

УДК 621.791.05:620.179

А.Н. Смирнов, А.А. Кречетов, А.С. Глинка

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ 35ХГС ПОСЛЕ МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Контроль и управление качеством изделий машиностроения является актуальной проблемой. Повышение качества выпускаемой продукции, ее надежности и долговечности является основой современного машиностроения. Решение этой проблемы обеспечивается управлением технологическими процессами изготовления деталей машин, начиная со стадии заготовительного производства. Известно, что эксплуатационные свойства деталей зависят не только от физико-механических характеристик материала, из которого они изготовлены, но и от состояния поверхностного слоя. При этом установлено, что изготовление деталей из одного и того же материала, но по различной технологии и с разными режимами обработки приводит к резкому изменению свойств поверхностного слоя, при этом долговечность таких деталей различна. В настоящее время преобладающая роль поверхностного слоя в обеспечении эксплуатационных свойств деталей машин является общепризнанной [1–3].

Для создания поверхностного слоя в деталях машин с высокими эксплуатационными характеристиками необходимо создание дисперсных структур вплоть до наноуровня (nanoструктур), которые придают изделиям заданные свойства. Для разработки технологии nanoструктурирования необходимо знать структурно-фазовое состояние металла в исходном состоянии (на стадии заготовительного производства). В настоящей работе проведено исследование исходного состояния одной из широко применяемых в машиностроении сталей – стали 35ХГС.

Основная задача исследования заключалась в определении параметров градиентной структуры в поверхностном и приповерхностных слоях изделия из стали 35ХГС. Исследовались структурные состояния на расстояниях: 1,5 мм от поверхности, 1,0 мм от поверхности и строго на самой поверхности.

Были изучены: зеренная структура, внутризеренные дефекты, состояние карбидной фазы, внутренние напряжения и состояние твердого раствора α -фазы. Структурные исследования проводились тремя основными методами: растровой электронной микроскопией (РЭМ); просвечивающей дифракционной электронной микроскопией на тонких фольгах (ПЭМ) и рентгеноструктурным анализом (РСА).

Исследования методом РЭМ выполняли на сканирующем электронном микроскопе Tesla BS-301 при ускоряющем напряжении 70 кВ и рабочих увеличениях 50 – 2 000 крат. Электронно-микроскопические исследования проведены на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряю-

щем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 10000–25000 крат. Рентгеноструктурный анализ выполнялся с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 с автоматическим сканированием рентгеновского пучка в интервале углов $\sim 19 - 150^\circ$ в фильтрованном монохроматизированном Со - Каизлучении при напряжении 30 кВ. Полученные данные автоматически обрабатывались с помощью лицензионных компьютерных программ.

Исследования, проведенные методом ПЭМ, показали, что структура исследуемой стали 35ХГС на поверхности изделия является полностью фрагментированной (рис. 1). Средний размер фрагментов составляет величину $\sim 0,4$ мкм. Все микродифракционные картины, полученные с фрагментированной α -фазы, – кольцевые. Таким образом, можно утверждать, что на поверхности изделия имеет место микрозеренная феррито-перлитная смесь. На глубине 1,5 мм от поверхности структура состоит из 20 % феррита и 80 % несовершенного перлита (40 % пластинчатый, 20 % глобулярный и 20 % смешанный). А на глубине 1,0 мм структура состоит из 30 % феррита и 70 % перлита, перлит становится несовершенным.

В отдельных местах на поверхности встречаются участки, которые можно идентифицировать как пластинчатый не разрушенный перлит. Такой пример приведен на рис. 1, а и отмечен окружностью. Микродифракционная картина, полученная с такого участка, приведена на рис. 1, б. Видно, что на микродифракционной картине присутствуют рефлексы цементита (на рис. 1, б они отмечены стрелками), рефлексы слабые и не образуют ни одной конкретной плоскости прямой решетки. Здесь протекают два процесса: 1) фрагментация цементита, при которой интенсивность его рефлексов низкая [4,5,10,11]; 2) растворение частиц цементита [4], где атомы углерода из частиц цементита либо диффундируют в α -твердый раствор, и тогда параметр кристаллической решетки α -фазы повышается [8, 9], либо на субграницы в ядра дислокаций, что приводит к образованию атмосфер вокруг дислокаций [6]. При этом феррит, возникший на месте растворившихся пластин цементита, оказывается окаймленным дислокационными границами и находится в напряженном состоянии [6,7]. По-видимому, это и наблюдается в исследуемой стали. О том, что углерод при растворении цементита не весь уходит в кристаллическую решетку α -фазы, свидетельствует тот факт, что параметр кристаллической решетки α -фазы, измеренный на поверхности изделия, ко-

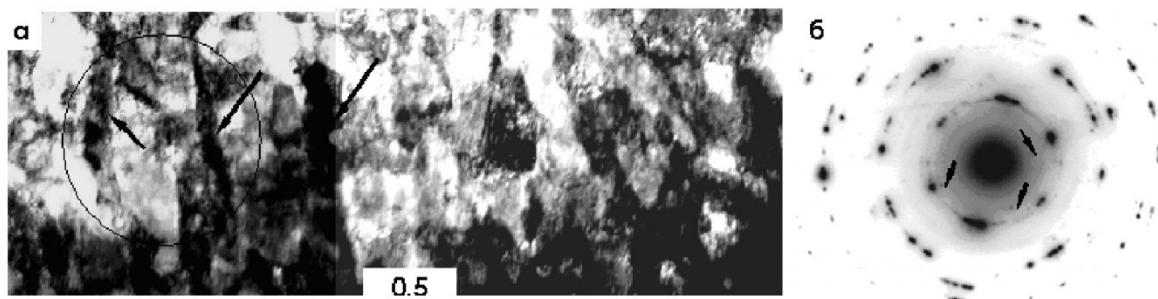


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 35ХГС на поверхности изделия. Фрагментированная структура: а – светлопольное изображение, б – микродифракционная картина, полученная с участка на (а) и отмеченного на (а) окружностью, – кольцевая, внутри первого кольца присутствуют рефлексы цементита, не образующие конкретные плоскости прямой решетки (отмечены стрелками). На (а) черными стрелками обозначены бывшие пластины цементита, в которых еще сохранились мелкие частицы цементита

леблется между величинами: $a_a = 0,28640$ нм, что более вероятно, и $a_a = 0,28657$ нм, что менее вероятно. Отсюда можно утверждать, что $a_a = 0,28650$ нм. Это означает, что из разрушенных частиц цементита в α -твердый раствор перешло 0,026 вес.% С. Помимо этого, часть углерода находится в наночастицах цементита (их размер по данным ПЭМ составляет ~ 10 нм). Поэтому ввиду их малого размера и расположения в плотных участках дислокационной структуры точную концентрацию их трудно оценить.

В основной части материала присутствует дислокационная фрагментированная изотропная субструктура. Применение темнопольной методики показало, что на границах фрагментов присутствуют мелкие (~ 10 нм) частицы карбидной фазы – цементита. Это означает, что границы фрагментов декорируют места, где раньше были межфазные границы феррит-цементит, что ранее отмечали как на перлитных, так и на феррито-перлитных сталях. Наряду с мелкими карбидными частицами встречаются и частицы, размер которых на порядок ($\sim 0,1$ мкм) выше.

Таким образом, по выполненным оценкам методом ПЭМ можно утверждать, что на поверхности изделия содержится небольшое количество цементита, а именно: объемная доля частиц цементита, расположенных на границах фрагментов и размер которых составляет ~ 10 нм, равна 0,6 %, а объемная доля частиц цементита, расположенных в объеме материала случайнным образом, размер которых на порядок выше ($\sim 0,1$ мкм), – 0,2 %.

Дефектная структура внутри фрагментов представлена сетчатой дислокационной структурой. Средняя скалярная плотность дислокаций внутри фрагментов достаточно высока и составляет $5,3 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$. Величина средней избыточной плотности дислокаций составляет величину $\rho_{\pm} = 7,9 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$, т.е. существенно больше, чем ρ . Это означает, что в материале присутствуют источники полей напряжений помимо дислокаций и кривизны-кручения кристаллической решетки. Ско-

рее всего, это участки, где были растворены карбидные частицы. Чаще всего эти места примыкают к границам фрагментов.

Внутренние поля напряжений на поверхности изделия в исследуемой стали также присутствуют двух типов: дальнодействующие и локальные. На рис. 2 (кр. 1–3) приведены данные о полях напряжений, измеренные различными методами во всех участках материала. Интервал изменения напряжений до 500 МПа. При этом большой интервал изменений имеют локальные напряжения, в то время как напряжения растяжения-сжатия (дальнодействующие напряжения) и напряжения, формируемые дислокациями «леса», лежат в пределах 30 – 350 МПа. Можно констатировать, что во всех изученных образцах имеет место релаксированная структура материала, усредненная по объему, в то время как в локальных участках существует большая неоднородность. По локальным участкам наиболее релаксированным является слой, расположенный на расстоянии 1,5 мм от поверхности. Лишь только на поверхности изделия локальные напряжения сравниваются с дальнодействующими.

Анализ результатов исследования показывает, что дальнодействующие поля управляются скалярной плотностью дислокаций, в то время как локальные – избыточной плотностью, или геометрически необходимыми дислокациями.

Полученные напряжения изменяются в пределах 450–500 МПа. Сравнение данных по напряжениям во всех образцах показывает, что внутренние напряжения снижаются от поверхности вглубь изделия (1,5 мм от поверхности). Это хорошо видно на рис. 2. Возникает градиентная структура. Одновременно к поверхности возрастает избыточная плотность дислокаций ρ_{\pm} , в то время как скалярная плотность дислокаций ρ почти постоянная. Все дело в расположении дислокаций в структуре материала. Оно может быть: 1) хаотическим, тогда σ имеют максимальное значение; 2) компенсированным (когда дислокации в диполях

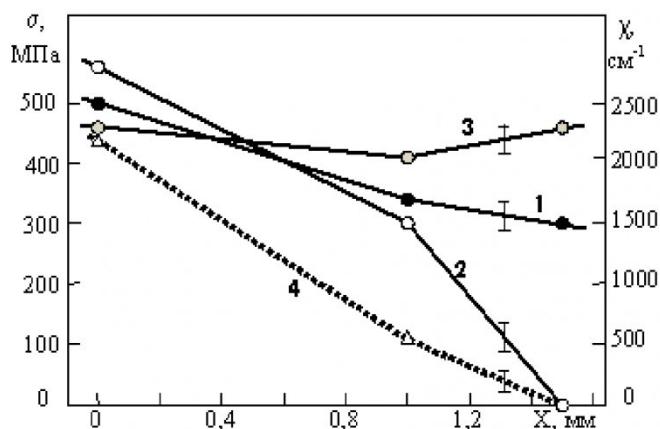


Рис. 2. Изменение амплитуды внутренних напряжений σ (1-3), измеренных различными методами, и кривизны-кручения кристаллической решетки χ (4) при удалении от поверхности изделия X в стали 35ХГС: 1 – напряжение растяжения-сжатия (метод РСА); 2 – локальные напряжения (метод ПЭМ); 3 – напряжения за счет дислокаций «леса» (метод ПЭМ) – $\sigma_{\text{дл}}$ – из величины скалярной плотности дислокаций, $\sigma_{\text{лок}}$ – по величине кривизны-кручения кристаллической решетки.

и мультиполях), тогда σ минимальны и 3) в субструктуре, тогда σ – промежуточные. Кривизна-кручение кристаллической решетки, как правило, коррелирует с внутренними напряжениями.

Переход от внутренней части изделия к внешней влечет за собой изменение типа дислокационной структуры. Если внутри изделия дислокационная структура – хаотическая и ячеисто-сетчатая, то на поверхности – фрагментированная, т. е. существуют разориентировки истыки фрагментов. При этом величина средней скалярной плотности дислокаций внутри фрагментов равна $5,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, она практически не отличается от плотности на расстоянии 1,5 мм от поверхности изделия ($\rho = 5,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

В то же время для образования фрагментированной структуры необходима значительная скалярная плотность дислокаций (ρ). Эти дислокации сосредоточены в границах и стыках фрагментов. Иными словами, построение фрагментированной структуры практически не должно привести к росту внутренних напряжений. В нашем случае напряжения возросли почти в 1,5 раза. Значительное увеличение ρ и построение субструктуры приводит лишь к небольшому росту внутренних напряжений, т.е. исследованный процесс является, в определенной степени, релаксационным процессом. В данном случае возникновение градиентной структуры и значительный рост ρ_{\pm} не привели к значительному росту внутренних напряжений и предохранили материал от растрескивания.

Скалярная плотность дислокаций (ρ) мало изменяется при переходе от одного исследуемого слоя (образца) к другому, в то время плотность геометрически необходимых дислокаций (избыточная плотность дислокаций) ρ_G и плотность статистически запасенных дислокаций ρ_S ведут себя противоположным образом. Статистически запасенные дислокации отсутствуют на поверхности изделия ($\rho_S = 0$) и накапливаются в глубину изделия (1,5 мм). Геометрически необходимые дислокации напротив, $\rho_G = \max$ на поверхности изде-

лия, где фактически расположена градиентная структура, и $\rho_G = 0$ (геометрически необходимые дислокации полностью отсутствуют) на поверхности. Если рассмотреть отдельно дислокационную структуру в феррите и перлите, то оказывается, что ρ_G и ρ_S в этих структурных составляющих ведут себя так же, как в среднем по материалу. Скалярная плотность дислокаций ρ в перлите ведет себя подобно поведению ρ в среднем по материалу, а в феррите – несколько отличается.

Авторами установлено, что на поверхности изделия проводилась интенсивная деформация (механико-термическая обработка). Слой 1,5 мм от поверхности будем считать исходным. В результате деформации изменяется дислокационная структура, фазовый состав, расположение и концентрация цементита и состояние твердого раствора.

На рис. 3 хорошо видна возникшая градиентная структура. Представлена зависимость объемной доли цементита в стали δ_C от величины скалярной плотности дислокаций ρ .

На этом рисунке видно, что если величина ρ изменяется приблизительно в 6 раз, то объемная доля цементита – приблизительно в 5 раз. Налицо обратно пропорциональная зависимость δ_C от сохранившейся плотности дислокаций. Чем больше величина ρ , тем интенсивнее была деформация. Чем интенсивнее была деформация, тем меньше осталось цементита (он был разрушен). Но самое главное, что вытекает из этого рисунка, – это установленная прямая пропорциональная зависимость между ушедшим углеродом из разрушенного цементита и скалярной плотностью дислокаций. Это означает, что главная причина разрушения цементита – уход атомов углерода из частиц цементита на дефекты кристаллического строения, конкретно – на дислокации.

Качественное изменение дефектной структуры по мере роста скалярной плотности дислокаций и разрушения цементита представлено на рис. 4.

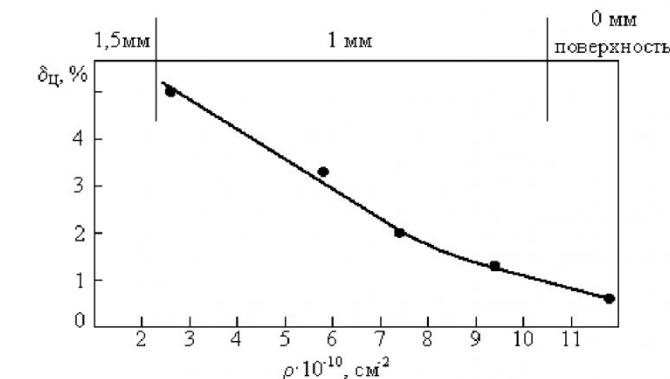


Рис. 3. Зависимость объемной доли цементита δ_C от величины скалярной плотности дислокаций ρ в стали 35ХГС. Прямыми линиями отмечены расстояния от поверхности изделия

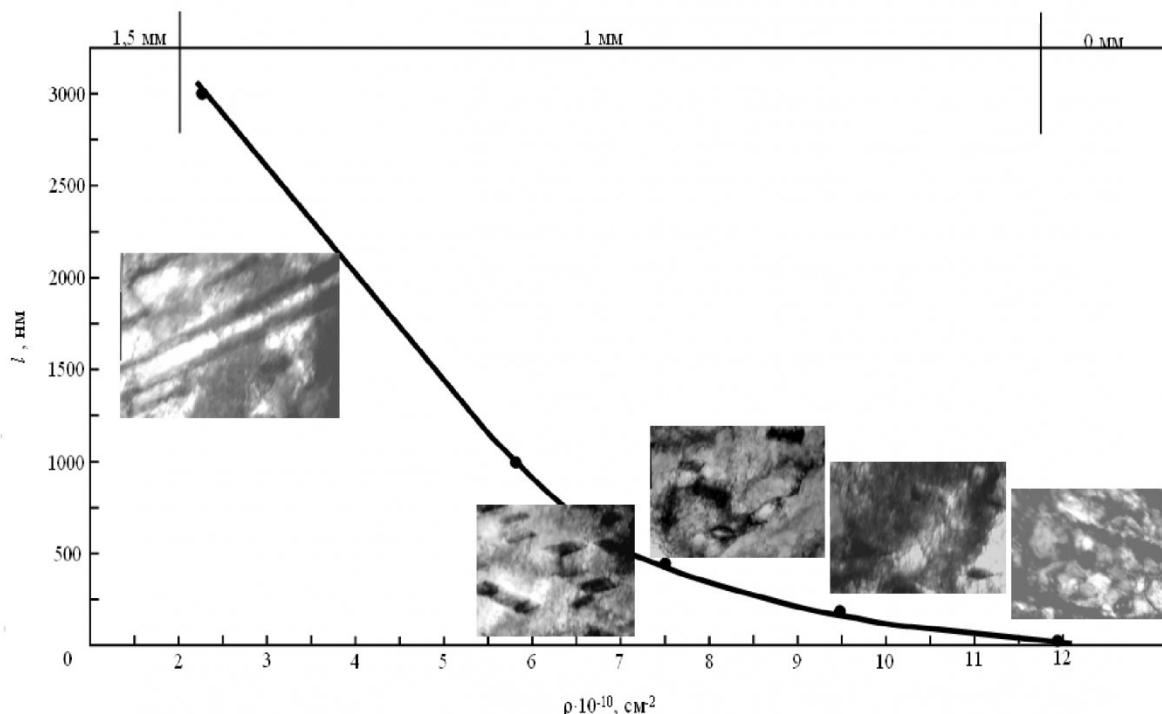


Рис. 4. Зависимость размеров частиц цементита l от величины скалярной плотности дислокаций ρ в стали 35ХГС. Прямыми линиями отмечены расстояния от поверхности изделия

Выводы

1. Исследовано структурно-фазовое состояние стали 35ХГС на стадии заготовительного производства (после механотермической обработки) в поверхностном слое и на глубине 1,0 и 1,5 мм от поверхности. Установлено, что поверхностный слой исследованной заготовки имеет полностью фрагментированную структуру, которая состоит из микрозеренной феррито-перлитной смеси. На глубине 1,5 мм от поверхности структура состоит из 20 % феррита и 80 % несовершенного перлита (40 % пластинчатый, 20 % глобулярный и 20 % смешанный), а на глубине 1,0 мм структура состоит из 30 % феррита и 70 % перлита, перлит становится несовершенным.

2. Применение темнопольной методики ПЭМ позволило установить, что на границах фрагментов присутствуют мелкие (~10 нм) наночастицы карбидной фазы – цементита. Показано, что на

поверхности изделия содержится небольшое количество цементита, а именно: объемная доля частиц цементита, расположенных на границах фрагментов, размер которых составляет ~10 нм, равна 0,6 %, а объемная доля частиц цементита, расположенных в объеме материала случайным образом на порядок выше (~0,1 мкм), – 0,2%.

3. В исследованном металле образована градиентная структура. Внутренние напряжения снижаются от наружной поверхности в глубину изделия (до 1,5 мм). К поверхности возрастает избыточная плотность дислокаций ρ_+ , в то время как скалярная плотность дислокаций ρ почти постоянна. Переход от внутренней части изделия к наружной влечет за собой изменение типа дислокационной структуры. Если внутри изделия (1,5 мм) дислокационная структура – хаотическая и ячеисто-сетчатая, то на поверхности – фрагментированная, т. е. существуют разориентировки, сты-

ки фрагментов. Статистически запасенные дислокации отсутствуют на поверхности изделия ($\rho_s = 0$) и накапливаются в глубину (до 1,5 мм). Геометрически необходимые дислокации напротив, $\rho_G = \max$ на поверхности изделия, где фактически

расположена градиентная структура, и $\rho_G = 0$ (геометрически необходимые дислокации полностью отсутствуют) в исходном материале на глубине 1,5 мм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Суслов А.Г. Инженерия поверхности деталей – резерв в повышении конкурентоспособности машин//Инженерия поверхности. Приложение к журналу "Справочник. Инженерный журнал". – М.: Машиностроение, 2001. - №4. – С. 3-9.
2. Качество машин: Справочник. В 2 т. Т1/А.Г. Суслов, Э.Д. Браун, Н.А. Виткевич и др. – М.: Машиностроение, 1995. – 256 с.: ил.
3. Качество машин: Справочник. В 2 т. Т2/А.Г. Суслов, Ю.В. Гуляев, А.М. Дальский и др. – М.: Машиностроение, 1995. – 430 с.: ил.
4. Гриднев В.Н. Распад цементита при пластической деформации стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк // Металлофизика. - 1982. - Т.4, №3. - С.74-87.
5. Нестерова Е. В. Кристаллографические особенности внутреннего строения колоний деформированного пластинчатого перлита / Е. В. Нестерова, В. В. Рыбин, Н. Ю. Золоторевский // ФММ. – 2000. – Т.89, №1. – С.47-53.
6. Состояние углерода в холоднодеформированной стали / М. В. Белоус, Г. М. Молчановская, В. Б. Новожилов, В. Т. Черепин // Металлофизика и новейшие технологии. - 1994. - Т.16, №2. - С.52-60.
7. Счастливцев В. М. Структурный и кинетический аспекты отжига тонкопластинчатого перлита / В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева // Изв. вузов. Черная металлургия. - 1996. - №5. - С.50-59.
8. Влияние типа субструктур на перераспределение углерода в стали мартенситного класса в ходе пластической деформации / Э. В. Козлов, Н. А. Попова, Л. Н. Игнатенко и др. // Изв. вузов. Физика. - 2002. - №3. – С.72-82.

Авторы статьи:

Смирнов
Александр Николаевич
– докт. техн. наук, проф. каф. технологии машиностроения КузГТУ.
Тел. 8(384-2), 36-45-27
E-mail: sd.tms@mmpkuzstu.ru

Кречетов
Андрей Александрович
– канд. техн. наук, декан механико-машиностроительного факультета
КузГТУ. Тел. 8(384-2) 39-63-76
E-mail: krechetov@mmpkuzstu.ru

Глинка
Александра Сергеевна
– ассистент каф. технологии машиностроения КузГТУ.
Тел. 8(384-2) 39-63-75
E-mail: alexandrar@inbox.ru

УДК 621.19

В.И. Курдюков, В.Е. Овсянников

РАЗРАБОТКА СИСТЕМЫ АВТОМАТИЧЕСКОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НА ОСНОВЕ ДИНАМИЧЕСКОГО МОНИТОРИНГА

Надежное обеспечение заданных параметров точности и качества обработанных поверхностей является одной из актуальных проблем машиностроительного производства. Учитывая специфику развития металлообработки, которая заключается во все более широком внедрении в промышленную практику оборудования с числовым программным управлением, перспективным путем решения данной проблемы является разработка и внедрение в промышленную практику технических решений, которые позволяют оказывать управляющие воздействие на технологическую систему с целью автоматического обеспечения заданных параметров качества обработки. В связи с этим, в данной работе рассмотрены вопросы

разработки и реализации системы автоматического обеспечения параметров заданных шероховатости поверхности при токарной обработке.

На сегодняшний день можно считать доказанным тот факт, что технологическая система является нелинейной и динамической, а значит необходимо использовать управление с идентификатором [2]. Кроме того, необходимо определить понятие состояния динамической системы как совокупности некоторых величин в данный момент времени и производить оценку изменений состояния во времени, т.е. динамический мониторинг, а также определиться с выбором устройства принятия решений [2].