

УДК:669.141.24:669.14.018.294.3

**КОНЦЕПТУАЛЬНЫЕ ОСНОВЫ ВЫБОРА ХИМИЧЕСКОГО
СОСТАВА СТАЛИ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС**

А. И. Бабаченко, к. т. н., с. н. с., Д. Н. Тогобицкая, д. т. н., проф.,

А. С. Козачок, Л. А. Головкин, к. т. н., с. н. с.,

А. А. Кононенко, к. т. н., н. с., А. В. Кныш, к. т. н., с. н. с.

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины

При эксплуатации колес в каждом их элементе возникает сложная быстро изменяющаяся во времени система сжимающих и растягивающих напряжений. Напряжения в контакте колесо-рельс приводят к повреждениям, подавляющее большинство которых можно классифицировать как износ поверхности катания, дефекты теплового характера, дефекты усталостного происхождения и хрупкое разрушение металла. К тому же, при торможении в зоне контакта колеса с рельсом может происходить быстрый высокотемпературный разогрев металла обода выше критической температуры A_{c3} с последующим ускоренным охлаждением, в результате которого в этих областях возможна фазовая перекристаллизация металла с образованием новой структурной составляющей - мартенсита. Структурные превращения в локальных областях обода колеса вызывают внутренние напряжения и, как следствие, появление микротрещин, которые под действием ударных нагрузок и формирующегося очага напряжений в их вершинах развиваются вглубь обода и распространяются вдоль границы между микрообъемом металла, претерпевшим превращение, и основным металлом. Это приводит к образованию выщербинов термического происхождения.

Поэтому жесткие требования предъявляются не только к конструкции колеса, но и к качеству материала, применяемого для его изготовления. Колесо должно обладать высоким уровнем прочностных, пластических свойств, ударной вязкости и вязкости разрушения при низкой чувствительности к тепловому воздействию.

Необходимое сочетание свойств достигается главным образом за счет выбора оптимального структурного состояния металла, которое определяется химическим составом колесной стали и режимами термической обработки колес, их назначения. В настоящее время в связи с планируемым увеличением на железных дорогах Украины осевых нагрузок грузовых вагонов до 25 тс, существенно повышаются требования к металлу колес. На первое место выдвигается проблема их износа и стойкости к тепловому воздействию. Таким образом, разработка новых и оптимизация существующих составов колесных сталей является актуальной задачей. Одним из эффективных путей решения этой задачи является применение для изготовления колес низколегированных сталей.

Сложность разработки новых марок сталей для колес заключается в том, что необходимо при этом удовлетворить ряд особых требований. Колесная сталь должна обладать, прежде всего, высокой износостойкостью и контактной прочностью. Наиболее простым путем улучшения этих

характеристик является повышение содержания углерода. Однако для повышения сопротивления колесной стали образованию на поверхности катания “белого слоя”, способствующего возникновению дефектов тормозного (теплого) происхождения, и с целью уменьшения склонности стали к термическому растрескиванию и хрупкому разрушению, содержание углерода в ней должно быть снижено. При этом имеющее место разупрочнение стали необходимо компенсировать введением легирующих элементов и применением более эффективных процессов термической обработки [1–3].

Одним из путей решения этой задачи является введение недорогих легирующих элементов матричной системы, в частности, кремния и марганца. При этом эти легирующие элементы оказывают различное и во многом противоположное влияние на структуру и свойства сталей. Поэтому следует учитывать взаимное влияние этих элементов при совместном введении в сталь и обоснованно определять их оптимальное содержание в стали. В этой связи особо актуальными являются вопросы, направленные на изучение поэлементного влияния химического состава на физико-механические свойства железнодорожных колес, такие как временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение и сужение, ударная вязкость.

Использование современных информационных технологий является эффективным средством решения задач повышения качества металлопродукции целевого назначения. А развиваемая в ИЧМ НАН Украины методология создания и практического использования информационно-аналитических систем [4; 5] на основе баз данных, моделей шлаковых и металлических расплавов обеспечивает многоплановый поиск оптимальных решений.

Информационно-математическое обеспечение исследования закономерностей влияния химического состава на свойства стали. Информационные системы (ИС) позволяют хранить различные виды информации: библиографические и фактографические данные, полнотекстовые документы, справочные материалы, математические или численные (цифровые, табличные) данные, графические данные. Хранение информации в документально-фактографических базах позволяет решать проблемы с различными типами данных и получать выборки для любых срезов информации, обеспечивающие решение прогнозных задач на основе анализа и комплексной интерпретации разнотипных данных.

Сочетание документальной и фактографической частей наиболее удачно вписывается в документально-фактографические ИС, позволяющие максимально использовать заложенные в ней возможности для последующей обработки информации.

Организации и вводу информации в базы должны предшествовать строгие правила ее формализации (паспортизации) без потери смысла информации, вырванной из контекста исходных сообщений. Структурированный документ состоит из отдельных частей (фрагментов), каждой из которых присваивается имя. Машинный паспорт

экспериментальных данных (ПЭД) должен включать всю полноту информации без каких-либо предварительных обработок и "сглаживаний".

Обработка разнотипной информации обеспечивает:

- хранение информации в документально-фактографических базах данных с сохранением оригинальности их исходного представления;
- использование интерактивных диалоговых средств комплексного анализа для решения вопросов оценки достоверности экспериментальной информации и работоспособности моделей;
- использование теоретических и эмпирических моделей для прогнозирования свойств по выборкам из баз;
- использование разнопланового графического представления информации для интерактивной экспертной оценки зашумленных областей данных.

Механические свойства и химический состав стали целевого назначения обычно имеют широкую колеблемость, зашумленность, зачастую и неполноту. В связи с этим была принята концепция поэтапной оценки достоверности данных путем последовательного уточнения областей на основе прогноза свойств по ранее разработанным моделям и получения новых данных.

Для переработки "информационного сырья" с целью организации документально-фактографических баз данных используется программа WinPipe, разработанная в отделе физико-химических проблем ИЧМ НАНУ. Программа предназначена для создания и работы с документально-фактографическими базами данных, позволяет вводить документальную (текстовую), фактографическую (табличную) и графическую информации (диаграммы состояний). Для документальной информации существует возможность поиска по индексированным полям. Поиск документов осуществляется по лексическим единицам (словам, числам, датам и их интервалам) или фразам, содержащимся в текстах документов. Для фактографической информации предусмотрен просмотр в виде таблиц.

С целью оценки влияния химического состава колесной стали на ее механические свойства и температуры фазовых превращений использована разработанная в ИЧМ НАНУ методика физико-химического моделирования, принцип которой заключается в описании химического состава расплава комплексом интегральных модельных параметров межатомного взаимодействия, характеризующих его химическое и структурное состояние.

Реализация разработанной методики включает [6; 7]:

1. Расчет модельных параметров межатомного взаимодействия для данного химического состава зарядового $Z^V(e)$ и структурного $d(10^{-1} \text{нм})$ состояния, которые определяются как результат попарного взаимодействия всех его (m) компонентов путем решения системы нелинейных $m^2 - m + 1$ уравнений:

$$\begin{cases} a-f(\Delta e'_{ij})=0, \\ a-f(\Delta e''_{ij})=0, & i=1,2,\dots,m-1,j=i+1,\dots,m, \\ 4Z^X(a,\Delta e')+Z^Y(d,\Delta e'')=0, \end{cases} \quad (1)$$

где $\Delta e'_{ij}$ – количество электронов, которые локализируются при взаимодействии в направлении связи $i-j$ на расстоянии a (по диагонали

ОЦК или ГЦК-решеток), $\Delta e''_{ij}$ – на расстоянии $d = 0.866a$ по грани,

$$\Delta e' = (\Delta e'_{12}, \Delta e'_{13}, \Delta e'_{ij}, \Delta e'_{m-1,m}),$$

$$\Delta e'' = (\Delta e''_{12}, \Delta e''_{13}, \Delta e''_{ij}, \Delta e''_{m-1,m})$$

В результате решения указанной нелинейной системы уравнений определяются a , $\Delta e'_{ij}$, $\Delta e''_{ij}$, $i = 1, \dots, m-1$, $j = i+1, \dots, m$.

Параметр Z^Y определяется путем усреднения эффективных зарядов всех типов связей $i-j$ с длиной связи d :

$$Z^Y = \sum_{k=1}^m \frac{\lg Ru_k^o - \lg(d/2)}{\lg \alpha_k} \cdot n_k + 2 \cdot \sum_{k=1}^{m-1} \sum_{l=k+1}^m n_k \cdot n_l \cdot \Delta e_{kl}, \quad (2)$$

где n_k – мольная доля, Ru_k^o – радиус неполяризованного атома, $\lg \alpha_k$ – параметр, который характеризует изменение электронной плотности при ионизации атома k -того компонента.

2. Построение на основе экспериментальных данных прогнозных моделей для основных механических характеристик (σ_b , δ , НВ и др.) как функций отдельных модельных параметров, так и их сочетаний.

3. Определение рекомендуемых диапазонов изменения интегральных параметров, обеспечивающих требуемый уровень свойств.

4. Определение химического состава стали, удовлетворяющего выполнению требуемых диапазонов интегральных параметров на основе методов оптимизации.

Использование интегральных параметров Z^Y и d в качестве «свертки» химического состава многокомпонентного расплава позволяет увеличить информационную мощность моделей и снизить их параметричность.

Прогнозирование критических температур фазовых превращений. Наиболее характерными параметрами при нагреве (охлаждении) стали являются критические температуры фазовых превращений (A_{c1} и A_{c3}). В соответствии с величинами температурных значений A_{c1} и A_{c3} назначаются и режимы термической обработки для придания сталям необходимых эксплуатационных свойств. Для повышения устойчивости сталей к тепловым воздействиям обоснованным является такое их

легирование, которое повышает значения критических температур превращения аустенита и расширяет межкритический интервал.

Практическое определение A_{c1} и A_{c3} можно осуществить экспериментально путем измерения какой-либо характеристики, изменяющейся при нагреве (например, изменение длины образца на dilatометре при достаточно малой скорости нагрева). Dilатометрические методы дают ошибку определения $\pm 2-5^{\circ}$, однако проведение таких трудоемких исследований не всегда возможно. Обширный экспериментальный материал по показателям A_{c1} и A_{c3} можно найти в справочной литературе по термической обработке металлов [8; 9].

Наряду с экспериментальными методами все чаще для расчетов критических точек используются эмпирические уравнения. Математическая обработка репрезентативной выборки экспериментальных данных дает возможность построения моделей, связывающих температуры критических точек с составом легированных сталей. В результате создаются все более сложные по технике расчета многофакторные модели [10; 11], по мере усложнения которых на задний план уходит физический смысл исследуемых зависимостей. Так, в монографии Б. Б. Винокура, В. И. Пилюшенко и О. Г. Касаткина, как результат обработки методами многомерного регрессионного анализа на ЭВМ, представлены эмпирические модели для температур нижней и верхней критических точек. При создании моделей использованы экспериментальные данные для сталей, содержащих элементы в пределах [10]: C \leq 0,83 %; Mn \leq 2 %; Si \leq 1,0 %; Cr \leq 2,0 %; Mo \leq 1,0 %; Ni \leq 3,0 %; V \leq 0,5 %; W \leq 1,0 %; Ti \leq 0,15 %; Al \leq 0,2 %; Co \leq 0,2 %; S \leq 0,04 %; P \leq 0,04 %; N \leq 0,025 %; B \leq 0,01 %.

Полученные уравнения имеют нелинейный характер, взаимодействие отдельных элементов учитывается их произведением:

$$A_{C1} = 723 - 7,08Mn + 37,7Si + 18,1Cr + 44,2*Mo - 8,95*Ni + 50,1*V + 21,7*Al + 3,18*W + 297*S - 830*N - 11,5*C*Si - 14,0*Mn*Si - 3,1*Cr*Si - 57,9*C*Mo - 15,5*Mn*Mo - 5,28*C*Ni - 6,0*Mn*Ni + 6,77*Si*Ni - 0,8*Cr*Ni - 27,4*C*V + 30,8*Mo*V - 0,84*Cr*Cr - 3,46*Mo*Mo - 0,46*Ni*Ni - 28*V*V. \quad (3)$$

Температура верхней критической точки связана с химическим составом стали уравнением:

$$A_{C3} = 912 - 370*C - 27,4*Mn + 27,3*Si - 6,35*Cr - 32,7*Ni + 95,2*V + 70,2*Ti + 72,0*Al + 64,5*Nb + 5,57*W + 332*S + 276*P - 485*N - 900*B + 16,2*C*Mn + 32,3*C*Si + 15,4*C*Cr + 48,0*C*Ni + 4,8*Mn*Ni + 4,32*Si*Cr - 17,3*Si*Mo - 18,6*Si*Ni + 40,5*Mo*V + 174*C*C + 2,46*Mn*Mn - 6,86*Si*Si + 0,322*Cr*Cr + 9,9*Mo*Mo + 1,24*Ni*Ni - 60,2*V*V. \quad (4)$$

В ряде случаев, при назначении режимов химико-термической обработки или оценки критического нагрева при эксплуатации колесных пар, необходимо знание ширины температурного интервала между точками A_{c3} и A_{c1} (ΔA_c). Для корректной оценки влияния характера легирования на ширину межкритического интервала температур ΔA_c авторы [10] рекомендуют использовать эмпирическую модель, построенную по экспериментальным данным. Получены зависимости, характеризующие влияние матричной

подсистемы на температуры фазовых превращений в указанных выше диапазонах изменения составов.

$$\Delta AC = f(d_m, N_m) \quad r = 0,82$$

В наших предыдущих исследованиях с позиции теории физико-химического моделирования [12] рассмотрены результаты учета влияния различных компонентов стали на температурный интервал существования аллотропических модификаций железа (т. е. на положение точек Ac_3 и Ac_1 в диаграммах состояния).

Рассматривая эту информацию как отражение процессов, определяющих устойчивость аустенита, условия начала и конца его превращений в зависимости от состава стали, принципиально важно было связать на численном уровне характеристики диаграмм превращений аустенита с параметрами межатомного взаимодействия.

В настоящей работе по описанной выше методике проведены расчеты с целью получения модельных уравнений для определения Ac_3 и Ac_1 на основе параметров межатомного взаимодействия по экспериментальным справочным данным [8; 9]. Химические составы сталей, параметры межатомного взаимодействия и соответствующие критические температуры представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1

Интервалы изменения химического состава и критических температур

Содержание химических элементов, % масс.						Критические температуры, °C		
C	Si	Mn	V	P	S	Ac_1	Ac_3	$\Delta Ac(Ac_3 - Ac_1)$
0,06	0	0	0	0	0	695	740	20
0,64	1,9	2,06	0,083	0,034	0,023	760	870	145
0,42	0,37	0,98	0,004	0,003	0,002	726	792	66

Таблица 2

Параметры межатомного взаимодействия некоторых углеродистых сталей для железнодорожных колес

Содержание химических элементов, % масс.						Параметры межатомного взаимодействия		
C	Si	Mn	V	P	S	$Z^Y, (e)$	$d, 10^{-1} \text{нм}$	$tg\alpha$
0,57	0,3	0,66	0,088	0,009	0,01	1,22593	2,71621	0,08886
0,59	0,31	0,73	0,087	0,006	0,005	1,22367	2,71746	0,08886
0,6	0,35	0,74	0,08	0,008	0,04	1,2264	2,7148	0,08887
0,58	0,32	0,68	0,085	0,01	0,008	1,22483	2,71787	0,08885
0,61	0,31	0,72	0,084	0,007	0,006	1,22615	2,71631	0,08885
0,66	0,34	0,72	0,083	0,012	0,005	1,22674	2,7134	0,08886

На рисунке 1 показаны зависимости критических температур от параметров межатомного взаимодействия d и $tg\alpha$.

На основе анализа экспериментальных данных для прогнозирования величин критических температур и значений межкритического интервала ΔA_c с использованием интегральных параметров межатомного взаимодействия получены уравнения:

$$A_{c3,0} C = 301480,86 - 96,01Z^Y - 1572,26d - 296435tg\alpha \quad r = 0,8 \quad (5)$$

$$\Delta A_{c,0} C = 21255 + 143,55Z^Y - 595,1d - 222770tg\alpha \quad r = 0,89 \quad (6)$$

Хорошее совпадение значений A_{c3} , рассчитанных по уравнению (5) с экспериментальными справочными данными свидетельствует о корректности предложенных моделей (рис. 2).

С целью оценки поэлементного влияния химического состава колесных сталей на температуры фазовых превращений, учитывая высокую точность полученных моделей, выполнен вычислительный эксперимент с пошаговым изменением основных компонентов (табл. 3).

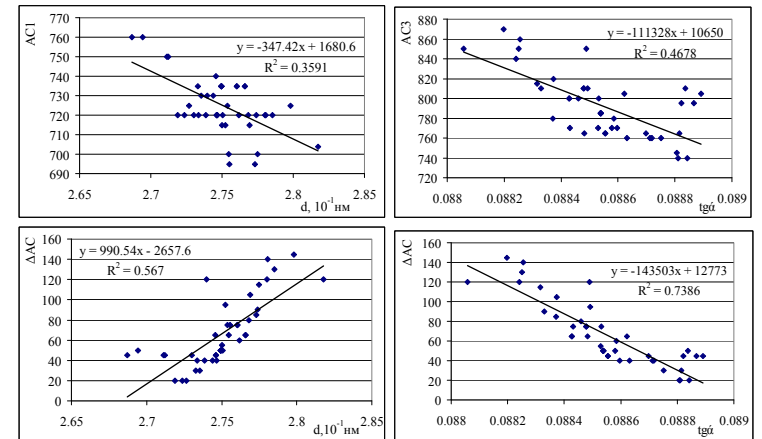


Рис. 1. Зависимости критических температур от параметров межатомного взаимодействия d и $tg\alpha$

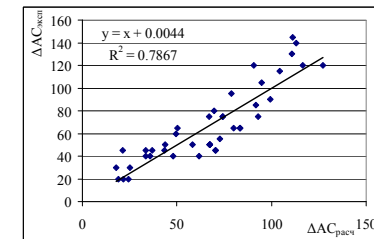


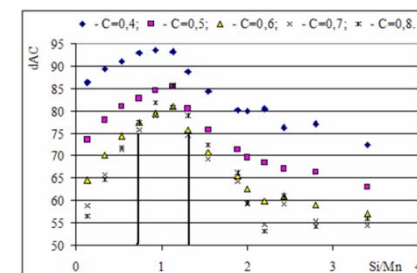
Рис. 2. Отношение экспериментальных [8; 9] значений ΔA_c с рассчитанными (5)

Таблица 3

Диапазон и шаг изменений содержания компонентов сталей										
Элемент	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	V	Mo
Концентрация, % масс.	0,4–0,7	0,2–1,3	0,5–1,3	0,003	0,003	0,25	0,25	0,01	0,01–0,25	0,25
Шаг изменения	0,05	0,1	0,1	–	–	–	–	–	0,05	–

По ранее полученным модельным уравнениям (5 и 6) рассчитаны величины критических температур превращений. Анализ полученных данных подтверждает тесную взаимосвязь ΔA_c с параметрами межатомного взаимодействия. Влияние концентрации углерода однозначно – повышение [C] снижает интервал ΔA_c (рис. 3).

Учитывая неаддитивное влияние легирующих элементов (например, Si и Mn) на критические температуры превращений, особый интерес представляет оценка комплексного влияния компонентов на указанные свойства, в частности, элементов матричной системы C, Mn и Si. На рисунке 3 показана зависимость ΔA_c от соотношения легирующих Si/Mn. Максимальные значения межкристаллического интервала температур соответствуют отношению Si/Mn ≈ 1 и увеличиваются со снижением концентрации углерода.

Рис. 3. Влияние отношения Si/Mn на величину ΔA_c

Исследование влияния химического состава колесной стали на механические свойства, выбор и описание оптимального состава. Для выявления влияния химического состава колесной стали на механические свойства железнодорожных колес сформирован массив экспериментальной информации о 126 плавках (стали марок «Т», «2», «ER7», «ER8»), полученных на ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» за период: конец 2013 – начало 2014 г. Массив характеризуется однородностью данных, что подтверждено рисунке 4.

На базе экспериментальных данных об углеродистых сталях для железнодорожных колес получены регрессионные уравнения, описывающие их механические свойства ($\gamma \geq 0,8$):

$$\sigma_d = 2808 + 6685 \cdot Z^Y - 3646 \cdot d, \text{ Н/мм}^2 \quad (7)$$

$$HB = 2091 + 1502 \cdot Z^Y - 1331 \cdot d, \text{ HB} \quad (8)$$

$$\delta = 86 \cdot d - 36 \cdot Z^Y - 178, \% \quad (9)$$

Представленные уравнения интерпретированы в графическом виде на рисунке 5.

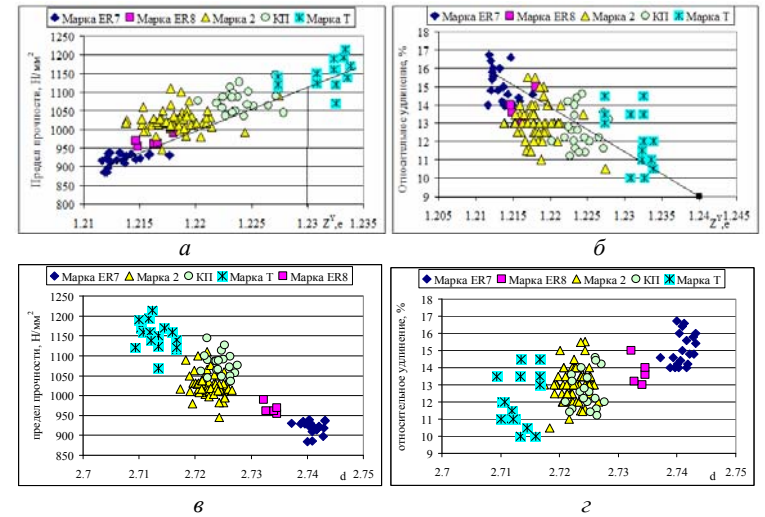


Рис. 4. Зависимость механических свойств железнодорожных колес от модельных параметров

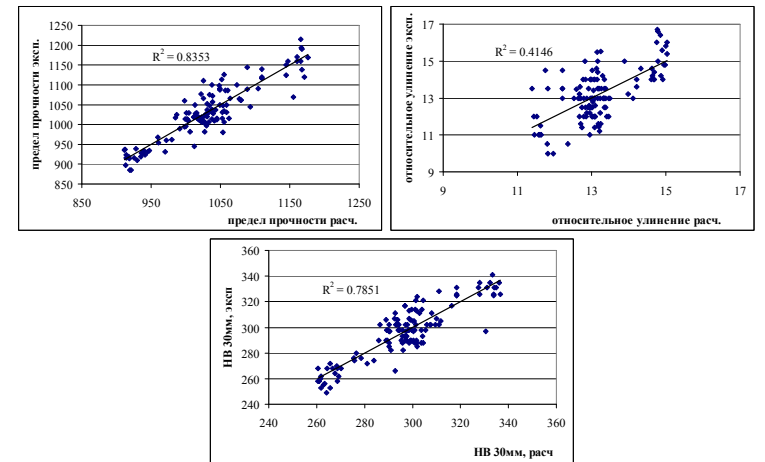


Рис. 5. Сопоставительный анализ экспериментальных и рассчитанных по уравнениям (7–9) механических свойств

Высокая точность моделей позволяет использовать методологию вычислительного эксперимента для определения оптимального состава стали для железнодорожных колес. Для определения граничных условий рекомендуемого химического состава использовалась зависимость прочностных свойств углеродистых сталей для железнодорожных колес от интегрального параметра зарядового состояния Z^Y (рис. 6).

Как следует из рисунков 4а и 4б, требуемый уровень свойств $\sigma_b > 1\,100$, Н/мм^2 обеспечивается изменением параметра $1,235 \leq Z^Y \leq 1,24$.

Использование графических зависимостей, представленных на рисунках 4 и 7, позволяет определить граничные условия для решения задачи выбора

оптимального состава стали: $0,8 \leq \frac{Si}{Mn} \leq 1,0$; $1,6 \leq Si + Mn \leq 1,8$. Как следует из

рисунка 6, требуемой системе ограничений соответствуют все отношения кремния и марганца удовлетворяющие, граничным условиям.

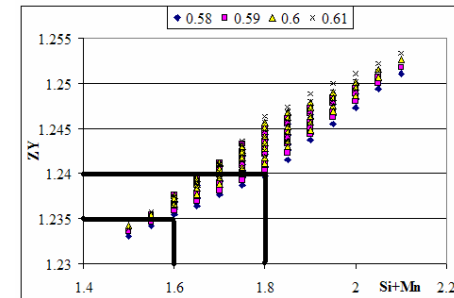


Рис. 6. Зависимость параметра зарядового состояния Z^Y углеродистых сталей для производства железнодорожных колес от их химического состава

Решение представленных неравенств реализовано в графическом виде (рис. 7). Граничным условиям соответствуют следующие значения элементов – для кремния 0,7–0,9 % и марганца 0,8–1,0 %.

Ограничения по углероду 0,55–0,6 % получаем из сопоставительного анализа его влияния на интегральный параметр Z^Y при обеспечении ограничения $1,6 \leq Si + Mn \leq 1,8$ (рис. 8).

Для уточнения диапазона изменения параметра Z^Y , обеспечивающего оптимальные прочностные свойства исследуемых сталей, дополнительно использовались лабораторные экспериментальные данные. В лабораторных условиях была произведена выплавка опытных сталей различного химического состава. С целью учета масштабного фактора кристаллизацию слитков производили в остывающей печи. Горячая пластическая деформация опытных слитков осуществлялась на прессе усилием 40 тс путем свободной осадки. Нагрев слитка под горячую пластическую деформацию производился до температуры $1\,240\text{ }^{\circ}\text{C}$. Величина деформации составляла 45 %. После деформации слитки охлаждали на воздухе. Термическая обработка опытных

проб представляла собой их повторный нагрев в аустенитную область, ускоренное охлаждение со скоростями близкими к скоростям охлаждения спреером в условиях колесопрокатного цеха на ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» с последующим отпуском при температуре 500 °С в течение двух часов. Результаты измерений скорости охлаждения опытных проб на воздухе показали, что она примерно соответствует скорости охлаждения обода колеса на вертикальной закалочной машине. Химический состав и механические свойства после указанной обработки приведены в таблице 4.

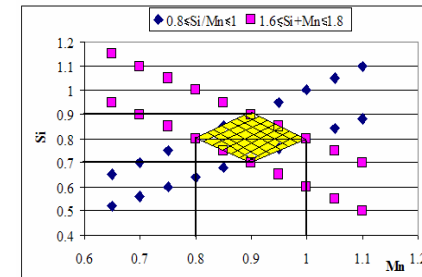


Рис. 7. Графическая интерпретация решения отношений $0,8 \leq \frac{Si}{Mn} \leq 1,0$ и $1,6 \leq Si + Mn \leq 1,8$

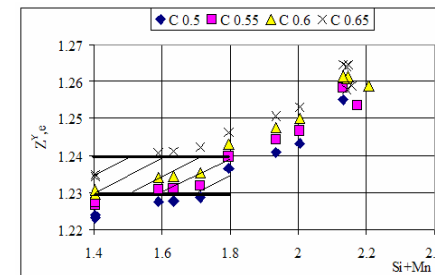


Рис. 8. Обоснование концентрации углерода при заданных ограничениях Z^Y от суммарного содержания кремния и марганца

Повышение содержания марганца в стали от 0,6 до 1,4 % , по данным [1; 3] сопровождается постепенным ростом прочностных характеристик. Повышение прочности вызвано следующими факторами: увеличением количества перлитной составляющей, повышением устойчивости аустенита, способствующей более глубокому его переохлаждению и образованию перлитных структур повышенной дисперсности, а также уменьшению количества избыточного феррита. Однако при повышении содержания марганца выше 1,2 % происходит резкое снижение пластических свойств и

ударной вязкости. Поэтому в работе пределы содержания марганца были ограничены 1,2 %.

Кроме того, для уточнения диапазона изменения параметра Z^Y был выполнен вычислительный эксперимент. Как следует из литературы [7], с повышением содержания легирующих элементов (Si, Mn и др.) физико-химический эквивалент Z^Y возрастает, а характер зависимости $\sigma_B, HB = f(Z^Y)$ имеет четко выраженный оптимум. Представленная на рисунке 9 зависимость позволяет уточнить ограничения по изменению интегрального параметра Z^Y с диапазоном [1,235–1,245(e)] для их использования в программном комплексе «Оптимизация» [5] в качестве базового граничного условия.

Таблица 4

Содержание основных химических элементов и механические свойства лабораторных экспериментальных сталей

№	Содержание, % масс.			Механические свойства		
	C	Si	Mn	$\sigma_B, \text{H/мм}^2$	$\delta, \%$	HB
1	0,57	1,27	0,78	1137	10	326
2	0,59	1,26	0,75	1147	9,8	331
3	0,57	1,31	0,8	1137	9	335
4	0,58	1,33	0,79	1078	4,7	341
5	0,57	0,97	1,46	1137	7	326
6	0,59	1,36	0,78	1166	6,5	345
7	0,57	1,73	0,79	1156	7,7	331
8	0,58	1,02	1,5	989	10,7	335

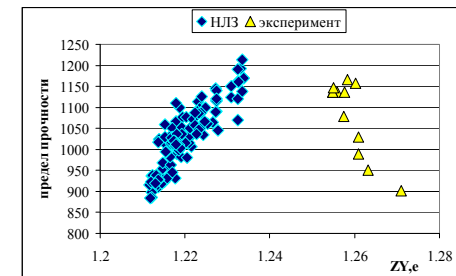


Рис. 9. Зависимость предела прочности от зарядового состояния Z^Y по данным текущих плавов НЛЗ и лабораторного эксперимента

При повышении содержания кремния в колесной стали до 1,7 % происходит рост прочностные характеристики и практически не изменяются пластические свойства. В некоторых работах также отмечается положительное влияние кремния на снижение чувствительности стали к тепловому воздействию. В работах [13] изучено влияние кремния на особенности структурных превращений в чугунах и сталях при кристаллизации отливок и слитков и их термической обработке. В частности,

объяснены структурные превращения, обусловленные внутрикристаллической ликвацией кремния. Показано, что в сталях за счет дендритной ликвации кремния содержание углерода в междуветвях дендритов снижается. Таким образом, присутствие в стали кремния может существенно влиять на распределение карбидной фазы. По нашему мнению, целесообразность введения кремния в вышеназванных пределах заключается в его упрочняющем действии на ферритную составляющую стали и в повышении равномерности распределения карбидных фаз в присутствии карбидообразующих элементов (например, ванадия, легко ликвирующего в междуветвях дендритов аустенита) [14].

Повышение термостойкости стали достигается легированием ванадием, при котором в структуре образуются дисперсные карбидные или интерметаллидные фазы большой устойчивости, не склонные к укрупнению при повышенных температурах. Ванадий более сильно упрочняет феррит, чем вольфрам и хром, и приближается по степени влияния на прочность к молибдену. Ванадий затрудняет коагуляцию карбидной фазы. Образование дисперсных равномерно распределенных карбидов, содержащих ванадий, и уменьшение диффузионной подвижности атомов углерода, вследствие присутствия в растворе ванадия, значительно повышают прочность стали с ванадием при повышенных температурах [14]. После отпуска стали при температурах 400–660 °С процессы карбидообразования развиваются довольно медленно, причем в металле присутствуют карбиды VC и Me₇C₃ в виде дисперсных выделений, упрочняющих сталь. Ванадий выбран для легирования также как элемент, эффективно измельчающий зеренную структуру стали.

Исходя из вышесказанного, в вычислительном эксперименте изменение основных элементов осуществлялось в следующих диапазонах: углерод: 0,5–0,7 %, кремний: 0,4–1,7 %, марганец: 0,6–1,5 %.

На рисунке 10 представлен фрагмент видеокадра работы программного комплекса «Оптимизация» с выдачей рекомендуемого (табл. 5) состава стали для железнодорожных колес в заданной системе ограничений.

Элементы				
Элемент	Группа	Min	Max	Рекоменд
C	общ	0.59	0.7	0.6000
Al	общ	0.01	0.03	0.0200
Si	общ	0.4	1.7	0.7591
P	общ	0.002	0.1	0.0502
S	общ	0.003	0.09	0.0464
Ti	общ	0.002	0.009	0.0055
V	общ	0.07	0.12	0.0951
Cr	общ	0.05	0.24	0.1459
Mn	общ	0.6	1.5	0.9517
Fe	общ	96.061	98.48	97.3865

Группы						
Группа	ZYmin	ZYmax	ZY	Dmin	Dmax	D
общ	1.235	1.245	1.24000	2.71	2.74	2.70999

Рис. 10. Кадр выходного документа решения задачи оптимизации

Таблица 5

Оптимальный состав и модельные параметры взаимодействия в стали для железнодорожных колес

Элемент	Диапазон изменения концентраций, % масс.	Оптимальная концентрация	Оптимальные модельные параметры
C	0,59–0,7	0,6	$Z^Y = 1,24$ $d = 2,709$
Si	0,4–1,7	0,76	
Mn	0,6–1,5	0,95	

Таким образом, в ходе выполнения исследований получены следующие **основные результаты**.

Обоснован выбор критериев, предложена методика и получены прогнозные модели для расчета критических температур превращений.

Установлены закономерности влияния химического состава на физико-механические свойства сталей для железнодорожных колес на уровне межатомного взаимодействия. На основе лабораторных исследований, вычислительного эксперимента и оптимизационных процедур программного комплекса «Оптимизация», а также графической интерпретации полученных зависимостей, определены оптимальные диапазоны изменения элементов матричной системы, обеспечивающие требуемые механические свойства железнодорожных колес, соответствующие ГОСТ 10791-2011: углерод (0,55–0,60 %); марганец (0,8–1,0 %); кремний (0,7–0,9 %).

Литература

1. Узлов И. Г. Колесная сталь / И. Г. Узлов, М. И. Гасик, А. Т. Есаулов и др. – К. : Техник, 1985. – 168 с.
2. Бабаченко А. И. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации и разработка рекомендаций по их уменьшению / А. И. Бабаченко // Сб. докл. Всемир. конгр. по железнодорожным колесам. – Кейптаун, ЮАР, 2010.
3. Узлов И. Г. Опытное-промышленное опробование высокопрочных легированных сталей для цельнокатаных железнодорожных колес / И. Г. Узлов, Т. В. Ларин, Н. Г. Мирошниченко и др. // Термическое упрочнение проката: сб. науч. тр. – Вып. 36. – М. : Металлургия, 1970. – С. 99–103.
4. Приходько Э. В. Информационно-математическое обеспечение оценки влияния химического состава на свойства готового проката / Э. В. Приходько, Д. Н. Тогобицкая, А. С. Козачёк, В. Г. Раздобреев, Л. А. Головки // Системные технологии: регион. межвуз. сб. науч. раб. – Вып. 3 (68). – Д., 2010. – С. 33–39.
5. Приходько Е. В. Інформаційно-аналітична система стабілізації властивостей прокату / Е. В. Приходько, Д. М. Тогобицька, О. С. Козачок // Металознавство та обробка металів. – К., 2011. – № 1. – С. 39–43.

6. Приходько Э. В. Металлохимия многокомпонентных систем / Э. В. Приходько. – М. : Металлургия, 1995. – 320 с.
7. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования стали и сплавов / Э. В. Приходько. – К. : Наукова думка, 1995. – 292 с.
8. Попов А. А. Изотермические и термомеханические диаграммы распада переохлажденного аустенита / А. А. Попов, Л. Е. Попова // Справочник термиста. – М. : Металлургия, 1965. – 496 с.
9. Романов П. В. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали / П. В. Романов, Р. П. Радченко // Атлас термокинетических диаграмм. – Новосибирск, 1960.
10. Винокур Б. В. Структура конструкционной легированной стали. /Б. В. Винокур, В. Л. Пилушенко, О. Г. Касаткин. – М. : Металлургия, 1973. – 215 с.
11. Махненко В. И. Компьютерное моделирование сварочных процессов / В. И. Махненко // В сб. Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя.– К. : Наукова думка, 1998. – С. 108–127.
12. Приходько Э. В. Выявление скрытых закономерностей при прогнозировании критических температур доэвтектоидных сталей / Э. В. Приходько, Л. А. Головки // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2003. – № 6. – С. 237–244.
13. Малиночка Я. Н. Дендритная ликвация кремния в сталях / Я. Н. Малиночка // Сталь. – 1958. – № 12. – С. 1130–1132.
14. Голиков И. Н. Ванадий в стали / И. Н. Голиков, М. И. Гольдштейн, И. И. Мурзин. – М. : Металлургия, 1968. – 291 с.

УДК: 669.141.24:669.14.018.294.3

Концептуальные основы выбора химического состава стали для железнодорожных колес / А. И. Бабаченко, Д. Н. Тогобицкая, А. С. Козачок, Л. А. Головки, А. А. Кононенко, А. В. Кныш // *Материалознавство та термічна обробка металів : науков. та інформ. журнал / Д / : ДВНЗ ПДАБА, 2014. – № 4. – С. – – Табл. 5. – Рис. 10.– Бібліогр. : (14 назв.)*

В работе установлены закономерности влияния химического состава сталей для железнодорожных колес на их механические свойства с помощью комплексных физико-химических критериев состава. На основе результатов лабораторных экспериментов и аналитических расчетов даны рекомендации по оптимизации химического состава стали для железнодорожных колес с повышенной стойкостью к образованию эксплуатационных дефектов на поверхности катания.

В роботі встановлено закономірності впливу хімічного складу сталей для залізничних коліс на їх механічні властивості за допомогою комплексних фізико-хімічних критеріїв складу. На основі результатів лабораторних експериментів і аналітичних розрахунків дано рекомендації щодо оптимізації хімічного складу сталі для залізничних коліс з підвищеною стійкістю до утворення експлуатаційних дефектів на поверхні кочення.

In the work the regularities of the influence of the chemical composition of steels for railway wheels on their mechanical properties by means of complex physical and chemical composition criteria. Based on the results of laboratory experiments and of analytical calculations give the recommendations to the chemical composition of steel railway wheels particularly resistant to the formation of defects on the performance of the rolling surface.