

УДК 621.382.133.+548.73

© 1991

## ВЛИЯНИЕ МЕТОДА УТОНЕНИЯ ПОДЛОЖКИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ GaAs СТРУКТУРАХ

В. П. Кладько, Т. Г. Крыштаб, Г. Н. Семенова,  
Л. С. Хазан, О. С. Башевская

Исследовались многослойные эпитаксиальные пленки GaAs толщиной менее 1 мкм, полученные газофазным методом в системе Ga—AsCl<sub>3</sub>—H<sub>2</sub> на подложках полуизолирующего (100) GaAs. Рентгеновскими методами изучались величина нарушенного слоя и макроизгиб эпитаксиальных систем при утонении подложки различными методами от исходной толщины (~300÷400 мкм) до требуемой (менее 100 мкм).

Проведен теоретический анализ полученных результатов с учетом упругопластического состояния нарушенного слоя и макроизгиба системы.

При производстве СВЧ-приборов и интегральных схем на основе арсенида галлия с целью уменьшения теплового сопротивления, увеличения отдаваемой мощности и КПД стремятся к уменьшению толщины подложки до величины менее 100 мкм. При этом обычно приборы формируются на подложках с исходной толщиной  $\geq 300$  мкм при диаметре пластин  $\geq 35$  мм, после чего производится ее утонение до требуемой толщины [1]. Используются различные методы утонения, главным образом — механические. Однако при этом возможно внесение в структуру значительных внутренних механических напряжений и дефектов, сильно влияющих на работоспособность и надежность полученных приборов.

Цель работы — изучение влияния различных видов механической обработки подложки при ее утонении на распределение деформационных полей в многослойных эпитаксиальных арсенидгаллиевых приборных структурах (ЭС), анализ в рамках теории [2] возникающих дефектов, выявленных рентгеновскими методами, а также поиск связей между параметрами этих дефектов и упругими свойствами ЭС.

Эпитаксиальные двухслойные  $n^+ - n^-$  пленки арсенида галлия, легированные серой, толщиной  $d_{n^+}$  и  $d_{n^-}$  соответственно были получены на (100)

Исходные параметры ЭС: толщина ЭС  $d_2 = d_{n^+} + d_{n^-}$ ,

концентрация свободных носителей в этих слоях  $n^+$  и  $n^-$  соответственно, а также зависимость радиуса макроизгиба  $R$  и глубины нарушенного слоя  $d_n$  от толщины подложки  $d_1$  при ее утонении

Номер образца	Эпитаксиальный слой				$d_1$ , мкм	Способ утонения	$R$ , м	$d_n$ , мкм
	$d_{n^+}$ , мкм	$d_{n^-}$ , мкм	$n^+$ , см <sup>-3</sup>	$n^-$ , см <sup>-3</sup>				
5—1	0.22	0.2	$1.1 \cdot 10^{17}$	$10^{14}$	348	0	56.36	0
5—2	0.22	0.2	$1.1 \cdot 10^{17}$	$10^{14}$	148	I	-4.2	~23
5—3	0.22	0.2	$1.1 \cdot 10^{17}$	$10^{14}$	170	II	-5.36	~13
5—2	0.22	0.2	$1.1 \cdot 10^{17}$	$10^{14}$	144	I+III	140	~3
5—3	0.22	0.2	$1.1 \cdot 10^{17}$	$10^{14}$	166	II+III	254	~1

АГЧП<sup>1</sup> подложках GaAs толщиной  $d_1 \geq 300$  мкм хлоридным методом в системе Ga—AsCl<sub>3</sub>—H<sub>2</sub> по технологии, аналогичной описанной в [3]. Параметры исходных структур, а также после различных механических обработок приведены в таблице.

Для утонения подложки использовались два распространенных вида механической обработки: шлифование связанным алмазом АСМ 40/28 до толщины  $\leq 150$  мкм (I способ), шлифование связанным алмазом до толщины 200 мкм с последующим полированием пастой АСМ 3/2 до толщины  $\leq 150$  мкм (II способ).

Поскольку в результате механической обработки подложки возникает нарушенный поверхностный слой (НПС), вызывающий дополнительный изгиб всей системы, на исследуемых структурах определялась глубина нарушенного слоя  $d_n$  (ГНС) и проводилось измерение макроизгиба системы. Для измерения макроизгиба использовались двукристалльный спектрометр, созданный на базе установки ДРОН-3; Cu K<sub>α</sub>-излучение; геометрия Брэгг—Брэгг ( $n, -m$ ). Для восстановления формы кристаллографических плоскостей экспериментально измерялось изменение углового положения брэгговского максимума  $\Delta\theta$  при сканировании образца параллельно системе отражающих плоскостей в двух взаимно перпендикулярных направлениях с шагом  $\sim 2$  мм, на базовой длине  $\sim 20$  мм. По данным этих измерений с помощью специально созданной программы на ЭВМ СМ-1420 строились карта изолиний (линий равной высоты), а также реальное распределение кристаллографических плоскостей в пространстве. Максимальный радиус изгиба, измеряемый с помощью используемой аппаратуры, составлял  $\sim 10^5$  м.

Определение ГНС с помощью традиционных методик в такой сложной системе, какой является изогнутая ЭС, содержащая различные дефекты (НПС, макроизгиб и объемные дефекты), является непростой задачей, которая в настоящее время в общем случае не решена. Кроме того, влияние всех присутствующих в системе дефектов на интегральную отражательную способность (ИОС) в комплексе не изучено, что не позволяет осуществить их разделение и корректное определение ГНС.

Для преодоления этих трудностей нами был разработан метод определения ГНС, созданного в процессе механической обработки при утонении подложки, основанный на измерении ИОС при реализации условия сильного поглощения  $\mu d \geq 10$  ( $\mu$  — нормальный коэффициент фотоэлектрического поглощения,  $d$  — толщина всей структуры). Выбор условия  $\mu d \geq 10$  продиктован тем обстоятельством, что при  $\mu d < 1$  сложно исключить влияние макроизгиба системы, а в области промежуточных уровней поглощения  $1 \leq \mu d \leq 10$  закономерности ИОС носят сложный характер и недостаточно изучены. При использовании CuK<sub>α</sub>-излучения необходимое условие сильного поглощения  $\mu d \geq 10$  легко реализуется на исходных структурах, толщина которых составляет  $\sim 300$  мкм (оно не выполняется для утоненных структур). При этом наличие в пластинах объемных дефектов приводит к уменьшению ИОС, в то время как изгиб структур, обусловленный наличием эпитаксиальной пленки, в зависимости от знака деформации может при условии  $\mu d \geq 10$  увеличивать или уменьшать ИОС [4]. Исключение влияния изгиба на величину ИОС  $\mathcal{J}$ , проводилось с помощью измерения  $\mathcal{J}_i$  для отражений  $hkl$  и  $\bar{h}\bar{k}\bar{l}$ . При этом в обоих случаях реализовалось антипараллельное положение ( $n, -m$ ) путем поворота исследуемой пластины на 180° в азимутальном направлении. В результате определялась ИОС, характеризующаяся только распределением объемных дефектов в исходных структурах толщиной  $d_{исх}$ , которая являлась эталонной [5]

$$\mathcal{J}_R^{a*} = [\mathcal{J}_R(hk\bar{l}) + \mathcal{J}_R(\bar{h}\bar{k}l)]/2. \quad (1)$$

После утонения подложки до толщины  $d \leq 150$  мкм аналогично проводились измерения  $\mathcal{J}_R^{op}$  для тех же отражений  $hkl$  и  $\bar{h}\bar{k}\bar{l}$  и в тех же областях,

<sup>1</sup> АГЧП — полуизолирующий GaAs, выращенный методом Чохральского.

что и в исходной структуре. При этом реализация условия  $\mu d \geq 10$  осуществлялась посредством наклона образца вокруг нормали к отражающим плоскостям на угол  $\varphi$ , величина которого определялась как  $\cos \varphi = d_{\text{исх}}/d$  [6]. Определенная в этих пластинах величина ИОС  $R_{\text{обп}}$  характеризует структурное совершенство исследуемого объема, состоящего из НПС и объемных дефектов многослойной структуры. Окончательно глубину НПС можно рассчитать по формуле

$$d_{\text{н}} = \frac{\ln \varphi_R^{\text{обп}} - \ln \varphi_R^{\text{эт}}}{\mu} \cos \varphi. \quad (2)$$

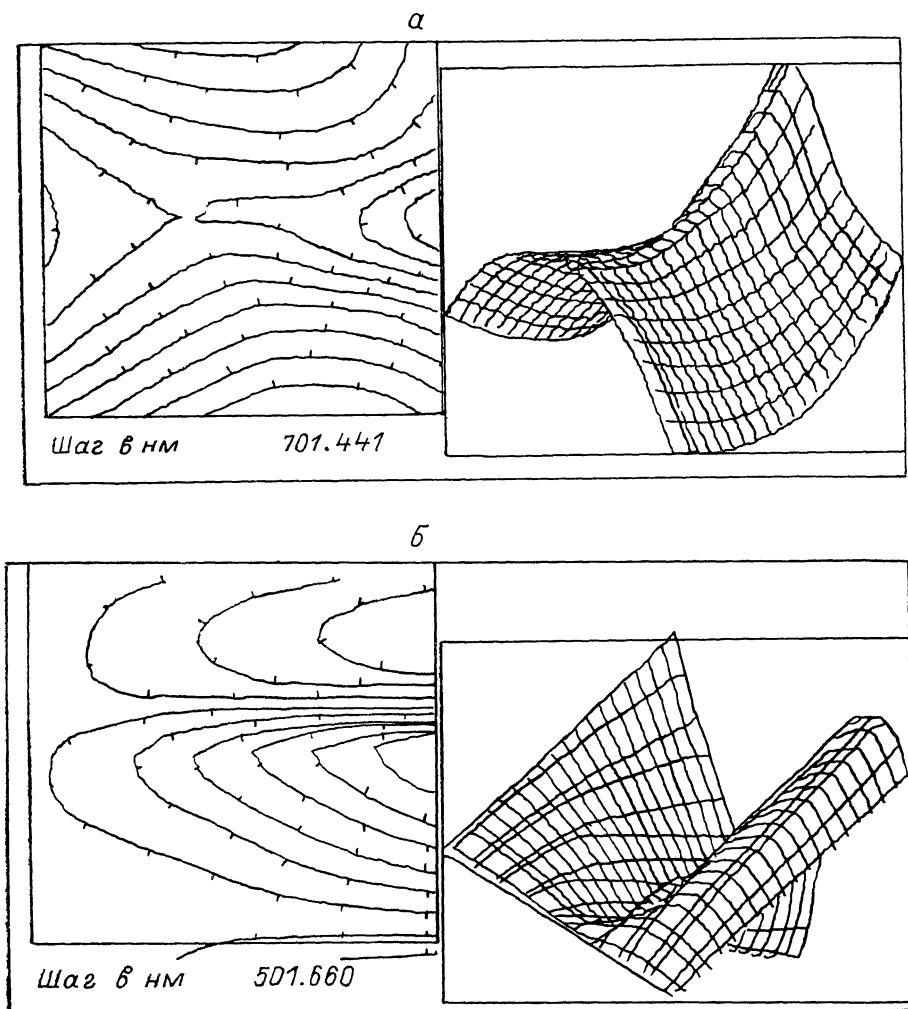


Рис. 1. Картина линий равной высоты (изолиний) и восстановленный профиль кристаллографических плоскостей (100) многослойных ЭС GaAs для исходных пластин (а) и после механической обработки (б).

Расстояние между изолиниями соответствует шагу в нанометрах.

### Результаты и обсуждение

Средние значения глубины нарушенного слоя  $\bar{d}_{\text{н}}$ , определенные по описанной методике для исследованных видов обработки, приведены в таблице. Видно, что  $\bar{d}_{\text{н}}$  для I способа составляет величину порядка диаметра зерна используемого абразива, а для II способа существенно превышает диаметр зерна полирующей пасты.

Средние значения радиусов макроизгибов  $R$ , приведенные в таблице, определялись по котангенсу угла наклона зависимости  $\Delta\theta = f(nl)$ , где  $\Delta\theta$  — изменение углового положения брэгговского максимума,  $l$  — шаг сканирования,  $n$  — количество шагов на базе 20 мм:  $R = l/\Delta\theta$ .

Качественная иллюстрация тонкой структуры изгиба атомных плоскостей в ЭС приведена на рис. 1, а, б (размеры приведенных областей составляют  $10 \times 10$  мм). Линии равной высоты показывают прогиб пластин.

Как следует из рис. 1, исходные структуры имели всегда выпуклость со стороны пленки (пленка сжата), а обработанные обоими способами — вогнутость. Сложный характер макроизгиба обусловлен неоднородным распределением объемных дефектов, а смена знака в результате обработки указывает на внесение в структуру внутренних напряжений (собственных деформаций).

Исходя из средних значений кривизны структур (см. таблицу), можно оценить уровни внутренних деформаций и плотность введенных структурных дефектов, вносящих вклад в изгиб. Поскольку распределение дефектов вдоль направлений, параллельных плоскости структуры, квазиоднородно, то радиус изгиба определяется в основном распределением собственных деформаций  $\varepsilon^0(Z)$  по толщине структуры. При этом

$$R^{-1} = \frac{12}{d^3} \int_0^d \varepsilon^0(Z) \left(Z - \frac{d}{2}\right) dZ, \quad (3)$$

где  $d$  — полная толщина структуры.

Для исходной (необработанной) структуры из-за практического отсутствия дислокаций, вносящих вклад в изгиб (отсутствие дислокаций несоответствия подтверждено рентгеновской топографией), собственная деформация определяется только несоответствиями  $f^{(i)}$  параметров решеток контактирующих слоев и подложки

$$\varepsilon^0(Z) = \sum_{i=1}^{n-1} f^{(i)} \theta(Z - Z_i), \quad (4)$$

где  $Z_i$  — координаты интерфейса между  $i$  и  $i+1$  слоями,

$$\theta(Z) = \begin{cases} 1, & Z > 0, \\ 0, & Z < 0. \end{cases}$$

Из (3), (4), а также данных таблицы можно вычислить значения несоответствий в исходных структурах. Определенные таким образом максимальные значения несоответствия составляют  $f \approx 1.04 \cdot 10^{-3}$ .

Распределение упругих деформаций в структуре, определяемое согласно [2],

$$\varepsilon(Z) = -\varepsilon^0(Z) + \int_0^d \varepsilon^0(Z) dZ + R^{-1} \left(Z - \frac{d}{2}\right) \quad (5)$$

для  $\varepsilon^0(Z)$  вида (4) с вычисленными значениями  $f^i$  и реальных толщин слоев дает для максимальной деформации в пленках значение  $\varepsilon \approx 1.03 \cdot 10^{-3}$ . Деформация в подложке знакопеременна: вблизи границы с пленкой — растяжение, вблизи свободной поверхности — сжатие, но так как ее амплитуда более чем на два порядка меньше, чем в пленке, ее можно считать практически равной нулю.

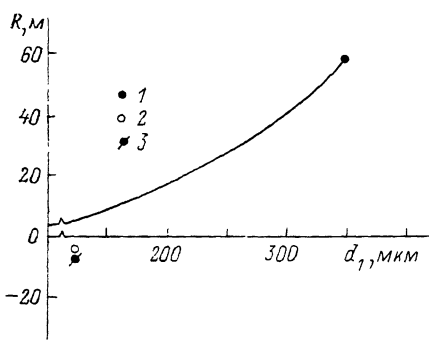
Если бы при утонении структур собственная деформация оставалась неизменной, то зависимость радиуса изгиба  $R$  от толщины подложки  $d_1$  при утонении соответствовала бы, согласно (3), кривой на рис. 2. Из этого рисунка видно, что измеренные значения радиуса изгиба  $R_n$  (точки 2, 3) не лежат на кривой  $R(d)$ . Это является следствием существенного изменения собственных деформаций при обработке обоими способами, вплоть

до изменения знака радиуса изгиба. Так как рентгеновские исследования показали, что шлифовка приводит к образованию в подложке нарушенного слоя глубиной  $d_n \sim 25$  мкм, то по измеренному радиусу изгиба и значению  $R(d)$  для той же толщины подложки можно в простой модели нарушенного слоя толщиной  $d_n$  оценить плотность дислокаций в нем, вносящих вклад в кривизну. В такой простой модели нарушенный слой представляется содержащим в своем объеме краевые дислокации с однородной плотностью  $\alpha = \alpha_{xy}$ . Связывая, согласно [7], с  $\alpha$  соответствующую деформацию, можно посредством (4) вычислить ее вклад в дополнительный изгиб. Результирующая связь между  $\alpha$  и изгибом может быть представлена в виде

$$\alpha = \frac{R(d) - R_n}{R(d) R_n} \frac{d_1^3}{(3d_1 - 2d_n) d_n^2}, \quad (6)$$

Рис. 2. Теоретическая зависимость  $R(d_1)$  при неизменной собственной деформации и экспериментальные значения  $R$ .

1 — исходный образец, 2 — после шлифовки, 3 — после алмазной полировки.



где  $d_1$  — толщина подложки после шлифования,  $d_n$  — исходная толщина. Вычисленная отсюда для одной из структур  $\alpha \approx 6.3 \cdot 10^{-2} \text{ см}^{-1}$ .

Входящая в (6) плотность дислокаций  $\alpha$  нормирована на суммарный вектор Бюргера в единице площади. Скалярная плотность дислокаций (число дислокаций, проходящих через единичную площадку) равна [2]

$$N_D = 2\tau\alpha_{xy}(b/b^2), \quad \alpha_{xy} = \alpha, \quad (7)$$

где  $\tau$  — направление линии дислокаций,  $b$  — ее вектор Бюргера (множитель 2 учитывает, что  $\alpha_{xy} = \alpha_{yx}$  для дислокаций, вносящих вклад в кривизну). Для полных ( $\tau \parallel \{110\}$ ) 60-градусных дислокаций в сфалеритной структуре GaAs это приводит к  $N_D \approx 2 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$  для дислокаций в области нарушенного слоя, которые вносят вклад в изгиб. Полная плотность дислокаций в нарушенном слое обычно на порядок-два превосходит плотность этих дислокаций (она дополнительно содержит наклонные сегменты рассмотренных дислокаций, дислокационные петли, диполи) и, согласно некоторому закону, спадает по глубине НПС.

Зная плотность дислокаций, легко вычислить величину связанной с ними собственной деформации и рассчитать посредством (5) результирующее распределение упругих деформаций в структуре. Оказывается, что упругие деформации в пленке за счет нарушенного слоя составляют  $\sim 10\%$  от исходных деформаций несоответствия.

Аналогичные вычисления, проведенные для алмазного полирования, показывают, что вносимая собственная деформация, плотность дислокаций и уровень результирующей упругой деформации в структуре примерно такие же, как и в случае шлифовки. Обработка проводилась на пастах зернистостью 2—3 мкм, толщина оставшегося нарушенного слоя значительно превосходила эти значения и составила  $\sim 13$  мкм. Это свидетельствует о том, что такой механической полировкой не удастся полностью убрать следы шлифовки. Этот вывод подтверждается и практически неизменной величиной изгиба после полировки.

Хотя в обоих случаях добавка к упругим деформациям невелика, следует иметь в виду, что исследованные структуры при этих значениях деформаций и толщин слоев являются метастабильными относительно введения дислокаций несоответствия. Введение при механической обработке в нарушенный слой дислокаций снимает ограничения на преодоление энергетического барьера для зарождения дислокаций, вследствие чего при последующих высокотемпературных обработках возможными стано-

яются интенсивное образование сеток дислокаций несоответствия, релаксация напряжений и перестройка всей дефектной структуры.

Не представляет особого труда использовать и более реалистичные модели нарушенного слоя, возникающего при алмазно-абразивной обработке (несколько областей с различной плотностью дислокаций). Эти области в зависимости от способа и режима обработки имеют различную протяженность по глубине, и их учет может привести к некоторым поправкам в распределении деформационных полей в системе. Для идентификации этих областей интересно провести послойное химическое травление (III способ) НПС. Нами оно проводилось в сернокислотном травителе с последующим измерением глубины нарушенного слоя и макроизгиба. После травления 4 мкм со стороны нарушенного слоя в обоих случаях (до и после полировки) происходит существенное увеличение (примерно в два раза) среднего радиуса изгиба, при этом форма изгиба становится более сложной, что обусловлено, очевидно, проявлением латеральной неоднородности распределения объемных дефектов. Измеренная глубина нарушенного слоя составила 3 и 1 мкм для шлифования и шлифования с полированием соответственно. Поскольку в измеренную рентгенодифрактометрическим способом глубину нарушенного слоя, кроме области с высокой плотностью дислокаций, вносит вклад также область высоких упругих деформаций, возникающих вокруг дислокаций, то частичное травление пластически деформированной области приводит и к исчезновению области упругих деформаций. Таким образом, оставшийся нарушенный слой уже будет составлять очень незначительную часть от предварительно регистрируемого. Дальнейшее травление образца после I способа обработки на ~5 мкм, а после II способа на 2.5 мкм приводит к полному исчезновению макроизгиба системы.

Из вышеизложенного следует, что основной вклад в формирование деформационных полей системы вносит слабопротяженная приповерхностная пластически деформированная область. Ее удаление снимает значительную часть деформаций, что подтверждает возможность использования модели нарушенного слоя, состоящего из трех областей не только для Si, но и для GaAs [8].

Из дополнительных экспериментов видно, что при расчетах деформационных полей системы можно пользоваться простой моделью НС. Однако протяженность его должна составлять соответственно 9 и 6.5 мкм для способов I и II, а плотность дислокаций  $\sim 10^7$ – $10^8$  см<sup>-2</sup>. Этот нарушенный слой и подлежит удалению для исключения влияния механической обработки на перераспределение деформационных полей в ЭС GaAs.

Таким образом, использование серы в качестве легирующей примеси в эпитаксиальных пленках GaAs до  $N_S \sim 10^{17}$  см<sup>-3</sup> привело к возникновению значительного несоответствия параметров пленка—подложка ( $f \sim \sim 1 \cdot 10^{-3}$ ), что свидетельствует о сложном механизме легирования и не может быть объяснено только коэффициентом концентрационного расширения серы [9].

Сравнение теоретической зависимости кривизны системы от толщины подложки с экспериментальными данными подтверждает существенное перераспределение упругих деформаций в системе при механических обработках за счет вносимых дополнительных дефектов.

Величина нарушенного слоя после механического утонения подложки шлифованием соответствовала диаметру зерна абразива. При использовании последующего полирования величина  $d_n$  существенно превысила диаметр зерна полирующей пасты, так как, по-видимому, не удаляются полностью следы шлифовки. Доминирующее влияние на формирование распределения деформационных полей всей системы оказывает слабопротяженный пластически деформированный поверхностный слой глубиной 6—9 мкм, удаление которого исключает макроизгиб и приводит систему в более равновесное состояние.

Теоретические оценки деформационных полей с использованием реалистической модели нарушенного слоя совпали с экспериментальными результатами и позволяют в принципе прогнозировать поведение системы пленка—подложка при утонении подложки до необходимой толщины.

#### Список литературы

- [1] O'Connor J. M., Dvorsky E. F., Hier H. S., Rief W. P. // *J. Electrochem. Soc.* 1988. N 1. P. 190—193.
- [2] Тхорик Ю. А., Хазан Л. С. Пластическая деформация и дислокации несоответствия в гетероэпитаксиальных системах. Киев: Наукова думка, 1983. 304 с.
- [3] Knight J. R., Effer D., Evans P. R. // *Sol. Stat. Electronics*. 1965. V. 8. P. 178—180.
- [4] Даденко Л. И., Молодкин В. Б., Осинковский М. Е. Динамическое рассеяние рентгеновских лучей реальными кристаллами. Киев: Наукова думка, 1988. 198 с.
- [5] Прокопенко И. В., Даденко Л. И., Конакова Р. В., Осадчая Н. В. // Тез. докл. III совещ. по Всесоюзной межвузовской комплексной программе «Рентген». Черновцы, 1989. С. 18—19.
- [6] Утемисов К., Соменкова В. П., Соменков В. А., Шильштейн С. Ш. // *Кристаллография*. 1980. Т. 25. № 4. С. 845—849.
- [7] Инденбом В. Л. // *Физика кристаллов с дефектами*. Т. I. Тбилиси, 1966. С. 5—106.
- [8] Rozsa S., Stefaniay V. // *Acta Techn. Acad. Sci. Hungaricae*. 1970. V. 68. N 1—2. P. 199—213.
- [9] Мильвидский М. П., Освенский В. Е. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М.: Металлургия, 1984. 256 с.

Институт полупроводников  
АН УССР  
Киев

Поступило в Редакцию  
12 ноября 1990 г.

В окончательной редакции  
7 мая 1991 г.