

глинистым веществом. Имеются закрытые сферические пор диаметром до 3 мкм. Четко различимы единичные кристаллы, имеющими призматический габитус, с размерами зерен 8–12 мкм, принадлежащие, очевидно, анортиту. Присутствуют также изометричные зерна гематита.

Введение колеманита в состав керамической массы инициирует образование большего количества стекловидной фазы на ранних этапах процесса обжига, что обеспечивает повышение механической прочности керамического образца. Оксиды железа, присутствующие в местных полиминеральных глинах, частично кристаллизуются в минерал гематит, который является одной из кристаллических фаз, слагающих керамический черепок. Образовавшаяся жидкая фаза частично разъедает углы и грани зерен кристаллического кремнезема, но в основной своей массе он в реакциях образования жидкой фазы не участвует, оставаясь в виде элементов кристаллического каркаса материала.

УДК 666.266.6.016.2

Разработка составов стекол для получения прозрачных ситаллов

Студентка гр. 8 Смеян О.В.

Научный руководитель – Кравчук А.П.

Белорусский государственный технологический университет
г. Минск

Прозрачные ситаллы – стеклокристаллические материалы, размеры кристаллов которых меньше длины волны видимого света ($< 0,4$ мкм) и близки по показателю преломления.

Эффективное использование стеклокристаллических материалов в качестве оптических сред в астрофизике, оптике, лазерной технике основано на их уникальных спектральных характеристиках, прежде всего прозрачности, в сочетании с близким к нулевому тепловым расширением в широком интервале температур и высокой химической стойкостью. Прозрачные ситаллы могут быть также использованы для смотровых окон высокотемпературных печей, изготовления кухонной и лабораторной посуды, лобовых стекол сверхзвуковых самолетов и др.

Целью данной работы являлась разработка составов стекол, на основе которых возможно получение прозрачных ситаллов, обладающих низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР).

Сочетание таких свойств ситалла, как высокое светопропускание и низкий ТКЛР, предполагалось обеспечить путем формирования в объеме стекла кристаллов с размерами менее 0,4 мкм, представленными твердыми растворами β -кварца, сподуменом ($\text{Li}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 4\text{SiO}_2$ $\alpha_{1200^\circ\text{C}}=9\cdot 10^{-7} \text{ K}^{-1}$) и эвкрипитом ($\text{Li}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$ $\alpha_{1200^\circ\text{C}}=-90\cdot 10^{-7} \text{ K}^{-1}$). Для получения оптически прозрачных ситаллов особое значение имеют твердые растворы β -кварца, которые можно сформировать при оптимальном режиме термообработки как единственную кристаллическую фазу. Стеклокристаллические материалы на основе твердых растворов β -кварца в отличие от ситаллов, в которых основной кристаллической фазой является сподумен, позволяют легко достигнуть условий для получения прозрачности, а при необходимости и бесцветных стеклокристаллических материалов.

В данной работе синтез стекол для прозрачных ситаллов с низким ТКЛР осуществляли в области системы $\text{Li}_2\text{O}-\text{MgO}-\text{ZnO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$, ограниченной содержанием, мас. %: SiO_2 61,75–67,75; MgO 1,0–7,0; ZnO 1,0–7,0 при постоянном количестве остальных оксидов. Выбор данной системы обусловлен возможностью достижения более низкой температуры варки стекол и их термообработки, что

достигается введением оксидов MgO и ZnO, и позволяет сформировать необходимые кристаллические фазы. Кроме того, ZnO обеспечивает повышение деформационной устойчивости стекол при ситаллизации и повышает их кристаллизационную способность. MgO стабилизирует формирование β -кварцеподобных растворов при кристаллизации стекол. Для улучшения варочных и выработочных свойств вводили V_2O_5 в количестве 3 мас.%. В качестве стимуляторов кристаллизации литийалюмосиликатных стекол использовали TiO_2 и ZrO_2 , являющиеся наиболее эффективными. Механизм действия оксида титана заключается в проявлении явления ликвации в стеклах, а также формировании алюминатных фаз, способствующих образованию центров кристаллизации основной кристаллической фазы. ZrO_2 обеспечивает тонкокристаллическую структуру получаемому ситаллу и способствует формированию β -кварцеподобных растворов, что является важным условием получения прозрачных ситаллов

Варка опытных стекол велась в фарфоровых тиглях в газовой пламенной печи при температуре 1500 °С, с выдержкой при максимальной температуре 1 ч. Все синтезированные стекла были прозрачные, имели желтую окраску.

Для определения кристаллизационной способности синтезируемых стекол была проведена их термообработка в градиентной печи. В интервале температур 630–780 °С наблюдалось изменение окраски стекол с желтой на темно-фиолетовую за исключением стекла с максимальным содержанием MgO. При повышении температуры от 780 до 1050 °С у всех стекол наблюдалась объемная тонкодисперсная кристаллизация без деформации.

Согласно данным градиентной кристаллизации опытных стекол наиболее приемлемыми для получения прозрачных ситаллов являются составы с повышенным содержанием MgO, поскольку при его введении существенно уменьшается температурный интервал появления темно-фиолетовой окраски и ее интенсивность.

Проведены исследования свойств исходных стекол плотности, температуры начала размягчения и ТКЛР. Значения плотности опытных стекол изменялись в пределах от 2430 до 2530 кг/м³. Наибольшая плотность наблюдается у стекол с максимальным содержанием MgO и ZnO. Это объясняется тем, что оксиды магния и цинка являются оксидами-модификаторами, которые заполняют полости в пространственном кремнекислородном каркасе, повышая плотность стекол. Замещение SiO_2 на оксиды MgO и ZnO также приводило к некоторому увеличению ТКЛР стекол от $46,6 \cdot 10^{-7} K^{-1}$ до $53,6 \cdot 10^{-7} K^{-1}$. Это обусловлено большими значениями, в сравнении SiO_2 , парциального числа для MgO ($60 \cdot 10^{-7} K^{-1}$) и ZnO ($50 \cdot 10^{-7} K^{-1}$). Оксид магния, наряду с оксидом цинка разрывают мостиковые связи, в результате чего уменьшается степень связности структурной сетки стекла и повышается температурный коэффициент линейного расширения. Температура начала размягчения исходных стекол находилась в интервале 635–760 °С. Высокая температура размягчения характерна для стекол с наибольшим содержанием SiO_2 . Оксид кремния формирует кремнекислородный каркас, обеспечивая повышение степени связности структурной сетки стекла, и, как следствие, температуры начала размягчения.

На основании результатов определения кристаллизационной способности, стекла были подвергнуты термообработке в интервале температур 630–720 °С с шагом 30 °С. Стекла нагревались со скоростью 5 °С/мин до максимальной температуры, а затем выдерживались в течение 1 ч. Далее следовало инерционное охлаждение в печи.

Визуальная оценка вида стекол после термообработки при температурах 630 °С и 690 °С позволила установить изменение их окраски с желтой на темно-фиолетовую, что, по-видимому, связано с переходом титана из степени окисления Ti^{+4} в Ti^{+3} . При повышении температуры термообработки до 720 °С образцы становились непрозрачными, что связано с кристаллизацией стекла.

Согласно данным, полученным при исследовании теплового расширения термообработанных стекол было выявлено, что с увеличением температуры до 690 °С значения их ТКЛР не претерпевали существенных изменений. В то время как значения ТКЛР термообработанных стекол при 720 °С резко снизились и составили $(-0,14 - (-3,27)) \cdot 10^{-7} \text{ K}^{-1}$ в сравнении с исходными стеклами. Подобное снижение ТКЛР вызвано зарождением и ростом кристаллических фаз, которые согласно данным РФА представлены твердыми растворами β -кварца, эвкрипитом и β -сподуменом.

Таким образом, в результате проведенных исследований в системе $\text{Li}_2\text{O}-\text{MgO}-\text{ZnO}-\text{B}_2\text{O}_3-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ были получены термостойкие ситаллы, характеризующиеся низким температурным коэффициентом линейного расширения, что обеспечивается наличием таких кристаллических фаз, как твердые растворы β -кварца, эвкрипит и β -сподумен. Однако в предкристаллизационный период происходит появление интенсивной темно-фиолетовой окраски стекла, которая связана с переходом титана из степени окисления Ti^{+4} в Ti^{+3} , в итоге прозрачность материала существенно снижается. В этой связи, для устранения нежелательного окрашивания при кристаллизации стекол следует вводить окислители с целью предотвращения восстановления титана, либо снижать его содержание в стеклах, вплоть до полного исключения.

УДК 544.654.2

Использование нестационарных токовых нагрузок для электрохимического меднения печатных плат

Студент II курса 1 гр. ф-та ИДиП Харитонов Д.С.

Научный руководитель – Курило И.И.

Белорусский государственный технологический университет
г. Минск

В производстве изделий машиностроения, приборостроения, средств компьютерной техники, бытовой теле- и радиоаппаратуры широко используются печатные платы, обеспечивающие автоматизацию монтажно-сборочных работ, снижение габаритных размеров аппаратуры, металлоемкости, повышение ряда конструктивных и эксплуатационных качеств изделий. Требования, предъявляемые к миниатюризации радиоэлектронной аппаратуры, повышению быстродействия схем, увеличению удельных тепловых нагрузок способствуют росту производства двусторонних и многослойных печатных плат.

Одним из способов повышения надежности и долговечности работы приборов является создание качественного электропроводящего соединения между проводниками на печатных платах, которое осуществляется за счет нанесения медного покрытия. Основными направлениями совершенствования технологического процесса электролитического меднения печатных плат в настоящее время, наряду с оптимизацией состава электролита, является применение нестационарных токовых режимов.

Целью работы было исследование влияния нестационарных режимов электролиза на распределение электрохимически нанесенного медного покрытия по высоте отверстия многослойных печатных плат.

В качестве исходных использовали промышленные образцы многослойных печатных плат, предварительно прошедшие все стадии обработки до электролитического меднения. Электролиз проводили с использованием импульсно-реверсивного тока промышленной частоты без анодного импульса (режим I) и с величиной амплитуды анодного импульса, составляющей 50% от амплитуды катодного (режим II). Длительность катодного импульса составляла $5/6$ периода, анодного – $1/9$