

Р и с. 5. Концентрационные зависимости коэффициентов гетеродиффузии в системе уран — цирконий:
1 — 800 °С; 2 — 900 °С; 3 — 950 °С [11]; 4 — 1000 °С [11].

В исследованном интервале температур и концентраций наблюдается отрицательное отклонение активностей обоих компонентов от закона Рауля. Это свидетельствует об усилении сил связи между атомами урана и циркония в твердом растворе по сравнению с силами связи между одноименными атомами.

Как видно из рис. 2—4, максимальные отклонения интегральных термодинамических функций от идеальности приходится на область концентраций 30—35 ат. % урана, что при более низких температурах соответствует области существования δ -фазы.

Как известно, коэффициенты гетеродиффузии, вычисленные по формуле Даркена с использованием данных по диффузии радиоактивных изотопов и концентрационной зависимости термодинамического множителя, оказываются более надежными по сравнению с измеренными методом Матано [12, 13]. Однако, несмотря на различие методик, полученные концентрационные зависимости коэффициентов гетеродиффузии согласуются с результатами

работ [11, 14]. При высоких температурах концентрационная зависимость коэффициентов гетеродиффузии имеет резко выраженный минимум в области концентраций, соответствующей экстремальным значениям избыточных интегральных термодинамических функций (см. рис. 5), причем при понижении температуры этот минимум сглаживается.

Поступила в Редакцию 1/II 1966 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. С. Емельянов, А. И. Евстюхин. *Металлургия ядерного горючего*. М., Атомиздат, 1964.
2. А. С. Займовский, В. В. Калашников, И. С. Головин. *Тепловыделяющие элементы атомных реакторов*. М., Госатомиздат, 1962.
3. Г. Я. Сергеев, В. В. Титова, К. А. Борисов. *Металловедение урана и некоторых реакторных материалов*. М., Госатомиздат, 1960.
4. *Металловедение реакторных материалов*. Т. 1. *Ядерно-горючие материалы*. Под ред. Д. М. Скорова. Перев. с англ. М., Госатомиздат, 1961.
5. В. В. Герасимов. *Коррозия урана и его сплавов*. М., Атомиздат, 1965.
6. М. В. Смирнов, О. В. Скиба. «Докл. АН СССР», 141, 4 (1961).
7. В. Е. Комаров, М. В. Смирнов, А. Н. Барабошкин. В сб. «Электрохимия расплавленных солевых и твердых электролитов». Свердловск, Изд. Института электрохимии Уральского филиала АН СССР, 1960, стр. 3; О. В. Скиба, М. В. Смирнов. Там же, 1961, стр. 3; В. Е. Комаров, М. В. Смирнов, А. Н. Барабошкин. Там же, 1962, стр. 25; О. В. Скиба, М. В. Смирнов, О. А. Рыжик. Там же, 1962, стр. 41.
8. *Физическая химия расплавленных солей и шлаков*. М., Metallurgizdat, 1962.
9. П. Л. Грузин. «Изв. АН СССР. Отд. техн. н.», № 3, 383 (1963).
10. L. Darken. *Trans. AIME*, 175, 184 (1948).
11. Y. Adda, J. Philibert. *Compt. rend.*, 242, 3081 (1965); 243, 1316 (1965).
12. С. Д. Герцрикен, И. Я. Дехтяр. *Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе*. М., Физматгиз, 1960.
13. Р. Л. Фогельсон. «Физ. металлов и металловедение», 19, 212 (1965).
14. N. Müller. *Z. Metallkunde*, 50, 562 (1959).

Рентгенографическое изучение характера распределения текстуры по сечению α - и γ -деформированных и закаленных прутков урана

В. Ф. ЗЕЛЕНСКИЙ, В. В. КУНЧЕНКО, Н. М. РОЕНКО,
Л. Д. КОЛОМИЕЦ, А. И. СТУКАЛОВ

УДК 548.735:621.039.543.4

Приведены результаты рентгенографического изучения распределения текстуры по сечению урановой проволоки, деформированной в α - и γ -фазе и прошедшей β - и γ -термообработку. Показана зависимость распределения плотности полюсов $P(hkl)$ и индекса роста G_x

от условий механической и термической обработки, что позволило определить возможный характер размерных изменений по сечению прутка в процессе радиационного роста.

При интенсивном деформировании поликристаллического металла в каком-либо одном направлении в нем возникает весьма значительная текстура, характер и степень выраженности которой определяются условиями пластической деформации. При механических методах обработки металлов с целью получения обычных профилей (прутков или листов) напряженное состояние и деформация оказываются неоднородными [1, 2]. В связи с этим текстура деформации также имеет различные значения по сечению таких образцов.

Для текстурированных поликристаллических металлов, обладающих некубической симметрией кристаллической решетки, неоднородное распределение текстуры может привести к нежелательным последствиям при эксплуатации изделий (например, вызвать образование температурных напряжений [3], приводящих к короблению или самопроизвольному растрескиванию деталей).

Для урановых блоков и стержней, применяемых в качестве твэлов в реакторах, неоднородное распределение текстуры может послужить причиной неодинакового радиационного роста по сечению стержня [4], что приведет к нарушению целостности покрытия и в конечном счете к выходу реактора из строя.

Как правило, в качестве сердечников твэлов применяются блоки или прутки, прошедшие специальную термообработку (закалка из β - или γ -фазы [5—8]). При этом в некоторых случаях обнаруживается неоднородность в распределении текстуры по сечению [4].

В настоящей работе приводятся результаты рентгенографического анализа распределения текстуры по сечению α - и γ -деформированных и закаленных из β - и γ -фазы урановых прутков.

Распределение текстуры в α -деформированных урановых прутках

Изучение текстуры проводилось путем построения обратных полюсных фигур по уточненной формуле расчета плотности полюсов $P(hkl)$ [9] и индекса роста G_x для торцовых сечений прутка [10, 11].

Абсолютная погрешность в определении $P(hkl)$, а следовательно, и G_x определяется в первую очередь тем, насколько хорошо подобран эталонный (изотропный) образец или рассчитаны значения интенсивностей $J_i(hkl)$ для изотропного состояния [12].

В нашем случае использованы значения $J_i(hkl)$, рассчитанные для изотропного состоя-

ния и скорректированные по эталонному образцу, не имевшему текстуры (степень изотропности проверялась измерениями коэффициента линейного термического расширения в трех взаимно перпендикулярных направлениях). Тем самым были исключены инструментальные ошибки, так как все рентгеновские съемки производились на одной установке при постоянных условиях. Это дало возможность оценить ошибку в определении $P(hkl)$, которая может достигать 20% от измеренной величины (в случае относительно крупнозернистой структуры металла) и определяется количеством кристаллитов, участвующих в дифракции рентгеновских лучей [13].

Рентгенографирование проводилось на дифрактометре УРС-50И в отфильтрованном CuK_α -излучении. Последовательное снятие слоев осуществлялось путем электролитического травления. В опытах использовался уран чистотой 99,76—99,80%.

Образцы изготовлялись в виде проволоки диаметром 4,2 и 6,3 мм по следующим технологическим схемам [14]:

А) прессование в α -фазе с последующей ротационной ковкой и калибровочное волочение при комнатной температуре;

Б) прессование в α -фазе при высокой температуре и калибровочное волочение при температуре 150—200°С;

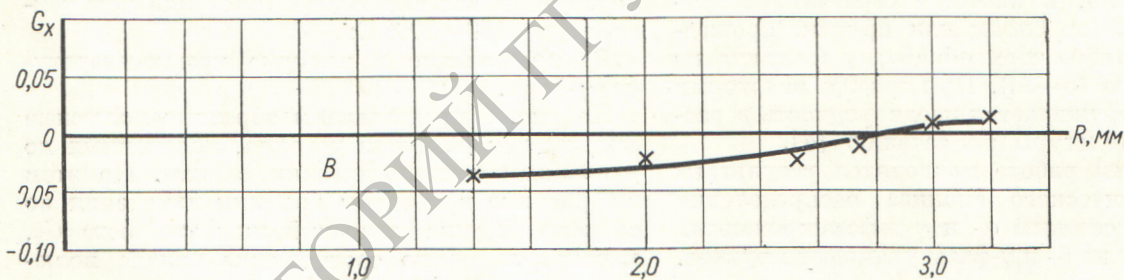
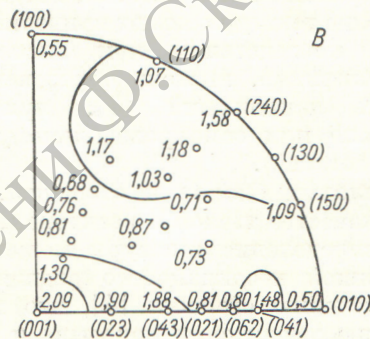
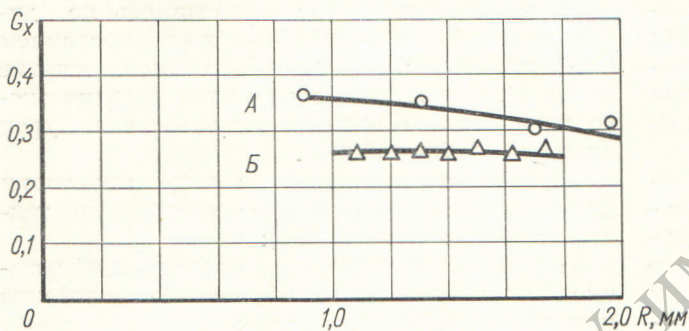
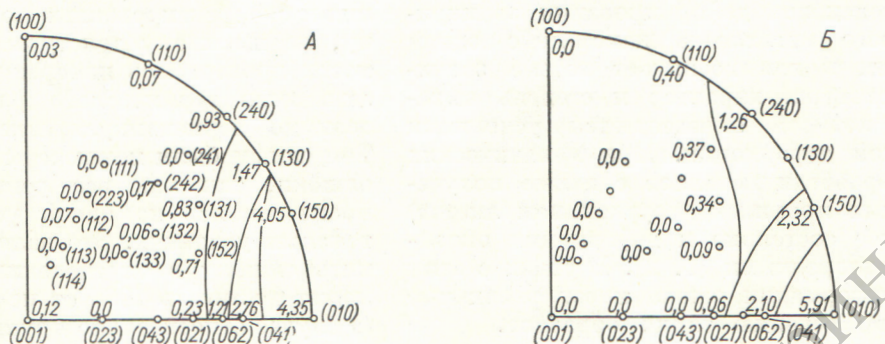
В) прессование в вакууме при температуре γ -фазы.

На рис. 1 представлены обратные полюсные фигуры для образцов металла, полученных по указанным технологическим схемам. На этом же рисунке приведены графики изменения по сечению прутка значений индекса роста G_x , характеризующего соотношение вклада полюсов типа [010] и [100] в направлении оси прутка.

Из приведенных данных следует, что прессование в низкотемпературной области α -фазы (схема А) вызывает образование осевой текстуры типа [010] вдоль направления прессования. В таких прутках текстура по сечению распределена неравномерно: к оси прутка вклад полюсов типа [010] незначительно увеличивается, однако характер текстуры не изменяется.

В случае изменения условий деформации (схема Б) текстура и характер ее распределения по сечению остаются практически неизменными. Типичная полюсная фигура (см. фигуру В на рис. 1) свидетельствует об определенном вкладе полюсов (240), близких

Рис. 1. Обратные полюсные фигуры для α -деформированных (А, Б) и γ -прессованного (В) прутков и распределение по их радиусу индекса роста G_x .



к (110) в направлении оси прутка, что является следствием высокотемпературной деформации с большой степенью обжатия (~95%) [15]. Однако доминирующей остается текстура [010] в направлении оси прутка, причем по сечению характер текстуры не меняется.

На рис. 2 приведены графики изменения плотности полюсов, определяющей тип текстуры, по радиусу прутка для случая А и Б.

Прессование из γ -фазы приводит к качественно отличной текстуре. В сечении прутка, перпендикулярном направлению прессования, обнаруживается сложная текстура, причем полюса плоскостей (001) и близких к (240) и (041) совпадают с осью образца.

По мере уменьшения радиуса обнаруживается слабая тенденция к относительному увеличению вклада полюсов, близких к (240). Этим объясняются отрицательные значения индекса роста G_x (см. фигуру В на рис. 1).

Таким образом, характер текстуры и распределение ее по сечению прутков зависят от условий термомеханической обработки. Могут быть подобраны такие режимы, которые приводят к квазиоднородному распределению текстуры по сечению.

Представляет интерес изучить текстуру закаленных из β - или γ -фазы прутков, так как такая термообработка обычно проводится с целью максимального разрушения текстуры

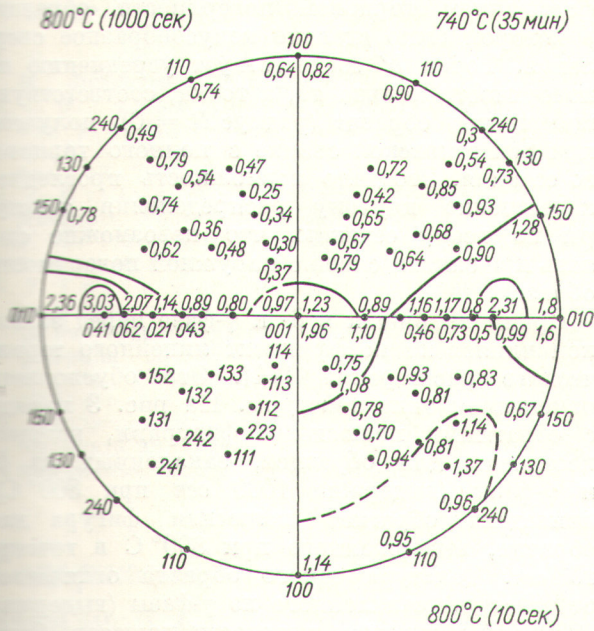


Рис. 2. Распределение плотности полюсов $P(hkl)$ по сечению α -деформированных прутков урана.

урана. Разработанные технологические методы обработки урановых сердечников твэлов [6, 11, 14] обеспечивают получение квазиизотропной структуры α -урана и, следовательно, удовлетворительную радиационную стабильность твэла. Однако не всегда закалка из β - или γ -фазы приводит к желаемым результатам. Некоторые условия термообработки не обеспечивают полного уничтожения преимущественной ориентировки кристаллитов [4, 5]. При этом наблюдается неоднородное распределение среднего коэффициента термического расширения по сечению закаленного уранового сердечника [4, 14].

Распределение текстуры по сечению β - и γ - закаленных прутков

Изучалось распределение текстуры на образцах, закаленных из β -фазы (прутки), полученные по схеме Б, медленно нагревались до 740°C в печи, выдерживались в течение 35 мин, затем подвергались закалке в воду [5, 14]) и γ -фазы (нагрев в расплавленном металле до 800°C , выдержка 1000 сек, закалка в воду [14]). Подобная

термообработка приводит практически к одинаковой по типу текстуре (рис. 3). Представляло интерес проследить за распределением текстуры по сечению таких образцов. На рис. 4 приведены графики распределения плотности полюсов $P(hkl)$ для образцов, закаленных из γ -фазы (выдержка 1000 сек). Кривые распределения плотности полюсов $P(hkl)$ получены путем последовательного рентгенографирования площади поперечного сечения прутка после электролитического травливания слоев с его цилиндрической поверхности. В приповерхностной зоне обнаруживается максимум плотностей полюсов (041), (062) и близких к [010].

Характер текстуры не меняется по сечению, хотя степень выраженности оказывается неодинаковой (рис. 5).

Так как текстура одноосная, а распределение коэффициентов термического расширения таких образцов свидетельствует о монотонном увеличении их значений с уменьшением радиуса [14], то можно экстраполировать кривые распределения плотности полюсов $P(hkl)$ в сторону центра образца (см. пунктирную кривую на рис. 4). Аналогичный характер имеет изменение плотности полюсов по сечению для образцов, закаленных из β -фазы.

Более полную характеристику в отношении возможного изменения коэффициента радиационного роста по сечению образца дает

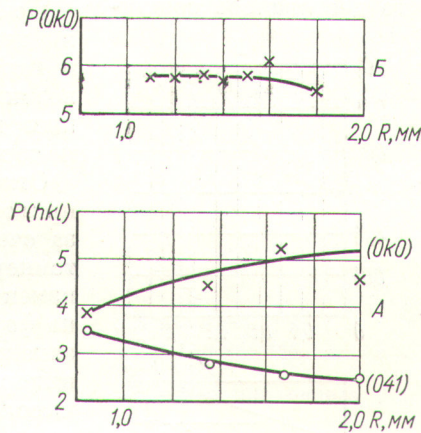


Рис. 3. Обратные полюсные фигуры для прутков урана, закаленных из β - и γ -фазы.

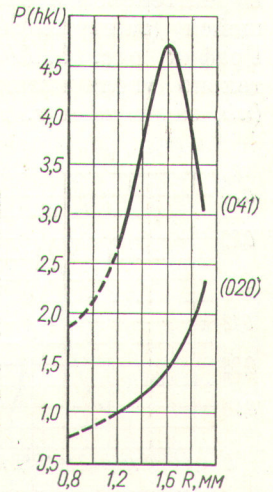


Рис. 4. Распределение плотности полюсов по сечению γ -закаленного прутка (выдержка при 800°C в течение 1000 сек).

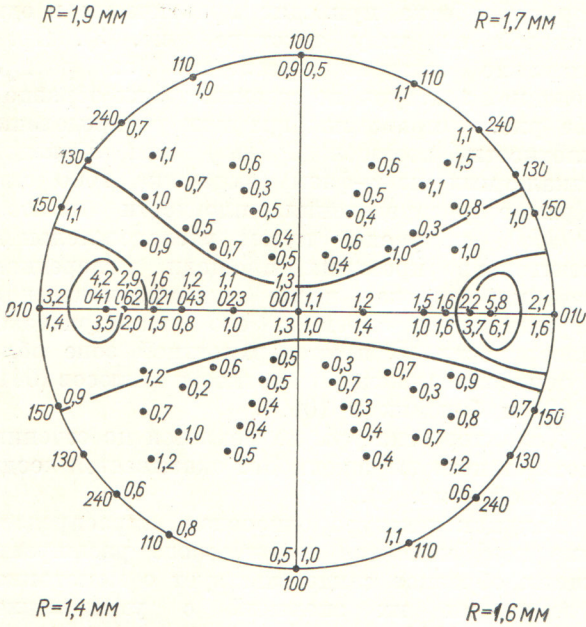


Рис. 5. Обратные полюсные фигуры для закаленного из γ -фазы (800°C , 1000 сек) образца, соответствующие различным сечениям.

радиальная зависимость индекса роста G_x , а не кривые распределения плотности отдельных полюсов. На рис. 6 приведены графики распределения индекса роста G_x по сечению прутка, закаленного из β -фазы. Там же показаны схемы снятия слоев. На рис. 6, I слои снимались с цилиндрической поверхности, и рентгеновская съемка проводилась с остающейся (заштрихованной) круговой площади. График рис. 6, II построен для последовательно увеличивающихся по площади колец (ab , затем ad и т. д.), что достигалось сошли-

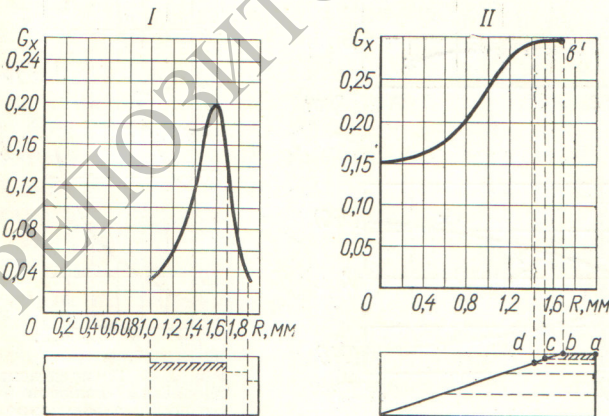


Рис. 6. Распределение индекса роста G_x по сечению β -закаленного прутка.

фовыванием торцевой поверхности образца, в котором было сделано конусообразное сверление. Точка b' соответствует усреднению по поверхности кольца ab , а точка, соответствующая центру образца (радиус $R = 0$), получена при рентгеновской съемке с полного торцевого сечения. Это дало возможность проследить качественно картину распределения текстуры по всему сечению, что невозможно сделать при снятии слоев с наружной поверхности образца.

Время выдержки в β - и γ -фазе перед закалкой влияет на коэффициент линейного термического расширения [14]. Это обусловлено изменением типа текстуры. На рис. 3 наряду с обратными полюсными фигурами, которые построены для образцов, закаленных из β - и γ -фазы (выдержка 1000 сек при 800°C), приведена обратная полюсная фигура для образца, выдержанного при 800°C в течение 10 сек . Текстура такого образца отличается от текстуры закаленного из γ -фазы (выдержка 1000 сек) усилением плотности полюсов, близких к [100] и [001]. Подобная текстура характерна для некоторых случаев закалки из β -фазы с быстрым нагревом образцов в температурную область существования β -фазы и малым временем выдержки при этой температуре [14].

Из сравнения данных о распределении текстуры по сечению прутка до и после закалки можно сделать вывод, что исходная текстура не оказывает решающего влияния на формирование текстуры закаленного металла, так как образцы с одинаковой первоначальной текстурой, но подвергнутые различной термообработке, имеют существенно различную текстуру.

По-видимому, текстура закаленного урана в данном случае определяется величиной и характером распределения как напряжений, возникающих в образце в результате объемных изменений при фазовом переходе, так и термоупругих напряжений.

Отжиг урана при температурах β - и γ -фаз приводит к дополнительному его «легированию» за счет растворения включений, что понижает температуру фазового перехода и тем самым изменяет характер воздействия напряжений на формирование текстуры, наблюдаемой после закалки. Этим обусловлено влияние времени выдержки образцов в области существования высокотемпературных фаз на величину и распределение текстуры по сечению.

Поступила в Редакцию 15/VII 1965 г.
В окончательной редакции 7/II 1966 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. Я. С. Уманский. Рентгенография металлов. М., Физматгиз, 1960, стр. 291.
2. С. И. Губкин. Пластическая деформация металлов. Т. 1. М., Metallurgizdat, 1960, стр. 346.
3. В. А. Лихачев. «Физ. металлов и металловедение», 12, 792 (1961).
4. J. Gittus et al. Radiation Damage in Reactor Materials. Venice, 7—11 May 1962, p. 109. Part of the Proceeding of the Symposium on Radiation Damage in Solids and Reactor Materials.
5. F. Foote. В кн. «Металлургия ядерной энергии и действие облучения на материалы». Доклады иностранных ученых на Международной конференции по мирному использованию атомной энергии. (Женева, 1955). М., Metallurgizdat, 1956, стр. 146.
6. Металловедение реакторных материалов (Обзоры института им. Бэтла). Книга I. «Ядерно—горючие материалы». М., Госатомиздат, 1961.
7. А. С. Займовский и др. В кн. «Труды Второй международной конференции по мирному использованию атомной энергии (Женева, 1958)». Докл. советских ученых. М., Атомиздат, 1959, стр. 573.
8. Б. Копельман. Материалы для ядерных реакторов. М., Госатомиздат, 1962, стр. 328.
9. G. Slattery, D. Connolly. TRG Report 360 (S), 1963.
10. E. Sturcken, W. McDonnell. J. Nucl. Mat., 7, 85 (1962).
11. В. Е. Иванов и др. «Атомная энергия», 18, 357 (1965).
12. G. Harris. Philos. Mag., 43, 113 (1952).
13. P. Morris. J. Appl. Phys., 35, 2553 (1964).
14. В. Е. Иванов и др. «Атомная энергия», 16, 325 (1964).
15. А. Н. Холден. Физическое металловедение урана. М., Metallurgizdat, стр. 103 (1962).

Содержание Sr⁹⁰ и Cs¹³⁷ в сельскохозяйственных продуктах Западной Словакии в 1963—1964 гг.

Ш. ЧУПКА, М. ПЕТРАШОВА, И. ЦАРАХ

(Областная санитарно-эпидемиологическая станция, Братислава, ЧССР)

УДК 551.577.7:614.776

Исследованы уровни Sr⁹⁰ и Cs¹³⁷ в сельскохозяйственных продуктах на территории Западной Словакии в 1963—1964 гг. Наиболее высокое содержание обоих изотопов найдено в зерновых культурах, относительно низкое — в бобовых растениях и наиболее низкое — в пропашных культурах. Различное отношение Cs¹³⁷ : Sr⁹⁰ в исследованных сельскохозяйственных культурах объясняется разной сорбционной способностью растений и главным образом количеством радиоактивных осадков.

В настоящее время, когда уровень выпадений Sr⁹⁰ и Cs¹³⁷ постепенно снижается, интересно исследовать миграцию, извлечение их растениями из почвы и циркуляцию в пищевой цепочке.

Некоторые сельскохозяйственные продукты питания и находящиеся в них радиоактивные вещества попадают непосредственно в организм человека. Другие продукты используются как сырье в пищевой промышленности или в животноводстве в качестве кормов. В этих случаях в организм человека из первоначального количества радиоактивных веществ поступает только определенная доля вследствие

Цель настоящей работы — определение уровня наиболее важных радиоактивных изотопов в сельскохозяйственных продуктах в районе строительства атомной электростанции.

Доля Словакии и Западно-Словацкой области в общей сельскохозяйственной продукции ЧССР в 1964 г.

Таблица 1

Культура	Доля Словакии, %	Доля Западно-Словацкой области, %	Культура	Доля Словакии, %	Доля Западно-Словацкой области, %
Пшеница	27,6	18,1	Сахарная свекла	25,7	20,2
Рожь	12,6	4,4	Картофель	21,0	4,3
Ячмень	35,7	23,6	Кукуруза для силоса	30,1	16,9
Овес	14,0	4,2	Табак	91,2	—
Кукуруза (зерно)	91,0	76,8	Мак	16,7	—
Бобовые культуры	30,4	—			