

ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТА ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

УО «Гомельский государственный технический университет
им. П.О.Сухого»
г. Гомель, Беларусь

Показано, что изменение режимов синтеза упрочненного карбидного слоя стали R6M5 позволяет получить свойства, необходимые для условий работы штамповой оснастки.

It is shown that the change in modes of synthesis hardened carbide layer steel R6M5 allows you to create properties adapted to the conditions of punching tools.

Введение

Стойкость инструмента, изготовленного из быстрорежущих сталей, зависит от химического состава материалов, режимов термической и химико-термической обработок, которые определяют структуру стали после термообработки (размер зерна, степень легированности мартенсита (α -фазы), количество остаточного аустенита, количество карбидов и их состав).

С увеличением температуры закалки быстрорежущих сталей до определенной величины увеличивается твердость, предел прочности при изгибе, предел выносливости, теплостойкость, т.к. увеличивается степень легирования α -фазы, вследствие растворения карбидов $M_{23}C_6$ и частично M_6C . Однако при более высоких температурах из-за роста размеров зерна, прочность и вязкость резко убывают. Эти показатели можно повысить путем снижения температуры нагрева под закалку, а износостойкость путем диффузионной модификации рабочих поверхностей инструмента. Применение азотирования, цементации, нитроцементации, ионной имплантации азота и других элементов позволяет повысить стойкость инструментальной оснастки и режущего инструмента в 5–10 раз [1–4].

В повышении твердости быстрорежущих сталей при термообработке существенную роль оказывает дисперсионное

тверждение, которое определяется степенью легирования аустенита и мартенсита, типом образующихся при отпуске карбидов и их количеством. С увеличением степени насыщения аустенита углеродом уменьшается растворимость в нем других легирующих элементов, а соответственно их количество в мартенсите, которые затем участвуют в дисперсионном твердении.

Закалку быстрорежущих сталей производят с температуры более 1220 °С [1]. Это обусловлено необходимостью растворения карбидов типа $M_{23}C_6$, M_6C и частично MC , с целью увеличения степени насыщения аустенита, а соответственно и мартенсита, углеродом, W, Mo, V. При этом наблюдается рост аустенитного зерна до 9–10 балла и при закалке формируется крупноигольчатый мартенсит 3–2 балла. Применяв диффузионное науглероживание рабочих поверхностей инструментов, можно получить высокоуглеродистый мартенсит в них при закалке с пониженных температур, сохранив при этом более мелкое зерно.

Объекты и методики исследований

В качестве объектов исследования использовались образцы из стали Р6М5. Первую партию образцов исследовали после закалки от температуры 1220 °С и 3-х кратного отпуска при температуре 560 °С. Вторую, третью и четвертую партии образцов подвергали науглероживанию при температуре 920 °С, с последующей закалкой с температур 950 °С, 1050 °С, 1150 °С, которую производили сразу после окончания цементации не охлаждая образцов. После закалки цементованные образцы подвергали трехкратному отпуску при 560 °С. Нижний диапазон закалочных температур выбран с целью исследования возможности производить закалку непосредственно после науглероживания, которое производилось при температуре 950 °С. Максимальная температура закалки исследованных образцов определена по критерию предельных остаточных напряжений сжатия в упроченном слое, в соответствии с которым нагрев науглероженных образцов под закалку выше 1150 °С приводит к возникновению предельно высоких остаточных напряжений сжатия, которые приводят к самопроизвольному отделению упроченного слоя.

Фазовый состав определяли на рентгеновском диффрактометре ДРОН-7 с использованием рентгеновской трубки 2,0БСВ27-Со при напряжении 40 кВ, силе тока 30 мА.

Численные исследования напряженно-деформированного состояния проводили с использованием метода конечных элементов.

Результаты исследований

С увеличением количества углерода в поверхностном слое стали Р6М5 при цементации увеличивается количество карбидов типа $M_{23}C_6$. Максимальное количество этого карбида — 8 % возникает уже при содержании углерода 1 %. Изменение содержания углерода по сечению цементованного слоя изменяет карбидный состав и свойства по глубине его [2].

Результаты исследований показали, что твердость поверхности науглероженных образцов из стали Р6М5 после заковки и трехкратного отпуска составила 65–66 HRC. Это значение не зависит от температуры заковки, т.к. количество углерода в мартенсита упроченного слоя практически одинаково. В сердцевине образцов закаленных с температуры 950 °С получена пониженная твердость — 55–57 HRC. При указанной температуре аустенит слабо насыщается углеродом за счет незначительного растворения количества карбидов $M_{23}C_6$ (рис. 1).

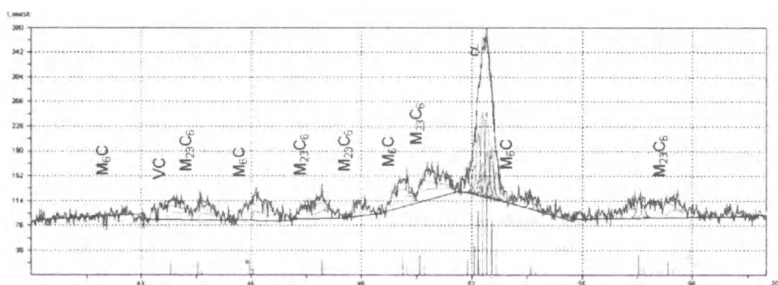


Рис. 1. Фрагмент рентгеновских дифрактограмм (CoK α) от поверхностных слоев стали Р6М5 после цементации и заковки с температуры 950 °С

Нагрев под заковку до температуры 1050 °С повышает степень насыщения аустенита углеродом и легирующими элементами Mo, W, V [2]. Это приводит к увеличению твердости мартенсита после заковки и трех отпусков. Она составляет 60–61 HRC. Однако в структуре стали присутствует еще достаточно большое количество карбидов типа $M_{23}C_6$ (рис. 2). Как видно из рис. 3,

при температуре 1150 °С растворяются практически все карбиды $M_{23}C_6$ и частично карбиды M_6C . Этим достигается высокая степень насыщения углеродом и легирующими элементами аустенита, а соответственно и мартенсита. Твердость сердцевины возрастает до величины 62–63 HRC, т.е. достигаемой при закалке стали Р6М5 по стандартной технологии с 1220 °С.

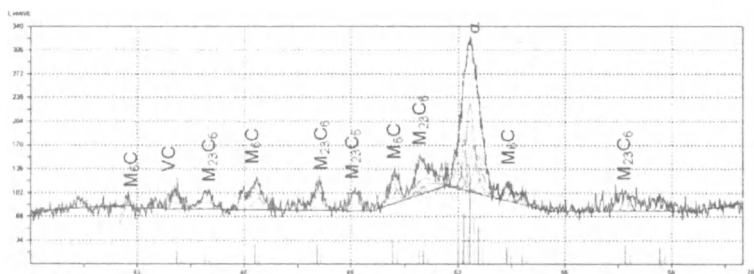


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoKα) от поверхностных слоев стали Р6М5 после цементации и закалки с температуры 1050 °С

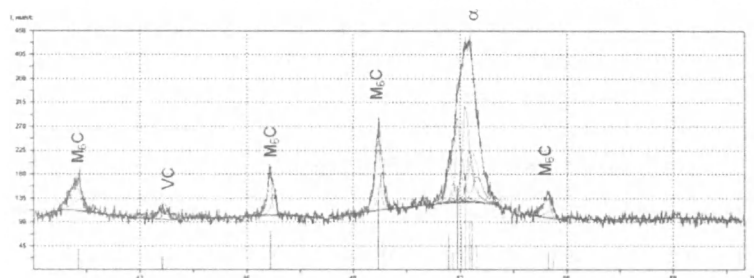


Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoKα) от поверхностных слоев стали Р6М5 после цементации и закалки с температуры 1150 °С

Образующаяся в сердцевине образцов α -фаза при закалке с температуры 950 °С имеет меньшую твердость, но большую вязкость, что замедляет рост микротрещин при циклических нагрузках. Увеличение температуры закалки с 950 °С до 1150 °С приводит к тому, что по карбидному составу упрочненный слой приближается к стали Р6М5, закаленной с температуры 1220 °С без науглероживания поверхности (рис. 4). За счет более высокой концентрации угле-

рода, достигающей 1,6–1,8 % [5], закалка упрочненной стали приводит к росту тетрагональности решетки. Об этом свидетельствует смещение пика α -фазы на дифрактограммах в область более низких углов 2θ (рис. 1–3), а также возникновение высоких по величине напряжений сжатия в рабочем слое оснастки (рис. 5).

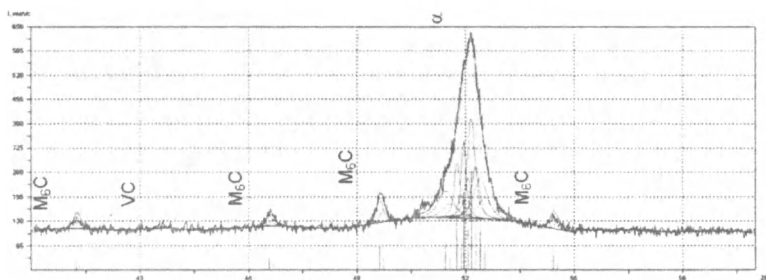


Рис. 4. Фрагмент рентгеновских дифрактограмм (CoK α) от поверхностных слоев стали P6M5, закаленной с температуры 1220 °C

С увеличением температуры закалки уменьшается объем карбидной фазы (рис. 6), что обеспечивает большую степень легирования мартенсита. Закалка науглероженных образцов с температуры свыше 1150 °C не приводит к существенным изменениям в структуре стали P6M5, но вызывает рост остаточных напряжений сжатия, что приводит к самопроизвольному отделению упрочненного слоя. Увеличение количества углерода в поверхностном слое способствует возрастанию объема карбидной фазы за счет дополнительного формирования в нем карбидов типа $M_{23}C_6$. В результате усиливается возможность дисперсионного твердения при отпуске. Твердость поверхности возрастает до 65–66 HRC.

Обсуждение результатов

Для оценки влияния режимов синтеза карбидных слоев на их функциональные характеристики проводили промышленную апробацию результатов исследований на штамповой оснастке (рис. 7).

Численные исследования напряженного состояния обесеченных пуансонов показали, что в процессе их работы на небольшой площади режущих кромок инструмента возникают высокие по величине контактные напряжения (рис. 8).

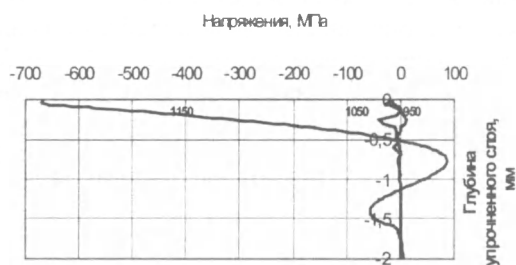


Рис. 5. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое после науглероживания.

Цифрами у кривых обозначена температура нагрева под закалку

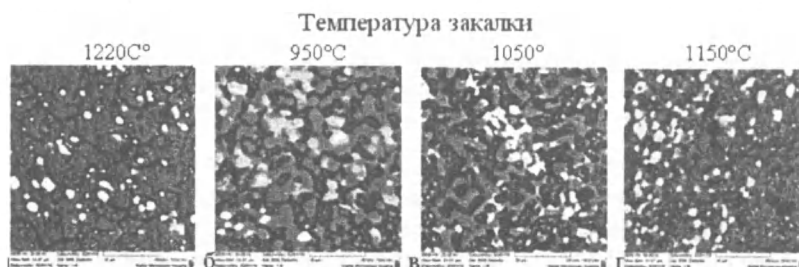


Рис. 6. Структура поверхностного слоя быстрорежущей стали Р6М5 после закалки и трехкратного отпуска (560°C):

а — без науглероживания, *б–г* — с предварительным науглероживанием при температуре 950°C

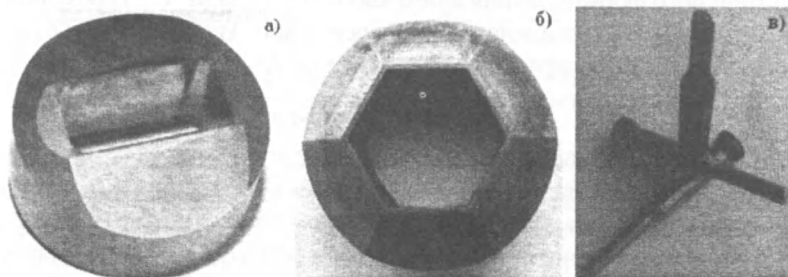


Рис. 7. Холодновысадочная оснастка: обесечные пуансоны (*а, б*) и пуансон обратного выдавливания ниппеля шлангового держателя (*в*)

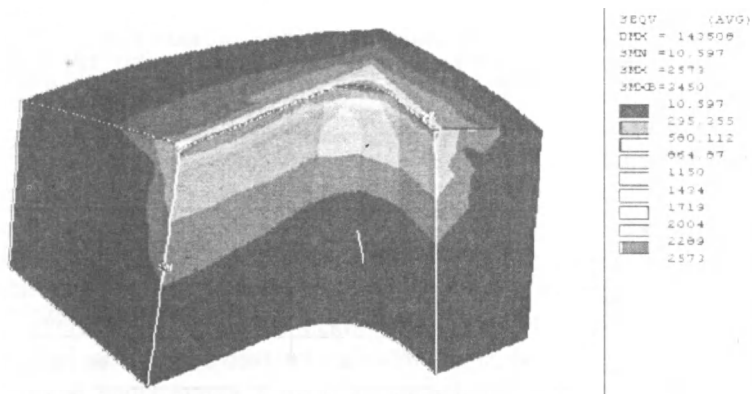


Рис. 8. Распределение эквивалентных напряжений на режущей кромке обесного пуансона

Как видно из рис. 9(1), это приводит к скалыванию фрагментов металла режущей кромки. Проведенные ранее эксперименты по упрочнению рабочих поверхностей пуансонов посредством науглероживания показали, что незначительные изменения в технологическом процессе химико-термической и термической обработок приводят к значительному различию стойкости инструмента [5]. Причиной этого является суммирование рабочих напряжений с остаточными напряжениями сжатия в упрочненном слое. Из рис. 6 видно, что величина результирующих напряжений зависит от режима формирования упрочненного слоя. В случае закалки с температуры 1150 °С величина контактных напряжений максимальна и достигает 3250 МПа. Ударная нагрузка на рабочую поверхность пуансона негативно влияет на работоспособность поверхностного слоя, вызывая его хрупкое разрушение и отслаивание (рис. 9(2)).

Отделение упрочненного слоя отмечено также у пуансонов, нагрев которых под закалку проводили при температуре 950 °С. В этом случае сердцевина металла имеет пониженную твердость HRC 55–57 (табл.). Под действием эксплуатационной нагрузки происходит ее деформация, которая сопровождается растрескиванием поверхностного слоя.

Табл.

Структура и свойства поверхностных слоев стали Р6М5

Способ обработки	Номер партии	Температура закалки, °С	Балл зерна, получаемый окончательным нагревом под закалку	Толщина упрочненного слоя в готовом изделии, мм	Твердость, HRC	
					поверхности	сердцевины
Объемная закалка	1	950	10	–	62–63	62–63
Науглероживание с мартенситным старением	2	1050	10	0,4–0,6	65–66	62–63
	3	1150	11	0,4–0,6	65–66	60–61
	4	950	12	0,4–0,6	65–66	55–57

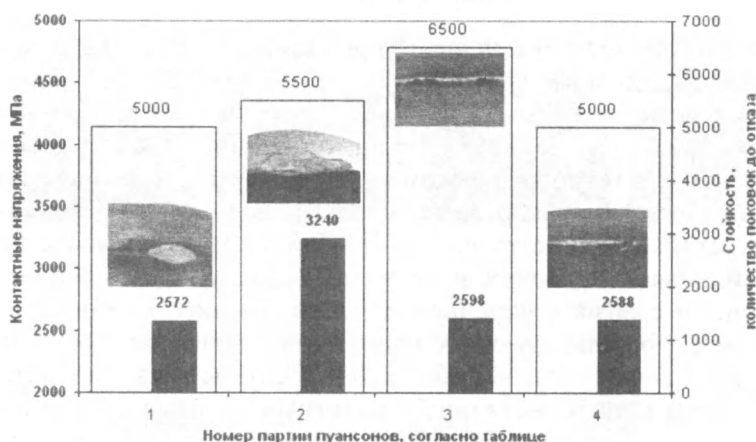


Рис. 9. Влияние технологии термической и химико-термической обработок на напряженное состояние (■), стойкость (□) и характер разрушения режущей кромки обесечных пуансонов

Наибольшую стойкость имеют пуансоны, температура закалки которых составляет 1050 °С. Их наработка на отказ увеличилась на 30 %, по сравнению с остальными партиями. Рабочая поверхность данных пуансонов не имеет ярко выраженных сколов, в процессе работы происходит ее равномерное изнаши-

вание (рис. 9(3)), а достаточно высокая твердость сердцевины 60–61 HRC не приводит к деформации металла под упрочненным слоем, предохраняя его от преждевременного растрескивания.

Исследования напряженного состояния пуансонов обратного выдавливания показали, что их эксплуатационные нагрузки отличаются знакопеременным характером. Так, в фазе внедрения пуансона в тело заготовки максимальные по величине сжимающие напряжения возникают в зоне радиуса закругления рабочего торца пуансона (рис. 10, а) и достигают 1150 МПа. Согласно данным, приведенным в [1], критическим значением сжимающего напряжения является величина порядка 4000–5000 МПа. Следовательно, величина напряжений в фазе выдавливания детали не является экстремальной. В то же время величина напряжений, возникающих в теле пуансона в фазе его извлечения, в момент, когда рабочий поясок калибрует сформированное отверстие, достигает величины 2360 МПа, что практически в 2 раза превышает сжимающие напряжения в фазе выдавливания (рис. 10).

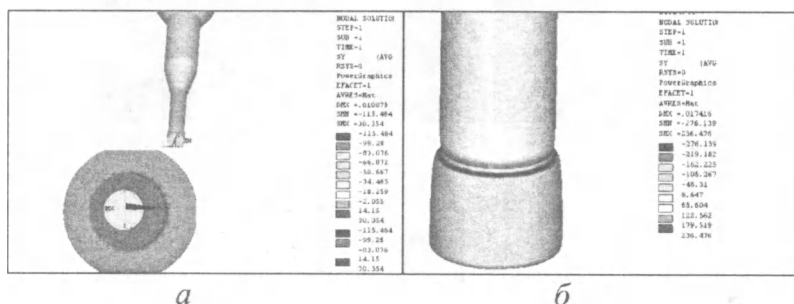


Рис. 10. Распределение эквивалентных напряжений в теле пуансона обратного выдавливания в фазе входа инструмента в заготовку (а) и выхода из нее (б)

Очевидно, что высокая твердость и, как следствие, жесткость металла обеспечат минимальную степень деформации рабочей поверхности пуансона в стадии выдавливания заготовки, что в свою очередь снизит вероятность зарождения начальных трещин, которые наиболее опасны на стадии извлечения инструмента. Именно в этой фазе работы и происходит разрушение пуансонов по причине отрыва рабочей части от державки по галтели (рис. 11). Характер разрушения зависит от сочетания свойств поверхностно-

го слоя и сердцевины. Пуансоны без упрочненного слоя, имеющие твердость 62–63 HRC, разрушаются сколом. Магистральная трещина практически за один цикл извлечения инструмента отделяет рабочую часть пуансона с калибрующим пояском от шейки. На изломе отсутствуют признаки вязкого разрушения. Поверхность разрушения пуансонов с упрочненным слоем имеет отличия, которые во многом обусловлены градиентом свойств по сечению инструмента. При эксплуатации инструмента, сердцевина которого имеет максимальную твердость, а в упрочненном слое создаются наиболее высокие остаточные напряжения сжатия, наблюдается разделение сердцевины и упрочненного слоя по отдельным поверхностям (рис. 11). Первичные трещины малоциклового усталости зарождаются под упрочненной поверхностью и, достигнув критических размеров, выходят на поверхность детали. Этот механизм разрушения характерен для инструмента второй партии (табл.), стойкость которого увеличена на 20 %.

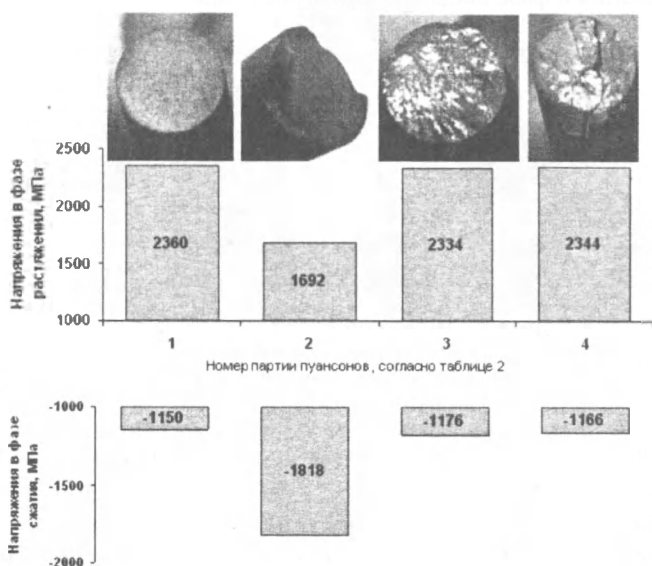


Рис. 11. Напряженное состояние и характер разрушения пуансонов обратного выдавливания в зависимости от технологии их термической и химико-термической обработок

Пуансоны из третьей партии, не испытывающие ярко выраженного градиента остаточных напряжений сжатия по сечению, твердость сердцевинны которых несколько снижена (60–61 HRC), разрушаются вследствие распространения трещин малоцикло-вой усталости. Поверхность разрушения имеет довольно развитый рельеф, свидетельствующий о протекании множественных актов внутрикристаллического скольжения. Стойкость пуансонов третьей партии соответствовала стойкости прототипов.

Испытания пуансонов четвертой партии, сердцевина которых имеет твердость 55–57 HRC, показали, что уже при первых циклах внедрения инструмента в заготовку искажается его форма. Возникают продольные трещины, смещающие отдельные фрагменты металла в осевом направлении (рис. 11). Упрочненный слой ни как не проявляет себя в качестве конструкционного материала. Нарботка на отказ пуансонов четвертой партии оказалась ниже стойкости пуансонов прототипов.

Заключение

Диффузионное насыщение углеродом быстрорежущей стали Р6М5 позволяет получить на рабочих поверхностях инструмента высокоуглеродистый мартенсит при закалке с более низких температур, чем рекомендуемые 1220 °С. Дисперсионное твердение в процессе отпуска при 560 °С обеспечивает твердость поверхностного слоя 65–66 HRC независимо от температуры, с которой производится закалка в диапазоне 950–1150 °С. Балл зерна, карбидный состав, твердость и предел выносливости глубинных слоев металла зависят от температуры закалики, т.к. с увеличением температуры повышается растворимость карбидов легирующих элементов, степень легирования и насыщенность углеродом аустенита, а соответственно и мартенсита. Изменяя температуру закалики с 1150 до 950 °С можно регулировать размер зерна от 9 до 12 балла, твердость от 62–63 HRC до 55–57 HRC в подповерхностном слое, вследствие изменения его карбидного состава. Одновременно с изменением морфологии науглероженного слоя изменяются механические свойства материала — твердость и величина остаточных напряжений сжатия. Управление этими характеристиками позволяет создать карбидный слой, свойства которого адаптированы к условиям работы тяжелонагруженной холодновысадочной оснастки.

Список использованных источников

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали, Справочник — М.: Металлургия, 1975. — 584 с.
2. И. Артингер. Инструментальные стали и их термическая обработка. Пер. с венгерского. Справочник. М. Металлургия. 1982, 312 с.
3. Ю.М. Лахтин, Я.Д. Казан. Азотированные стали. М. «Машиностроение», 1976, 256с.
4. Белый, А.В. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота / А.В. Белый, В.А. Кукареко, А. Патеюк — Минск: Белорус. Наука, 2007. — 244 с.
4. К вопросу учета технологии изготовления при проектировании об-сечных пуансонов. В.М. Кенько, В.А. Пигенко, И.Н. Степанкин // Кузнечно-штамповочное производство. — 2001. — № 10. — С. 26–30.
5. Бельский Е.И. Химико-термическая обработка инструментальных сталей / Е.И. Бельский, М.В. Ситкевич, Е.И. Понкратин, В.А. Стефанович. Мн.: Наука и техника, 1986. 248 с.

Статья поступила в редакцию 15.04.2013 г.