

Твердотельные неодимовые лазеры на основе монокристаллических волокон с поперечным градиентом показателя преломления

Г.А.Буфетова, В.В.Кашин, Д.А.Николаев, С.Я.Русанов,
В.Ф.Серегин, В.Б.Цветков, И.А.Щербаков, А.А.Яковлев

Создана эффективная технология выращивания монокристаллических волокон методом минипьедестала с лазерным нагревом, позволяющая производить высококачественные волокна активированных монокристаллов с контролируемым радиальным градиентом показателя преломления. Экспериментально исследован профиль показателя преломления в монокристаллических волокнах. В лазерных экспериментах на кристаллических волокнах $YAG:Nd^{3+}$ продемонстрирована эффективная работа лазера в волноводном режиме при продольной накачке с помощью лазерного диода.

Ключевые слова: монокристаллическое волокно, $YAG:Nd^{3+}$, твердотельный лазер, волоконный лазер.

1. Введение

В настоящее время для оптоволоконной связи требуются различные источники лазерного излучения. Однако при использовании этих источников (лазерные диоды, эрбиевые волоконные лазеры и усилители, рамановские усилители и др.) существуют известные ограничения, связанные со стабильностью частоты излучения, тепловыми характеристиками, механической прочностью и стойкостью к ионизирующему излучению.

Применение монокристаллических волокон позволяет использовать все положительные качества монокристаллов (прочность, высокий квантовый выход люминесценции, большой набор возможных активаторов и лазерных переходов в редкоземельных ионах и пр.) в сочетании со специфическими свойствами оптических волокон. Интерес к созданию и использованию легированных монокристаллических волокон в лазерной технике возник достаточно давно [1–3], однако из-за сложности получения волокон и малой эффективности генерации в волноводной схеме число экспериментов, проведенных с данными объектами было невелико.

Оригинальная установка, разработанная авторами на основе метода минипьедестала с лазерным нагревом [4], позволяет выращивать высококачественные кристаллические волокна и реализовывать эффективную генерацию в области вблизи 1 мкм [5].

В настоящей работе описываются дальнейшие эксперименты по выращиванию монокристаллических волокон, активированных ионами неодима, и исследуются генерационные характеристики $YAG:Nd^{3+}$ -волокон с продольной накачкой полупроводниковыми лазерами. Основной целью работы было изучение влияния технологии выращивания на оптические свойства и генерацион-

ные характеристики кристаллических волокон для повышения эффективности генерации волоконных лазеров.

2. Выращивание монокристаллических волокон

Кристаллические волокна, используемые в эксперименте, были выращены методом минипьедестала с лазерным нагревом [1, 2] в окислительной атмосфере. В данном методе на торец специально подготовленной цилиндрической заготовки из оксидного материала (моно- или поликристаллической), расположенной вертикально, аксиально-симметрично фокусируется (при помощи специальной оптической системы) излучение CO_2 -лазера, которое расплавляет материал заготовки, образуя на ее торце каплю расплава, удерживаемую силами поверхностного натяжения. В эту область вводится затравочный кристалл, ориентированный в требуемом кристаллографическом направлении. Затравка приводится в соприкосновение с расплавом, а затем с заданной скоростью вытягивается из зоны нагрева. На конце затравки образуется монокристалл в форме, близкой к цилиндрической, – так называемое монокристаллическое волокно (рис.1). Од-

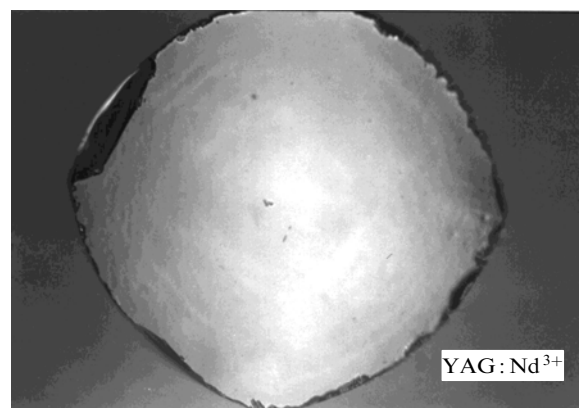


Рис.1. Фотография торца монокристаллического волокна $YAG:Nd^{3+}$ диаметром 450 мкм, выращенного вдоль кристаллографической оси [100].

Г.А.Буфетова, В.В.Кашин, Д.А.Николаев, С.Я.Русанов, В.Ф.Серегин,
В.Б.Цветков, И.А.Щербаков, А.А.Яковлев. Институт общей физики
им. А.М.Прохорова РАН, Россия, 119991 Москва, ул. Вавилова, 38;
e-mail: tsvetkov@lsk.gpi.ru

Поступила в редакцию 3 апреля 2006 г.

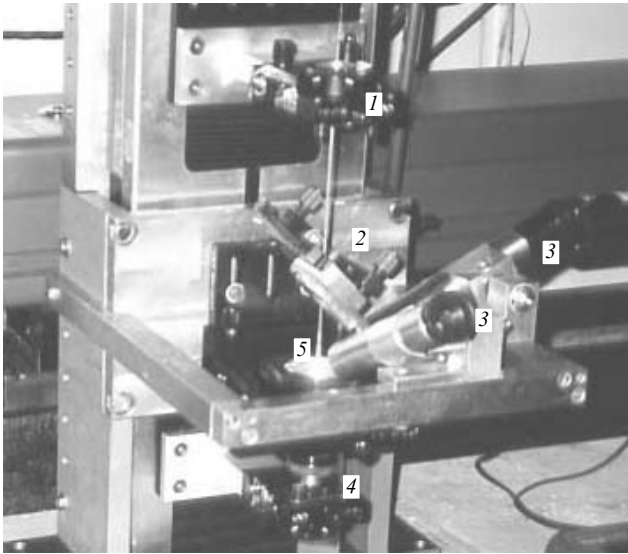


Рис.2. Установка по выращиванию монокристаллических волокон: 1 – устройство вытягивания волокна; 2 – фокусатор; 3 – микроскопы для контроля ростового процесса; 4 – устройство подачи заготовки; 5 – зона плавления.

новременно с вытягиванием растущего кристалла в зону нагрева подается заготовка, чтобы компенсировать расход материала, уносимого из расплава выращенным волокном.

Важной особенностью используемой нами (рис.2) установки [5, 6] является применение в оптической схеме нагрева фокусатора – специального оптического элемента, служащего для формирования кольцевого распределения мощности по сечению лазерного пучка (рис.3). В отличие от описанных в зарубежной литературе аналогичных установок, в которых используются сложные оптические системы типа «конус в конусе» для создания пучка излучения в форме полого цилиндра, фокусатор имеет небольшую стоимость, не требует сложной юстировки и его эффективность практически не зависит от модового состава излучения.

В качестве кристаллической матрицы были выбраны иттрий-алюминиевый гранат ($Y_3Al_5O_{12}$) и окись иттрия (Y_2O_3), активированные ионами неодима и обладающие хорошо известными механическими и спектрально-люминесцентными характеристиками.

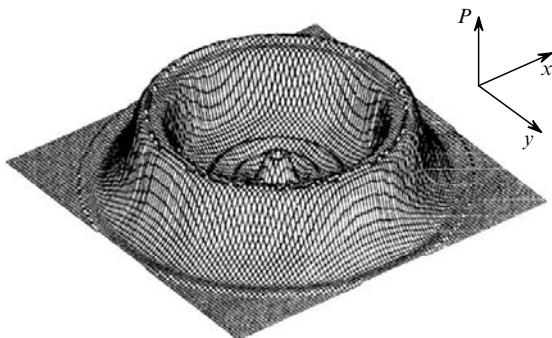


Рис.3. Кольцевое распределение мощности лазерного излучения P в зоне фокуса дифракционного отражательного преобразователя (фокусатора).

3. Исследование оптических и генерационных характеристик

Кристаллические волокна длиной от 10 до 100 мм и диаметром 450–700 мкм выращивались из двух типов заготовок – поликристаллической (кристаллы Y_2O_3) и монокристаллической (кристаллы YAG). В результате были получены монокристаллические волокна окиси иттрия с различными атомными концентрациями ионов Nd^{3+} (1.0×10^{20} , 4.5×10^{20} , 9.0×10^{20} , 18.0×10^{20} и $36.0 \times 10^{20} \text{ см}^{-3}$) и волокна YAG: Nd^{3+} со средней концентрацией ионов неодима $\sim 1\%$ ($\sim 1.5 \times 10^{20} \text{ см}^{-3}$). Оба типа волокон обладали высоким оптическим качеством (отсутствием центров рассеивания, газовых пузырей, включений), однако кристаллические волокна окиси иттрия через несколько дней после выращивания растрескивались. Поэтому на волокнах окиси иттрия были изучены только спектрально-люминесцентные характеристики, а оптические и генерационные характеристики изучались на волокнах YAG: Nd^{3+} . Растрескивание монокристаллических волокон из чистой окиси иттрия Y_2O_3 было связано, как отмечалось ранее, с адсорбцией воды на поверхности кристалла и является уникальным свойством данной кристаллической матрицы.

Исследование люминесцентных характеристик проводилось при комнатной температуре и возбуждении полупроводниковым лазерным диодом с длиной волны излучения 808–810 нм. Спектральное разрешение составляло 0.26 нм. Время жизни люминесценции измерялось с использованием второй гармоники Nd³⁺: YAG-лазера, работавшего в режиме модулированной добротности (длительность импульса ~ 10 нс).

Люминесцентные характеристики волокон YAG: Nd^{3+} полностью совпадали с литературными данными. Спектры люминесценции волокон $Y_2O_3: Nd^{3+}$ соответствовали известным данным, в то время как время жизни люминесценции уменьшалось с увеличением концентрации ионов Nd^{3+} (табл.1) быстрее, чем в работе [7]. Возможно, что наблюдаемая зависимость связана с неоднородным распределением примесных ионов по объему волокна (подобно тому, как это может происходить в волокне YAG: Nd^{3+}), что приводит к увеличению эффективной концентрации примеси по сравнению с ее средним значением.

Волокна YAG: Nd^{3+} , рассмотренные в настоящей работе, выращивались при различных мощностях нагрева заготовки и скоростях вытягивания волокна (от 10 до 150 мм/ч). Полученные кристаллические волокна разрезались на образцы длиной 5–35 мм, в которых исследовались распределения примесных ионов по сечению волокна и показателя преломления. Образцы использовались также в генерационных исследованиях в качестве активных элементов.

Табл.1. Зависимость концентрации ионов Nd^{3+} от времени жизни люминесценции этих ионов в монокристаллических волокнах Y_2O_3 .

Время жизни (мкс)	Концентрация ионов Nd^{3+} (см^{-3})
280	1×10^{19}
38	4.5×10^{20}
16	9×10^{20}
5	18×10^{20}
1	3.6×10^{21}

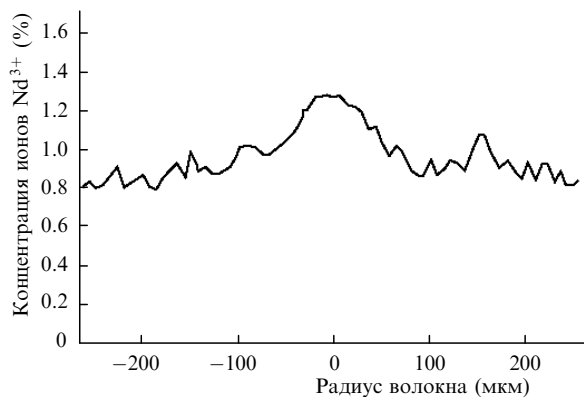


Рис.4. Распределение концентрации ионов Nd^{3+} в поперечном сечении кристаллического волокна $\text{YAG}:\text{Nd}^{3+}$.

Однородность распределения ионов неодима по объему кристаллических волокон изучалась методом микроанализа на электронном микроскопе. Наблюдавшийся ранее эффект неоднородного распределения примесных ионов неодима по сечению кристаллического волокна [4, 5] был обнаружен и в части исследованных нами образцов (рис.4). Максимальная концентрация ионов неодима наблюдалась в центральной части кристаллического волокна и составляла 1.3 %, а в периферийной части она уменьшалась до 0.8 %.

Для исследования профиля показателя преломления в волокне использовался метод ближнего поля, который в нашем случае давал качественные, но весьма наглядные результаты. Показано, что в образцах кристаллических волокон с неоднородным распределением ионов неодима по сечению волокна профиль показателя преломления также неоднороден (рис.5). Количественное изменение показателя преломления исследовалось путем измерения числовой апертуры кристаллического волокна с использованием лампы накаливания в качестве пробного источника. Обнаружено, что числовая апертура волокна $NA \approx 0.028 \pm 0.005$, т.е. в центре волокна показатель преломления на 0.0002 превышает его значение в периферийной зоне, что обеспечивает волноводное распространение света в таком волокне.

Ранее полагалось [5], что неоднородное распределение примесных ионов неодима по сечению кристаллического волокна является характерным следствием метода выращивания минипьедестала с лазерным нагревом, в то

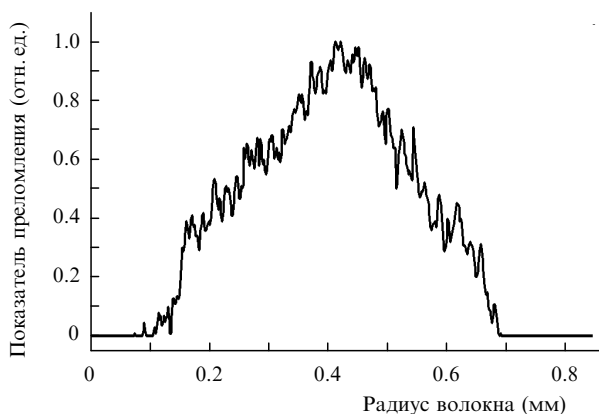


Рис.5. Профиль показателя преломления (интенсивность пробного пучка) в кристаллическом $\text{YAG}:\text{Nd}^{3+}$ -волокне, измеренный методом ближнего поля.

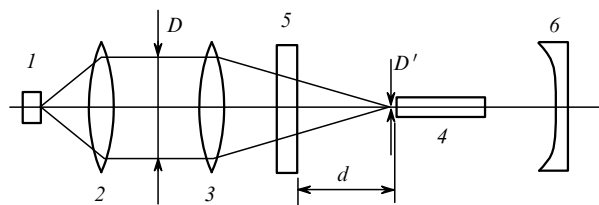


Рис.6. Схема резонатора с активными элементами на основе кристаллических $\text{YAG}:\text{Nd}^{3+}$ -волокон:

1 – источник накачки (лазерный диод); 2, 3 – линзы; 4 – кристаллическое волокно (диаметр 450–600 мкм, длина 5–36 мм); 5 – плоское или вогнутое заднее зеркало (коэффициент отражения $R = 99.8\%$, радиус кривизны $r = 50$ мм); 6 – вогнутое выходное зеркало ($R = 98\%$, $r = 50$ мм); $D = 16 - 20$ мм – диаметр пучка накачки; $D' = 300 - 400$ мкм – диаметр пятна накачки; $d = 1 - 3$ мм.

время как использование других методов (например, метода протягивания волокна через фильеру [8]) приводит к равномерному распределению примеси. Однако в наших экспериментах было показано, что неоднородное распределение примеси в поперечном сечении кристаллического волокна есть следствие условий выращивания. Так, изменяя подводимую к зоне роста мощность нагрева и скорость вытягивания волокна, можно добиться получения как однородного, так и неоднородного распределения концентрации примеси и, как следствие, различных распределений профиля показателя преломления. Механизм такого влияния будет изучен в последующих экспериментах.

В генерационных экспериментах применялись образцы кристаллических волокон $\text{YAG}:\text{Nd}^{3+}$ длиной от 5 до 35 мм, имеющие неоднородный профиль показателя преломления. Торцы активных волокон не были просветлены. В эксперименте использовались два типа резонаторов с внешними зеркалами – сферический и полусферический (рис.6). Одно из зеркал было глухим с коэффициентом отражения 99.8 % на длине волны генерации 1.06 мкм и коэффициентом пропускания 90 % на длине волны накачки 808 нм. Выходное зеркало резонатора имело коэффициент отражения 98 % на длине волны 1.06 мкм. Излучение накачки фокусировалось через глухое зеркало на торец кристаллического волокна тонкой линзой. Однако с помощью этой простой схемы не удавалось получить размер пятна накачки на торце активного элемента менее 300 мкм, поскольку размер источника составлял 600 мкм (лазерный диод мощностью 4 Вт с волоконным выходом, диаметр волокна 600 мкм). В случае вогнутого глухого зеркала минимальный размер пятна был равен 350 мкм, поскольку подложка глухого зеркала играла роль рассеивающей линзы.

Юстировка резонатора проводилась так, чтобы предотвратить возможность генерации обычных резонаторных мод, поскольку длина резонатора превышала максимальную длину устойчивого резонатора, при этом торцы волокна находились в фокусе зеркал резонатора.

Излучение накачки поступало в активный элемент под углом около 20° и, испытывая полное внутреннее отражение на боковой поверхности, заполняло весь объем волокна. Размер пятна генерации на торце активного элемента составлял при этом около 100 мкм (рис.7) для «длинных» (более 10 мм) активных волокон и 300–350 мкм для «коротких» (5 мм) волокон.

Генерационная характеристика волноводного лазера с полусферическим резонатором приведена на рис.8 для

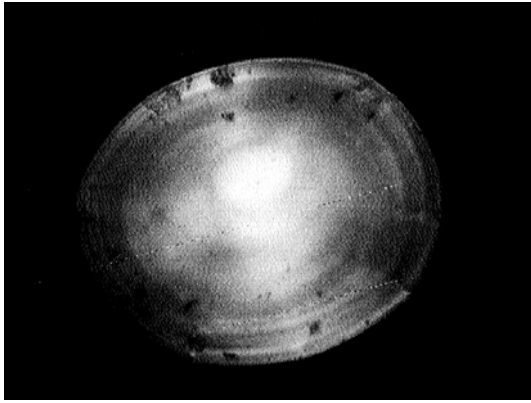


Рис.7. Фотография торца кристаллического волокна $\text{YAG}:\text{Nd}^{3+}$ диаметром 500 мкм, полученная в процессе генерации.

волокна длиной 28 мм. Следует отметить, что полусферическая схема оказалась менее чувствительной как к угловой разъюстировке зеркал, так и к изменению длины резонатора. Для коротких активных волокон (длиной 5–6 мм) в обеих схемах изучалась также работа лазера в стандартном режиме генерации, когда геометрические характеристики резонатора находились в зоне стабильности. При этом эффективность и выходная мощность генерации были примерно на порядок меньше, чем в волноводной схеме, и примерно соответствовали результатам, полученным на неволноводных (с равномерным профилем показателя преломления) волокнах. С увеличением длины резонатора генерация на неволноводных волокнах исчезала, в отличие от образцов с поперечным градиентом показателя преломления.

Результаты генерационных экспериментов подтверждают тот факт, что волноводный режим распространения излучения в кристаллическом волокне имеет место в отсутствие полного внутреннего отражения от боковой поверхности волокна. Этот режим возникает за счет радиального градиента показателя преломления, который, в свою очередь, определяется градиентом концентрации ионов Nd^{3+} . Таким образом, удастся избежать значительных потерь, вызванных несовершенством боковой поверхности монокристаллического волокна.

Из-за малости объема активной среды плотность поглощенной мощности накачки может достигать весьма значительных величин. Так, в наших экспериментах ее максимальное значение составляло 500 Вт/см^3 . С помощью интерференционного метода удалось оценить температуру, до которой нагревается активный элемент при плохом теплоотводе. В экспериментах образец закреплялся в пластиковом держателе с коэффициентом теплопроводности $0.2 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$, и по числу «набежавших» интерференционных полос оценивалась температура активного элемента. При поглощенной мощности накачки $\sim 0.4 \text{ Вт}$ температура активного элемента (длина 6 мм, диаметр 500 мкм) в условиях плохого теплоотвода через 2 мин после включения накачки становилась равной

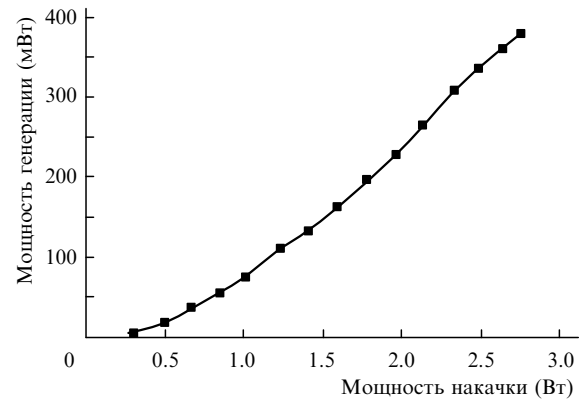


Рис.8. Генерационная характеристика лазера на монокристаллическом волокне $\text{YAG}:\text{Nd}^{3+}$ (длина волокна 28 мм, диаметр 500 мкм), помещенном в полусферический резонатор.

$\sim 200^\circ\text{C}$. В этих условиях следует уделять большое внимание организации эффективного теплоотвода от активного элемента.

4. Заключение

Таким образом, создана эффективная технология выращивания монокристаллических волокон, позволяющая производить высококачественные волокна активированных монокристаллов с контролируемым радиальным градиентом показателя преломления. В экспериментах на кристаллических волокнах $\text{YAG}:\text{Nd}^{3+}$ продемонстрирована эффективная работа лазера в волноводном режиме при продольной накачке полупроводниковым лазерным диодом. Показано, что влияние несовершенства боковой поверхности волокна в значительной степени компенсируется за счет организации волноводного режима распространения излучения в активном кристаллическом волокне благодаря радиальному градиенту показателя преломления. Создание монокристаллических волоконных активных элементов с зеркалами, нанесенными на торцы волокна, позволит разработать приборы для оптоволоконной техники.

Работа выполнена при поддержке МНТЦ (проект № 2157).

1. Stone J., Burrus C.A. *Fiber Int. Opt.*, **2**, 19 (1979).
2. Burrus C.A., Stone J. *Appl. Phys. Lett.*, **26**, 318 (1975).
3. Digonnet M.J.F., Gaeta C.J., Shaw H.J. *J. Lightwave Technol.*, **4**, 454 (1986).
4. Rusanov S.Ya., Yakovlev A.A., Zagumennyi A.I., et al. *Graded Index Single Crystal Optical Fibers*. US Patent 5, 579, 427 (1996).
5. Nikolaev D.A., Rusanov S.Ya., Shcherbakov I.A., et al. *Laser Phys.*, **9**, 319 (1999).
6. Tsvetkov V.B., Bufetova G.A., Nikolaev D.A., Rusanov S.Ya., Shcherbakov I.A., Yakovlev A.A. *Techn. Dig. Conf. on Advanced Solid State Photonics* (Vienna, Austria, 2005, TuC3, p. 1).
7. Stone J., Burrus C.A. *J. Appl. Phys.*, **49**, 2281 (1978).
8. Chani V.I., Yoshikawa A., Kuwano Ya., et al. *J. Cryst. Growth*, **204**, 155 (1999).