

Ассоциация студентов-физиков и молодых учёных России

Кемеровский государственный университет

Томский государственный университет

Кемеровский научный центр СО РАН

Институт электрофизики УрО РАН

Администрация Кемеровской области

при участии

Сибирского государственного индустриального университета

Кузбасского государственного технического университета

Томского политехнического университета

Томского государственного педагогического университета

Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники

В Н К С Ф – 15

**Пятнадцатая Всероссийская научная конференция студентов-физиков
и молодых учёных**



Россия

Информационный бюллетень

Материалы конференции

Кемерово - Томск

2009

Об особенностях вязкости и процессах кристаллизации расплавов Al-Y (до 10 ат.%Y)

Кравец Екатерина Михайловна

Удмуртский государственный университет

Меньшикова Светлана Геннадьевна

svetlmensh@mail.ru

Большой интерес в последние годы привлекают сплавы на основе алюминия (80-90 ат.% Al) с ПМ и РЗМ металлами в аморфном или аморфно-кристаллическом состояниях, эксплуатационные свойства (прочность, пластичность, сопротивление коррозии) которых выше свойств их кристаллических аналогов [1]. Одним из основных методов получения аморфных сплавов является сверхбыстрая закалка расплава. Температурно-временная обработка (ТВО) последнего позволяет дополнительно улучшать служебные свойства сплава. При выборе оптимальных условий ТВО расплава часто используются данные о температурных и временных зависимостях их структурно-чувствительных свойств, в частности, кинематической вязкости (ν).

Ранее нами было обнаружено немонотонное поведение политерм ν жидкого модельного стеклообразующего сплава Al87Ni8Y5 [2] в режиме нагрева и гистерезис этих политерм при последующем охлаждении. Временные зависимости ν также имеют немонотонный характер. Вблизи ликвидуса время релаксации расплавов (установление стабильных значений ν) составляет порядка 3 часов и уменьшается с увеличением температуры расплава. Предполагалось [2], что немонотонное изменение вязкости обусловлено разрушением микрогетерогенного состояния расплава, унаследованного от многофазного твердого образца. Микрогетерогенное состояние расплава после плавления обусловлено наличием в нем неравновесных микрогруппировок атомов на основе тугоплавких химических соединений Al3Ni и Al3Y, которые со временем распадаются.

С целью подтверждения высказанного предположения о природе аномалий на политермах и временных зависимостях вязкости тройного сплава Al87Ni8Y5 были исследованы более простые системы: Al-Ni и Al-Y с содержанием второго элемента до 10 ат.%. В работе [3] показано, что температурные зависимости ν расплавов бинарной системы Al-Ni не отличаются особенностями: значения и характер зависимости политерм ν , полученные в режимах нагрева и охлаждения, совпадают (гистерезис отсутствует). На временных зависимостях ν расплавов Al-Ni какие-либо аномалии также отсутствуют.

В настоящей работе методом затухающих крутильных колебаний цилиндрического тигля с расплавом [4] исследованы температурные и временные зависимости ν расплавов системы Al-Y (до 10 ат.%Y). На политермах всех исследованных расплавов наблюдается гистерезис: значения ν , полученные в режиме нагрева, выше значений, полученных при последующем охлаждении. Температура начала гистерезиса повышается с увеличением содержания Y в сплаве. Значения вязкости и характер зависимости $\nu(t_0)$, полученные в режиме нагрева, хорошо воспроизводятся при повторном нагреве образца. Все временные зависимости получены после нагрева от комнатной температуры и имеют немонотонный характер. Равновесие в расплавах устанавливается в течение длительного времени (t_r), которое уменьшается с увеличением температуры расплава. В частности, для состава Al99Y1 при 730°C t_r составляет ~ 150 минут, существенно уменьшается при 900°C и составляет ~ 40 минут.

На основании характера полученной временной зависимости вязкости ν методом закалки образцов в воду и с помощью дифференциального термического анализа (ДТА) были получены твердые образцы Al99Y1. Образцы получали охлаждением от 730°C со скоростями ~100 град/с (закалка в воду) и 100 град/мин (ДТА) после 5 -, 30 -, 60 - и 180 - и минутной изотермических выдержек. Микроструктура полученных образцов наблюдалась в микроскопах Neophot 21и Eriquant и фотографировалась с помощью цифрового фотоаппарата.

Рентгеноструктурный анализ показал, что структуры всех полученных твердых образцов Al99Y1 содержат две фазы: α -Al и Al3Y. На термограммах ДТА образцов Al99Y1, полученных при охлаждении со скоростью 100 град/мин, независимо от времени изотермической выдержки и температуры расплава, зафиксированы два пика тепловыделения, что соответствует диаграмме фазовых равновесий [5]. Все образцы, полученные при охлаждении со скоростью 100 град/мин, кристаллизуются по однотипному механизму: в две стадии. Кристаллизация начинается с образования и роста первичных кристаллов α -Al, чему соответствует первый пик на термограмме охлаждения. На микроснимках фиксируются крупные округлые сечения первичных кристаллов. Второй пик на термограмме охлаждения сплава Al99Y1 соответствует кристаллизации эвтектики, составляющими которой, согласно рентгенофазовому анализу, являются фазы α -Al и Al3Y. При достаточно больших увеличениях видно, что эвтектика имеет нормальную ячеистую структуру. Каких-либо дополнительных особенностей в микроструктуре этих образцов металлографическим анализом не обнаружено.

Ситуация изменяется при увеличении скорости охлаждения расплава до 100 град/с. Слиток после 5-и минутной изотермической выдержки, отличается от слитков с другим временем выдержки при 730°C более крупной структурой первичных кристаллов α -Al. Кристаллизация осуществляется по принципу гетерогенного

зародышеобразования. Остатки микрогетерогенных группировок, распределенные по всему объему расплава, по-видимому, служат дополнительными центрами кристаллизации. Происходит множественное зарождение первичных кристаллов α -Al, кристаллы ветвятся, их рост тормозится. В междендритных промежутках кристаллизуется фаза Al₃Y. Согласно нашим предположениям, увеличение времени изотермической выдержки до 30-ти или 60-ти минут должно приводить к уменьшению концентрации остаточной микрогетерогенности, т.е. к более однородному состоянию расплава. По-видимому, за счет этого возрастает переохлаждение расплава, что приводит к более тонкоразветвленной форме дендритов первичного алюминия и измельчению микроструктуры в целом. Таким образом, структура получаемых в результате быстрого охлаждения (закалкой в воду) слитков зависит от времени изотермической выдержки, что может служить подтверждением нашего предположения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 08-03-90415-Укр_а.

Список публикаций

- [1] Inoue A, Ohlra K, Masumoto T. *Jpn J Appl Phy*, 27:L736 (1988).
- [2] Меньшикова С.Г., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И., Маслов В.В. Об особенностях вязкости расплавов Al-Ni-Y. В сб.: 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 строением. Екатеринбург.: УрО РАН, 44-47 (2008).
- [3] Lad'yanov V.I., Men'shikova S.G., Bel'tyukov A.L. On viscosity features of the Al-Ni melts // Book of Abstracts of the 4-th Noclams Workshop «New Opportunities and Challenges for Liquid and Amorphous Material Science», Grenoble, France, 46-47 (2008).
- [4] Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. Автоматизированная установка для определения кинематической вязкости металлических расплавов // Приборы и техника эксперимент, № 2,155-161 (2008).
- [5] Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т.1 / Под общей ред. Н.П. Лякишева.-М.: Машиностроение, 992с. (1996).

Сравнительная характеристика карбонизирующего действия на поливинилиденфториде рентгеновского облучения и бомбардировки ионами

Кувшинов Алексей Михайлович

Грибов Игорь Васильевич, Москвина Наталья Анатольевна, Кузнецов Вадим Львович, Евсюков Сергей Евгеньевич

Челябинский государственный педагогический университет

Песин Леонид Абрамович, д.ф.-м.н.

kuvshinov_am@list.ru

Сравнение различных способов карбонизации ПВДФ актуально для решения научной проблемы синтеза карбиноидов и практического использования ПВДФ и его модифицированных производных, например, для создания элементной базы для микро- и нанoeлектроники, получения функциональных материалов, в частности – молекулярных магнетиков и материалов эмиссионной электроники, в медицинских целях. ПВДФ как исходный материал для карбиноидов ценен устойчивостью углеродных цепей к ионизирующим и химическим воздействиям. В данной работе выбраны радиационные способы карбонизации, преимуществом которых является возможность мониторинга процесса in situ с помощью фотоэлектронной спектроскопии и возможность управления степенью карбонизации изменением поглощенной дозы.

Проведены эксперименты по карбонизации поверхности частично кристаллической пленки ПВДФ ((CH₂-CF₂)_n), марки Кунаг под воздействием рентгеновского облучения Al K α 1,2 совместно с потоком электронов различных энергий (5-1200 эВ) и ионов Ar⁺ с энергией 600 и 720 эВ и дозой 2·10¹⁴-1·10¹⁸ ион/см². Эксперименты проводились в вакуумной камере спектрометра ЭС ИФМ-4 (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург) при давлении порядка 10⁻⁷ Па. Электроны эмитировались алюминиевой фольгой, фильтрующей немонахроматическое излучение Al K α 1,2, используемое для возбуждения фотоэлектронных спектров. Образец находился под положительным потенциалом, что вызывало бомбардировку его электронами. Одновременно с электронной бомбардировкой измерялись фотоэлектронные спектры образца в различных диапазонах энергий связи (в частности – спектры C1s и F1s электронов). Источником ионов служила ионная пушка, установленная в вакуумной камере. В серии экспериментов с ионами Ar⁺ бомбардировка чередовалась с измерением спектров.

Для каждого образца производился по методике, подобной примененной ранее в [1], компонентный анализ спектров C1s электронов, результаты которого указывают на последовательный характер процесса карбонизации:

