

Физические механизмы быстрой структурной модификации стеклокерамики при воздействии излучения CO₂-лазера

В.П.Вейко, Е.Б.Яковлев, Е.А.Шахно

Процессы локальной структурной модификации стеклокерамики под действием лазерного излучения являются в последние годы актуальным предметом исследований в связи с новыми приложениями в аналитической и космической технике, оптической памяти и в других областях. В работе показано, что эти процессы имеют важные особенности: очень высокие скорости протекания и необычную кинетику. Эти особенности объясняются на базе термофизической кинетики и новой точки зрения на аморфные материалы как на кристаллы, деформированные вакансии.

Ключевые слова: стеклокерамика, лазерная модификация, кристаллизация, аморфизация, термофизическая кинетика.

1. Введение

Стеклокерамики (СК) как класс материалов известны с 1950-х годов, со времени создания поликерама в Англии, ситалла в СССР и т. п. [1]. По существу СК представляют собой поликристаллический материал, полученный из стекла, в составе которого содержатся кристаллообразующие вещества (нуклеаторы), с помощью специальной тепловой обработки, занимающей 6–10 ч. Процесс кристаллизации начинается с образования миллиардов субмикроскопических зародышей кристаллов в 1 мм³ СК, каждый из которых в дальнейшем становится центром роста. Благодаря разнообразию химического состава исходных стекол и методов тепловой обработки СК обладают разными свойствами [1].

В отличие от обычных стекол, свойства которых определяются, в основном, их химическим составом, для СК решающее значение имеют микрокристаллическая структура и фазовый состав. Помимо схожести технологий производства, разнообразные СК объединяют еще и кремнекислородная химическая природа, а также сочетание стеклообразной и кристаллической фаз.

Таким образом, СК представляют собой класс поликристаллических материалов, получаемых путем направленной (катализируемой) кристаллизации стекол специальных составов. СК состоят из одной или нескольких кристаллических фаз, равномерно распределенных в аморфной фазе. Свойственное СК сочетание высокой твердости и механической прочности с превосходными электроизоляционными свойствами, высокой температурой размягчения, термической и химической стойкостью и ряд других особенностей обусловлены их тонко-

зернистой равномерной стеклокристаллической структурой. Возможность локальной аморфизации СК, приводящей к оптической прозрачности и одновременному изменению топологии поверхности из-за увеличения удельного объема при аморфизации, определяет перспективность их использования в микро- и нанофотонике [2] (рис.1). Большое различие в растворимостях и ионнообменных свойствах СК в аморфной и кристаллической фазах позволяет одинаково успешно получать как на поверхности, так и внутри их объема структуры для микроаналитических чипов [3, 4], так называемых наносателлитов [4, 5], дифракционных решеток [6] и т. д.

Как указано выше, кристаллизация стекла в процессе изготовления СК включает в себя несколько длительных этапов нагрева и остывания [1]. Однако в наших экспериментах [3] было установлено, что под действием излуче-

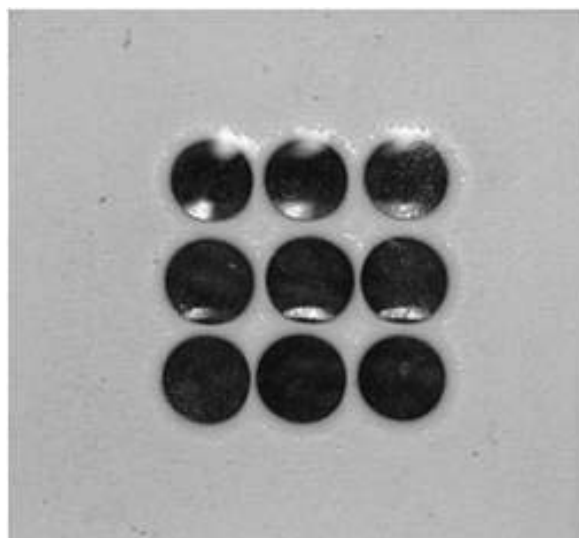


Рис.1. Фотография в отраженном свете пластины с массивом высококачественных микролинз, созданных методом лазерной аморфизации ситалла СТ-50 (диаметр линз 0.9 мм, общее время изготовления ~ 1 мин).

В.П.Вейко, Е.Б.Яковлев, Е.А.Шахно. Санкт-Петербургский государственный университет информационных технологий, механики и оптики, Россия, 197101 С.-Петербург, Кронверкский просп., 49; e-mail: veiko@lastech.ifmo.ru

Поступила в редакцию 1 ноября 2007 г., после доработки – 10 июля 2008 г.

ния CO_2 -лазера все эти фазово-структурные модификации происходят очень быстро, за время порядка нескольких секунд. Механизмы столь быстрой структурной модификации СК до сих пор остаются не вполне ясными. Между тем их понимание позволило бы направленно создавать новые оптические материалы и существенно расширить сферы их применения.

Цель настоящей работы заключается в том, чтобы подвести некоторые итоги экспериментальных исследований процессов лазерной аморфизации и кристаллизации СК, а главное, обсудить полученные результаты и дать их возможное объяснение.

Особенности структурной модификации СК будут рассмотрены на примере аморфизации стеклокерамики типа СТ-50-1, которая представляет собой, в основном, смесь рутила ($\alpha\text{-TiO}_2$), кордиерита ($2\text{MgO}\cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 5\text{SiO}_2$) и аморфной фазы (массовый состав 60.5 % SiO_2 , 13.5 % Al_2O_3 , 8.5 % CaO , 7.5 % MgO и 10 % TiO_2), и кристаллизации соответствующего титансодержащего стекла, полученного путем аморфизации СТ-50-1 при лазерном нагревании. Заметим, что СК СТ-50-1 сильно рассеивает видимое излучение и поэтому непрозрачна для видимого и ближнего ИК излучений уже в слоях толщиной не более 1 мм.

2. Результаты экспериментальных исследований

Результаты экспериментов были опубликованы нами в последние годы, так что здесь мы лишь кратко обсудим их, отсылая за деталями к нашим работам [7, 8].

Схема экспериментальной установки представлена на рис.2. Она состоит из силового и двух измерительных каналов – канала измерения температуры T нагретой зоны и скоростей нагрева (v_{heat}) и остывания (v_{cool}) и канала измерения пропускания СК в видимом свете во время воздействия CO_2 -лазера.

Измерение пропускания образца позволяет судить о скоростях просветления и потемнения (продвижения фронтов аморфизации и кристаллизации соответственно) по глубине. С помощью микровидеосъемки определяются скорости роста диаметра зоны просветления.

Основным методом контроля фазово-структурного состояния СК был традиционный метод дифракции рентгеновских лучей. Дифрактограмма исходной СК представлена на рис.3,а. Пики 1.688 и 2.495 Å относятся к рутилу ($\alpha\text{-TiO}_2$), 3.505 Å – к типичной аморфной фазе SiO_2 , остальные пики принадлежат кордиериту ($2\text{MgO}\cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 5\text{SiO}_2$). Площади выделенных серым участков

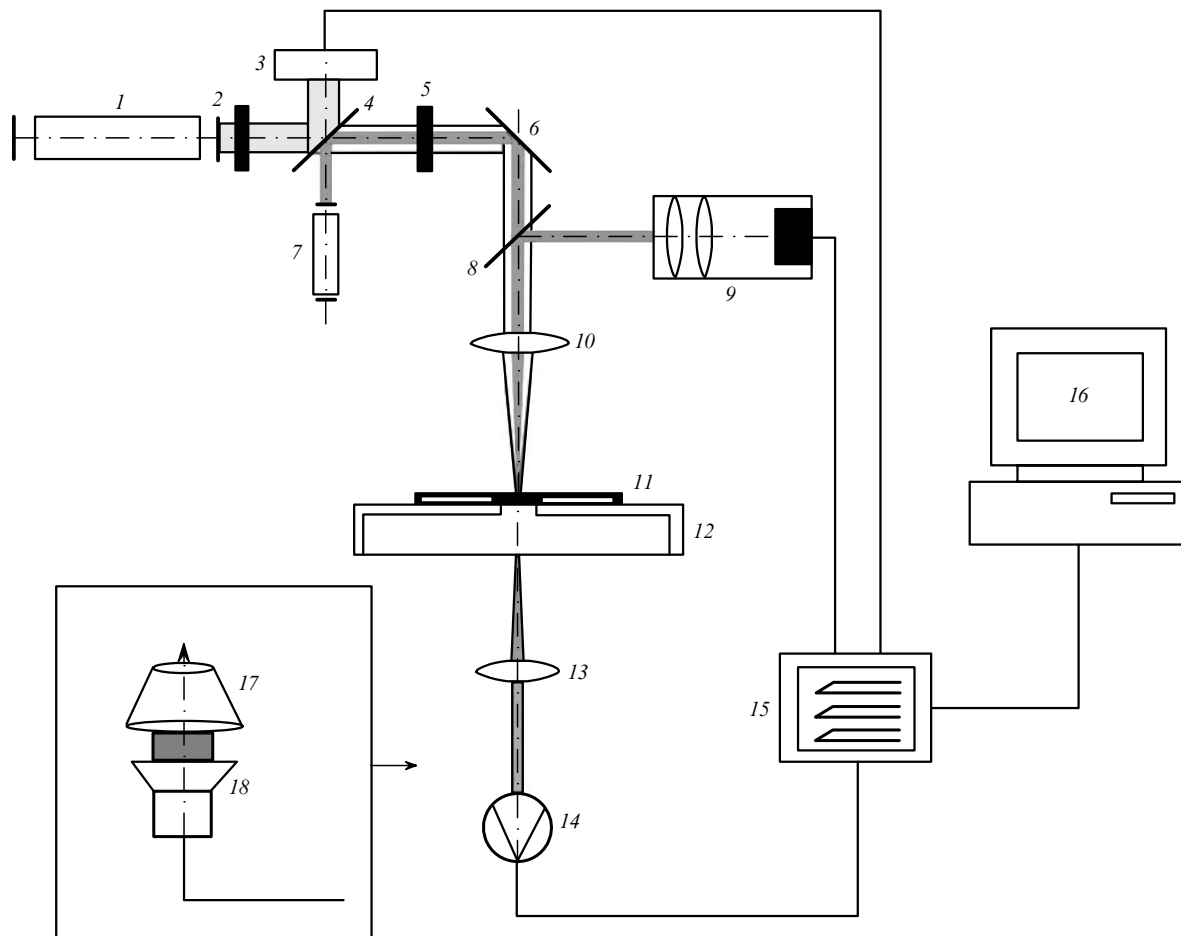


Рис.2. Схема экспериментальной установки.

Силевой канал: 1 – CO_2 -лазер; 2 – затвор; 3 – измеритель мощности; 4, 6, 8 – зеркала; 5 – диафрагма; 10 – линза из ZnSe ; 11 – образец СК; 12 – координатный стол.

Канал измерения температуры: 9 – цифровой пирометр; 15 – многоканальный интерфейс; 16 – компьютер.

Канал измерения пропускания СК: 4 – полупрозрачное зеркало; 7 – He – Ne – лазер; 10, 13 – линзы; 14 – фотоприемник; 15 – многоканальный интерфейс; 16 – компьютер; 17 – микроскоп; 18 – видеосъемка.

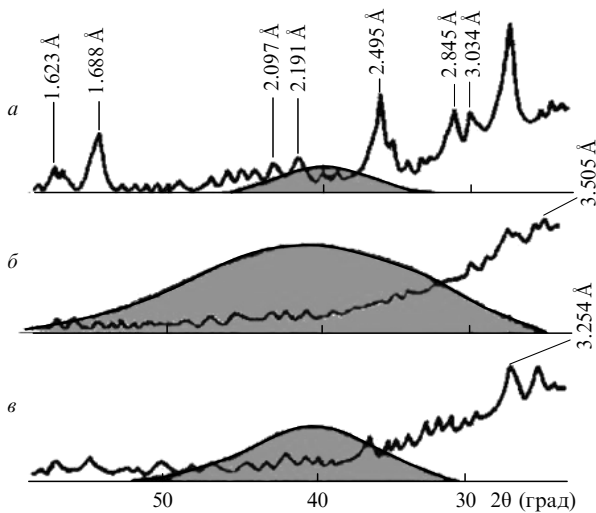


Рис.3. Рентгеновские дифрактограммы исходной СК (а), СК после воздействия лазерного излучения (аморфизованная СК) (б) и СК после повторного воздействия лазерного излучения (частично кристаллизованная СК) (в).

характеризуют объем аморфной фазы в СК. Просветление СК происходит при исчезновении кристаллов (рис. 3,б) с сильно рассеивающими свет границами, при этом объем аморфной фазы увеличивается и СК аморфизуется. Результатом этого процесса является сдвиг полосы пропускания из среднего ИК диапазона с максимумом на $\lambda \sim 5.5$ мкм в видимую и ИК области от 0.3 до 2.8 мкм (рис.4) и далее до 5 мкм. При скоростях подвода энергии (плотностях потока) и темпах нагрева, меньших, чем при аморфизации, экспериментально наблюдается кристаллизация СК СТ-50-1, что подтверждают рентгеновские

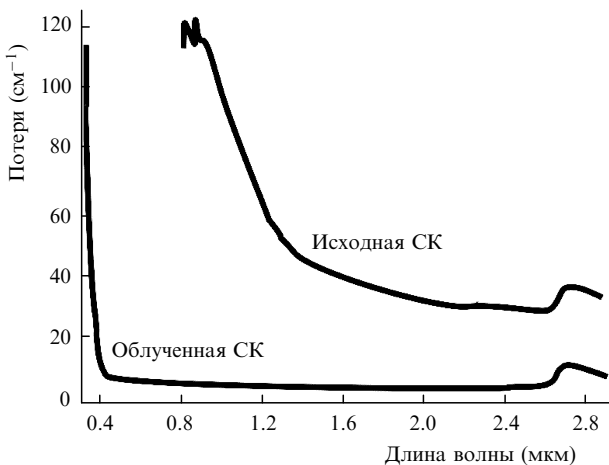


Рис.4. Спектры поглощения СК СТ-50-1.

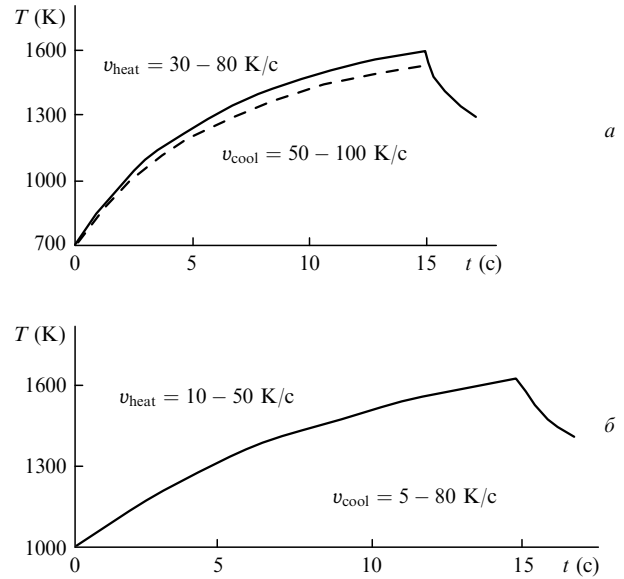
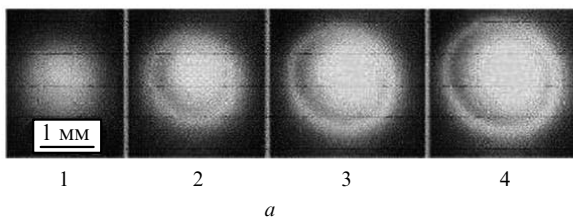


Рис.5. Изменение температуры поверхности образца СК СТ-50-1 при лазерном облучении в случае аморфизации (мощность излучения $P = 1 - 3$ Вт, плотность мощности $q = 3 \times (10^5 - 10^6)$ Вт/м², начальная температура $T_0 = 700$ К) (а) и кристаллизации ($P \leq 0.3$ Вт, $q \leq 10^5$ Вт/м², $T_0 = 1000$ К) (б).

дифрактограммы (рис.3,в), оптические спектры вторично-кристаллизованной СК (рис.4) и внешний вид зон: исходной, аморфизованной и вторично-кристаллизованной СК. Типичный вид кривых изменения температуры поверхности образца толщиной 0.6 мм при диаметре области облучения 1–2 мм для одного цикла нагрева-остывания при действии излучения CO₂-лазера с различными плотностями мощности представлен на рис.5.

Лазерная аморфизация происходит при скоростях изменения температур нагрева и остывания $v_{\text{heat}} \sim 30 - 80$ К/с и $v_{\text{cool}} \sim 50 - 100$ К/с. В этом случае температура нагреваемой области достигает точки плавления (T_{melt}), а скорость остывания достаточно высока для замораживания расплава и формирования стабильной, свободной от разрушающих механических напряжений аморфной фазы.

После окончания действия лазерного излучения размеры области плавления еще некоторое время увеличиваются, а затем начинают уменьшаться; размеры аморфизованной области стабилизируются. При увеличении размеров области аморфизации скорости остывания снижаются, что способствует вторичной кристаллизации стекла по краям аморфизованной зоны.

Развитие зоны аморфизации СК при лазерном воздействии и вид вторично кристаллизованных (рекристаллизованных) зон приведены на рис.6.

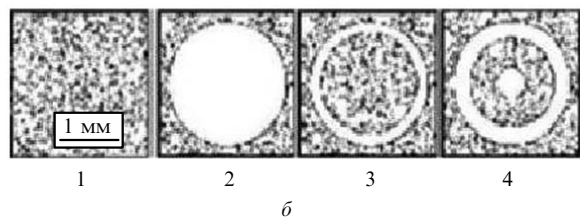


Рис.6. Развитие зоны аморфизации СК при лазерном воздействии (а) и фотографии зон образца после повторных облучений пучками различного диаметра (серый цвет – начальная и рекристаллизованные зоны, белый – аморфизованная зона) (б) (кадр 1 – через 6 с от начала воздействия, 2 – через 6.5 с, 3 – через 7 с и 4 – через 8 с).

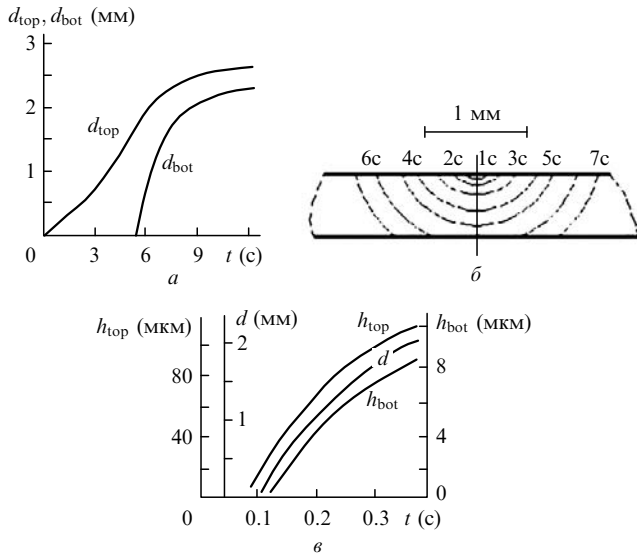


Рис.7. Кинетика аморфизации: рост верхнего (d_{top}) и нижнего (d_{bot}) диаметров аморфизованной области (а), общий вид движения фронта аморфизации (б) и рост глубины и диаметра области аморфизации ($d_0 = 1$ мм, $h = 0.6$ мм, $q = 5 \times 10^6$ Вт/м², $T_0 = 800$ К) (в).

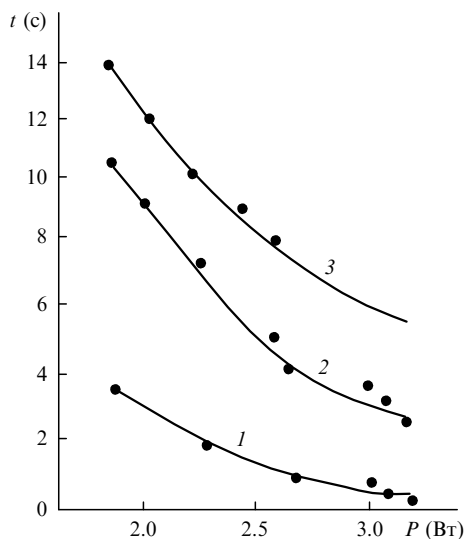


Рис.8. Зависимости времен сквозного проплавления в центре области облучения (1), полной аморфизации области облучения (2) и полной кристаллизации (3) от мощности CO₂-лазера ($T_0 = 935$ К, $h = 0.6$ мм, $r_0 = 0.7$ мм).

Экспериментальные кривые роста размеров зоны аморфизации во времени, полученные методами оптической микроскопии сечений и микровидеосъемки, показаны на рис.7.

На рис.8 приведены зависимости времен сквозного проплавления в центре области облучения, полной аморфизации области облучения и полной кристаллизации от мощности излучения CO₂-лазера.

3. Обсуждение результатов экспериментов

3.1. Процесс аморфизации СК

Этот процесс мы ассоциируем с лазерным плавлением и аморфизацией СК при быстром остывании. Заметим сразу, что мы не предполагаем, что микрокристаллы

рутила и кордиерита, характерные для СК СТ-50-1, полностью расплавлены. Свидетельством их присутствия являются пики на дифрактограммах (см. рис.3,б и в). Именно наличием этих структур в аморфной основе мы объясняем остаточное поглощение в СК (~20 %).

Кинетика просветления определяется скоростью продвижения фронта плавления в глубь материала. Строгий теплофизический расчет режимов плавления (аморфизации) весьма проблематичен вследствие сложной трехмерной структуры и нестационарного характера температурного поля нагреваемой лазерным излучением пластины СК. Ограничимся здесь оценками темпов нагревания в начале плавления на поверхности и на стадии радиального расширения расплавленной области.

В начальной стадии происходит нагревание области, прилегающей к облученной зоне на поверхности пластины. Скорость роста температуры в начале процесса плавления, когда температура поверхности T_{surf} достигает температуры плавления T_{melt} , может быть определена из решения одномерной задачи нагревания сильнопоглощающего полубесконечного тела [9]. В центре облучаемой области на поверхности температура

$$T = \frac{2q(1-R)\sqrt{at}}{\sqrt{\pi k}} + T_0, \tag{1}$$

где R – коэффициент отражения поверхности; k и a – теплопроводность и температуропроводность материала; t – время от начала облучения; q – плотность мощности лазерного излучения.

Скорость изменения температуры поверхности

$$v_{heat} = \left. \frac{dT_{surf}}{dt} \right|_{T_{surf}=T_{melt}} = \frac{2q^2 a(1-R)^2}{\pi k^2 (T_{melt} - T_0)}. \tag{2}$$

Для $q = 10^6$ Вт/м² и $T_0 = 800$ К она составляет 3×10^3 К/с. В дальнейшем, по мере увеличения теплоотвода из облученной области, скорость роста температуры уменьшается, а тепловые потоки в пластине становятся существенно трехмерными. Усредненная по толщине пластины температура в центре облученной области [10]

$$T_{av} = \frac{q(1-R)t}{\rho ch} \left[1 - \exp\left(-\frac{r_0^2}{4at}\right) - \frac{r_0^2}{4at} E_1\left(\frac{r_0^2}{4at}\right) \right] + T_0, \tag{3}$$

где ρ и c – плотность и теплоемкость материала; $E_1(z)$ – интегральная показательная функция.

Таким образом, скорость роста усредненной по толщине температуры в центре облученной области dT_{av}/dt в произвольный момент времени может быть определена из формулы (3). Для плотности мощности $q = 10^6$ Вт/м² и радиуса облученной области $r_0 = 1$ мм величина dT_{av}/dt изменяется от 40 К/с в момент времени $t = 1$ с до 5 К/с при $t = 10$ с. Время просветления t_{bleach} при указанных выше допущениях можно оценить как время нагрева пластины посредством равномерного нагрева цилиндра диаметром d_0 и высотой h от температуры предварительного подогрева T_0 до температуры плавления T_{melt} :

$$t_{\text{bleach}} = \frac{\rho ch(T_{\text{melt}} - T_0)}{q(1 - R)}$$

При $T_{\text{melt}} - T_0 = 250$ К и $q = 0.5 \times 10^6$ Вт/м² с оно составляет 1.3 с, а с учетом теплоотвода в стороны и увеличения диаметра проплавленной области на величину $\sqrt{a\tau}$ ($d_{\text{melt}} = d_0 + 2\sqrt{a\tau}$, где τ – длительность лазерного воздействия) время t_{bleach} увеличивается до 2.7 с. Приведенные оценки достаточно хорошо совпадают с экспериментальными результатами (см. рис.5,а), так что каких-либо сомнений в термической природе процесса аморфизации не возникает.

В зависимости от темпа остывания, а также от природы расплава, он затвердевает либо в аморфной, либо в кристаллической фазе. Можно теоретически показать, что любой расплав может быть аморфизован, если скорость его остывания достаточно велика. Рассмотрим для этого уравнение для объема кристаллической фазы, появляющейся за время t_{cool} остывания стекла от температуры ликвидуса до температуры стеклования расплава T_g . Указанное уравнение при малых объемах зародившейся кристаллической фазы V имеет следующий вид [11]:

$$V \approx V_0 \int_0^t I(t') V_i(t', t) dt' \quad (V/V_0 \ll 1), \quad (4)$$

где V_0 – объем исходного расплава или стекла; $I(t')$ – скорость объемного зарождения кристаллов в момент t' ; $V_i(t', t) = \frac{4\pi}{3} \int_{t'}^t c(t', t'') dt''$ – объем в момент t кристалла, зародившегося в момент времени t' ; $c(t', t'')$ – скорость линейного роста кристаллов, которые считаются сферолитами радиусом $R(t', t) = \int_{t'}^t c(t', t'') dt''$.

Если ввести интервал температур ΔT , в котором произведение Ic^3 имеет наибольшее значение, и считать, что расплав остывает с постоянной скоростью v_{cool} , то время Δt прохождения интервала температур ΔT равно $\Delta T/v_{\text{cool}}$, и в оценочном виде критерий стеклообразования расплава согласно (4) примет вид

$$\frac{V}{V_0} \approx \overline{Ic^3} \left(\frac{\Delta T}{v_{\text{cool}}} \right)^4 \ll 1, \quad (5)$$

где $\overline{Ic^3}$ – среднее значение Ic^3 в интервале температур ΔT . Практически достаточно иметь $V/V_0 \approx 10^{-6}$, чтобы считать, что расплав перешел в стеклообразное состояние.

Таким образом, поскольку аморфизация СК предполагает плавление и быстрое остывание расплава (иначе он будет опять кристаллизоваться), мы считаем важнейшими параметрами процесса температуру СК, скорости нагревания и остывания и скорости продвижения фронта просветления, которые и были получены в эксперименте.

3.2. Процесс кристаллизации

Как уже было указано, мы рассматриваем расплав СК, полученный при лазерном воздействии, как неравновесный, имеющий остаточные признаки кристаллической фазы, из которой он образован. Ближний порядок решетки СК СТ-50-1 и, по-видимому, структура основных типов кристаллов, наблюдаемых в исходном материале, проявляются и после плавления и аморфизации, в частности кристаллиты становятся мельче, что и доказывается спектрами малоуглового рассеяния рентгеновских лучей (рис.3,б) и остаточным оптическим поглощением в аморфизированной СК (рис.4).

Сказанное выше позволяет использовать для описания наших экспериментальных результатов вакансионную модель плавления, предложенную Я.И.Френкелем и развитую в [12]. Согласно этой модели нарушение дальнего порядка при плавлении поликристаллов происходит вследствие деформации кристаллической решетки вакансиями. В переохлажденных расплавах сохраняется высокая концентрация вакансий, которые и отвечают за вязкое течение расплавов, в связи с чем в таких расплавах могут флуктуационно образовываться зародыши кристаллической фазы – области с меньшей (отвечающей кристаллу) концентрацией вакансий.

В этой ситуации флуктуации плотности и структуры (ФПС) могут иметь важное значение. В случае локального лазерного нагрева специфической причиной для возникновения ФПС являются чрезвычайно высокие градиенты температуры. Градиент температуры – это фундаментальная характеристика лазерного воздействия, он связан с высокими скоростями нагрева (остывания) и неизбежно приводит к флуктуациям плотности по направлениям пространственных градиентов температуры, которые можно оценить как $\partial T/\partial x \approx \sqrt{\tau/a} \partial T/\partial t \sim 10^4$ К/см при $\partial T/\partial t \sim 100$ К/с.

Более строго градиент температуры на поверхности определяется двумя основными факторами: распределением интенсивности в облучаемой области и радиальным тепловым потоком. Анализ тепловой задачи позволяет оценить градиент температуры вблизи изотермы плавления как

$$\text{grad}T \approx \xi \frac{T_{\text{surf}} - T_0}{r_0 + 4a\tau/r_0}, \quad (6)$$

где коэффициент $\xi = 2 - 5$ в зависимости от режима обработки. Таким образом, вблизи изотермы плавления градиент температуры составляет 100 – 300 К/см.

Косвенно о роли градиента температуры свидетельствует рис.9, запечатлевший процесс кристаллизации СК во время облучения CO₂-лазером; на фотографии ясно видны направления кристаллизации, согласующиеся с направлениями градиентов. Эти области при определен-

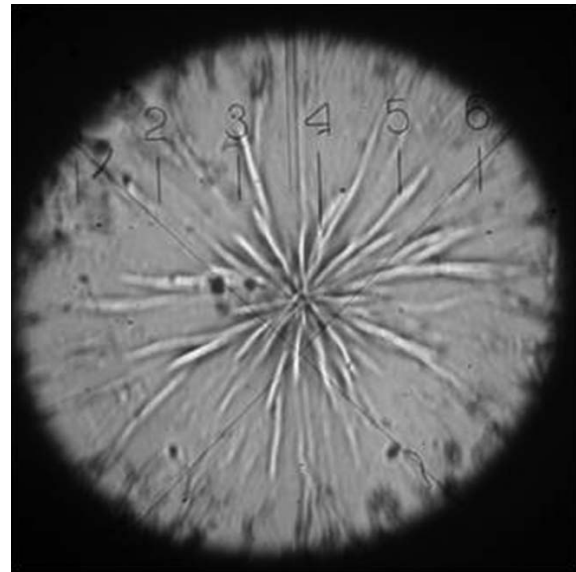


Рис.9. Фотография облучаемой области СК на начальной стадии кристаллизации.

ных условиях растут вследствие диффузионного оттока вакансий и их «гибели» (рекомбинации) на границах аморфной фазы. Поскольку диффузионные процессы в силикатных стеклах идут медленно, то для роста кристаллической фазы за счет концентрационной диффузии требуется значительное время (часы).

Быстрое (за секунды) нагревание стекла до температуры кристаллизации приводит к тому, что достигнутая концентрация вакансий оказывается меньше равновесной. В этих условиях распределение вакансий по объему будет неравномерным, т. е. будут существовать области, которые по своим свойствам «ближе» как к кристаллу (концентрация вакансий меньше средней), так и к равновесному расплаву (концентрация вакансий больше средней).

При этом снижение концентрации вакансий в «кристаллизующихся» областях происходит не за счет «гибели» (рекомбинации) вакансий, а вследствие их перехода из области с малой концентрацией в область с большей. В отсутствие медленных процессов диффузии вакансий лазерно индуцированная кристаллизация ускоряется, поскольку более не лимитируется диффузией.

Проведем оценки режимов лазерного воздействия, при которых возможна быстрая кристаллизация.

Скорость генерации вакансий v_{vac} при нагревании оценим как [12]

$$v_{\text{vac}} \sim \frac{N^{2/3}}{\tau} S_{\text{flow}} \exp[-E_{\text{vac}}/(k_B T)], \quad (7)$$

где N – концентрация атомов кислорода; $\tau \sim 10^{-13}$ с; S_{flow} – площадь стока вакансий (площадь границ); E_{vac} – энергия образования вакансий; k_B – постоянная Больцмана.

Число вакансий N_{vac} , образовавшихся за время нагревания t , можно оценить следующим образом:

$$\begin{aligned} N_{\text{vac}} &\sim \frac{N^{2/3}}{\tau \delta} S_{\text{flow}} \int_0^t \exp[-(E_{\text{vac}} + E_d)/(k_B T)] dt \\ &= \frac{N^{2/3}}{\tau \delta} S_{\text{flow}} \int_0^t \frac{\exp[-(E_{\text{vac}} + E_d)/(k_B T)]}{dT/dt} dT, \end{aligned} \quad (8)$$

где E_d – энергия активации диффузии вакансий; δ – постоянная решетки кристалла.

Вакансии образуются, в основном, при больших температурах, поэтому интеграл в (8) можно оценить как

$$N_{\text{vac}} \sim \frac{N^{2/3}}{\tau \delta} S_{\text{flow}} \frac{\exp[-(E_{\text{vac}} + E_d)/(k_B T)] k_B T^2}{(E_{\text{vac}} + E_d) dT/dt}. \quad (9)$$

Чтобы произошел описанный выше процесс, N_{vac} должно быть меньше равновесной концентрации вакансий в переохлажденном расплаве $N_{\text{vac}0}$. Для $N_{\text{vac}} < N_{\text{vac}0}$ из (9), учитывая, что $N_{\text{vac}0} = N \exp[-E_{\text{vac}}/(k_B T)]$, получаем

$$\frac{dT}{dt} > \frac{k_B T^2}{\tau(E_{\text{vac}} + E_d)} \exp\left(-\frac{E_d}{k_B T}\right). \quad (10)$$

При 500 К, $\tau \sim 10^{-13}$ с, $E_d/(k_B T) \approx 37$ и $S_{\text{flow}} = 1 \text{ см}^2$ (поскольку оценки приводим для единицы объема) $dT/dt \approx 50 \text{ К/с}$, что совпадает с экспериментальными данными.

В описываемом случае структура кристаллов напоминает структуру переохлажденного расплава, из которого идет кристаллизация. Кроме того, при таком механизме кристаллизации объем никогда не закристаллизуется полностью, поскольку нужен сток вакансий в объем стекла. Это наблюдается и в эксперименте.

4. Заключение

Основываясь на экспериментальных результатах и проведенном теоретическом анализе, можно сделать следующие выводы.

1. Явление лазерной аморфизации поликристаллических стеклокерамик, включая его кинетику, может быть исчерпывающе объяснено в рамках теплофизической модели (нагревание, плавление, остывание) взаимодействия лазерного излучения с веществом в равновесном состоянии.

2. Процесс быстрой лазерной кристаллизации аморфной (стекловидной) среды может быть объяснен только с учетом особенностей поведения вещества в неравновесном состоянии. Для адекватного объяснения необходимо принять допущение, что расплав при быстром плавлении под действием лазерного излучения содержит некоторые остаточные, но важнейшие для протекания процесса квазиупорядоченные поликристаллические структуры, что и было установлено.

Работа проведена при поддержке РФФИ (гранты № 07-02-00887-а и 07-02-00894-а), Госконтракта РНП 2.1.1.784 и, частично, проекта NATO No. CBP.EAP.CLG 982748.

Авторы благодарны Б.Ю.Новикову за помощь в подготовке рукописи к печати.

1. Бережной А.И. *Ситаллы и фотоситаллы* (М.: Машиностроение, 1966, 319).
2. Sugioka K., Cheng Y., Masuda M., Midorikawa K., Shihoyama K. *Proc. SPIE Int. Soc. Opt. Eng.*, **5399**, 1 (2003).
3. Вейко В.П., Киеу К. *Квантовая электроника*, **37** (1), 92 (2007).
4. Cheng Y., Sugioka K., Midorikawa K. *Proc. SPIE Int. Soc. Opt. Eng.*, **5662**, 209 (2004).
5. Fuqua P., Janson S.W., Hansen W.W., Helvajian H. *Proc. SPIE Int. Soc. Opt. Eng.*, **3618**, 213 (1999).
6. Скиба П.А. *Лазерная модификация стекловидных материалов* (Минск: изд. БГУ, 1999, с. 132).
7. Veiko V.P., Kieu Q.K., Nikonov N.V., Skiba P.A. *J. Laser Micro/Nanoengineering*, **1** (2), 149 (2006).
8. Veiko V.P., Kromin A.K., Yakovlev E.B. *Proc. SPIE Int. Soc. Opt. Eng.*, **1992**, 159 (1993).
9. Metev S.M., Veiko V.P. *Laser-Assisted Microtechnology* (New York, Heidelberg: Springer Verlag, 1998).
10. Вейко В.П., Либенсон М.Н. *Лазерная обработка материала* (Л.: Машиностроение, 1973).
11. Филипович В.Н., Калинина А.М., Сычова Г.А. В сб. «*Стеклообразное состояние*» (Л.: Наука, 1988, с. 87–96).
12. Яковлев Е.Б. *Оптич. журн.*, № 2, 5 (1996).