

Федеральное агентство по образованию Российской Федерации
ГОУВПО «Удмуртский государственный университет»

**XXXVII ИТОГОВАЯ СТУДЕНЧЕСКАЯ
НАУЧНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ**
Материалы конференции
Апрель 2009 года

Ижевск
2009

ББК 6/8
Т30

Ответственный редактор доктор психологических наук,
проректор по научной работе Н.И. Леонов

Т30 XXXVII итоговая студенческая научная конференция:
материалы итоговой студ. науч. конф. / УдГУ; отв. ред. Н.И. Леонов.
Ижевск, 2009. 395 с.

В сборнике публикуются материалы докладов XXXVII итоговой студенческой научной конференции (апрель 2009 г.). В конференции приняли участие студенты факультетов, учебных институтов и филиалов УдГУ. Материалы представлены по гуманитарным, естественным и техническим специальностям: история, филология, психология и педагогика, биология, химия, физика, математика, экономика, энергетика и др.

Сборник предназначен для преподавателей и студентов вузов.

ББК 6/8

© ГОУВПО «Удмуртский
государственный университет», 2009
© Отдел ОИС и НТИ, сост., 2009

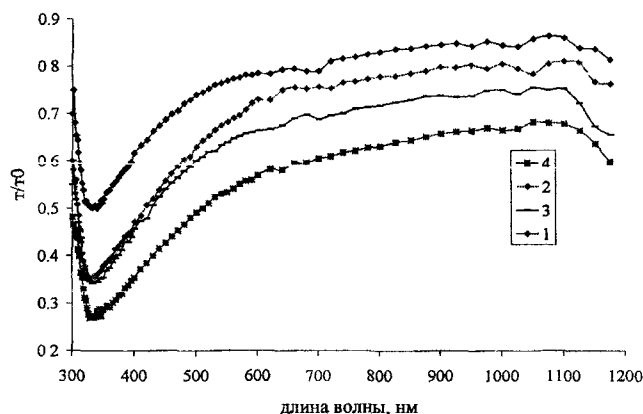


Рис. Спектры пропускания нанокристаллических пленок Si/SiO₂ в зависимости от количества пластин кремния: 1-1; 2-2; 3-3; 4-4.

С увеличением процентного содержания в образцах кремния уменьшается коэффициент пропускания в широком диапазоне длин волн (350-1200 нм), наблюдается одинаковый характер поведения спектров пропускания, хорошая воспроизводимость образцов.

Эллипсометрические исследования подтверждают увеличение коэффициента поглощения, показывают увеличение коэффициента преломления (табл.).

Таблица

Кол-во пластин кремния	Толщина (МИИ-4), мкм	Толщина (ЛЭФ), мкм	Коэффициент преломления	Коэффициент поглощения
1	0,2	0,2012	1,5787	0,0809
2	0,16	0,1963	1,61	0,210
3	0,1	0,187	1,8746	0,235

М.С. Коновалов, гр. 10-42

Научный руководитель – С.Г. Меньшикова

Научный консультант – В.А. Волков

О ПРОЦЕССАХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al – Ni В ОБЛАСТИ БОГАТОЙ АЛЮМИНИЕМ

Расплавы системы Al-Ni относят к системам с сильным взаимодействием между компонентами. В области, богатой алюминием, образуется эвтектика Al+Al₃Ni. Концентрация эвтектической точки ~ 2,7 ат.% Ni. Ранее в работе [1] было показано, что концентрационная зависимость кинематической вязкости (ν) расплавов системы Al – Ni в области до 5 ат.% Ni, имеет немонотонный характер: при увеличении содержания Ni в расплаве до 1,5 ат.% наблюдается рост значений ν , от 1,5 до состава близкого к эвтектическому –

уменьшение, при дальнейшем увеличении Ni значение v снова возрастает. Предполагалось, что 1,5 ат.% соответствует предельной растворимости Ni в Al, а в минимуме (2,7 ат.%) реализуется квазиэвтектическая структура расплава.

В настоящей работе с учетом немоного характера концентрационной зависимости v были исследованы процессы кристаллизации расплавов системы Al – Ni в области до 5 ат.% при различных скоростях охлаждения (от 20 град/мин до 10^6 град/с).

Исследования проводили методами металлографии, рентгенофазового и дифференциального термического анализ (ДТА).

Образцы при скоростях охлаждения 20-100 град/мин получали в установке ВТА-983 (с одновременным термическим анализом), закалкой в воду и сверхбыстрой закалкой методом спиннингования на медный диск. Скорость охлаждения при закалке в воду составляла около 10^2 град/с, а при сверхбыстрой закалке – 10^6 град/с. Шлифы для металлографических исследований подготавливали стандартным способом. Для улучшения качества поверхности образцов применяли метод электролитического полирования. В качестве электролита служила смесь кислот: ортофосфорная кислота – 1750 мл, этиловый спирт – 435 мл, вода – 210 мл. В качестве катода – плоские электроды из алюминия. Время полирования, плотность тока и температура подбирались индивидуально для каждого состава. Для выявления микроструктуры образцов применялся метод химического травления с использованием реактива: NaOH 10 г, вода 90 см³. Травление производили погружением на 5 с при 70°C. Далее образцы промывали в холодной воде, поверхность протирали спиртом. Микроструктура полученных образцов наблюдалась в микроскопе Neophot 21. Фотографирование микроструктур осуществлялось с помощью цифрового фотоаппарата.

Рентгенофазовый анализ кристаллических образцов, полученных из расплавов всех исследованных составов, показал наличие двух фаз α -Al и Al₃Ni, что согласуется с равновесной диаграммой состояния. На термограммах охлаждения ДТА фиксируется один или два пика тепловыделения, что также согласуется с равновесной диаграммой состояния. Для каждого расплава системы Al-Ni определена величина переохлаждения по ликвидусу (ΔT), полученная при охлаждении от различных температур. Переохлаждение расплавов увеличивается до 1,5 ат.% Ni, затем в области составов от 1,5 ат.% до 5% уменьшается. При малых скоростях охлаждения (20-100 град/мин) сплавы кристаллизуются в соответствии с равновесной диаграммой состояния. Кристаллизация начинается с образования и роста первичных кристаллов α -Al (в случае доэвтектических сплавов) или Al₃Ni (в случае заэвтектических сплавов), чему соответствует на термограммах охлаждения первый пик тепловыделения, далее кристаллизуется нормальная эвтектика α -Al+Al₃Ni, чему соответствует второй пик. Расплав эвтектического состава, в силу небольшой задержки в образовании Al₃Ni расплава, кристаллизуется по принципу доэвтектического.

При увеличении скорости охлаждения до $\sim 10^2$ град/с и выше во всех исследованных сплавах происходит вырождение эвтектики. В доэвтектических сплавах в результате большого переохлаждения эвтектика вырож-

дается за счет роста первичных кристаллов α -Al, в междендритных промежутках α -Al кристаллизуется Al_3Ni . То есть наблюдается раздельная кристаллизация составляющих сплавы фаз. В заэвтектических сплавах также происходит вырождение эвтектики, только в этом случае сначала выделяются первичные кристаллы Al_3Ni , затем α -Al и Al_3Ni , не образуя классическую эвтектику, а кристаллизуясь независимо друг от друга, причем раньше кристаллизуется α -Al и в промежутках оставшийся Al_3Ni .

Показано, что структура слитков всех исследованных составов, полученных в результате охлаждения с разными скоростями, по фазовому составу удовлетворяют равновесной диаграмме состояния. Получено соответствие между концентрационной кривой переохлаждения и концентрационной кривой вязкости расплавов. Показано, что решающую роль в получении микроструктур сплавов системы Al-Ni играет скорость охлаждения, а не температура, от которой производили охлаждение.

* * *

1. Меньшикова С.Г., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И., Маслов В.В. Об особенностях вязкости расплавов Al-Ni-Y // Труды XII Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Екатеринбург, 2008. Т.2 «Экспериментальное изучение жидких и аморфных металлических систем и их взаимосвязь с кристаллическим состоянием». С. 44-47.

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

Д.С. Корякина, гр. 10-52

Научный руководитель – Л.В. Камаева

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ ЭВТЕКТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ Ni-B ПРИ СКОРОСТЯХ ОХЛАЖДЕНИЯ $10^2 - 10^3$ °C/c

Сплавы Ni-B являются основой легкоаморфизирующихся сплавов и часто используются в качестве модельных для исследования процессов затвердевания с различной степенью отклонения от состояния равновесия. Изучение особенностей кристаллизации сплавов системы Ni-B при небольших скоростях охлаждения ($<100^\circ\text{C}/\text{мин}$) показало возможность образования метастабильной фазы вблизи эвтектического состава ($Ni_{23}B_6$, Ni_4B). Метастабильная фаза $Ni_{23}B_6$ является изоморфной тройному соединению $(Fe,Ni)_{23}B_6$ и распадается при нагреве по перитектоидной реакции на Ni и фазу, обогащенную бором, Ni_2B . Метастабильная фаза Ni_4B образуется непосредственно из расплава, в процессе охлаждения она распадается на равновесные фазы уже через $200-300^\circ\text{C}$ после образования. Предполагается, что образование метастабильной фазы на первых этапах кристаллизации является следствием особого структурного состояния расплава исследуемой системы – реализацией в области концентраций 15-20 ат.%. В жидкой фазе локального порядка с химическим упорядочением типа Ni_4B . Однако проведенные исследования процессов затвердевания сплавов Ni-B при высоких скоростях охлаждения показали, что при увеличении скорости охлаждения расплава до 10^4-10^5 °C/c