

При скорости движения от 55 км/ч до 80 км/ч автомобиль выполнит уже три ездки, расход топлива составит от 38,5 до 69,75 л на 100 км, прямые энергозатраты – соответственно, от 14,5  $\frac{\text{МДж}}{\text{т}}$  до 28,5  $\frac{\text{МДж}}{\text{т}}$ .

На данном интервале скоростей оптимальной среднетехническая скорость движения будет являться скоростью 60 км/ч.

При увеличении скорости движения от 80 км/ч и выше автомобиль совершает 4 ездки. Расход топлива и прямые энергозатраты на выбранном интервале скоростей возрастают. Так, при скорости движения 90 км/ч расход топлива возрастает на 107%, прямые энергозатраты – на 68% по сравнению со скоростью движения 60 км/ч.

#### Результаты и их обсуждение

Таким образом, расчеты показали, что на выбранном маршруте оптимальной скоростью движения с наименьшими энергозатратами является среднетехническая скорость 60 км/ч.

Выявленные закономерности соответствуют реальным транспортным процессам. Использование их при планировании дает возможность получить строго обоснованный план работы транспортных средств, что по-

зволит наиболее точно определить пути снижения энергетических затраты.

#### Библиографический список

1. Никифоров А.Н., Токарев В.А., Борзенков В.А. и др. Методика энергетического анализа технологических процессов в сельскохозяйственном производстве / под ред. А.Н. Никифорова. – М.: ВИМ, 1995. – 96 с.
2. Николин В.И. Автотранспортный процесс и оптимизация его элементов. – М.: Транспорт, 1990. – 192 с.
3. Николин, В.И., Шевченко В.Н. Обоснование маршрутного расхода топлива // Опыт экономического расходования топливно-энергетических ресурсов и рационального использования подвижного состава на автомобильном транспорте республики: тез. докл. респ. семинара-совещ. – Ташкент, 1983. – 108 с.
4. Гришкевич А.И. Автомобили: теория. – Минск: Высшая школа, 1986. – 208 с.
5. Николин В.И. Исследование расхода топлива на международных перевозках / СИБАДИ. Омск, 1985. 9 с. Деп. В ЦБНТИ Минавтотранса РСФСР 12.04.85. № 319ат-Д85.



УДК 621.81; 631.3; 623.438.3

**Д.А. Цуркан,  
А.Н. Леонтьев,  
А.В. Ишков**

## ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ГУСЕНИЧНОГО ДВИЖИТЕЛЯ СЕЛЬХОЗТЕХНИКИ И СПЕЦИАЛЬНЫХ МАШИН

**Ключевые слова:** долговечность, надежность, легирование, гусеничный движитель, гусеничные траки, сельхозмашины, специальная (военная) техника.

#### Введение

Гусеничные движители (ГД) традиционно находят широкое применение в конструкции ходовой части сельскохозяйственной техники

и специальных машин (вездеходы, тракторы, танки, бронетранспортеры и пр.) [1, 2]. Главным достоинством этого типа движителя, несмотря на его высокую металлоемкость, является чрезвычайно низкое давление, оказываемое оснащенной им машиной на грунт ( $0,03-0,07 \text{ Мн/м}^2$ ), а также высокая проходимость и сцепляемость, позволяющие, например, гусеничным тракторам эффективно распределять нагрузку и полезную мощность между опорными точками машины и сцепным устройством, а специальными машинами – обеспечивать их устойчивость при стрельбе, высокую маневренность и возможность движения по пересеченной местности. В последнем случае немаловажным является и обстоятельство низкой чувствительности этого типа движителя, и его элементов к поражению стрелковым оружием [3].

Проведенные более чем за 80 лет усовершенствования конструкции ГД, блокировка катков, использование независимой подвески и новых типов амортизирующих элементов, применение закрытых и резинометаллических сочленений позволили повысить ресурс этого узла машины с 1,5-2,0 до 6,0-8,0 тыс. ч, увеличили максимальную скорость движения с 6-8 до 50-70 км/ч, а также улучшили его ремонтпригодность. Однако эффективность эксплуатации этого типа движителя на гражданских и военных машинах по-прежнему зависит от долговечности и эксплуатационной надежности основных деталей гусеничного движителя (ДГД): гусеничных траков, опорных катков и ведущих колес, пальцев сочленения и др. [4, 5].

Так, наибольшее количество отказов ГД и выхода его из строя у гусеничных тракторов вызваны износом проушины и пальца трака с последующим обрывом гусеницы, в то время как у специальных машин главными причинами отказов ГД является излом траков вследствие усталостного разрушения, образования трещин и коррозии, а также экстремальные ударные нагрузки и поражающие элементы при эксплуатации машины в боевых условиях [3]. В обоих случаях долговечность и надежность ДГД могут быть значительно улучшены путем целенаправленного изменения физико-механических свойств и структуры его материала.

Целью настоящей работы являлось повышение долговечности и эксплуатационной надежности основных деталей гусеничного движителя (траков, опорных катков, ведущих колес) сельхозтехники и специальных машин путем улучшения физико-механических свойств материала при легировании и управлении его структурой при высокоэнергетическом поверхностном воздействии.

### Экспериментальная часть

Объектами исследования выступили стали, наиболее часто используемые в отечественной сельхозтехнике и спецмашинах при изготовлении ДГД, 110Г13Л (ГОСТ 977-88), 38ХС, 45ХН (ГОСТ 4543-71).

Легирование стали 110Г13Л, применяемой при изготовлении литых траков ГД, осуществляли никелем и молибденом, вводя их в шихту в виде ферросплавов (ФМо60 по ГОСТ 4759-91, ФН-12Х по ТУ 48-3500-9-94). Опытные плавки осуществляли в индукционной печи ИСТ-0,25/0,32И1 емкостью 200 кг с хромомagneзитовой (основной) футеровкой под флюсом состава, мас. %: известь негашеная – 80, магнезит металлургический – 15, плавиковый шпат – 5 (оборудование ОАО «Конструкторское бюро транспортного машиностроения», г. Омск).

Для дополнительного улучшения структуры и свойств стали 110Г13Л и сталей 38ХС и 45ХН, применяемых для изготовления штампованных траков, катков и колес ГД, использовали высокоэнергетическую поверхностную обработку. Плазменную термическую обработку осуществляли на установке ОКС-11192 с параметрами: 2000-500 имп/с, ток импульса 10-300 А, напряжение импульса 0,5-50 В, расход газа (Ar-техн.) 1-5 л/мин. Лазерную термическую обработку осуществляли на установке Квант-16 с параметрами: мощность излучения – 40-250 МВт/м<sup>2</sup>, дефокусировка луча – 2-10 мм, длительность импульса – 1-10 мс.

Химический состав опытных плавок легированной стали 110Г13Л определяли эмиссионным спектральным анализом на приборе FOUNDRY MASTER UV (оборудование ОАО «Алтайвагон», г. Новоалтайск). Исследование структуры материала проводили на микрошлифах по известным методикам [6], наличие отдельных фаз устанавливали рентгенофазовым анализом (ДРОН-6, излучение Fe, Co-K $\alpha$ ), размер и характеристики зерна аустенита определяли по фотографиям микрошлифов по ГОСТ 5639-82.

Физико-механические свойства материалов определяли по ГОСТ 1497-84, 9454-78, 2860-65 на испытательной машине INSTRON 33600 и маятниковом копре JB-300 (оборудование АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул). Параметры долговечности и надежности готовых деталей определяли с применением специальной оснастки, установленной на испытательной машине МУИ-6000 по оригинальной методике [7].

### Результаты и их обсуждение

Управление характеристиками высокоуглеродистой стали 110Г13Л, влияющими на долговечность и надежность ДГД изго-

тавливаемых из нее литьем, оправдано экономически и наиболее легко реализуется технически при легировании этого материала различными элементами. Выбор нами в качестве легирующих элементов Mo и Ni обусловлен различными механизмами их влияния на структуру аустенитной стали [8].

Так, легирование карбидообразующим молибденом большинства аустенитных и ферритных сталей повышает температуру рекристаллизации  $\gamma$ -твердых растворов, тормозит их разупрочнение, суживает границы существования аустенита. У многих сплавов легирование Mo, подобно действию более дорогого W, но наряду с повышением жаропрочности, дает также увеличение пластичности при кратковременных и длительных испытаниях, повышает устойчивость стали к образованию закалочных трещин и образованию карбидной сетки, прокаливается и вязкость уже закаленной стали, а также является менее дорогим компонентом. Максимальное влияние Mo оказывает на дисперсно-твердеющие сплавы с эффектом карбидного и интерметаллидного упрочнения. Описанные эффекты от легирования аустенитных сталей до 0,5% Mo связывают с влиянием его на распад/рост аустенита и получением бейнитной структуры уже при охлаждении стали на воздухе [9].

Никель не является карбидообразующим элементом и при легировании до 5-10% мало влияет на жаропрочность и разупрочнение аустенитных сталей. Известно, что введение до 1-3% Ni в аустенитные стали позволяет улучшать физико-механические свойства материала за счет расширения температурных границ существования и стабилизации аустенитной фазы, поэтому легирование никелем повышает прочность, твердость, вязкость при низких температурах, прокаливается и коррозионную стойкость стали, однако при этом незначительно снижается пластичность материала [10].

Ni и Mo в печной ванне практически не окисляются, поэтому основную часть этих легирующих элементов определяли из расчета получения их содержания в стали на нижнем уровне и давали в завалку, а корректировку содержания проводили в окислительный период плавки. Составы образ-

цов стали 110Г13Л, совместно легированных Ni и Mo, полученные в опытных плавках, приведены в таблице 1.

Влияющая на долговечность и надежность ДГД конструкционная прочность стали 110Г13Л также возрастет с увеличением количества элементов, стабилизирующих мартенситную структуру, которая образуется в поверхностном слое материала в период эксплуатации. Увеличение твердости стали 110Г13Л в 2-2,5 раз происходит при деформации детали на 50-60%, что объясняется большими искажениями кристаллической решетки первичного аустенита, дроблением блоков мозаики, наклепом, а также суммарным количеством растворенных атомов в элементарной ячейке  $\gamma$ -Fe при комплексном легировании [11].

Ранее для исследования свойств сложнолегированного марганцовистого аустенита был предложен оригинальный метод оценки эффективности влияния отдельных элементов по их концентрациям, эквивалентным определенному количеству Mo [12]. Так, 1% Mo в стали 110Г13Л эквивалентен: 2,8% Ni, 1,5% V, 0,6% Cr или 0,55% Mn. Поэтому в 4-опытных плавках нами были получены образцы стали 110Г13Л (В-Е) с близким фазовым составом, содержащие различные количества выбранных легирующих элементов, эквивалентные 1% Mo (табл. 1).

В качестве критериев для оценки эффективности легирования стали 110Г13Л нами были приняты эффективный коэффициент концентрации напряжений  $K_\sigma$  и показатель чувствительности материала к надрезам  $q$  (табл. 2), рассчитываемые по формулам (1-2):

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1k}}, \quad (1)$$

$$q = \frac{(K_\sigma - 1)}{(\alpha_\sigma - 1)}, \quad (2)$$

где  $\sigma_{-1}$  – предел выносливости гладкого образца;

$\sigma_{-1k}$  – предел выносливости напряженно-го образца;

$\alpha_\sigma$  – теоретический коэффициент концентрации напряжений.

Таблица 1

Состав образцов опытных плавки стали 110Г13Л

Образец	Содержание элемента, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
A	0,65	13,3	0,32	-	-	-	0,01	0,02
B	1,15	13,4	0,54	0,57	3,40-3,45	0,60-0,65	0,02	0,02
C	1,15	13,3	0,55	0,57	3,64-3,72	1,35-1,40	0,01	0,02
D	0,74	13,2	0,38	0,63	1,39-1,42	0,38-0,42	0,01	0,02
E	0,95	13,3	0,42	0,60	0,93-0,99	0,48-0,53	0,01	0,01

Прочностные характеристики образцов, полученных из опытных плавок стали 110Г13Л ( $n=5$ ;  $P=0,95$ )

Образец	Параметр							
	$\sigma_B$	$\sigma_\sigma$	$\delta$	$\psi$	KCU	$\sigma$	$K_\sigma$	$q$
A	623	386	17,2	38,4	510	263	0,74	2,3
B	851	684	17,5	38,7	840	350	0,69	1,0
C	847	680	18,4	40,6	1070	345	0,75	1,1
D	792	639	17,6	39,2	792	322	0,72	1,2
E	685	645	17,2	38,5	775	335	0,75	1,3

Примечание.  $\sigma_B$  – временное сопротивление разрыву, МПа;  $\sigma_\sigma$  – предел текучести, МПа;  $\delta$  – относительное сужение, %;  $\psi$  – относительное удлинение после разрыва, %; KCU – ударная вязкость, кДж/м<sup>2</sup> (измерена при 20°C);  $\sigma$  – модуль упругости (условный), МПа.

Данные, приведенные в таблице 2, свидетельствуют о более высоком уровне конструкционной прочности и выносливости комплекснолегированной Ni и Mo стали 110Г13Л по сравнению с серийными образцами. Из данных таблицы 2 также следует, что легирование высокомарганцовистого аустенита стали 110Г13Л Mo и Ni снижает ее чувствительность к концентраторам напряжений. Напротив, при испытании гладких образцов усталостная прочность обычной и модифицированной сталей практически одинакова.

Полученные результаты могут быть обусловлены характером формирующихся при литье ДГД неметаллических включений, их формой и расположением в материале (рис. 1).



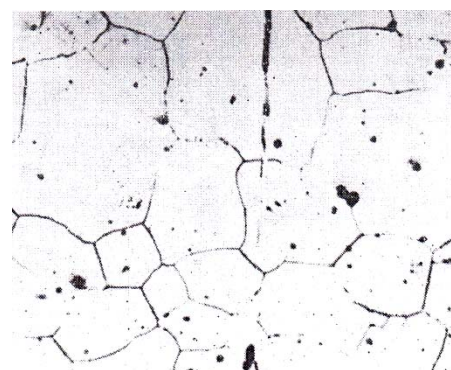
Рис. 1. Микроструктура образца А из стали 110Г13Л (100<sup>x</sup>)

Структура большинства остальных образцов комплекснолегированной Ni и Mo литой стали 110Г13Л после улучшения (закалка 860-880°C, отпуск 590-610°C) для всех вариантов плавок оказалась идентичной и была представлена структурой первичного и вторичного аустенита.

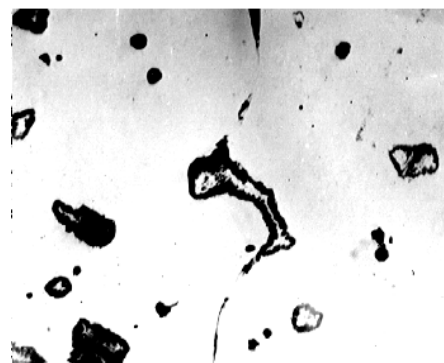
Дополнительное улучшение физико-механических свойств комплекснолегированной стали 110Г13Л, влияющих на долговечность и надежность ДГД, а также управление структурой и свойствам сталей 38ХС, 45ХН, из которых изготавливаются катки,

ведущие колеса и траки ГД спецмашин, эксплуатирующихся в тяжелых условиях и на повышенных скоростях, может быть осуществлено при высокоэнергетическом поверхностном воздействии методами плазменной закалки (ПЗ) и лазерной закалки (ЛЗ).

На рисунке 2а приведена микроструктура поверхности образца В из стали 110Г13Л, подвергнутого ПЗ на технологической установке ОКС-11192 при 350-450 импульсах в секунду тока импульса до 300А, напряжении 40-50 В и расходе газа 5 л/мин.



а



б

Рис. 2. Микроструктура образца В из стали 110Г13Л: а – увеличение 100<sup>x</sup>; б – увеличение 750<sup>x</sup>



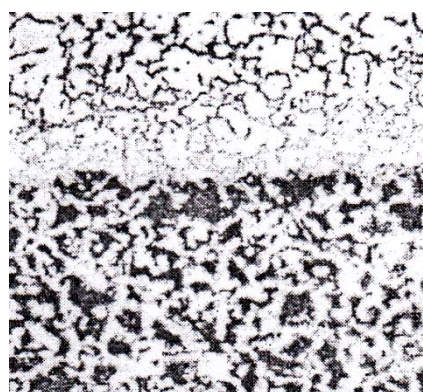
Как видно из рисунка 2, в результате высокоэнергетического воздействия на поверхности образца образуется закаленная структура, содержащая вторичный аустенит с включениями карбидов, причем последние подвергаются значительному оплавлению (рис. 2б).

При ПЗ стали 110Г13Л происходит оплавление ее поверхности, сопровождаемое перекристаллизацией, формированием средних зерен, практически не содержащих в своем объеме неметаллических включений с оптимальным сочетанием насыщенности твердого  $\gamma$ -раствора углеродом и легирующими элементами при частичном растворении исходных карбидов.

На рисунке 3 приведена микроструктура поверхности образцов сталей 38ХС и 45ХН, подвергнутых ЛЗ на технологической установке Квант-16 при мощности излучения 80-100 МВт/м<sup>2</sup>, дефокусировке луча 3-6 мм и длительности импульса 3-6 мс.



а



б

Рис. 3. Микроструктура образцов из стали 38ХС (а) и 45ХН (б), увеличение 300<sup>x</sup>

Как видно из рисунка 3, упрочнение этих сталей вызвано формированием в их поверхностном слое (200-300 мкм) структуры закаленного зернистого мартенсита с располагающимися под ней зонами неполной закалки и зоны основного металла, структура которой характерна сорбиту отпуска.

Причем протяженность закаленной зоны в случае стали 38ХС (рис. 3а) почти в три раза выше, чем у стали 45ХН (рис. 3б), однако микротвердость поверхностного слоя в первом случае составляет величину 6050-6200 МПа, а во втором – 9000-9100 МПа, в то время как твердость сердцевины обеих сталей составила величину 2500-3000 МПа.

В качестве параметров, непосредственно связанных с эксплуатационной надежностью и долговечностью ДГД, нами были исследованы величина разрушающей нагрузки ( $P$ , т) и количество циклов ( $N$ , тыс. шт.) до разрушения звена гусеницы трактора ДТ-75 (деталь 7434501) при его испытании нагрузкой, равной 0,3 от разрушающей [13]. Результаты стендовых испытаний литых траков ГД, выполненных из материала опытных плавок стали 110Г13Л, приведены на рисунке 4.

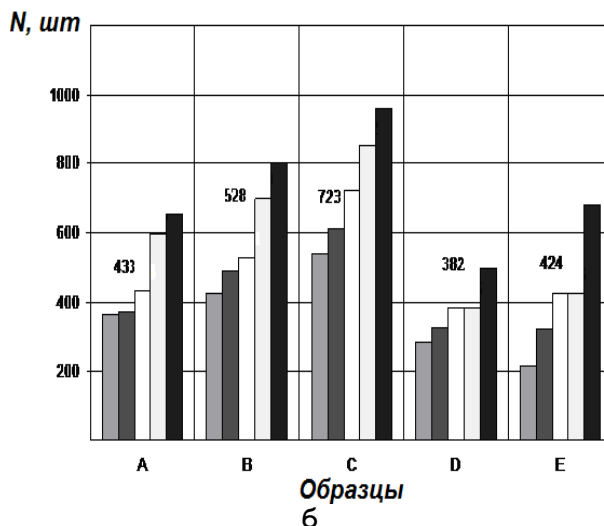
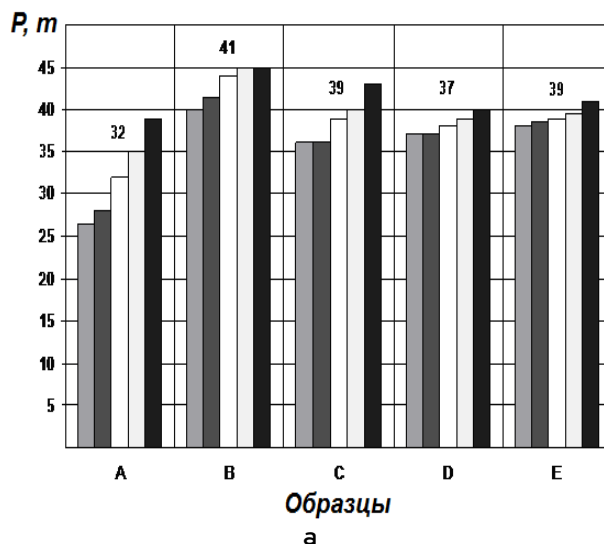


Рис. 4. Испытания литой детали 7434501 трактора ДТ-75, выполненной из опытных образцов стали 110Г13Л на: а – эксплуатационную надежность (по величине разрушающей нагрузки); б – долговечность (по количеству циклов до разрушения)

Как следует из рисунка 4 и данных таблиц 1, 2, наилучшими показателями, обеспечивающими увеличение долговечности ДГД типа литых траков в 1,2-1,7 раза и эксплуатационной надежности в 1,2-1,3 раза по сравнению с серийным материалом, обеспечивает легирование стали 110Г13Л 3,40-3,72% Ni и 0,60-1,40% Mo.

Таким образом, долговечность и эксплуатационная надежность основных деталей гусеничного движителя сельхозтехники и специальных машин могут быть увеличены: для литых деталей из стали 110Г13Л типа траков и грунтозацепов – путем комплексного легирования материала Ni и Mo, а для штампованных и сварных деталей из сталей 38ХС, 45ХН типа катков, колес, пальцев – путем высокоэнергетического поверхностного плазменного и лазерного воздействия.

#### Выводы

1. Показано, что повышение долговечности и эксплуатационной надежности деталей гусеничного движителя может быть осуществлено путем управления составом и свойствами широко используемых для их изготовления сталей 110Г13Л, 38ХС, 45ХН.

2. Получены опытные образцы стали 110Г13Л легированной Mo, Ni и установлено, что введение в состав высокомарганцовистого аустенита до 3,72% Ni и до 1,40% Mo повышает прочностные характеристики материала от 1,22 до 1,32 раза, а его ударную вязкость – от 1,55 до 2,09 раз.

3. Установлено, что высокоэнергетическое плазменное и лазерное воздействие позволяет изменять поверхностную структуру сталей 110Г13Л, 38ХС, 45ХН и увеличивать микротвердость стали 38ХС в 2,4, а 45ХН – в 3 раза.

4. Легирование Ni и Mo стали 110Г13Л в оптимальных пределах позволяет повышать долговечность литых гусеничных траков в 1,2-1,7 раза, а их эксплуатационную надежность – в 1,2-1,3 раза.

#### Библиографический список

1. Бердов Е.И. Гусеничные движители сельскохозяйственных тракторов. – Челябинск: РИО ЧГАУ, 2007.

2. Чобиток В.А. Основы теории и история развития компоновки танка // Техника и вооружение: вчера, сегодня, завтра. – 2004. – № 4. – С. 37-40.

3. Растопшин М.М. Пути повышения параметров защиты танков и эффективности противотанковых средств // Техника и вооружение: вчера, сегодня, завтра. – 2002. – № 9. – С. 18-21.

4. Гуськов В.В., Велев Н.Н., Атаманов Ю.Е. и др. Тракторы. Теория / под общ. ред. В.В. Гуськова. – М.: Машиностроение, 1988.

5. Васильев В.А. Колеса и гусеницы российской армии // Автомобильный транспорт. – 2003. – № 1. – С. 50-54.

6. Богомолова Н.А. Практическая металлография. – М.: Высшая школа, 1982.

7. Цуркан Д.А., Корзунин Ю.К., Расщупкин В.И. Повышение эксплуатационной надежности машин // Омский научный вестник. – 2010. – № 2. – С. 113-115.

8. Меськин В.С. Основы легирования стали. – СПб.: Изд-во СПб ГИТМО, 2002.

9. Качанов Н.Н. Прокаливаемость стали. – М.: Металлургия, 1978.

10. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. Материаловедение / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 2002.

11. Мулявко Н.М. Анализ эксплуатационной стойкости отливок из стали 110Г13Л. // Известия Челябинского научного центра. – 2001. – Вып. 4(13). – С. 28-30.

12. Филиппов М.А. Разработка новых и немагнитных сталей на основе исследования фазовых превращений в марганцовистом аустените: дис. ... докт. техн. наук. – Екатеринбург: УПИ, 1993.

13. Рябинин И.А. Надежность и безопасность структурно-сложных систем. – СПб.: Изд-во СПбГУ, 2007.

