УДК 669.018/541.126
**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ
ДЛЯ ГИЛЬЗ ГРЯЗЕВЫХ НАСОСОВ БУРОВЫХ УСТАНОВОК**
THE USE OF CARBON, HIGH-CHROMIUM STEELS FOR LINERS OF MUD
PUMPS AND DRILLING RIGS

**М. А. Филиппов, М. А. Гervasьев, Г. Н. Плотников, С. М. Никифорова,
А. С. Жилин**

M. A. Filippov, M. A. Gervasyev, G. N. Plotnikov, S. M. Nikiforova, A. S. Zhilin

*Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург*

ОАО «Уралмаш-Буровое оборудование», г. Екатеринбург

*Ключевые слова: буровое оборудование; стали; термическая обработка; мартенсит;
карбиды; закалка; обработка холодом; износостойкость*

*Key words: drilling equipment; steels; heat treatment; martensite; carbides; quenching;
cold processing; wear resistance*

Проблемным агрегатом буровых установок по эксплуатационной стойкости являются грязевые насосы, в которых лимитирующим звеном служат цилиндровые втулки, испытывающим в эксплуатации циклические нагрузки при повышенном переменном давлении в сочетании с интенсивным гидроабразивным воздействием промывочной жидкости, представляющей собой глинистый раствор на водной основе с плотностью до 2 000 кг/м³ и содержанием частиц с микротвердостью свыше 1,2 ГПа до 3 % по объему. В разных вариантах конструкций для изготовления втулок используются различные материалы, но, как правило, срок их службы не превышает 200–300 часов, после чего происходит недопустимое изменение размеров в паре трения «втулка — поршень». Поэтому выбор технологичного материала для изготовления втулок с высокой эксплуатационной стойкостью остается актуальной проблемой при производстве конкурентоспособных буровых насосов.

Опробование вариантов различных классов материалов цилиндрических втулок и технологий их изготовления показало, что углеродистая сталь 60 с закалкой ТВЧ, износостойкие хромистые чугуны типа ЧХ20М не обладают достаточной стойкостью или неприемлемы вследствие хрупкости. Использование химико-термической обработки (цементации и ионного азотирования) и покрытий (хромирования) оказалось неэффективным по технологическим или экономическим соображениям.

В связи с необходимостью выбора износостойких материалов и рациональной технологии производства цилиндрических втулок буровых насосов и аналогичных по условиям работы деталей цель данной работы состояла в изучении влияния фазового состава и структуры, формирующихся в результате совмещения высокотемпературной закалки с обработкой холодом, и последующего отпуска на абразивную износостойкость высокохромистых сталей мартенситно-карбидного класса (95X18 и X12МФЛ).

В качестве объекта исследования выбраны образцы 10 x 10 x 25 мм, изготовленные из центробежно-литых заготовок штамповой стали X12МФЛ и горячекатаного круга диаметром 50 мм коррозионно-стойкой шарикоподшипниковой стали 95X18, прошедших отжиг по стандартной технологии. Образцы подвергали закалке в масле от температур 900–1170 °С с выдержкой 20 минут. Закаленные образцы после выдержек, не превышавших 30 минут, обрабатывали холодом при температурах –40, –70 и –196 °С в течение 20 минут, а затем отпускали при температурах 200–700 °С в течение 2 часов. Варьирование температуры закалки и отпуска стали

X12МФЛ позволяет получить минимальные изменения размеров изделий из этой стали при термообработке [1].

Оценка износостойкости образцов производилась с помощью методики изнашивания по закрепленному образцу, реализованной на специальной установке. Образцы с площадью рабочей части 10 x 10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14A32МН481 (ГОСТ 6456–82) на корундовой основе. Нагрузка на образец составляла 10 кг (удельная нагрузка 1 МПа).

Изучение структуры до и после испытаний на абразивное изнашивание проводили с помощью металлографического, электронно-микроскопического и рентгеноструктурного анализов.

В исходном состоянии структура образцов стали X12МФЛ представляет собой совокупность карбидной эвтектики, избыточных карбидов и ферритокарбидной смеси, с твердостью HB = 212, а стали 95X18 — совокупность избыточных карбидов и ферритокарбидной смеси, с твердостью HB = 214.

Зависимость твердости сталей от температуры закалки описывается кривой с максимумом, аналогичной известным из литературы [2, 3], в которых начальный подъем твердости с 59 до 63 HRC для стали X12МФЛ и с 60 до 62,5 HRC для стали 95X18, приходящийся на интервал температур закалки от 900 до 1 050 °С, обусловлен насыщением аустенита и мартенсита углеродом вследствие растворения части вторичных карбидов. Прогрессирующее снижение твердости после максимума по мере дальнейшего возрастания температуры закалки до 49 HRC для стали X12МФЛ и до 44 HRC для стали 95X18 вызвано растущим количеством остаточного аустенита в связи со снижением температуры M_n аустенита с большой концентрацией углерода и хрома (таблица).

*Твердость и износостойкость
сталей X12МФЛ и 95X18
после закалки от разных температур*

Сталь X12МФЛ		
$t_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	HRC	ε
900	59	1,7
1 000	61,5	2,8
1 100	63	3,0
1 170	49	4,1
Сталь 95X18		
$t_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	HRC	ε
900	60	1,4
1 000	61	2,7
1 100	62,5	3,1
1 170	44	6,0

Несмотря на снижение начальной твердости, значения абразивной износостойкости имеют аномальную возрастающую зависимость от температуры закалки, что также согласуется с известными данными [4, 5] и объясняется увеличением количества углеродистого метастабильного остаточного аустенита, превращающегося в мартенсит в процессе изнашивания, который создает высокую степень конечного упрочнения рабочей поверхности. Таким образом, начиная от температуры закалки 1 050 °С, фактор превращения углеродистого метастабильного аустенита в мартенсит в процессе трения абразивных частиц с созданием высокого упрочнения поверхности играет большую роль в формировании износостойкой структуры,

чем растворение части вторичных карбидов в аустенитно-мартенситной матрице. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, сопровождающееся микро-трип-эффектом, способствующим релаксации микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию [6, 7] (см. табл.).

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, полученных посредством односторонней электрополировки из поверхностного рабочего слоя образцов стали X12МФЛ после закалки от 1 170 °С, проводилось на микроскопе ЭМВ-100Л в режиме светлопольного и темнопольного изображений и режиме микродифракции [8], показало наличие остаточного аустенита, кристаллов мартенсита и карбидов типа Cr_7C_3 . Дисперсные кристаллы мартенсита деформации длиной, соответствующей ширине микроцарапин, оставленных после прохода аб-

разивных частиц, образуются параллельными периодическими рядами. Ширина кристаллов мартенсита деформации, образующихся под углами, определенными кристаллографическими соотношениями решетки аустенита по отношению к направлению движения частиц (рис. 1), относится к ультрадисперсным и наноразмерным величинам и составляет в локальных участках поверхности $\approx 50\text{--}70$ нм. По-видимому, подобный волновой характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов обусловлен формированием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном микрообъеме металла. Кристаллы мартенсита с большим удельным объемом, по сравнению с аустенитом, образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при мартенситном превращении. Образование мартенсита деформации сопровождается микро-трип-эффектом.

*Рис. 1. Микроструктура поверхностного рабочего слоя стали X12МФЛ после закалки от 1 170 °С и испытания на абразивное изнашивание:
а, б — светлопольное и темнопольное изображения в рефлексе α-фазы;
в — микродифракция; г — схема индцирования*

Таким образом, процесс абразивного изнашивания формирует ультрадисперсную и нанокристаллическую мартенситно-аустенитную структуру с закономерным периодическим расположением кристаллов высокоуглеродистого мартенсита деформации и высоким уровнем фрикционного упрочнения. Важную роль в формирующейся после высокотемпературной закалки износостойкой структуре играет содержание углерода и хрома в аустените и образующемся из него мартенсите деформации. Более высокая концентрация углерода в аустените, приближающаяся к его содержанию в сталях, приводит и к более высокому сопротивлению абразивному изнашиванию. Химический состав металлической основы стали X12М после закалки от 1 000 °С близко соответствует стали 90Х9 [9].

Альтернативным методом регулирования соотношения мартенсита охлаждения и остаточного аустенита, начальной твердости и износостойкости исследуемых сталей служит обработка холодом после высокотемпературной закалки, в резуль-

тате применения которой можно получить дополнительное количество высокоуглеродистого мартенсита охлаждения и повысить начальную твердость, сохранив некоторое количество метастабильного остаточного аустенита.

Обработка холодом образцов проводилась в 2 этапа:

1) Закалка после нагрева при температуре $1\ 170\ ^\circ\text{C}$ в течение 20 минут, охлаждение в воде.

2) Охлаждение в охлаждающей среде камеры криостата с выдержкой при заданной температуре в течение 20 минут, отогрев до комнатной температуры.

Твердость по Роквеллу и результаты абразивной износостойкости образцов после глубокого охлаждения показаны на рисунке 2.

Рис. 2. Твердость, HRC (1) и относительная износостойкость (2) образцов стали X12MФЛ после обработки холодом

В результате построения мартенситных кривых после закалки от $1\ 170\ ^\circ\text{C}$ (см. рис. 2) для стали X12MФЛ показано, что сталь в процессе охлаждения ниже комнатной температуры имеет атермическую кинетику образования мартенсита охлаждения. Мартенситное превращение заканчивается в основном при охлаждении до $-70\ ^\circ\text{C}$ с получением мартенсита с повышенной концентрацией углерода и хрома. Такой фазовый состав обеспечивает дополнительное повышение абразивной износостойкости на 25 % по сравнению с аналогичной закалкой без обработки холодом, так как дополнительные порции высокоуглеродистого мартенсита охлаждения, во-первых, создают повышенную начальную твердость, во-вторых, стимулируют полное $\gamma \rightarrow \alpha_m$ превращение.

Изучение влияния двухчасового отпуска сталей проводили после обычной ($1\ 020\ ^\circ\text{C}$) и высокотемпературной ($1\ 170\ ^\circ\text{C}$) закалки в преимущественно мартенситном и аустенитном состояниях, соответственно (рис. 3). Изменение твердости в процессе нагрева при отпуске определяется фазовым составом сплавов в состоянии после закалки.

Рис. 3. Влияние температуры отпуска на твердость HRC (1, 2) и абразивную износостойкость ε (3, 4) после закалки стали X12MФЛ — а и 95X18 — б от температур: $1\ 170\ ^\circ\text{C}$ — 2, 3; $1\ 020\ ^\circ\text{C}$ — 1, 4

После закалки от 1 020 °С существенных изменений твердости не происходит до температуры отпуска 500 °С. Твердость снижается в сплавах с высокой исходной твердостью и преимущественно мартенситной структурой — на 1–2 ед. — от 62 до 60 HRC после отпуска при температуре 500 °С. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 550 и 600 °С вызывает прогрессирующее снижение твердости — до 53 и 42 HRC, а после отпуска при 700 °С — до 35 HRC.

Противоположный характер зависимости твердости от температуры отпуска демонстрирует сталь Х12МФЛ после высокотемпературной (1 170 °С) закалки: до температуры отпуска 500 °С твердость почти не изменяется, оставаясь на уровне 49 HRC. Отпуск при температуре 550 °С вызывает не снижение, а рост твердости до 53 HRC. Таким образом, твердость отпущенных образцов при температуре 550 °С выравнивается после обоих режимов обработки образцов с той разницей, что закаленные от нормальной температуры образцы приобретают эту твердость при постепенном снижении значений твердости от закаленного состояния, а после высокотемпературной закалки — наоборот, в результате роста твердости при повышении температуры отпуска до 550 °С.

Это различие в поведении твердости при отпуске можно объяснить различным количеством остаточного аустенита в закаленном от разных температур состоянии, что рассмотрено для стали типа Х12 [10].

Общая схема процессов при отпуске в хромистой и углеродистой сталях, если не считать образования специальных карбидов при определенных концентрациях хрома, одинакова. Легирование не меняет также механизма превращений при отпуске. Легирующие элементы в стали влияют главным образом на смещение температурных интервалов этих превращений и изменение кинетики протекающих процессов распада мартенсита и карбидообразования [11, 12]. Легирование стали почти не сказывается на скорости выделения углерода на первой стадии распада мартенсита, температурные границы этой стадии почти не смещаются. Это хорошо согласуется с представлениями о механизме первой стадии распада мартенсита, согласно которой распад мартенсита рассматривается как процесс образования карбидов и весьма ограниченного их роста. Скорость этого процесса зависит в основном от степени пересыщения твердого раствора углеродом и не зависит от скорости диффузии элементов. На первой стадии отсутствует перераспределение легирующих элементов, то есть образующиеся карбиды имеют концентрацию элементов, равную концентрации их в исходном твердом растворе. На второй стадии распада легирующие элементы значительно замедляют распад мартенсита, что приводит к расширению ее границ в сторону высоких температур на десятки и сотни градусов.

Типичный ход температурной зависимости твердости исследуемых сталей Х12МФЛ и 95Х18 с преимущественно мартенситной структурой характерен для мартенсита повышенной теплостойкости, обеспеченной высоким содержанием хрома и присутствием молибдена в твердом растворе стали Х12МФЛ. Для содержащих Cr, Mo, V сталей тетрагональная решетка мартенсита может сохраняться до 400, 450 и даже до 500 °С благодаря значительному замедлению коагуляции. Количественное изучение роста карбидных частиц при отпуске легированных сталей проведено С. З. Бокштейном [13]. Поскольку состояние стали на второй стадии распада можно рассматривать как состояние условно устойчивого равновесия между твердым раствором и дисперсными частицами карбида, которое смещается при повышении температуры и увеличении времени отпуска, можно сказать, что легирующие элементы сильно задерживают и замедляют смещение этого состояния в сторону истинного равновесия. Поэтому определенное количество углерода сохраняется в твердом растворе до более высоких температур отпуска. До этих же температур устойчива и высокая дисперсность карбидных частиц, что определяет сохранение высокой твердости отпущенного мартенсита (см. рис. 3).

Задерживающее действие ряда элементов на скорость протекания второй стадии распада мартенсита в значительной мере обуславливается увеличением прочности связи металлических атомов в решетке α -твердого раствора. Это обстоятельство уменьшает скорость разупрочнения стали. Коагуляция заключается в растворении мелких и росте более крупных частиц. Этот процесс обусловлен, во-первых, переходом атомов металла через границу твердый раствор — карбид в ту и другую сторону, во-вторых, он связан с перераспределением атомов углерода, то есть с их диффузией внутри твердого раствора.

Поскольку коагуляция не протекает без растворения более мелких частиц, очевидно, что скорость коагуляции должна зависеть также и от скорости перехода атомов металла через границу карбид — твердый раствор. Поэтому скорость коагуляции должна определяться также и прочностью межатомных связей в решетке карбида. Легирующие элементы, как правило, повышают температуру второго превращения при отпуске, то есть распада остаточного аустенита [14].

Легирующие сказывается на изменении параметров тонкой структуры при отпуске, в частности увеличиваются искажения кристаллической решетки, повышаются температуры их снятия, увеличивается температурный интервал дробления блоков α -фазы. Следовательно, скорость коагуляции должна контролироваться скоростью протекания этих процессов, легирующие элементы влияют и на тот и на другой процесс. В стали с 10 % остаточного аустенита после закалки от 1 020 °C не наблюдается заметной склонности к дисперсионному твердению при температуре 550 °C, однако фиксируется замедление процесса разупрочнения стали при этой температуре, что, вероятно, связано с незначительным эффектом дисперсионного твердения вследствие старения остаточного аустенита.

Снижение твердости стали после отпуска при температуре 600 °C происходит вследствие получивших развитие процессов отпуска мартенсита, распада аустенита на ферритокарбидную смесь и коагуляции карбидов (см. рис. 3). Это подтверждается отсутствием линий остаточного аустенита на рентгеновских дифрактограммах. Эти структурные факторы объясняют и резкое снижение абразивной износостойкости в результате отпуска при температуре 600 °C, которая становится меньше 1.

Аномальный ход температурной зависимости твердости с повышением ее значений в интервале температур отпуска 500–550 °C, присущий стали Х12МФЛ после высокотемпературной (1 170 °C) закалки, в которой перед отпуском сохраняется свыше 60 % остаточного аустенита, объясняется тем, что в этом интервале происходит дисперсионное твердение аустенита с выделением дисперсных карбидов M_7C_3 , и явление вторичной закалки, что следует из увеличения количества мартенсита на рентгеновских дифрактограммах после отпуска при 550 °C с сохранением некоторого количества остаточного аустенита. После этого отпуска наблюдается и заметный рост абразивной износостойкости при полном отсутствии остаточного аустенита. Определенную роль в дисперсионном твердении играют карбиды ванадия и молибдена, однако упрочняющее влияние молибдена при введении в ванадийсодержащие стали с аустенитом связано не столько с образованием собственных карбидов, сколько с влиянием его на количество, размер, стабильность и состав основной упрочняющей фазы — карбида ванадия [15].

Более значительный эффект дисперсионного твердения аустенита, обусловленный выделением дисперсных карбидов M_7C_3 и $M_{23}C_6$ и явлением вторичной закалки обнаруживает сталь 95Х18, в которой после высокотемпературной (1 170 °C) закалки присутствует 95 % остаточного метастабильного аустенита. Дестабилизация аустенита в результате образования карбидов в процессе отпуска при 550 °C приводит к полному превращению аустенита в мартенсит в результате изнашивания на рабочей поверхности образцов, благодаря чему после отпуска твердость и износостойкость образцов не уменьшаются, а даже несколько возрастают по сравнению с закаленным состоянием. Таким образом, износостойкость образцов стали

95X18 после высокотемпературной закалки (1 170 °C) вдвое превышает таковую для нормальной (1 020 °C) закалки (см. рис. 3 б).

Выводы

- Для высокохромистых сталей мартенситно-карбидного класса 95X18 и X12МФЛ использование высокотемпературного нагрева под закалку (1 100–1 170 °C) обеспечивает структуру металлической основы, состоящую из высокоуглеродистого мартенсита и остаточного метастабильного аустенита с некоторым количеством карбидов, которая обладает высокой способностью к фрикционному упрочнению в результате образования нанокристаллического мартенсита на рабочей поверхности и, как следствие, обеспечивает получение вдвое более высокой износостойкости по сравнению с закалкой от обычной температуры (1 020 °C).

- Обработка холодом после высокотемпературной закалки с охлаждением до –70 °C дает возможность получить в начальной структуре дополнительное количество высокоуглеродистого мартенсита охлаждения, что в сочетании с остаточным метастабильным аустенитом обеспечивает прирост абразивной износостойкости на 25 % по сравнению с высокотемпературной закалкой.

- Влияние температуры отпуска на твердость и абразивную износостойкость высокохромистых сталей X12МФЛ и 95X18 зависит от температуры закалки, а, следовательно, от соотношения и химического состава мартенсита и остаточного аустенита. Если в литой стали X12МФЛ в результате двухчасового отпуска до температуры 550 °C после обычной (1 020 °C) и высокой (1 170 °C) температур закалки (10 и 60 % аустенита соответственно) твердость и абразивная износостойкость меняются относительно слабо, то в стали 95X18 после горячей прокатки высокотемпературная закалка (95 % аустенита) обуславливает значительное повышение твердости и износостойкости стали вследствие дестабилизации аустенита в процессе дисперсионного твердения и явления вторичной закалки при отпуске 550 °C.

Авторы работы выражают благодарность коллегам, участвовавшим в работе: Палееву В. С. ООО «Уралмаш-Буровое оборудование», Эстемировой С. Х. Екатеринбург Имет УрО РАН.

Список литературы

1. Гуляев А. П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Макаров А. В. Повышение износостойкости сплавов железа за счет создания метастабильных и нанокристаллических структур: дис. ... д-ра техн. наук. – Челябинск, 2009. – 424 с.
3. Формирование структуры износостойких сталей 150ХНМЛ и X12МФЛ при закалке / М. А. Филиппов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 11. – С. 5–9.
4. Износостойкость и структурные изменения поверхностного слоя азотсодержащих высокохромистых сталей при абразивном воздействии и трении скольжения / А. В. Макаров [и др.] // Физика Металлов и Металловедение. – 1998. – Т. 86. – № 4. – С. 104–114.
5. Блинов В. М., Банных О. А., Пойменов И. Л. Износостойкость высокоазотистых немагнитных хромомарганцевых сталей // Металлы. – 1982. – № 6. – С. 142–145.
6. Korshunov L. G., Makarov A. V., Chernenko N. L. Ultrafine Structures Formed upon Friction and their Effect on the Tribological Properties of Steels // The Physics of Metals and Metallography. – 2000. – V.90, S. –1. – P. 48–58.
7. Садовский В. Д., Фокина Е. А. Остаточный аустенит в закаленной стали: моногр. – М: Наука, 1986. – 113 с.
8. Schmidt I. Reibungsinduzierter Martensit in austenitischen Fe-Mn-C – Stählen // Zeitschrift für Metallkunde. – 1984. – Bd. 75, H. 10. – S. 747–754.
9. Попов В. С., Брыков Н. Н., Андрущенко М. И. Сопrotивляемость абразивному изнашиванию сплавов со структурой метастабильного аустенита в зависимости от их химического состава // Трение и износ. – 1991. – Т. 12, Вып. 1. – С. 163–170.
10. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. – 5-е изд. – М.: Металлургия. – 1983. – 527 с.
11. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 238 с.
12. Черепин В. Т., Васильев М. А. Превращения при отпуске стали. – М.: Металлургия, 1973. – 232 с.
13. Бокштейн С. З. Структура и механические свойства легированной стали. – М: Металлургиздат, 1954.
14. Курдюмов Г. В. Явления закалки и отпуска стали. – Металлургиздат, 1960.
15. Косицына И. И. Закономерности формирования структуры и свойств высокопрочных аустенитных сталей разных систем легирования с карбидным упрочнением: Автореф. дис. д-ра техн. наук. – Екатеринбург, 2004. – 40 с.

Сведения об авторах

Филиппов Михаил Александрович, д. т. н., профессор кафедры металловедения, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, тел. 8(343)3754808

Information about the authors

Filippov M. A., Doctor of Engineering, Professor at the Department of Metallography, Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin, phone: 8(343)3754808

Гервасьев Михаил Антонович, д. т. н., заведующий кафедрой металловедения, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Плотников Георгий Николаевич, ведущий специалист, ОАО «Уралмаш-Буровое оборудование», г. Екатеринбург

Жилин Александр Сергеевич, к. т. н., доцент кафедры металловедения, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, тел. 8(343)3752308, e-mail: a.s.zhilin@urfu.ru

Никифорова Светлана Михайловна, аспирант кафедры металловедения, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, тел. 8(343)3754808

Gervasyev M. A., Doctor of Engineering, Head of the Department of Metallography, Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin, Ekaterinburg

Plotnikov G. N., Leading Specialist, OJSC «Uralmash-Drilling Equipment», Ekaterinburg

Zhilin A. S., Candidate of Engineering, Associate Professor at the Department of Metallography, Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin, Ekaterinburg, phone: 8(343)3752308, e-mail: a.s.zhilin@urfu.ru

Nikiforova S. M., Postgraduate at the Department of Metallography, Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin, Ekaterinburg, phone: 8(343)3754808