оптимизации температурного режима выплавки этих сплавов в производственных условиях.
- Разработанный автором метод очистки медной катанки от сульфидных включений путем переplava меди в солевых расплавах может быть внедрен в технологический процесс ЗАО СП «Катур-Инвест» с целью снижения числа обрывов при ее волочении.

### **Автор защищает:**

- результаты экспериментальных исследований кинематической вязкости жидких сплавов меди с алюминием в области составов от 0 до 100% Al и температур от ликвидуса до 1100–1450°C;
- вывод о существовании необратимых перестроек в указанных расплавах при их нагреве до температур, зависящих от концентрации второго компонента;
- обнаруженные особенности на концентрационных зависимостях вязкости;
- результаты сравнительного металлографического исследования структуры слитков, полученных из расплавов, которые были нагреты выше или ниже температур необратимых структурных перестроек;
- технологию очистки меди от сульфидных включений путем ее переплава в расплавах солей.

### **Выполнение работы**

Работа выполнена на кафедре общей физики и естествознания Уральского государственного педагогического университета в период очной аспирантуры и является частью научной деятельности кафедры по теме «Физические и физико-технические свойства металлов и сплавов». Ее выполнение было поддержано грантом Российского фонда фундаментальных исследований №05-03-32653 «Экспериментальное исследование взаимосвязи и взаимного влияния метастабильной микрогетерогенности металлических расплавов и кристаллических структур исходных материалов и слитков, формирующихся при затвердевании этих расплавов».

Измерения вязкости проводились на установке, созданной на кафедре общей физики и естествознания Уральского государственного педагогического университета С.А. Вержболовичем под руководством М.С. Петрушевского. При участии автора эта установка была модернизирована с целью повышения точности определения декремента затухания колебаний. Автором лично оптимизированы параметры подвесной системы установки, проведены вискозиметрические исследования жидких медно-алюминиевых сплавов, оценена погрешность измерений и обработаны результаты. Исследование структуры кристаллических образцов выполнено в лаборатории кристаллизации Института физики металлов УрО РАН совместно с И.Г. Бродовой и Т.И. Яблонских. Исследования, связанные с оптимизацией технологии выплавки медной катанки в ЗАО СП Катур-Инвест (УГМК), результаты которых представлены в главе 5, проводились в рамках хоздоговора с этим предприятием при личном участии автора в измерениях свойств расплавов. Технология очистки меди от сульфидных включений разработана под руководством Н.М. Барбина.

Планирование экспериментов, обсуждение и интерпретация их результатов проводились совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Основные положения и выводы диссертационной работы сформулированы автором.

### **Достоверность полученных результатов обеспечивается:**

- использованием апробированных методов вискозиметрии расплавов и металлографических исследований;
- повышением точности регистрации декремента затухания колебаний;
- корректной оценкой погрешности измерений;

- воспроизводимостью полученных результатов и обнаруженных эффектов;
- согласием результатов с имеющимися литературными данными по вязкости жидких металлов и сплавов.

### **Апробация работы**

Результаты, полученные в диссертации, докладывались и обсуждались на следующих Международных и Российских конференциях, семинарах и симпозиумах: III Российской научно-технической конференции “Физические свойства металлов и сплавов”, Екатеринбург, 2005 г.; 12<sup>th</sup> International IUPAC – Conference on High Temperature Materials Chemistry, Vienna, Austria, 2006 г.; 13<sup>th</sup> International Conference on Liquid and Amorphous Metals, Екатеринбург, 2007 г.; VIII Всероссийской научно-практической конференции “Экологические проблемы промышленных регионов”, Екатеринбург, 2008 г.; Discussion Meeting on Thermodynamics of Alloys (TOFA 2008), Krakow, Poland, 2008 г.; European Conference Junior Euromat 2008, Lausanne, Switzerland, 2008 г.; XII Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов», Екатеринбург, 2008 г.; XII Российской конференции по теплофизическим свойствам веществ, Москва, 2008 г.; IX Российском семинаре “Компьютерное моделирование физико-химических свойств стекол и расплавов”, Курган, 2008 г.; VII Международном научно-техническом симпозиуме “Наследственность в литейных процессах”, Самара, 2008 г.

### **Публикации**

По теме диссертации опубликовано 17 научных работ, из них две статьи в ведущих рецензируемых научных журналах, рекомендованных Высшей аттестационной комиссией; 7 статей в научных журналах и в сборниках трудов конференций и 8 тезисов докладов конференций. В опубликованных работах содержание диссертации отражено достаточно полно. Результаты исследований докладывались и обсуждались на многих Международных и Российских конференциях, семинарах и симпозиумах.

### **Структура и объем диссертации**

Диссертация состоит из введения, 5 глав, списка литературы из 93 наименований. Она изложена на 134 страницах, содержит 6 таблиц и 60 рисунков.

### **Благодарности**

Автор выражает благодарность своему научному руководителю П.С. Попелю за помощь в планировании представляемого исследования и обсуждении его результатов и научному консультанту Н.М. Барбину за руководство в разработке метода очистки меди. Также автор благодарит за участие в работе И.Г. Бродову, Т.И. Яблонских и В.В. Астафьева (ИФМ УрО РАН), Д.А. Ягодина и А.Р. Курочкина (УрГПУ), А.И. Михайлова (УГТУ-УПИ) и сотрудников исследовательского центра ЗАО СП «Катур-Инвест».

### **Содержание работы**

Во *введении* обосновывается актуальность темы диссертационной работы, её цель, отражены научная новизна и практическая ценность результатов исследования, сформулированы основные положения, выносимые на защиту.

В *первой главе* рассмотрены предпосылки появления представлений о метастабильной микрогетерогенности расплавов в системах с эвтектическими диаграммами состояния и приведены основные положения этой гипотезы.

Показано, что концепция метастабильной микрогетерогенности позволила интерпретировать с единых позиций микрорасслоение эвтектических расплавов, гистерезис температурных зависимостей свойств и явление структурной металлургической наследственности. Отмечено, что перегрев исходного металлического расплава выше температуры ветвления температурной зависимости его структурно-чувствительного свойства, названный, согласно этой концепции, гомогенизирующей термической обработкой, приводит к кардинальным изменениям структуры, формирующейся после его кристаллизации, и, как следствие, оказывает существенное влияние на ее качество. Проведен анализ литературных данных о системе Cu-Al с целью выявления фактов, свидетельствующих о существовании в медно-алюминиевых расплавах метастабильной микрогетерогенности.

В заключительной части главы формулируются цели и задачи диссертационного исследования и дается краткая характеристика его объектов.

Во *второй главе* изложены методики экспериментальных исследований и обработки результатов.

Описан метод измерения кинематической вязкости расплавов, основанный на решении внутренней гидродинамической задачи, в котором рассматриваются затухающие крутильные колебания цилиндрического стаканчика (тигля), заполненного жидким металлом. Значения кинематической вязкости рассчитывали по формуле, полученной Е.Г. Швидковским в приближении слабовязкой жидкости. Акцентируется внимание на основных этапах модернизации экспериментальной установки по измерению кинематической вязкости. Выбранные значения параметров подвесной системы позволили классифицировать медно-алюминиевые расплавы всех составов как слабовязкие. С целью повышения точности определения декремента затухания колебаний была усовершенствована система его регистрации. Использование видеокамеры для записи колебаний луча света исключило влияние субъективных погрешностей при считывании амплитуд, снизило трудоемкость проведения эксперимента и существенно уменьшило случайную составляющую погрешности определения декремента при статистической обработке результатов. Последующая модернизация установки, основанная на фиксировании промежутков времени прохождения лучом расстояния между фотодиодами, позволила свести к минимуму трудоемкость не только самого эксперимента, но и последующей обработки его результатов.

Проведена оценка погрешности определения кинематической вязкости; показано, что при доверительной вероятности 0.95 общая относительная погрешность не превышает 2.5%. Для анализа достоверности различных аномалий на температурных зависимостях вязкости значение имеет только случайная составляющая погрешности. В нашем случае она близка к погрешности определения декремента затухания колебаний, т.е. при  $p = 0.95$  не превышает 2%.

В заключительном разделе второй главы описана методика сравнительного металлографического исследования структуры кристаллических образцов.

В *третьей главе* приведены результаты измерений вязкости расплавов медь - алюминий. В качестве контрольных опытов были проведены измерения вязкости жидких алюминия и меди. Результаты наших измерений в сопоставлении с литературными данными представлены на рис. 1, 2.

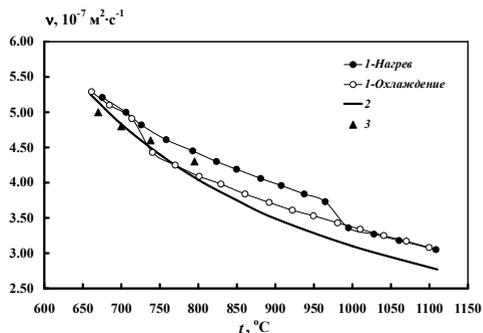


Рис. 1. Температурные зависимости кинематической вязкости жидкого алюминия марки А999 в сопоставлении с литературными данными: 1 – наши данные, 2 – [1], 3 – [2].

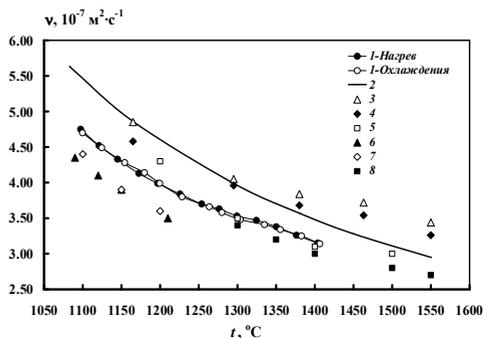


Рис. 2. Температурные зависимости кинематической вязкости жидкой меди марки МООК в сопоставлении с литературными данными: 1 – наши данные, 2 – [1], 3 – [3], 4 – [4], 5 – [5], 6 – [6], 7 – [7], 8 – [8].

В работах [1–8] так же, как и в наших вискозиметрических экспериментах, измерения кинематической вязкости жидких металлов были выполнены методом затухающих крутильных колебаний тигля, заполненного исследуемым расплавом.

Обращает внимание несовпадение кривых  $v(t)$  для жидкого алюминия (рис. 1), соответствующих режимам нагрева и охлаждения (гистерезис вязкости). Их расхождение значительно превышает погрешность измерений. Гистерезис вязкости имеет специфический вид, впервые отмеченный В.М. Замятыным. В этом случае на кривой нагрева отмечается довольно резкое уменьшение вязкости вблизи  $980^\circ\text{C}$ , но при последующем охлаждении после ветвления при этой же температуре расхождение политерм отмечается лишь вплоть до  $735^\circ\text{C}$ . Затем вязкость резко возрастает до исходных значений и в дальнейшем кривая охлаждения совпадает с начальным участком кривой нагрева (замкнутый гистерезис). Количественные расхождения наших результатов с данными [9] как по численным значениям вязкости (15–20%), так и по положению температур аномалий ( $10\text{--}15^\circ\text{C}$ ) могут быть связаны с различной чистотой алюминия (в опытах В.М. Замятина исследовался алюминий марки А9999). С увеличением содержания примесей отмеченные аномалии смещаются в область более низких температур.

Кривые  $v(t)$ , полученные нами в ходе нагрева и охлаждения, для жидкой меди совпадают (рис. 2). С повышением температуры от  $1100$  до  $1400^\circ\text{C}$  вязкость меди снижается приблизительно на 30%. В области высоких температур ( $1300\text{--}1400^\circ\text{C}$ ) можно отметить неплохое согласие наших результатов с данными работ [5, 8]. От других литературных данных наши измерения несколько отличаются, однако здесь, вероятно, сказывается различная чистота исследуемого материала: например, в работах [3, 4] была использована медь, содержащая около 0.1% примесей, а в работах [6, 7] – марки МО.

Результаты измерений кинематической вязкости расплавов медь-алюминий представлены на рис. 3.

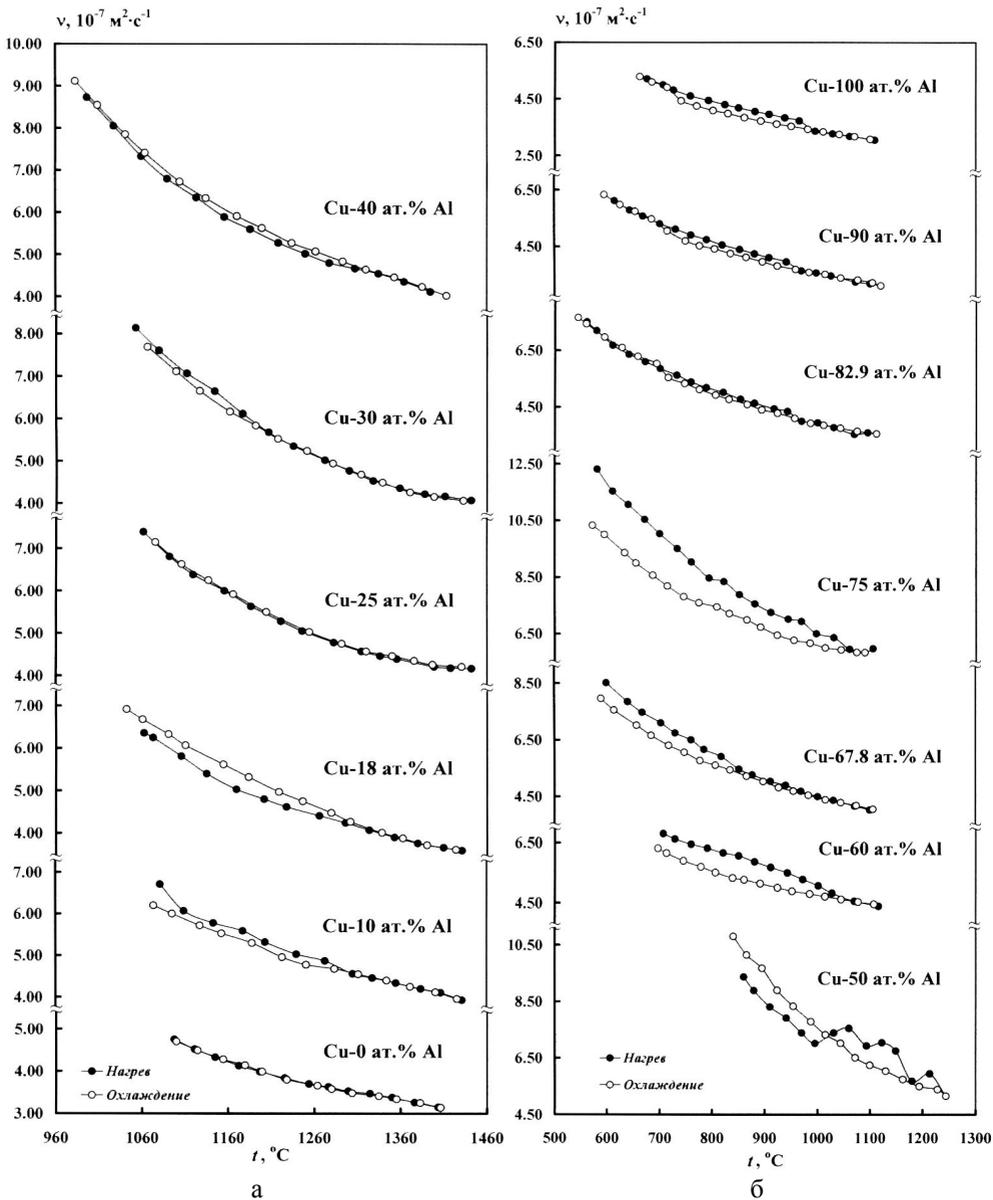


Рис. 3. Температурные зависимости кинематической вязкости расплавов системы Cu-Al: а – для сплавов, богатых медью; б – для сплавов, богатых алюминием.

При анализе полученных температурных зависимостей кинематической вязкости прежде всего обращает внимание несовпадение кривых  $\nu(t)$ , соответствующих режимам нагрева и охлаждения (гистерезис вязкости), для всех образцов, за исключением жидкой меди и сплава стехиометрического состава  $\text{Cu}_3\text{Al}$

(рис. 3.а). Их расхождение для некоторых составов выражено очень ярко, для других – менее отчетливо, но во всех указанных случаях, кроме эвтектического состава Cu-82.9 ат.% Al (рис. 3.б), оно существенно превышает погрешность измерений. С увеличением концентрации алюминия положение точки ветвления постепенно смещается с 1300°C к 950–980°C (таблица 1).

Таблица 1. Значения температур ветвления  $t_B$  экспериментальных кривых  $v(t)$ , представленных на рис. 3, и результаты аппроксимации экспоненциальной зависимостью (1) значений кинематической вязкости, полученных при охлаждении, для расплавов Cu-Al с различным содержанием алюминия  $x_{Al}$

$x_{Al}$ , ат.%	$t_B$ , °C	$v = v(T)$ , м <sup>2</sup> ·с <sup>-1</sup>
0	–	$v(T) = 0.5375 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(2960/T)$
10	1300	$v(T) = 0.7517 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(2842/T)$
18	1300	$v(T) = 0.3555 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(3923/T)$
25	–	$v(T) = 0.5071 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(3538/T)$
30	1200	$v(T) = 0.3582 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(4091/T)$
40	1300	$v(T) = 0.3873 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(3950/T)$
50	1000–1200	$v(T) = 0.6550 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(3121/T)$
60	1050	$v(T) = 1.9775 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1115/T)$
67.8	850	$v(T) = 1.3414 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1537/T)$
75	1050	$v(T) = 2.1876 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1311/T)$
82.9	955	$v(T) = 1.1387 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1574/T)$
		от 700°C $v(T) = 1.6146 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1270/T)$
90	955	$v(T) = 1.0500 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1545/T)$
		от 700°C $v(T) = 1.3705 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1327/T)$
100	980	$v(T) = 1.1384 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1377/T)$
		от 735°C $v(T) = 1.2850 \cdot 10^{-7} \cdot \exp(1321/T)$

Для образцов, содержащих 90 и 82.9 ат.% алюминия (рис. 3.б), приблизительно при 700°C отмечен “возврат” кривых  $v(t)$ , полученных при охлаждении, к соответствующим кривым нагрева. При приближении к эвтектическому составу расхождение ветвей нагрева и охлаждения уменьшается. Как было отмечено выше, подобный ход температурных зависимостей кинематической вязкости для жидкого алюминия и доэвтектических сплавов алюминий–медь наблюдал В.М. Замятин [9].

В ходе нагрева сплава, содержащего 50 ат.% алюминия, начиная с температуры 1000°C, зафиксирован аномально высокий разброс значений декремента затухания при повторных измерениях, затрудняющий определение точки ветвления и исчезающий при последующем охлаждении (рис. 3.б).

В большинстве случаев кривые  $v(t)$ , полученные при нагреве, имеют довольно сложную форму, в то время как кривые охлаждения близки к экспоненциальным зависимостям, свойственным гомогенным растворам (рис. 3). Полагая, что величины, полученные при охлаждении, соответствуют термодинамически устойчивому равновесному состоянию расплава, для каждого состава построили зависимость логарифма кинематической вязкости ( $\ln v$ ) от обратной термодинамической температуры ( $1/T$ ) (рис. 4, 5) и методом наименьших квадратов

аппроксимировали их линейными функциями. Незначительные отклонения экспериментальных точек от линейных аппроксимаций и близость величины достоверности аппроксимации к единице подтвердили возможность использования уравнения Аррениуса для описания экспериментальных зависимостей кинематической вязкости  $\nu$  от термодинамической температуры  $T$ , снятых в ходе охлаждения:

$$\nu = \nu_0 \cdot \exp\left(\frac{E}{RT}\right), \quad (1)$$

где  $\nu_0$  – постоянная исследуемого вещества;  $E$  – энергия активации вязкого течения;  $R$  – универсальная газовая постоянная.

Поэтому в дальнейшем зависимости  $\nu(1/T)$ , соответствующие режимам охлаждения, методом наименьших квадратов аппроксимировали экспоненциальной функцией (1) (таблица 1). Путем экспоненциальной интерполяции рассчитали значения кинематической вязкости исследованных образцов при фиксированных температурах (таблица 2).

Таблица 2. Значения кинематической вязкости расплавов Cu-Al при фиксированных значениях температуры, по результатам экспоненциальной аппроксимации экспериментальных данных, полученных при охлаждении,  $10^{-7} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$

$x_{\text{Al}}$ , ат. %	600°C	700°C	800°C	900°C	1000°C	1100°C	1200°C	1300°C	1400°C
0	–	–	–	–	–	4.64	4.01	3.53	3.15
10	–	–	–	–	–	5.96	5.18	4.58	4.11
18	–	–	–	–	–	6.19	5.10	4.30	3.71
25	–	–	–	–	–	6.67	5.60	4.81	4.20
30	–	–	–	–	–	7.05	5.76	4.83	4.13
40	–	–	–	–	8.63	6.88	5.66	4.77	4.11
50	–	–	–	9.37	7.60	6.36	5.45	–	–
60	–	6.22	5.59	5.12	4.75	4.45	–	–	–
67.8	7.81	6.51	5.62	4.97	4.49	4.11	–	–	–
75	9.82	8.42	7.43	6.69	6.13	5.69	–	–	–
82.9	6.92	6.96	4.94	4.36	3.92	3.58	–	–	–
90	6.27	5.36	4.43	3.92	3.53	3.24	–	–	–
100	–	5.00	4.11	3.68	3.36	3.10	–	–	–

Сопоставление наших результатов, приведенных в таблице 2, с данными [7, 9], свидетельствует об их удовлетворительном согласии.

Используя данные таблицы 2, построили изотермы кинематической вязкости системы Cu-Al, приведенные на рис. 6. Обращают внимание пологий максимум  $\nu$  вблизи состава Cu-30 ат. % Al и более острый максимум вблизи стехиометрического состава  $\text{CuAl}_3$ , которые при повышении температуры уменьшаются по высоте. Ранее авторы работ [10, 11] отмечали максимум на изотермах вязкости при 35 ат. % Al (состав, близкий к  $\gamma_1$ -фазе –  $\text{Cu}_2\text{Al}$ ). Экстремум при составе  $\text{CuAl}_3$  обнаружен нами впервые.

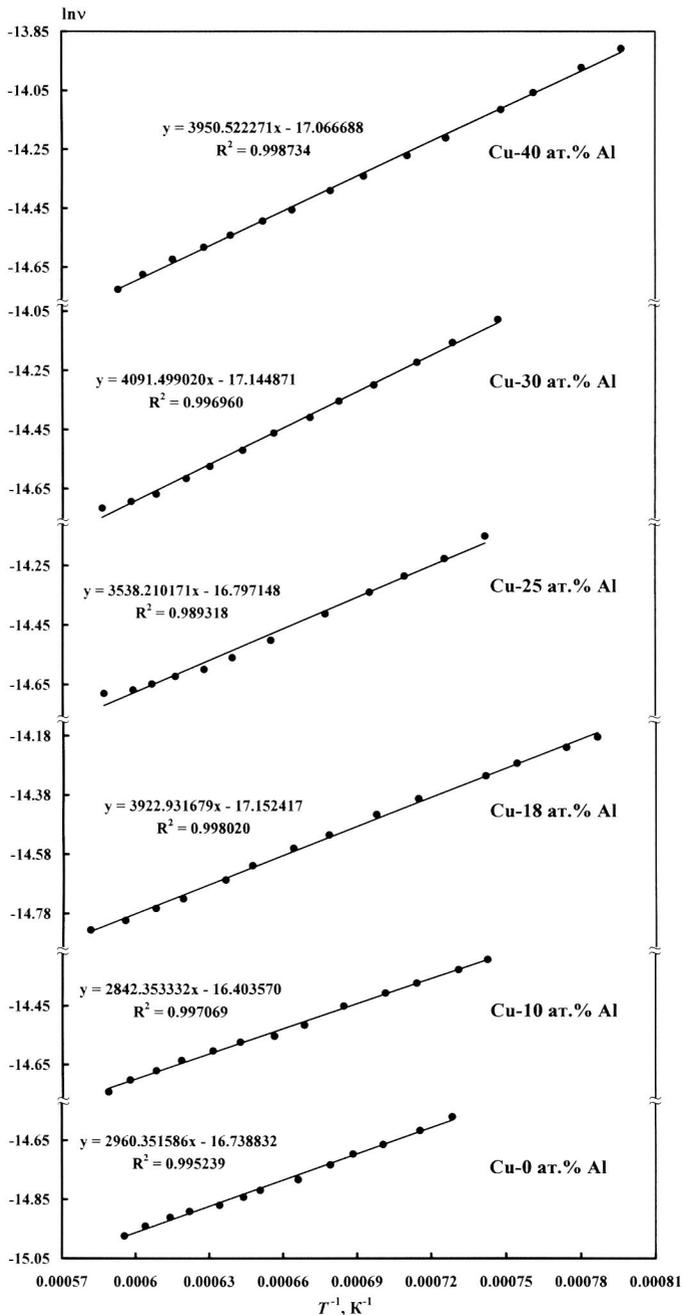


Рис. 4. Результаты линейной аппроксимации зависимости логарифма кинематической вязкости расплавов системы Cu-Al, богатых медью, от обратной термодинамической температуры, соответствующие режиму охлаждения.

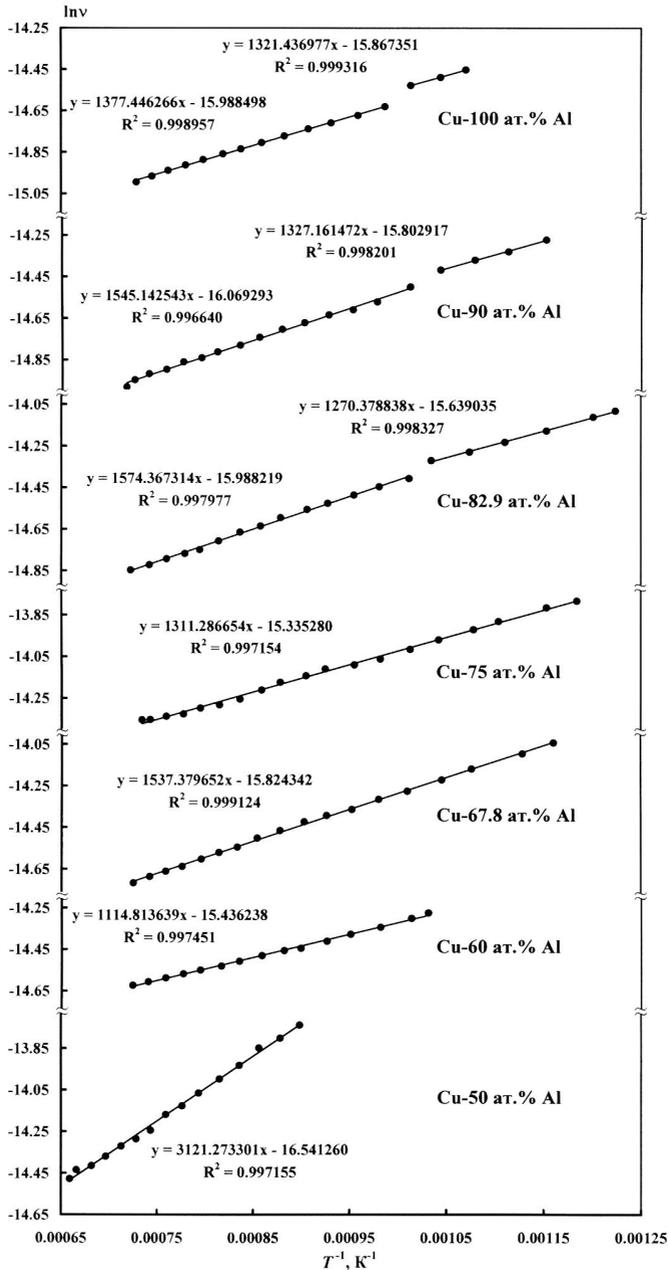


Рис. 5. Результаты линейной аппроксимации зависимости логарифма кинематической вязкости расплавов системы Cu-Al, богатых алюминием, от обратной термодинамической температуры, соответствующие режиму охлаждения.

Для проверки достоверности последней особенности дополнительно исследовали температурные зависимости вязкости образцов, содержащих 73 и 78 ат.% Al. Результаты, представленные на рис. 7, подтверждают наличие максимума вблизи состава  $\text{CuAl}_3$ .

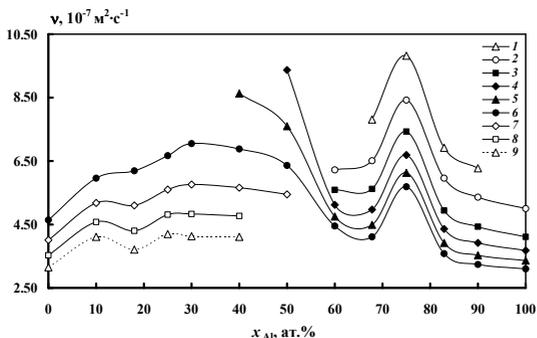


Рис. 6. Изотермы кинематической вязкости расплавов системы Cu-Al: 1 – 600°C; 2 – 700°C; 3 – 800°C; 4 – 900°C; 5 – 1000°C; 6 – 1100°C; 7 – 1200°C; 8 – 1300°C; 9 – 1400°C.

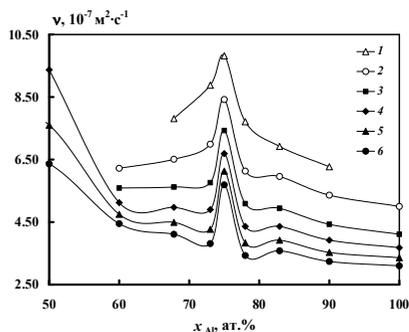


Рис. 7. Уточненные изотермы кинематической вязкости расплавов системы Cu-Al, богатых алюминием: 1 – 600°C; 2 – 700°C; 3 – 800°C; 4 – 900°C; 5 – 1000°C; 6 – 1100°C.

Выражение (1) можно записать в виде:

$$\ln v = \ln v_0 + \frac{E}{R} \cdot \frac{1}{T} \quad (2).$$

Сопоставляя параметры линейных аппроксимаций (рис. 4, 5) с выражением (2), определили значения энергии активации вязкого течения  $E$  и постоянной  $v_0$  в формуле (1) для расплавов Cu-Al с различным содержанием алюминия (таблица 3). Указанные в таблице 3 погрешности определения энергии активации вязкого течения  $\Delta E$  рассчитывали по стандартной формуле метода наименьших квадратов. Для образцов, содержащих 82.9, 90 и 100 ат.% Al, приведены значения  $E$ , соответствующие высокотемпературному участку кривой охлаждения. По данным справочника [1], энергии активации вязкого течения для жидких Al и Cu соответственно равны 16500 Дж·моль<sup>-1</sup> и 30500 Дж·моль<sup>-1</sup>, что превышает полученные нами значения на 44% и 24%, соответственно.

Используя данные таблицы 3, построили концентрационную зависимость энергии активации вязкого течения (рис. 8).

Наряду с чередующимися экстремумами вблизи тех же составов  $\text{CuAl}_3$  и Cu-30 ат.% Al, отметим общую тенденцию к возрастанию энергии активации в 2–3 раза при переходе от сплавов на основе алюминия к сплавам, обогащенным медью.

Таким образом, среди нетривиальных результатов измерений вязкости расплавов медь-алюминий можно выделить ветвление температурных зависимостей, полученных при нагреве и последующем охлаждении (гистерезис вязкости), а также экстремумы на изотермах вблизи указанных выше составов.

Таблица 3. Значения энергии активации вязкого течения  $E$ , погрешности её аппроксимации  $\Delta E$  и постоянной  $\nu_0$  в формуле (1) для расплавов Cu-Al с различным содержанием алюминия

$x_{Al}$ , ат. %	$E$		$\nu_0, 10^{-7} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$
	Дж·моль <sup>-1</sup>		
0	24600	500	0.54
10	23600	400	0.75
18	32600	400	0.35
25	29400	1000	0.51
30	34000	600	0.36
40	32800	300	0.39
50	25900	400	0.65
60	9270	130	1.98
67.8	12780	90	1.34
73	16880	190	0.87
75	10900	140	2.19
78	16150	150	0.83
82.9	13090	170	1.14
90	12800	200	1.05
100	11450	110	1.14

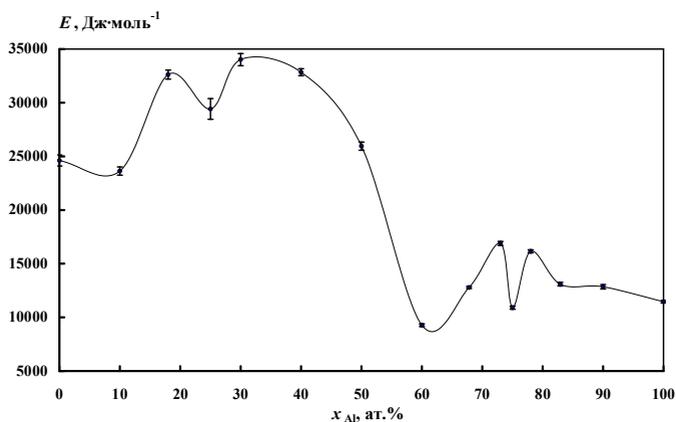


Рис. 8. Концентрационная зависимость энергии активации вязкого течения  $E$  расплавов системы Cu-Al. Отмечены границы погрешности аппроксимации зависимостей  $\ln v$  от  $1/T$  линейной функцией (2).

Гистерезис вязкости большинства исследованных образцов мы связываем с необратимым разрушением метастабильных микрогетерогенных состояний, унаследованных от гетерогенных шихтовых материалов, т.е. с гомогенизацией расплава. Тогда температуры, соответствующие точкам ветвления зависимостей  $v(t)$  (таблица 1), можно считать температурами, при которых расплавы необратимо

переходят в состояние гомогенного раствора, сохраняющееся при последующем охлаждении вплоть до температуры ликвидус. В пользу такой трактовки говорит отсутствие данного эффекта в расплавах меди и образца стехиометрического состава  $\text{Cu}_2\text{Al}$ , которые имеют гомогенную кристаллическую структуру.

В сплавах, содержащих от 82.9 до 100 ат.% Al, форма кривых  $\nu(t)$  напоминает соответствующие зависимости жидкого алюминия. Следуя авторам [9], мы связываем такой ход зависимостей со структурным переходом алюминиевого расплава от низкотемпературной структуры ближнего порядка к высокотемпературной. Подтверждением данной гипотезы могут служить результаты рентгеноструктурного исследования, проведенного Н.А. Ватолиным, Э.А. Пастуховым и В.Н. Сермягиным. Очевидно, обратный переход от высокотемпературной структуры ближнего порядка к низкотемпературной происходит с существенным переохлаждением, что и приводит к расхождению кривых вязкости в ограниченной области температур. Совпадение кривых  $\nu(t)$  при нагреве и охлаждении вблизи ликвидуса для образцов, содержащих до 82.9 и 90 ат.% Al, может означать, либо то, что для их необратимой гомогенизации требуются нагревы, превышающие  $1100^\circ\text{C}$ , либо то, что при малых содержаниях “медной” фазы в микрогетерогенном расплаве эффект структурного перехода в “алюминиевой” фазе превалирует над эффектом его гомогенизации. Уменьшение расхождения ветвей  $\nu(t)$ , полученных при нагреве и охлаждении, по мере приближения со стороны алюминия к эвтектической концентрации в рамках этих представлений может быть связано с уменьшением содержания алюминиевой фазы в микрогетерогенном расплаве.

Как уже указывалось ранее в [10, 11] отмечался экстремум на изотерме вязкости вблизи состава соединения  $\text{Cu}_2\text{Al}$ , который трактовался авторами как признак сохранения в жидкой фазе микрогруппировок разноименных атомов указанного состава. В нашей работе максимум вязкости также отмечен при 30 ат.% Al, т.е. при концентрации, близкой к  $\gamma_1$ -фазе. Оставаясь в рамках классических представлений Н.С. Курнакова, мы склонны трактовать эту аномалию так же, как и авторы указанных работ.

Более интригующим является экстремум вблизи стехиометрического состава  $\text{CuAl}_3$ , поскольку на диаграмме состояния соответствующее интерметаллическое соединение отсутствует. Единственной разумной гипотезой в данном случае представляется существование в расплаве атомных микрогруппировок указанного состава, обладающих высокой термической устойчивостью и играющих роль основных единиц вязкого течения. На энергетическую выгодность образования группировок типа  $\text{Al}_3\text{Me}$  в расплавах на основе алюминия и их высокую термическую устойчивость указывали в работах В.Е. Сидоров с сотрудниками. Не исключено, что ветвление температурных зависимостей вязкости расплава, соответствующего стехиометрии  $\text{CuAl}_2$ , связано с происходящей в жидкой фазе необратимой перестройкой ближнего порядка по схеме  $\text{CuAl}_2 \rightarrow \text{CuAl}_3$ . Разумеется, на данном этапе это только гипотеза, нуждающаяся в последующем экспериментальном и теоретическом обосновании.

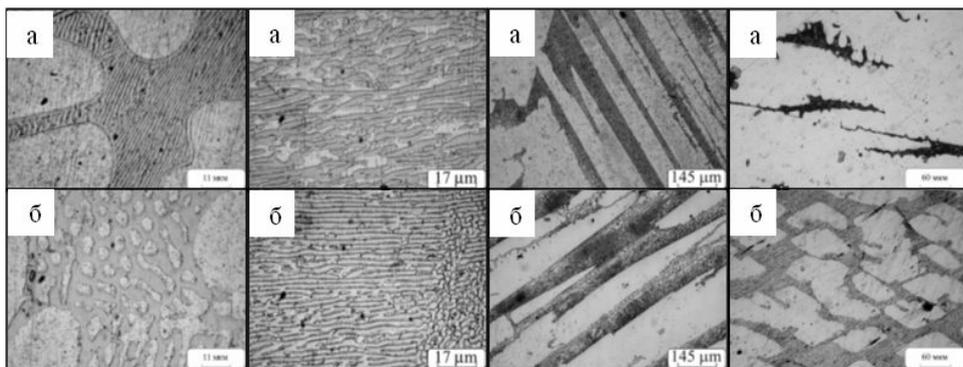
Убедившись в ходе вискозиметрических исследований в существовании признаков необратимых структурных изменений в расплавах Cu-Al и связав эти изменения с их гомогенизацией, мы исследовали влияние гомогенизирующей

термообработки медно-алюминиевых расплавов на структуру формирующихся из них кристаллических образцов. В *четвертой главе* представлены результаты сравнительного металлографического исследования структуры кристаллических образцов, полученных при двух температурных режимах обработки расплавов: когда температура нагрева расплава над температурой ликвидус не превышала температуры гомогенизации  $T_{\text{гом}}$  и когда температура его нагрева была выше  $T_{\text{гом}}$ . Скорость охлаждения в обоих случаях была близка к  $10^\circ\text{C}/\text{мин}$ .

Установлено, что наиболее ярко влияние гомогенизирующей термообработки расплава на структуру твердых образцов проявляется в сплавах, богатых Al. Возможно, это обусловлено более низкой температурой гомогенизации, что позволило в рамках проведенного эксперимента при максимальных нагревах расплава зафиксировать термодинамически устойчивое состояние гомогенной жидкой фазы и последующий рост переохлаждения на межфазной границе при метастабильной кристаллизации. Влияние высокотемпературной обработки расплава на структуры сплавов этой группы, проявляется в следующем (рис. 9). В сплаве доэвтектического состава (Cu-90 ат.% Al) увеличивается количество первичных дендритов  $\alpha(\text{Al})$ -фазы и происходит перераспределение меди между структурными составляющими, а именно обогащение ею кристаллов  $\theta$ -фазы за счет обеднения твердого раствора на основе Al. В сплаве эвтектического состава (Cu-82.9 ат.% Al) наблюдается перераспределение фаз в сторону увеличения доли  $\alpha(\text{Al})$ -фазы и ее дополнительное легирование медью. В заэвтектическом сплаве (Cu-75 ат.% Al) после нагрева расплава до  $1100^\circ\text{C}$  сохраняются все структурные составляющие и явных морфологических переходов не наблюдается. Однако по изменению параметра решеток фаз можно заключить, что алюминиды меди, кристаллизующиеся из расплава, нагретого до  $1100^\circ\text{C}$ , содержат больше Cu, чем та же структурная составляющая в образце, нагретом до  $T = T_L + 50^\circ\text{C}$  ( $T_L$  – температура ликвидус). В сплаве Cu-67.8 ат.% Al эффект термовременной обработки расплава сказывается на увеличении объемной доли эвтектики ( $\theta + \alpha(\text{Al})$ ), расположенной между плоскогранными дендритами первичной  $\theta$ -фазы.

В богатых медью сплавах эффект гомогенизации расплава проявляется менее ярко, но вполне отчетливо. Роль термической обработки расплава композиций, обогащенных медью, наиболее четко прослеживается на составах Cu-18 ат.% Al и Cu-25 ат.% Al (рис. 10). В частности, по равновесной диаграмме состояний, сплав Cu-25 ат.% Al попадает в область кристаллизации из расплава  $\beta$ -фазы и имеет заэвтектический состав. В отличие от образца, нагретого до  $1100^\circ\text{C}$  и состоящего из первичных дендритов  $\beta$ -фазы и эвтектики ( $\alpha(\text{Cu}) + \beta$ ), которая распадается при дальнейшем охлаждении по эвтектоидной реакции на фазы ( $\alpha(\text{Cu}) + \gamma_2$ ), нагретый до  $1450^\circ\text{C}$  образец имеет преимущественно эвтектическую структуру ( $\alpha(\text{Cu}) + \beta$ ), внутри зерен которой произошел квазиэвтектоидный распад.

Увеличение концентрации Cu до 82 ат.% (сплав Cu-18 ат.% Al) приводит к появлению первичных кристаллов  $\alpha(\text{Cu})$ -фазы и выделяющихся по границам фаз эвтектического происхождения ( $\alpha(\text{Cu}) + \beta$ ) с последующим превращением их в эвтектоид ( $\alpha(\text{Cu}) + \gamma$ ). Предварительный нагрев расплава до  $1450^\circ\text{C}$  уменьшает ширину и протяженность эвтектических прослоек и способствует более устойчивому росту кристаллов твердого раствора на основе Cu.



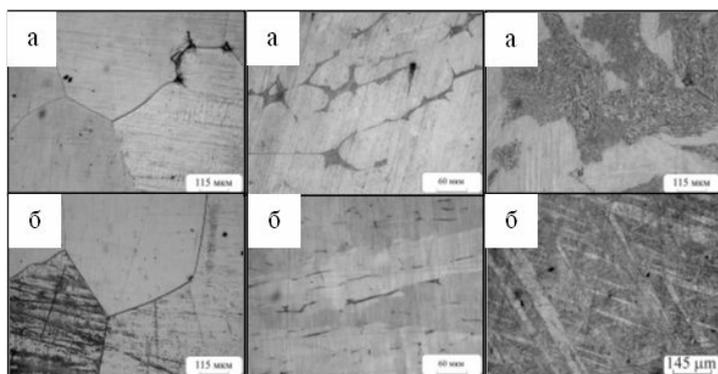
Cu-90 ат.% Al

Cu-82.9 ат.% Al

Cu-75 ат.% Al

Cu-67.8 ат.% Al

Рис. 9. Микроструктура сплавов на основе алюминия, выплавленных с нагревом на 50°C выше температуры ликвидус (а) и до 1100°C (б).



Cu-10 ат.% Al

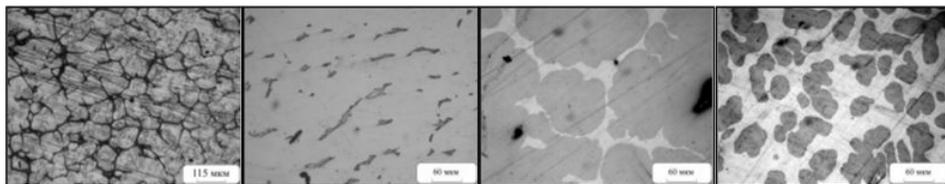
Cu-18 ат.% Al

Cu-25 ат.% Al

Рис. 10. Микроструктура сплавов на основе меди, выплавленных с нагревом до 1100°C (а) и до 1450°C (б).

Сплавы промежуточных составов в процессе охлаждения претерпевают несколько фазовых переходов, и по перитектическим реакциям образуется целый ряд интерметаллических фаз и твердых растворов на их основе (рис. 11). В конечном итоге при комнатной температуре в сплавах с концентрацией 50 и 60 ат.% Al структура образована суперпозицией двух фаз:  $\eta_2$ -фазы и  $\theta$ -фазы. Структура сплавов, содержащих 30 и 40 ат.% Al, состоит из дендритных зерен  $\delta$ -фазы и эвтектоида ( $\delta + \zeta$ ).

Фазовый состав всех композиций на основе интерметаллических соединений не изменяется с ростом температуры нагрева расплава. Можно отметить только незначительное увеличение размеров кристаллов и появление более разветвленных форм их роста.



Cu-30 ат.% Al

Cu-40 ат.% Al

Cu-50 ат.% Al

Cu-60 ат.% Al

Рис. 11. Микроструктура сплавов на основе интерметаллических соединений.

Резюмируя полученные данные о структуре и фазовом составе сплавов системы Cu-Al, можно констатировать, что после гомогенизирующей термообработки расплавов исследованных составов наблюдаются: пересыщение  $\alpha$ -твердого раствора легирующим элементом; сдвиг эвтектической точки в область больших концентраций второго компонента; появление квазиэвтектических структур в образцах заэвтектических составов; диспергирование и изменение морфологии эвтектических фаз и первичных кристаллов.

Важно подчеркнуть, что весь эксперимент выполнен на образцах, отлитых при низких скоростях охлаждения. Тем не менее, в ряде случаев отмечено существенное улучшение их структуры после гомогенизирующей термообработки расплава.

В заключительной *пятой главе* исследованы возможности повышения качества медной катанки, которая производится ЗАО СП «Катур-Инвест», входящим в состав Уральской горно-металлургической компании. Цель исследования состояла в выяснении того, какие дефекты ответственны за обрывы катанки, установлении мест зарождения этих дефектов в технологическом цикле, изучении изменения состояния дефектов в процессе термической обработки расплава и, наконец, возможности устранения дефектов путем термообработки исходного расплава.

Металлографический анализ дефектных образцов медной катанки показал, что в ней сохраняются некоторые дефекты исходной литой заготовки; вблизи трещин катанки отмечены выделения сульфидов меди, которые автор считает основной причиной трещинообразования при волочении.

Для обнаружения признаков необратимых структурных изменений в жидком металле были проведены вискозиметрические и денситометрические исследования проб меди в жидком состоянии по всему технологическому циклу производства катанки. Для этого в цехе были отобраны пробы металла после каждой технологической операции: шахтная печь – миксер – литейный желоб – ковш – катанка. Отмечено ветвление температурных зависимостей вязкости и менее ярко выраженное ветвление политемпературной зависимости плотности, полученных при нагреве и последующем охлаждении, для всех исследованных образцов. В расплавах чистых металлов гистерезис обычно не наблюдается. Появление данного эффекта в наших экспериментах явно свидетельствует о необратимых изменениях состояния примесей, содержащихся в жидкой меди, при ее нагреве.

Очевидно, что необратимые изменения структуры этих расплавов в процессе их термической обработки могут повлиять на структуру литого металла, формирующегося после кристаллизации. Для подтверждения этого были проведены металлографические исследования. Сравнительному металлографическому исследованию были подвергнуты структуры двух серий образцов:

1. исходные образцы – первоначально отобранные в цехе пробы металла после каждой технологической операции (шахтная печь – миксер – литейный желоб – ковш – катанка);
2. образцы, полученные после переплава в вискозиметре с максимальной температурой нагрева жидкого металла 1350–1370°C.

Металлографические исследования свидетельствуют о том, что основная часть сульфидных включений содержится уже в исходной шихте, а после продувки жидкой меди воздухом в шахтной печи они переходят в состав смешанной эвтектики  $\text{Cu}_2\text{S} + \text{Cu}_2\text{O} + \text{Cu}$ . В результате нагрева расплавленных проб выше точек ветвления температурных зависимостей их вязкости и плотности установлено, что в структуре меди исчезает эвтектика ( $\text{Cu}_2\text{O} + \text{Cu}$ ) эндогенного происхождения, а сульфид меди ( $\text{Cu}_2\text{S}$ ) переходит в состояние изолированных глобулей, которые концентрируются в верхней части слитка. Таким образом, показано, что нагрев жидкой меди до указанных температур не обеспечивает удаления сульфидных включений, ответственных за разрывы катанки.

Ранее Г.Ф. Казанцевым, Н.М. Барбиным, Г.К. Моисеевым и Н.А. Ватолиным был предложен способ получения меди из ее сульфида в карбонатных расплавах без введения восстановителя, который, по их мнению, мог бы быть использован для удаления сульфидных включений из меди. Данная возможность была установлена в результате термодинамического моделирования систем  $\text{Cu-Cu}_2\text{S-Na}_2\text{CO}_3\text{-NaF}$  и  $\text{Cu-Cu}_2\text{S-Na}_2\text{CO}_3\text{-BaCl}_2$  в интервале температур 1200–1900K с использованием программного пакета АСТРА. Опираясь на полученные теоретические результаты, провели серию опытных плавок меди в расплавах солей, содержащих  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  ( $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-NaF}$  и  $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-BaCl}_2$ ).

Металлографические исследования показали, что переплав меди, содержащей  $\text{Cu}_2\text{S}$ , в солевых расплавах переводит эвтектический состав в доэвтектический. Это связано с существенным уменьшением объемной доли сульфида меди в металле. Можно отметить также, что рафинирующий эффект при применении солевого расплава  $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-NaF}$  выражен ярче, чем в случае использования расплава  $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-BaCl}_2$ . Кроме того, солевой расплав препятствует окислению расплавленной меди кислородом воздуха.

Таким образом, в качестве альтернативного метода очистки меди от указанных включений использован ее переплав в расплавах солей  $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-NaF}$  и  $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-BaCl}_2$ ; установлено, что данный метод позволяет существенно снизить количество сульфидных включений, причем применение смеси  $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-NaF}$  более эффективно по сравнению с  $\text{Na}_2\text{CO}_3\text{-BaCl}_2$ .

### **Основные результаты и выводы диссертационной работы:**

1. Оптимизированы параметры подвесной системы вискозиметра Швидковского и усовершенствована система регистрации декремента затухания её колебаний. В результате случайная составляющая погрешности определения декремента снижена до 1–2%, а также минимизирована трудоемкость вискозиметрического эксперимента и последующей обработки его результатов.
2. Измерены температурные зависимости кинематической вязкости расплавов системы  $\text{Cu-Al}$  в ходе нагрева образцов после плавления до 1100–1450°C и при последующем охлаждении. По точкам ветвления указанных кривых

определены температуры необратимого перехода расплавов из метастабильного микрогетерогенного состояния в состояние истинного раствора.

3. По полученным результатам построены изотермы вязкости гомогенных расплавов Cu-Al, на которых отмечены два максимума: пологий максимум вблизи состава Cu-30 ат.% Al и более острый – вблизи стехиометрического состава CuAl<sub>3</sub>.
4. Рассчитана концентрационная зависимость энергии активации вязкого течения гомогенных расплавов Cu-Al.
5. Проведенное сравнительное металлографическое исследование выявило различия в структурах кристаллических образцов, полученных после гомогенизирующей обработки расплавов с перегревом выше точек ветвления политерм вязкости, и без такой обработки. Отмечено существенное улучшение их структуры после гомогенизирующей термообработки расплава, что, в свою очередь, должно способствовать повышению эксплуатационных свойств литого металла.
6. Разработан метод очистки меди от сульфидных включений, ответственных за разрывы катанки на ЗАО СП «Катур-Инвест», путем ее переплава в солевых расплавах.

**Основное содержание диссертации представлено в следующих публикациях:**

1. **Константинова, Н.Ю. Кинематическая вязкость жидких сплавов медь-алюминий** [Текст] / Н.Ю. Константинова, П.С. Попель, Д.А. Ягодин // Теплофизика высоких температур. – 2009. – Т.47. – №3. – С. 354–359.
2. **Барбин, Н.М. Структура меди с добавкой сульфида меди после переплава в солевом расплаве** [Текст] / Н.М. Барбин, Н.Ю. Константинова, П.С. Попель // Инженерная физика. – 2009. – №4. – С. 15–18.
3. **Konstantinova, N.Yu. Kinematic Viscosity of Liquid Al-Cu Alloys** / N.Yu. Konstantinova, P.S. Popel // Journal of Physics: Conference Series. The Open-Access Journal for Conferences (13th International Conference on Liquid and Amorphous Metals, Ekaterinburg, Russia). IOP Publishing. – 2008. – V. 98. – P. 062022 (1–4).
4. **Константинова, Н.Ю. Влияние гомогенизирующего перегрева исходного расплава на структуру сплавов системы медь-алюминий в твердом состоянии** [Текст] / Н.Ю. Константинова, И.Г. Бродова, П.С. Попель // Труды XII Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов»: Т.2. Экспериментальное изучение жидких и аморфных металлических систем и их взаимосвязь с кристаллическим состоянием. – Екатеринбург: УрО РАН, 2008. – С. 68–71.
5. **Сабирзянов, А.А. Необратимые изменения свойств жидкой меди при нагреве** [Текст] / А.А. Сабирзянов, П.С. Попель, И.Г. Бродова, Д.А. Ягодин, Н.Ю. Константинова, А.Ю. Зуев // Труды XII Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов»: Т.2. Экспериментальное изучение жидких и аморфных металлических систем и их взаимосвязь с кристаллическим состоянием. – Екатеринбург: УрО РАН, 2008. – С. 199–202.
6. **Сивков, Г.М. Новый способ определения логарифмического декремента затухания тигля с расплавом на вискозиметре Швидковского** [Текст] / Г.М. Сивков, Д.А. Ягодин, Н.Ю. Константинова, Н.В. Окулова // Физические

свойства металлов и сплавов: сборник тезисов докладов III Российской научно-технической конференции “Физические свойства металлов и сплавов”. – Екатеринбург: ГОУ ВПО “УГТУ-УПИ”, 2005. – С. 113–114.

7. **Abaturov, I. Kinematic Viscosity of Molten Magnesium, Aluminum and Copper** [Текст] / I. Abaturov, N. Konstantinova, P. Popel, V. Sidorov // 12<sup>th</sup> International IUPAC – Conference on High Temperature Materials Chemistry: Book of Abstracts and Program. – Vienna (Austria): Material Chemistry University (Department of Inorganic Chemistry of Vienna) and Austrian Chemical Society (GÖCh), 2006. – P. P 03.
8. **Konstantinova, N. Kinematic Viscosity of Copper-Aluminum Melts up to 1100-1450°C** [Текст] / N. Konstantinova, P. Popel // Discussion Meeting on Thermodynamics of Alloys (TOFA 2008): Book of Abstracts and Program. – Krakow (Poland): Institute of Metallurgy and Materials Science Polish Academy of Sciences, 2008. – P. 35.
9. **Konstantinova, N. The Influence of the Homogenizing Heat Treatment of Initial Melt on the Structure of Aluminum-Copper Alloys** / N. Konstantinova, P. Popel, I. Brodova // Paper Abstracts of European Conference Junior Euromat 2008 (Lausanne, Switzerland): Abstract № 237, Topic E Metals. – (<http://www.junior-euromat.fems.org/>).
10. **Константинова, Н.Ю. Возможность совершенствования структуры сплавов системы Cu-Al в твердом состоянии путем гомогенизирующего перегрева исходного расплава** [Текст] / Н.Ю. Константинова, П.С. Попель, И.Г. Бродова // Н 31 Наследственность в литейных процессах: труды VII международного научно-технического симпозиума; отв. редактор проф. В.И. Никитин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. – С. 135.

#### **Список литературы**

1. **Смитлз, К.Дж.** Металлы [Текст]: справ. изд. / К.Дж. Смитлз; пер. с англ. – М.: Металлургия. – 1980. – 448 с.
2. **Швидковский, Е.Г.** Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов [Текст] / Е.Г. Швидковский. – М.: ГИТТЛ, 1955. – 206 с.
3. **Вертман, А.А.** Вязкость жидких сплавов меди и серебра [Текст] / А.А. Вертман, А.М. Самарин // Известия АН СССР, ОТН: Металлургия и топливо. – 1960. – №4. – С. 95–98.
4. **Вертман, А.А.** Вязкость жидкого никеля и его сплавов с медью [Текст] / А.А. Вертман, А.М. Самарин // Доклады АН СССР. – 1960. – Т.132. – №3. – С. 572–575.
5. **Востряков, А.А.** Вязкость и электросопротивление жидких сплавов хрома [Текст] / А.А. Востряков, Н.А. Ватолин, О.А. Есин // ФММ. – 1963. – Т.16. – №5. – С. 675–680.
6. **Шлыков, А.В.** Вязкость меди и ее сплавов с цинком [Текст] / А.В. Шлыков, В.М. Чурсин // Известия вузов: Цветная металлургия. – 1975. – №3. – С. 29–33.
7. **Чурсин В.М.** Свойства расплавов на основе меди [Текст] / В.М. Чурсин // Науч. тр. Моск. института стали и сплавов. – 1980. – Т.123. – С. 12–25.

8. **Волков, В.И. Вязкость расплавов медь-никель-фосфор** [Текст] / В.И. Волков, Ю.В. Фишер, Н.Н. Новикова // Известия вузов: Цветная металлургия. – 1984. – №5. – С. 63–67.
9. **Аномалии на политермах вязкости жидких сплавов системы алюминий-медь** [Текст] / В.М. Замятин [и др.] // ЖФХ. – 1986. – Т.60. – № 1. – С. 243–245.
10. **Еретнов, К.И. Вязкость жидких медных сплавов** [Текст] / К.И. Еретнов, А.П. Любимов // Известия вузов: Цветная металлургия. – 1966. – №1. – С. 119–123.
11. **Jones, W.R.D. The viscosity of copper and some binary copper alloys** [Текст] / W.R.D. Jones, W.L. Bartlett // J. Inst. Metals. – 1954. – V.83. – P. 59–63.

Подписано в печать 09.10.09. Формат  $60 \times 84 \frac{1}{16}$   
Бумага для множ. апп. Гарнитура «Таймс». Печать на ризографе.  
Усл. печ. л. 1,0. Тираж 120 экз. Заказ

Оригинал макет подготовлен на физическом факультете  
Отпечатано в отделе множительной техники  
Уральского государственного педагогического университета  
620017 Екатеринбург, пр. Космонавтов, 26  
E-mail: psy-uspu@mail.ru