

Лазерная аморфизация стеклокерамик: основные закономерности и новые возможности изготовления микрооптических элементов

В.П.Вейко, К.К.Киеу

Проведено исследование лазерной аморфизации стеклокерамик (ЛАСК) с помощью оптической пирометрии и видеографии. Выявлен механизм локальной ЛАСК как структурно-фазового перехода, определяемого температурной кинетикой в зоне лазерного воздействия. Определены диапазоны плотности мощности и времени воздействия ИК излучения ($\lambda = 10.6$ мкм) для аморфизации типичной стеклокерамики – ситалла $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO-MgO-TiO}_2$. Показано, что с помощью ЛАСК можно изготовить ряд миниатюрных оптических элементов, таких как линзы, линзовые растры, световоды и волноводы и т. д.

Ключевые слова: стеклокерамика, лазерная аморфизация, микрооптические элементы.

1. Введение

Под действием ИК излучения CO_2 -лазера в стеклах и стеклокерамиках происходят разнообразные физические процессы, которые приводят к образованию локальных зон с измененными оптическими параметрами [1]. Наиболее важные из них представлены на рис.1.

Большинство этих явлений имеет термическое происхождение, связанное с фундаментальным поглощением стеклами и стеклокерамиками ИК излучения с длиной волны 10.6 мкм (коэффициент Бугера $\alpha = 8 \times 10^3 \text{ см}^{-1}$) и с последующей диссипацией поглощенной энергии. Локальный характер нагревания и большой температурный градиент вместе с высокими скоростями нагревания и охлаждения приводят к появлению новой кинетики структурных изменений и новых возможностей для формирования микрооптических элементов, а иногда и неизвестных оптических материалов [1].

Одним из самых впечатляющих примеров лазерного воздействия на стекловидные материалы является лазерная аморфизация стеклокерамик (ЛАСК). К стеклокерамикам (СК)* относят широкий класс материалов, имеющих плотную микрокристаллическую структуру, характеризуемую весьма малыми размерами беспорядочно ориентированных кристаллов и отсутствием пористости. Из-за своей микрокристаллической структуры СК сильно рассеивают свет и непрозрачны в видимом диапазоне, несмотря на слабое поглощение. В среднем ИК диапазоне (5–10 мкм) эти материалы сильно поглощают электромагнитное излучение, коэффициент Бугера α в этом диапазоне составляет $10^5 - 10^6 \text{ см}^{-1}$.

*В русскоязычной литературе для обозначения этих материалов часто используется термин «ситаллы».

В.П.Вейко, К.К.Киеу. Санкт-Петербургский государственный университет информационных технологий, механики и оптики, Россия, 197101 С.-Петербург, Кронверкский просп., 14; e-mail: veiko@lastech.ifmo.ru, kxanh@lastech.ifmo.ru

Поступила в редакцию 25 апреля 2005 г., после доработки – 28 мая 2006 г.

Как было установлено, локальное лазерное нагревание приводит к радикальному снижению рассеяния света видимого диапазона (рис.2), вероятно в результате расплавления микрокристаллов и дальнейшего «замораживания» сформированной аморфной фазы [1, 2].

Эта гипотеза была подтверждена путем наблюдения дифракции рентгеновских лучей на исходной структуре и на вторичных лазерно-индуцированных структурах (рис.3) [2]. Из рис.3 видно, что в основном микрокристаллическая структура СК сменяется аморфной фазой, которая, в свою очередь, является обратной.

В результате в исходном образце формируется прозрачное «окно» в зоне лазерного воздействия на фоне непрозрачного исходного материала. К тому же аморфная фаза, сформированная лазером, имеет заметно больший удельный объем, чем первоначальная, более плотноупа-



Рис.1. Схема физических процессов, протекающих в стеклах и стеклокерамиках под действием лазерного излучения.

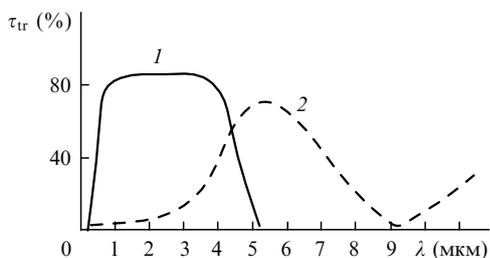


Рис.2. Спектр пропускания ситалла СТ-50-1 до (1) и после (2) лазерной аморфизации.

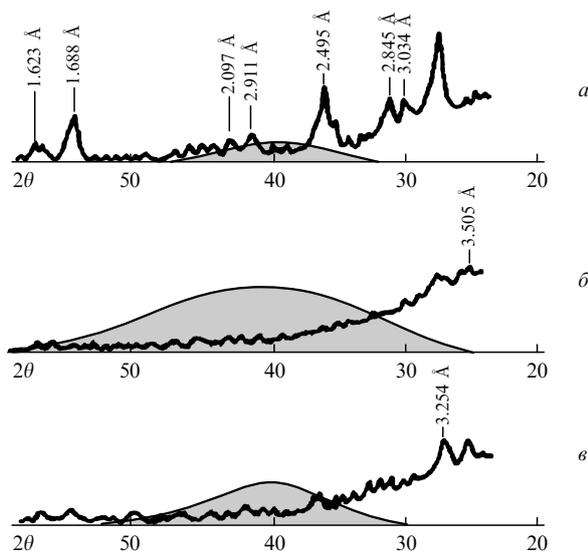


Рис.3. Рентгеновские дифрактограммы ситалла СТ-50-1 – исходной структуры (а), после лазерного облучения (лазерной аморфизации) (б) и после повторного облучения (частичной кристаллизации) (в). Пики 1.688, 2.495 и 3.254 Å относятся к рутилу (α -TiO₂), пик 3.505 Å характерен для аморфизованного ситалла, гало соответствует типичной аморфной фазе SiO₂; остальные пики принадлежат кордиериту (2MgO·2Al₂O₃·5SiO₂).

кованная микрокристаллическая фаза. В итоге увеличивается макроскопический объем материала в зоне облучения, вследствие чего зона воздействия приобретает линзообразную форму.

Из общих соображений ясно, что определяющим в процессах аморфизации (и кристаллизации) стеклокерамик является темп охлаждения (и, конечно, нагревания). Однако никто до сих пор не измерял скоростей изменения температуры в процессе лазерного облучения СК. Между тем, изучение именно этого вопроса должно помочь в объяснении anomalously высоких скоростей структурных изменений при лазерном воздействии и определить технологические процессы формирования оптических элементов.

В предлагаемой работе кинетика лазерно-индуцированных фазовых переходов изучена с помощью пирометрии и видеографии, что позволило впервые получить количественные данные о ходе этих процессов.

2. Кинетика лазерно-индуцированных структурно-фазовых превращений в стеклокерамиках

Наиболее информативными параметрами при лазерно-индуцированных структурно-фазовых превращениях являются:

- температурная кинетика, в особенности скорости нагревания и охлаждения, которые определяют формирование результирующих фаз и их стабильность;
- движение фронта аморфизации, связанное с появлением границы и перемещением фронта прозрачности в исходном образце.

Для экспериментов был использован ситалл СТ-50-1 следующего состава (массовые %): 60.5 % SiO₂, 13.5 % Al₂O₃, 8.5 % CaO, 7.5 % MgO и 10 % TiO₂; здесь основными составляющими являются микрокристаллы рутила (α -TiO₂) и кордиерита (2MgO·2Al₂O₃·5SiO₂). Образцы в виде пластинок толщиной от 0.3 до 1 мм облучались излучением стабилизированного непрерывного CO₂-лазера мощностью до 50 Вт. Размеры зоны лазерного облучения изменялись в диапазоне 0.5–2 мм, при этом использованные плотности мощности лазерного излучения не превышали 5×10^7 Вт/м².

Температурная кинетика (температура и темпы ее изменения) регистрировалась с помощью цифрового ИК микропирометра со следующими параметрами: спектральный диапазон 5.7–8.7 мкм, диапазон измеряемых температур 200–2000 °С, диаметр измеряемой области 0.5–5 мм, время срабатывания 0.1 с, погрешность измерения температуры ± 10 °С [3].

Движение фронта аморфизации идентифицировалось как движение фронта прозрачности, поэтому оно исследовалось с помощью оптических методов: оптической микроскопии сечений образцов и микровидеографии – видеозаписи через микроскоп (после того как фронт аморфизации (прозрачности) достигал нижней поверхности образцов).

Схема экспериментальной установки приведена на рис.4. Пучок He–Ne-лазера совмещался с пучком CO₂-

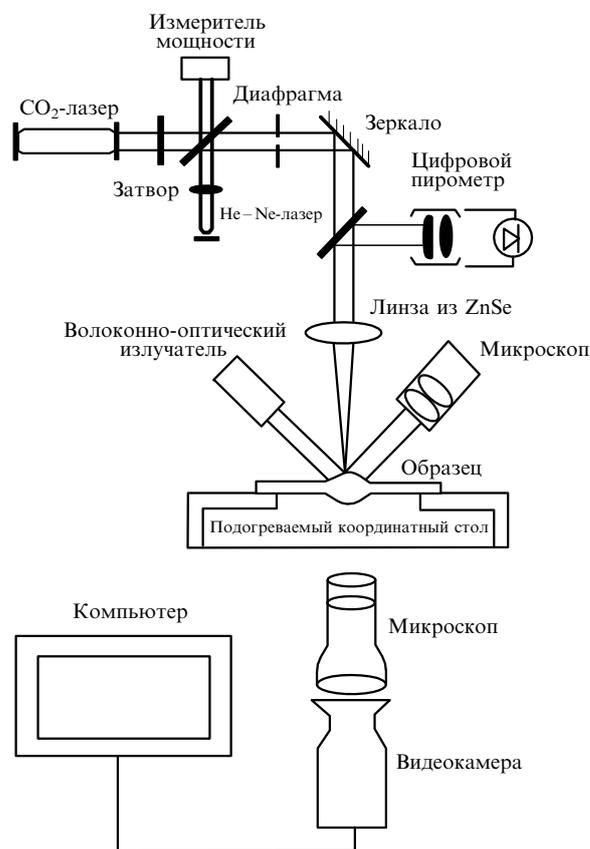


Рис.4. Схема экспериментальной установки.

лазера с целью наведения последнего. Фокусировка пучка CO₂-лазера осуществлялась с помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 12 см. Облученная зона освещалась волоконно-оптическим излучателем так, чтобы ее можно было ясно наблюдать через микроскоп. Температура поверхности образца и ее изменения во времени измерялись с помощью быстродействующего микропирометра, кинетика аморфизации – движение фронта прозрачности – регистрировалась видеокамерой через другой микроскоп.

3. Результаты эксперимента и их обсуждение

Типичный вид кривых изменения температуры поверхности образца для одного цикла нагревания-охлаждения при действии излучения CO₂-лазера с различными плотностями мощности представлен на рис.5. Во всех случаях лазерное нагревание должно обеспечить температуру поверхности образца ~1500 К, превышающую температуру стеклования ($T_g = 1033$ К) и расплавления ($T_m = 1473$ К) ситалла.

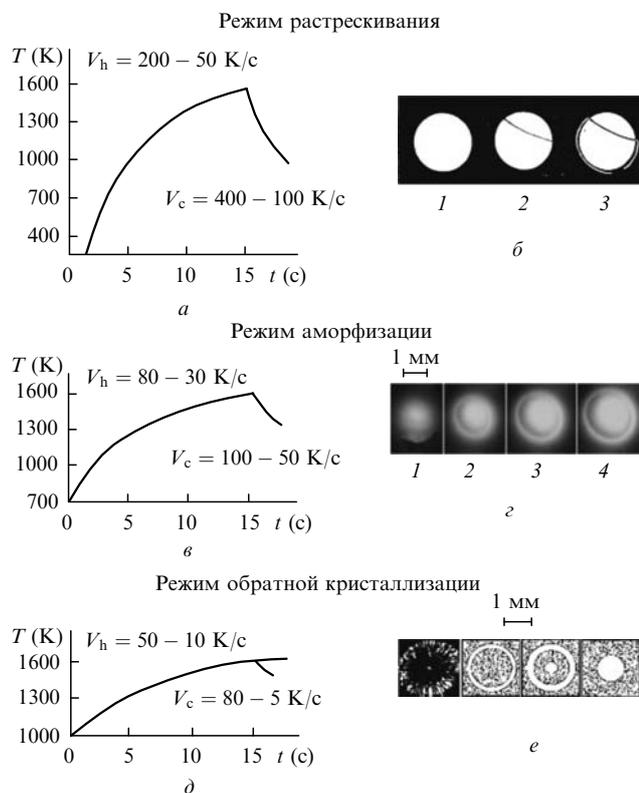


Рис.5. Температурная кинетика при лазерном облучении образцов ситалла СТ-50-1: темпы нагревания–охлаждения (а, в, д) и соответствующие визуально наблюдаемые структурные изменения (б, з, е) при толщине образцов $h = 0.6$ мм, диаметре лазерного пятна $d_0 = 1–2$ мм и следующих параметрах облучения: мощность лазера $P = 10–15$ Вт, плотность мощности $q \geq 5 \times 10^6$ Вт/м², начальная температура $T_0 = 300$ К (а,б); $P = 1–3$ Вт, $q = 3 \times 10^5 – 1 \times 10^6$ Вт/м², $T_0 = 700$ К (в,з) и $P \leq 0.3$ Вт, $q \leq 10^5$ Вт/м², $T_0 = 1000$ К (д,е); б – картина образования трещин на поверхности образца после лазерного воздействия (вид образца через 10 (1), 40 (2) и 90 с (3)); з – развитие зоны аморфизации при лазерном воздействии на образец (видеокадры через 6 (1), 6.5 (2), 7 (3) и 8 с (4) после начала воздействия) и е – обратная кристаллизация (и аморфизация) образца при повторных облучениях лазерными пучками различных диаметров (серый цвет соответствует начальной и рекристаллизованной зонам, белый – аморфизованной); фотографии и видеокадры везде сделаны в проходящем свете.

В первом случае (рис.5,а) эта температура достигалась без дополнительного нагрева образцов, плотность мощности лазера составляла $(3–5) \times 10^6$ Вт/м². При этих условиях наблюдалось образование трещин на поверхности образцов в зоне облучения в течение лазерного воздействия или чаще всего после него (рис.5,б).

При меньших плотностях мощности лазерного излучения ($10^5 – 10^6$ Вт/м²) и предварительном нагреве образцов до температуры $T_0 = 700 – 900$ К (рис.5,в) наблюдалась аморфизация СК в зоне облучения и соответствующее появление прозрачности, причем трещины не образовывались (рис.5,з).

При дальнейшем уменьшении плотности мощности лазера до $q \leq 10^5$ Вт/м² и предварительном нагреве образцов до температуры $T_0 = 800 – 1000$ К наблюдается обратная кристаллизация облученных (аморфных) образцов в случае повторного воздействия лазерного излучения, которая, в свою очередь, также обратима (рис.5,е).

Как следует из приведенных выше результатов, скорости нагревания и охлаждения играют решающую роль в реализации процессов локальной аморфизации (и рекристаллизации) СК (рис.5).

Предварительный нагрев образцов необходим во избежание появления значительных термонапряжений, образования трещин и разрушения образцов. Термические напряжения всегда возникают при локальном лазерном нагреве, особенно при облучении СК, обладающих достаточно низкой теплопроводностью. Локальное лазерное нагревание приводит к относительно высоким температурным градиентам, которые тем больше, чем выше температура нагревания. Действительно, оценим грубо градиенты температуры, пользуясь одномерным приближением $\text{grad } T = \partial T / \partial x$, что дает заведомо заниженную оценку. Заменяя для оценок дифференциалы конечными приращениями (ΔT и Δx) и считая $\Delta T \sim T_m – T_0 \approx 800 – 1200$ К (T_m – температура плавления, T_0 – температура нагрева образца) и $\Delta x \approx \sqrt{a\tau}$ ($a = 6.5 \times 10^{-7}$ м²/с – коэффициент температуропроводности, $\tau \sim 1$ с – время лазерного воздействия), получим значительные температурные градиенты: $\text{grad } T \sim \Delta T / \sqrt{a\tau} \approx 10^6$ К/м.

Для того чтобы избежать разрушения стеклокерамических образцов при воздействии лазерного излучения, должны выполняться два условия:

1) скорость изменения температуры (при нагревании и охлаждении) должна быть меньше критической V_T^{cr} (критической скоростью изменения температуры образца при лазерном нагревании и последующем охлаждении будем называть ту скорость, при которой трещины образуются либо во время облучения, либо после него), т. е. возникающие термонапряжения не должны достигать разрушающих значений [1];

2) температура образца не должна превышать температуры испарения T_v .

Если скорость изменения температуры выше критической, $V_T \geq V_T^{\text{cr}}$, образование трещин является неизбежным (режим растрескивания). При обработке СК в этом режиме особенно трудно избежать образования трещин из-за остаточных напряжений. Как видно из рис.5,б, трещина стала заметной через 40 с и замкнулась через 90 с после окончания лазерного воздействия. Этот режим соответствует температурной кинетике в диапазоне скоростей нагрева $V_h \sim 200 – 50$ К/с и охлаждения $V_c \sim 400 – 100$ К/с.

При меньших скоростях изменений температуры,

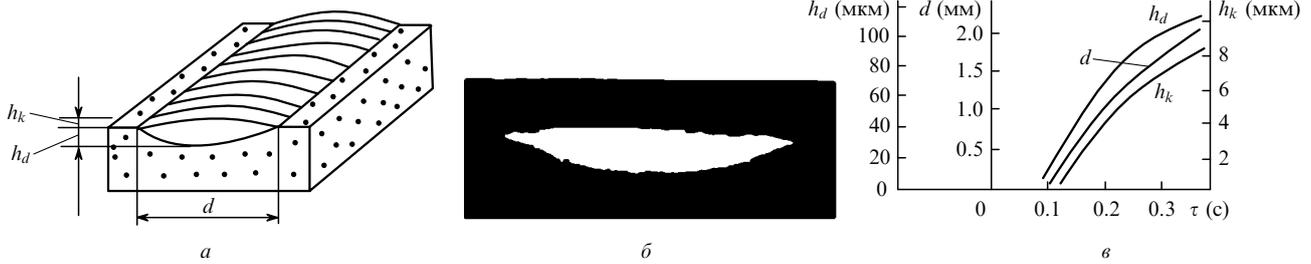


Рис.6. Общий вид (а) и поперечное сечение (б) оптического световода, а также кинетика его формирования (начальная стадия аморфизации) (в): зависимости высоты (h_k), глубины (h_d) и ширины (d) световода от времени лазерного воздействия $\tau = d_0/V_{sc}$ (V_{sc} – время сканирования) при $d_0 = 1.5$ мм, $q = 0.5 \times 10^6$ Вт/м² и $T_0 \approx 800$ К.

$V_h \sim 30 - 80$ К/с и $V_c \sim 50 - 100$ К/с, можно осуществить лазерную аморфизацию образцов. В этом случае температура поверхности образцов достигает температуры плавления T_m , а темп охлаждения достаточно высок для замораживания расплава и формирования аморфной фазы. Расплавление материала образца в зоне облучения происходит за достаточно короткое время τ_m , которое необходимо для нагревания образца до температуры T_m [4]:

$$\tau_m = \frac{\pi k^2 (T_m - T_0)^2}{4q^2 a} \sim 1 \text{ с,}$$

где $k = 1.45$ Вт·м⁻¹·К⁻¹ – коэффициент теплопроводности СК; $T_0 = 800$ К; $q = 10^6$ Вт/м². Фронт расплавления достигает нижней поверхности образца через некоторое время τ_h , необходимое для сквозного проплавления пластины толщиной h [4], где $\tau_h \approx 100h^2/4a$. При толщине образцов $h = 0.6$ мм время $\tau_h \approx 6$ с. С этого момента на мониторе компьютера можно наблюдать движение фронта прозрачности (аморфизации), который представляет собой изотерму $T = T_m$. После окончания действия

лазерного излучения аморфная структура замораживается благодаря высокому темпу охлаждения. Экспериментальные зависимости размеров зоны аморфизации от времени показаны на рис.6,в (глубины и ширины) и рис.7 (верхний и нижний диаметры). Кадры видеозаписи кинетики роста аморфной зоны представлены на рис.5,г.

При лазерной аморфизации наблюдаются также некоторые морфологические изменения в зоне облучения. Поскольку образующаяся аморфная область обладает меньшей плотностью, чем исходная микроструктурная структура, то после лазерного воздействия зона аморфизации из-за увеличения макрообъема материала приобретает линзообразный вид (рис.8,в).

Подводя итоги вышеизложенному, отметим еще раз, что лазерное нагревание СК обеспечивает значительно большие темпы изменения температуры (сотни градусов Кельвина в секунду) по сравнению с традиционными методами нагревания (единицы градусов Кельвина в секунду). Эта новая температурная кинетика в случае ЛАСК позволяет создать новый метод изготовления микрооптических элементов на основе новых оптических материалов.

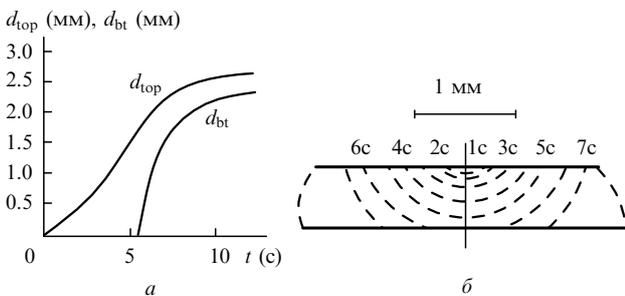


Рис.7. Зависимости верхнего (d_{top}) и нижнего (d_{bt}) диаметров линзы от времени воздействия лазерного излучения при $d_0 = 2$ мм, $h = 0.5$ мм, $q = 0.5 \times 10^6$ Вт/м², $T_0 \approx 800$ К (а) и зарегистрированное с помощью оптической микроскопии движение фронта аморфизации в поперечном сечении (б).

4. Микрооптические элементы, изготовленные на основе ЛАСК

Применяя локальную лазерную аморфизацию/кристаллизацию СК, можно изготовить целый ряд микрооптических элементов. Ниже перечислены параметры этих элементов, которыми можно с достаточной надежностью управлять благодаря уникальным свойствам процесса лазерной аморфизации:

- размерами элементов – изменением плотности мощности лазера, времени воздействия и температуры предварительного подогрева;
- формой элементов – изменением формы и размеров зоны воздействия за счет сканирования лазерного пучка или с помощью проекционных масок;

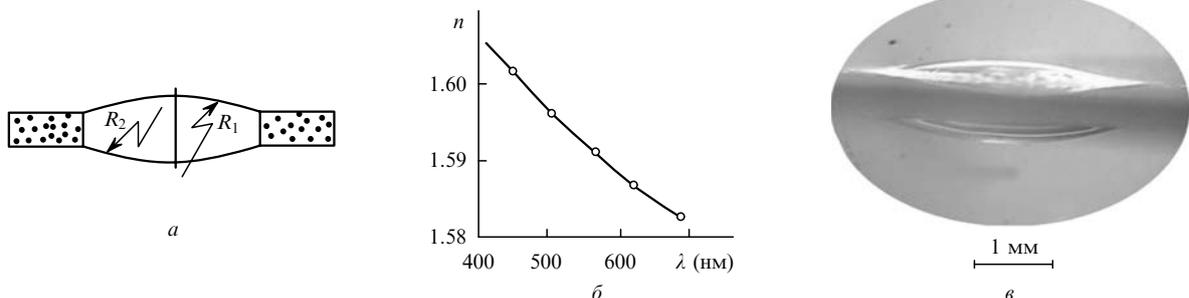


Рис.8. Общий вид (а), дисперсионная кривая (б) и фотография типичной линзы (в), изготовленной методом ЛАСК.

– оптической силой (апертурой) – изменением толщины образца или с помощью дополнительной навески из того же или другого материала;

– оптическими свойствами (пропусканием, дисперсией) – выбором состава исходного материала.

Приведем примеры основных типов оптических элементов, изготовленных нами совместно с группой П.А.Скибы [2].

4.1. Планарные оптические световоды и волноводы

Сканируя лазерное пятно на поверхности образца, можно получить оптические планарные световоды и волноводы, геометрические параметры которых определяются скоростью сканирования и плотностью мощности лазера. Общий вид таких планарных световодов показан на рис.6,а, фотография поперечного сечения – на рис.6,б, а зависимости высоты, глубины и ширины световодов от времени лазерного воздействия – на рис.6,в. Более подробные сведения о свойствах планарных световодов и волноводов представлены в [2].

4.2. Линзы и матрицы линз

Линзы являются базовыми элементами в прикладной оптике и находят применение в большинстве оптических приборов. Традиционные технологии изготовления оптических линз хорошо разработаны, но они практически неприменимы для миниатюрных линз с размерами не более 1 мм [5]. Лазерная аморфизация СК представляет собой новый альтернативный метод изготовления миниатюрных линз, с помощью которого можно получить линзы различного диаметра (от десятков микрометров до нескольких миллиметров). Диапазон возможных фокусных расстояний таких линз достаточно широк (от нескольких сантиметров до одного миллиметра и менее), причем возможно также получение высокоапертурных линз ($NA = 0.6$). Кроме того, все процессы при изготовлении линз являются легко контролируемыми и поддаются автоматизации.

Общий вид линз, изготовленных по методу ЛАСК, представлен на рис.8,а, их дисперсия и спектр пропускания – на рис.8,б и рис.2. Кинетика формирования линз – изменения верхнего и нижнего диаметров и продвижения границы прозрачности – представлена на рис.7.

Числовая апертура таких линз составляет примерно 0.05–0.06. Для увеличения апертуры можно использовать дополнительную навеску (из того же или из другого материала), помещенную в зону облучения [2]. В про-

цессе лазерного воздействия навеска расплавляется и перемешивается с материалом исходного образца, образуя общую ванну расплава, при остывании которой формируются линзы с большими радиусами кривизны верхней и нижней поверхностей, т. е. с большей апертурой. При использовании этой методики числовая апертура линз увеличивается до 0.1–0.6 и даже больше. На рис.9,а приведена полученная нами методом микровидеографии кинетика формирования микролинзы из навески, а на рис.9,б – зависимость фокусного расстояния линз от относительной массы навески из того же материала. Расчетная кривая построена через радиусы кривизны верхней (R_1) и нижней (R_2) поверхностей (см. рис.8), которые можно найти исходя из уравнения баланса сил $\sigma S_1/R_1 + mg/2 = \sigma S_2/R_2$, действующего на облучаемую зону во время лазерного воздействия, и закона сохранения масс $m_{ам} = m_{ср} = m$, где σ – поверхностное натяжение расплава; m – масса расплава; g – гравитационная постоянная; S_1 и S_2 – площади верхней и нижней расплавленных поверхностей.

Используя соответствующие маски, можно также получить линзы с различной конфигурацией зрачка: эллиптические, квадратные и т. д. Схематическое изображение, фотография и профилограммы сечений эллиптической линзы представлены на рис.10.

Поверхности линз, изготовленных методом ЛАСК, характеризуются атомарной гладкостью (см. Зугоинтерферограмму, рис.11), об их изображающих характеристиках можно судить по фотографиям, снятым с помощью раstra этих линз (рис.12).

4.3. Геодезические линзы

Геодезические, или планарные, линзы являются элементами, широко используемыми в интегральной оптике для фокусировки света в плоскости самой линзы (перпендикулярной ее оптической оси). Изображение одной из таких линз показано на рис.13,б; на рис.13,в представлена фокусировка света, распространяющегося в планарном волноводе, с помощью геодезической линзы.

4.4. Другие оптические элементы

Применяя метод ЛАСК, можно изготовить также много других оптических элементов. Комбинация лазерной аморфизации с последующей частичной кристаллизацией той же зоны, но при других размерах пучка, дает еще одну новую возможность изготавливать таким способом различные интегральные диафрагмы (включая апо-

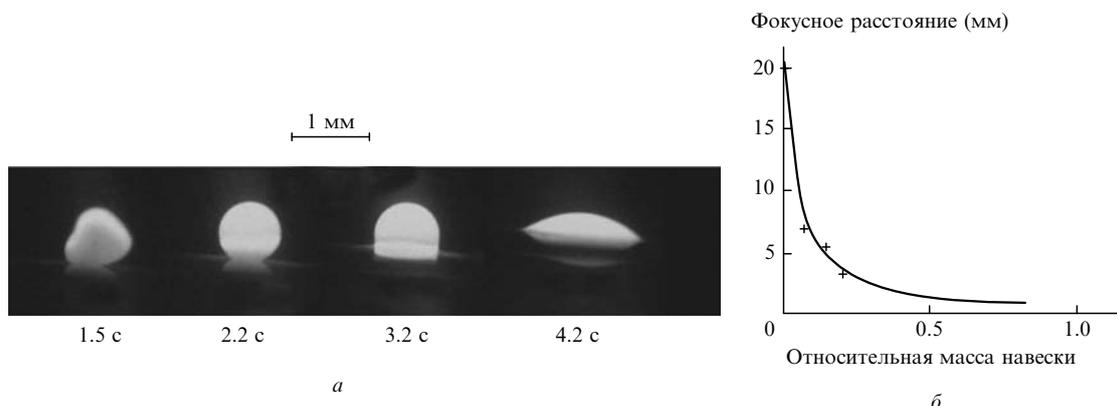


Рис.9. Кинетика формирования линз из навески (а) и зависимость фокусного расстояния линз от относительной массы навески (б) при $d_0 = 2$ мм, $h = 0.5$ мм, $q = 0.5 \times 10^6$ Вт/м² и $T_0 \approx 800$ К; сплошная линия – расчет, крестики – эксперимент.

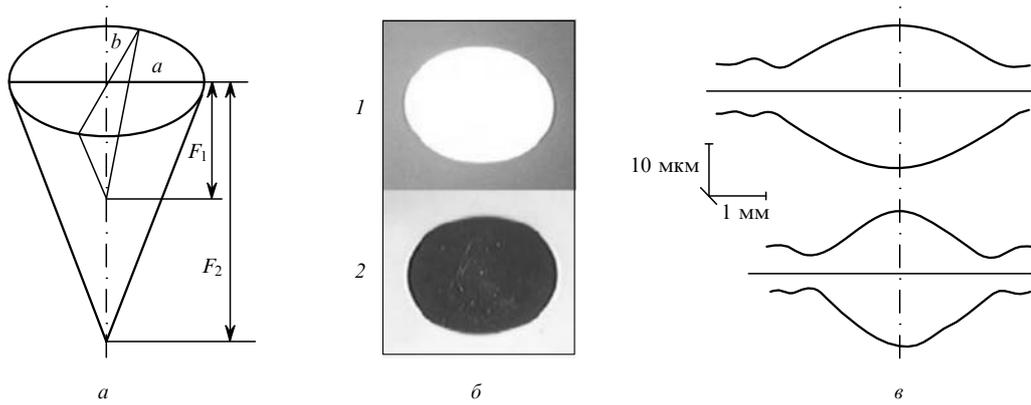


Рис.10. Схематическое изображение эллипсоидно-астигматической линзы (F_1, F_2 – астигматические фокальные отрезки) (а); б – фотографии в проходящем (1) и отраженном (2) свете, в – профилограммы по большой (вверху) и малой (внизу) осям.

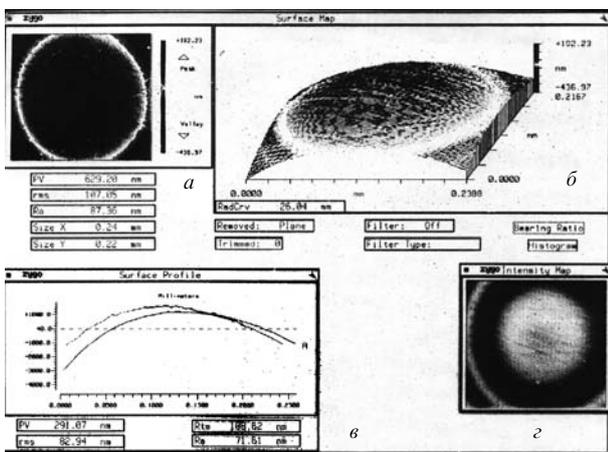


Рис.11. Результаты измерения параметров поверхности линзы, изготовленной методом ЛАСК, на Zygo-интерферометре: общий вид (а), карта поверхности (б), профиль поверхности (в) и карта распределения интенсивности (г).

дизированные) и дифракционные оптические элементы. Лазерная аморфизация/кристаллизация тонких стеклокерамических пленок может использоваться также при оптической записи информации.

5. Заключение

1. При плотности мощности CO_2 -лазера $5 \times (10^5 - 10^6)$ Вт/м² и предварительном нагреве образцов до температуры 700–900 К (для СТ-50-1) может быть осуществлен режим аморфизации СК. Причем кинетика аморфизации определяется температурной кинетикой, т. е. движением изотермы $T = T_m$ в глубину зоны облучения.

2. Плотность мощности лазерного излучения q , необходимая для аморфизации, лежит в диапазоне $10^5 - 10^6$ Вт/м². При больших значениях q происходит растрескивание СК, а при меньших аморфизации СК не наступает, но при облучении соответствующего стекла (аморфизованной зоны) наблюдается обратная кристаллизация. Время τ_m , необходимое для начала аморфизации (время



Рис.12. Растр миниатюрных линз (3 × 3), изготовленных методом ЛАСК, и фотографии объектов, снятых с его помощью (толщина пластинки $h = 0.6$ мм, $q \approx 2 \times 10^6$ Вт/м², $T_0 \approx 600$ К); фокусное расстояние линз $F = 21$ мм, его разброс в растре $\Delta F = 3\%$.

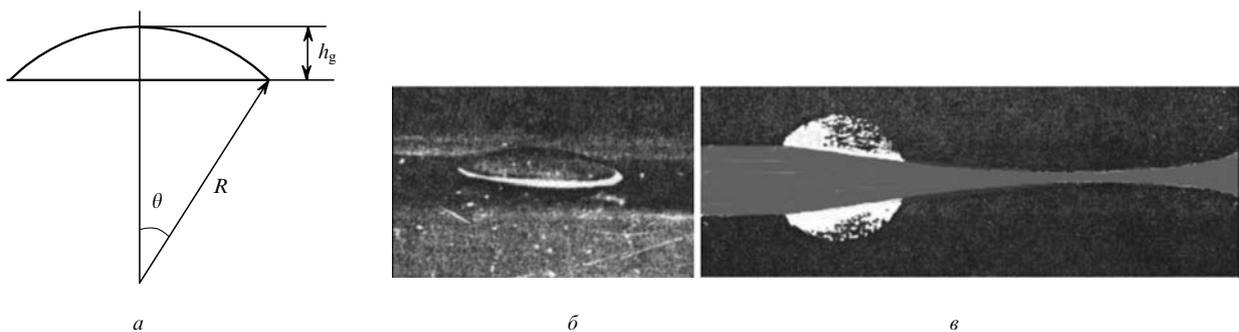


Рис.13. Схематическое изображение геодезической линзы (h_g – высота, R – радиус кривизны, θ – полярный угол, $F = R(1 - \cos \theta)/2$) (а) и фотографии профиля (б) и пучка света (вид сверху), сфокусированного с помощью геодезической линзы (в).

нагревания образца до температуры T_m , и время τ_n , через которое фронт аморфизации (расплавления) достигает нижней поверхности образца, равно 0.1–1 и 1–10 с соответственно. Эти величины сильно зависят от предварительного подогрева образцов.

3. После того как температура поверхности образца стеклокерамики достигает температуры плавления, рассеяние видимого света материалом в зоне облучения сильно уменьшается (по сравнению с первоначальным) в результате исчезновения границ между микрокристаллами по мере их расплавления. Таким образом, формируется фронт прозрачности, который проникает внутрь материала в соответствии с температурной кинетикой.

4. В режиме аморфизации после действия лазерного излучения сформированная высокотемпературная структура замораживается благодаря быстрому темпу охлаждения ($V_c = 50 - 100$ К/с), который реализуется механизмами теплопроводности в самой стеклокерамике. Полученная аморфная фаза может обратно кристаллизоваться при повторном облучении (при меньших плотностях потоков ($q < 10^5$ Вт/м²) и соответственно меньших скоростях охлаждения ($V_c < 10 - 20$ К/с).

5. Полученная аморфная область представляет собой новый оптический материал и обладает всеми свойствами оптической линзы: оптической прозрачностью в широком диапазоне длин волн, включая видимый (от 0.3 до 4.5 мкм для СТ-50-1), оптической силой – благодаря выпуклости верхней и нижней поверхностей, широким диа-

пазоном возможных числовых апертур (от 0.001 до 0.6) и т. д. Оптическими параметрами полученных линз – числовой апертурой, фокальным расстоянием, диаметром, формой зрачка и др. – можно управлять, изменяя плотность мощности лазерного излучения, время воздействия, размер лазерного пятна, конфигурацию диафрагмы и массу дополнительной навески.

6. Применяя метод лазерной аморфизации/кристаллизации, можно изготовить ряд миниатюрных оптических элементов, включая планарные световоды и волноводы, линзовые растрты, асферические и геодезические (планарные) линзы, интегральные диафрагмы и др.

Дальнейшие исследования лазерной аморфизации могут привести к созданию новых оптических материалов, микрооптических элементов и устройств.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ поддержки ведущих научных школ № НШ-5967.2006.8 «Фундаментальные основы лазерных микротехнологий» и гранта РФФИ № 04-02-16611-а.

1. Veiko V.P., Yakovlev E.B. *Opt. Engineer.*, **33** (11), 3567 (1994).
2. Скиба П.А. *Лазерная модификация стекловидных материалов* (Минск: изд-е БГУ, 1999, с. 132).
3. Veiko V.P., Yakovlev E.B., et al. *Proc. SPIE Int. Soc. Opt. Eng.*, **1544**, 152 (1991).
4. Вейко В.П., Либенсон М.Н. *Лазерная обработка* (Л.: Лениздат, 1973).
5. Nussbaum Ph., Volkel R., Herzig H.P., Eisner M., Haselbeck S. *Pure Appl. Opt.*, **6**, 617 (1997).