

УДК 621.039 + 519.28

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

*Беломытцев М.Ю., д.т.н., профессор кафедры металловедения
и физики прочности (myubelom@yandex.ru)*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. Для прогнозирования химического состава жаропрочных высокохромистых сталей с ферритно-мартенситной структурой (ХФМС) (с числом легирующих элементов до 10 и таким же числом параметров технологии получения и термической обработки) необходима математическая модель. В настоящей работе проведен поиск зависимостей предела текучести и предела прочности ХФМС от содержания легирующих элементов и температуры испытания без анализа технологических факторов ввиду их однотипности. Анализ проведен на базе совокупности экспериментальных данных, включающих в себя 63 испытания на растяжение при 20 – 720 °С образцов из 10 марок сталей. Предложены регрессионные мультипликативные зависимости, учитывающие через соответствующие сомножители в экспоненциальной и степенной форме твердорастворное и дисперсионное упрочнение, общее температурное разупрочнение стали, содержание углерода, суммарное содержание молибдена и вольфрама, упрочняющее воздействие марганца. Оценки влияния азота и кремния на прогнозные характеристики прочности показали, что сомножитель, учитывающий влияние азота, улучшает модель и является необходимым в общей формуле, а введение в модель сомножителя, учитывающего содержание кремния, модель ухудшает. Введение сомножителя от кремния в формулу может оказаться необходимым при анализе сталей с повышенным содержанием кремния (типа ЭП-823). Экспериментальный факт тесной связи пределов текучести и пределов прочности для исследуемых ХФМС сталей позволил использовать найденную для предела текучести форму уравнения и прогноза для предела прочности, отличающуюся лишь коэффициентами при переменных. Отклонение рассчитанных модельных пределов текучести и пределов прочности от экспериментальных составляет 13 – 18 %. Приведен пример анализа поведения предела текучести сталей с экспериментальными химическими составами. Показано, что найденные зависимости для предела текучести и предела прочности являются устойчивыми по отношению к увеличению размеров матрицы экспериментальных данных: с ростом числа опытов от 94 и выше коэффициент вариации V монотонно снижается вплоть до максимального размера массива в 299 опытов.

Ключевые слова: математическое моделирование, многофакторный анализ, нелинейная регрессия, ферритно-мартенситные стали, предел текучести, предел прочности, химический состав.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-6-458-468

ВВЕДЕНИЕ

Для прогнозирования химического состава жаропрочной стали необходима математическая модель зависимости прочностных свойств от содержания легирующих компонентов, условий термообработки и температуры эксплуатации. Построение корректной модели, учитывающей все факторы, на основе физико-химических предпосылок затруднительно из-за многомерности этой задачи. Кроме того, априори невозможно предусмотреть кооперативное влияние легирующих элементов на служебные характеристики стали. Например, экспериментально обнаружено, что при упрочнении молибденом хромистых ферритно-мартенситных сталей (ХФМС) с 12 %-ным содержанием хрома необходимо учитывать содержание вольфрама, так как превышение оптимального суммарного содержания этих элементов может привести к ухудшению прочностных свойств [1 – 4].

Методы многофакторного статистического анализа позволяют оценить в первом приближении характер и степень влияния химических элементов на проч-

ность [5]. Так, при помощи метода главных компонент (МГК) [6] были получены линейные регрессионные уравнения, связывающие предел текучести и содержание компонентов ферритно-мартенситной стали при комнатной и высокой температуре [7].

Компьютерные эксперименты, проводимые на основе экспериментально-статистических моделей, выявляют тенденции в оптимальном перераспределении содержания легирующих элементов [8 – 12]. В частности, нейросетевое моделирование прочностных и пластических свойств ХФМС повышенной жаропрочности показало необходимость повышения содержания марганца при снижении содержания ниобия. Расчетные выводы получили экспериментальное подтверждение [13, 14], что доказывает необходимость применения компьютерных методов решения обратных задач при разработке сталей с заданными свойствами.

ЦЕЛЬ РАБОТЫ

В представляемой работе проведен анализ данных измерения предела текучести и предела прочности но-

вых ХФМС, в результате которого разработаны нелинейные регрессионные уравнения зависимости предела текучести и предела прочности от содержания легирующих элементов и температуры испытания.

Рассмотрены характеристики прочности, получаемые при испытании на растяжение, поскольку в ряду всех показателей конструкционной прочности эти характеристики являются первыми из анализируемых.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ПРОЦЕДУРЫ

Первичный массив экспериментальных данных включал 63 строки (табл. 1 – 3), каждая из которых содержит информацию о температуре испытания (t , °C), химическом составе ($C_{эл}$, % (по массе)), величине предела текучести и предела прочности ($\sigma_{0,2}$, σ_b , МПа) образцов экспериментальных сталей. В этих сталях номенклатура легирующих элементов назначалась из числа тех, которые используют в аналогичных промышленных сталях типа ЭП-450, ЭП-823, ЭП-900, ЧС-139. Мотивировка назначения уровней легирования раскрыта далее. Образцы на растяжение плоской формы с

размерами рабочей части $22 \times 3 \times 1$ мм вырезали из листа, полученного горячей прокаткой прутка сечением 16×16 мм на лист толщиной 2 мм с последующей механической шлифовкой с каждой поверхности 0,5 мм. Образцы подвергали нормализации от 1050 – 1100 °C с выдержкой 20 мин и последующему отпуску в Ag при 720 °C в течение 2 ч с итоговым охлаждением на воздухе. Испытания на растяжение проводили на воздухе при 20 – 720 °C со скоростью ~10 %/мин.

АНАЛИЗ ЛИТЕРАТУРНЫХ ДАННЫХ

С 1960 по 2018 г. опубликованы данные об индивидуальном влиянии на характеристики холодной и горячей прочности и сопротивление ползучести всех элементов, используемых в качестве легирующих или представляющих интерес с этой точки зрения для ХФМС. Приводимые экспериментальные данные часто противоречивы. В качестве базовых автором использованы сведения из монографий К.А. Ланской [1, 15] и отечественных монографий того же периода [16, 17], остающихся наиболее авторитетными источниками ин-

Таблица 1

Результаты механических испытаний экспериментальных ХФМС

Table 1. Results of mechanical tests of experimental HFMS

Номер опыта	Номер стали (плавки)	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	T , °C	Номер опыта	Номер стали (плавки)	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	T , °C	Номер опыта	Номер стали (плавки)	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	T , °C
1	1	682	787,0	20	22	5	174	195,0	710	43	7	143	158,3	720
2		627	668,0	300	23		190	200,0	720	44	8	287	510,0	20
3		535	584,0	400	24		378,8	465,4	300	45		81	122,0	720
4		226	257,0	720	25		347,8	439,1	400	46		205,2	402,3	300
5	2	592	722,0	20	26		358,6	415,5	500	47		28,8	384,6	400
6		500	570,0	300	27		253,3	286,4	600	48		243,6	335,7	500
7		390	409,0	400	28		154,1	159,5	700	49		171,9	263,0	600
8		184	209,3	720	29		145,2	148,1	720	50		115,8	145,6	700
9	3	653	756,0	20	30	6	500	660,0	20	51	9	510,2	688,6	20
10		562	590,0	300	31		150	160,0	720	52		533,7	621,7	300
11		491	537,0	400	32		437,7	569,8	300	53		521,2	565,9	400
12		186	213,0	720	33		410	512,2	400	54		426,5	481,5	500
13	4	586	721,0	20	34		399,5	439,7	500	55		279,1	297,3	600
14		517	567,0	300	35		317	365,3	600	56		160	171,2	700
15		489	555,0	400	36		251,2	262,9	700	57		125	142,9	720
16		221	235,8	720	37		424,4	594,9	20	58	10	635,9	794,0	20
17	5	417	568,0	20	38	7	309,1	374,9	300	59		578,2	759,7	300
18		462	604,0	25	39		316,7	444,7	400	60		524,2	630,9	500
19		400	512,0	300	40		281,9	384,2	500	61		359,5	409,2	600
20		349	427,0	500	41		239,5	285,6	600	62		220,4	245,9	700
21		277	321,0	600	42		146,3	171,0	700	63		156,4	186,3	720

Таблица 2

Химический состав экспериментальных сталей (Al, Cu – как примесные элементы)

Table 2. Chemical composition of experimental steels (Al, Cu – as impurity elements)

Номер п/п	Химический состав, % (по массе)													
	C	Mn	Cr	Ni	Si	Mo	W	V	Nb	B	Ta	Ti	Zr	Ce
1	0,165	0,260	12,25	0,110	0,230	1,240	0,015	0,110	0,24	0,0048	0,075	0,0018	0,011	0,0005
2	0,120	1,200	11,90	0,260	0,500	1,260	0,071	0,310	0,35	0,0032	0,010	0,0046	0,013	0,0010
3	0,130	1,980	11,72	0,280	0,480	0,110	0,061	0,300	0,03	0,0036	0,015	0,0023	0,013	0,0030
4	0,120	0,300	12,17	0,110	0,170	1,280	0,051	0,120	0,26	0,0090	0,008	0,0039	0,013	0,0020
5	0,089	0,360	12,25	0,100	0,200	0,015	3,170	0,170	0,36	0,0050	0,010	0,0040	0,017	0,0010
6	0,105	0,035	11,75	0,200	0,210	1,700	0,001	0,120	0,35	0,0040	0,007	0,0040	0,011	0,0004
7	0,100	0,930	14,10	0,100	0,200	1,660	1,150	0,210	0,32	0,0030	0,010	0,0030	0,016	0,0010
8	0,135	1,330	12,30	0,125	0,545	1,590	2,105	0,305	0,34	0,0035	1,380	0,0042	0,017	0,0080
9	0,110	2,400	11,50	0,260	0,480	0,015	0,630	0,320	0,01	0,0060	0,005	0,0030	0,010	0,0015
10	0,170	0,660	10,00	0,610	1,180	0,810	0,630	0,290	0,32	0,0063	0,015	0,0051	0,013	0,0015

Таблица 3

Границы варьирования легирующих элементов, % (по массе)

Table 3. Boundaries of the variation of alloying elements, (% mass.)

Легирующий элемент	C	Mn	Cr	Ni	Si	Mo	W	V	Nb	Ti	Zr	Ce	B	Ta	N
Минимальное содержание	0,089	0,26	10,0	0,10	0,17	0,015	0,001	0,11	0,01	0,002	0,01	0,001	0,003	0,01	0,015
Максимальное содержание	0,180	2,40	14,1	0,61	1,18	1,800	3,170	0,32	0,36	0,100	0,07	0,020	0,006	1,38	0,050
Предельный уровень	0,230	5,00	15,00	1,50	2,00	2,000	3,500	0,50	0,50	0,150	0,15	0,030	0,009	1,50	0,060

формации по данной тематике до настоящего времени. Данные «второго уровня» – из зарубежных монографий [2, 3, 18], данные «третьего уровня» – современные отечественные и зарубежные периодические издания [19 – 25]. Для примера, для основного легирующего элемента (хрома) зарубежные исследователи считают оптимальным его содержание на уровне 7 – 9 % (сплавы типа Eurofer 97, 9Cr2WVTa, CLAM, JLF), тогда как в отечественной промышленности используются сплавы с содержанием хрома 11,5 – 13,5 % (ЭП-450, ЭП-823, ЧС-139) [26 – 27]. Авторами [1] и [28] на основе экспериментальных исследований сформулированы рекомендации по оптимальному содержанию некоторых легирующих элементов в ХФМС. По этим данным содержание вольфрама в хромокремнистой малоуглеродистой стали не должно превышать 1 % (по массе), а молибдена – 1,5 % (по массе). Оптимальная добавка ванадия в такие стали составляет 0,1 % (по массе), ниобия – 0,4 % (по массе). В этой же работе подчеркивается, что комплексное легирование вольфрамом, молибденом, ванадием и ниобием в оптимальных количествах более эффективно, чем введение их в состав стали по отдельности и в других (больших) количествах. В работе [1] утверждается, что оптимальное совместное содержание вольфрама и молибдена в ХФМС с 12 %-ным содержанием хрома равно 0,65 % (по массе). Взаимообусловленное легирование может приводить к возникновению упрочняющих интерметаллидных фаз, например Fe_2W , Fe_2Mo , $\text{Fe}_2(\text{Mo}, \text{W})$ и карбидов различного состава [1], чем авторы и объясняют повышение жаропрочности.

Из нейросетевых расчетов [8, 29] следует, что оптимизация химического состава ХФМС должна идти в направлении повышения содержания марганца и согласованному уменьшению содержания ниобия.

Добавка в химическую композицию ХФМС кремния до 0,8 % (по массе) упрочняет сталь, превышение этой пороговой величины может ухудшить жаропрочные свойства [1, 30], никель также демонстрирует двойное влияние на прочностные характеристики [1, 31].

Не очевидным является влияние на характеристики прочности ХФМС меди, тантала, циркония, бора, кремния, никеля [32]. Однако эти элементы активно используют в качестве легирующих в ХФМС по тем или иным причинам.

В области малых концентраций такие легирующие элементы, как С, N, V, Nb, Mo, W, Si имеют положительные коэффициенты концентрационного упрочнения K_s в парных сплавах с железом [32 – 35] (0,450; 0,130; 0,005; 0,030; 0,020; 0,030; 0,030 соответственно). Поэтому в математической модели должна присутствовать часть, отвечающая за твердорастворное упрочнение. В качестве таковой автором была взята суммарная атомная доля легирующих элементов. Линейная зависимость $\sigma_{0,2}$ от K_s при больших концентрациях легирующих элементов ослабевает и может менять свой знак на противоположный.

Анализ результатов испытаний на сжатие при 20 – 720 °С с определением предела текучести показал, что из всех проанализированных параметров, характеризующих уровень легированности сталей и их электронное строение (как то сумма легирующих элементов в разном представлении, количество электронов связи, параметр электронного строения Md , сумма валентных электронов), слабая зависимость для предела текучести есть лишь от числа электронных дырок (которая характеризует легированность стали элементами с незаполненными sp -3 оболочками) [36 – 38]. Предел текучести сталей снижается с ростом числа электронных дырок D , т. е. с уменьшением степени легированности элементами с незаполненными sp -3 оболочками или, что то же самое, с уменьшением количества элементов 6 – 8 периодов таблицы Д.И. Менделеева (рис. 1). Это позволило автору ввести в математическую модель сомножитель, учитывающий этот параметр через соответствующее суммирование показателя числа электронных дырок для легирующих элементов в стали. Теория этого вопроса изложена в работе Л. Полинга [38], а пример успешного использования данной концепции применительно к анализу стабильности структурны жаропрочных никелевых сплавов – в работах Симса Ч., Хагеля В. [36] и Логунова А.В. [37].

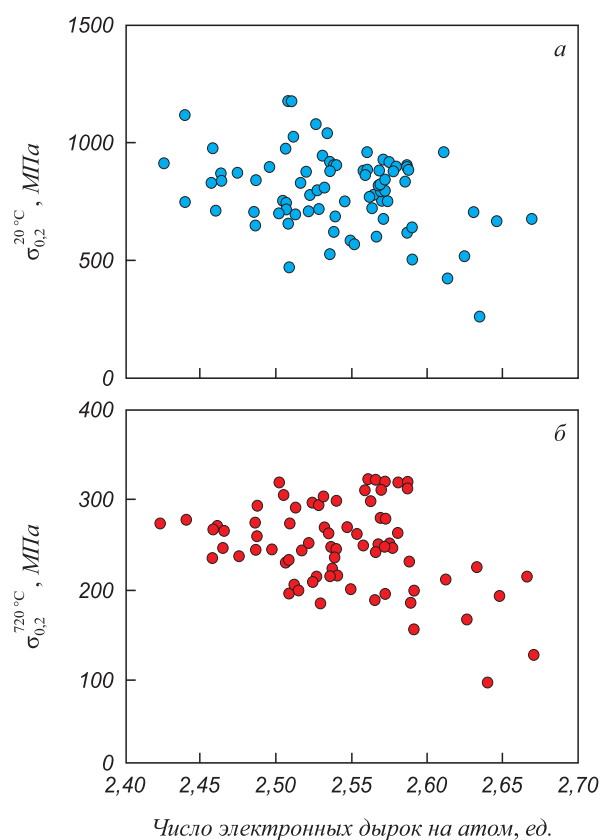


Рис. 1. Связь электронного строения ХФМС и предела текучести при сжатии при температуре 20 (а) и 720 °С (б)

Fig. 1. Relation between HFMS electronic structure and yield strength under compression at 20 (a) and 720 °C (b)

По результатам литературного анализа была сделана попытка создания математической модели, учитывающей влияние на прочность следующих основных (по мнению автора) легирующих элементов: углерода, марганца, молибдена, вольфрама, а также интегральных параметров, описывающих химический состав.

ПОСТРОЕНИЕ РЕГРЕССИОННОЙ ЗАВИСИМОСТИ

Разработка математической модели осуществлялась на основе данных о пределе текучести и основывалась на следующих критериях:

- Согласие с известными экспериментальными и расчетными сведениями о характере влияния легирующих элементов на предел текучести.

- Наилучшая сходимость расчетных $\sigma_{0,2}^{\text{расч}}$ и экспериментальных $\sigma_{0,2}^{\text{эксп}}$ значений предела текучести.

- Минимальное число модельных коэффициентов.

Исходя из этих требований, разработана мультипликативная модель зависимости предела текучести от температуры и содержания легирующих элементов. Для ее сомножителей выбрана экспоненциальная (кроме сомножителя, учитывающего влияние углерода) форма уравнений связи. Модель представляется в виде

$$\sigma_{0,2} = X_1 X_2 \sigma' \sigma_C \sigma_{\text{Mo} + \text{W}} \sigma_{\text{Mn}}, \quad (1)$$

где сомножители выглядят как

$$X_1 = \exp[-0,01(-0,7 + at)^{2,0}], \quad (2)$$

$$X_2 = \exp[-0,01(3,5 + D)^{2,0}], \quad (3)$$

$$\sigma' = \exp(739 - t)^{0,156}, \quad (4)$$

$$\sigma_C = 100C_C^{0,39}, \quad (5)$$

$$\sigma_{\text{Mo} + \text{W}} = \exp\{-0,072[1,76 - (1,76C_{\text{Mo}} + C_{\text{W}})]^{2,0}\}, \quad (6)$$

$$\sigma_{\text{Mn}} = \exp[-0,04(2,3 - C_{\text{Mn}})^{2,0}]. \quad (7)$$

Сомножитель (2) задает зависимость прочности от общего содержания (в атомных долях) легирующих элементов в стали и учитывает твердорастворное упрочнение. Сомножитель (3) описывает склонность сплава к образованию в его структуре химических соединений через учет количества электронных дырок. Зависимость (4) описывает общее температурное разупрочнение стали, которое резко ускоряется в районе температур 450 – 600 °С. На рис. 2, а представлена экспериментальная зависимость предела текучести сталей различного химического состава от температуры испытания.

Выражение (5) отражает влияние содержания углерода и носит затухающий характер по мере роста его содержания. Сомножитель (6) лимитирует суммарное

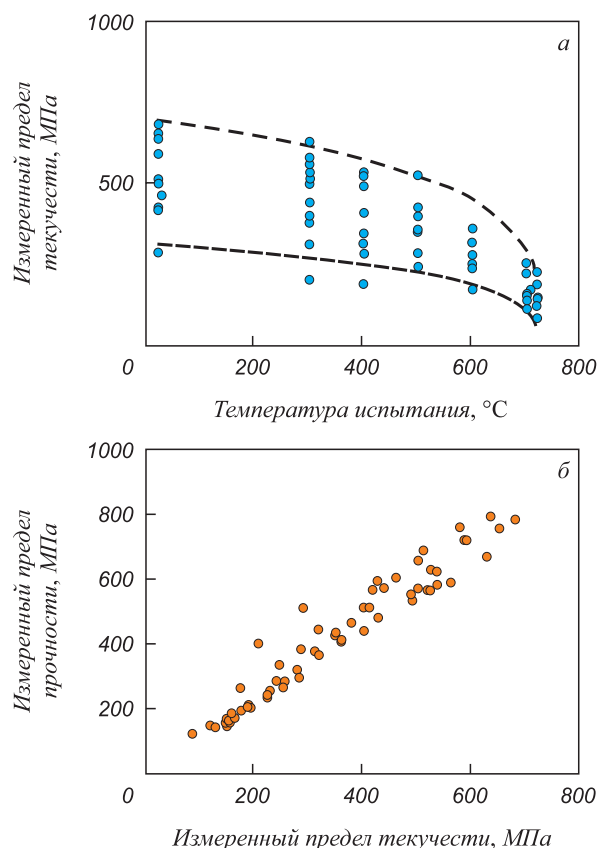


Рис. 2. Экспериментальные зависимости механических свойств ХФМС:

а – зависимость предела текучести от температуры испытания (пунктиром показаны огибающие экспериментальные данные); б – соотношение между экспериментальными пределами прочности и пределами текучести ХФМС

Fig. 2. Experimental dependences of mechanical properties of HFMS: а – dependence of yield strength on the test temperature (dashed lines show the envelopes of the experimental data); б – ratio between the experimental tensile and yield strengths of HFMS

содержание молибдена и вольфрама. Выражение (7) учитывает упрочняющее воздействие марганца.

В качестве статистических характеристик использовались [39] корень квадратный из суммы квадратов отклонений, нормированной на число измерений

$$Q = \sqrt{\frac{(\sigma_{0,2}^{\text{расч}} - \sigma_{0,2}^{\text{эксп}})^2}{n - 1}} \text{ в МПа, коэффициент вариации}$$

$$V = \frac{100Q}{(\sigma_{0,2}^{\text{эксп}})_{\text{среднее}}} \text{ в \% и средний модуль относительного}$$

$$\text{отклонения } \varepsilon = 100 \frac{\sum \frac{\sigma_{0,2}^{\text{расч}} - \sigma_{0,2}^{\text{эксп}}}{\sigma_{0,2}^{\text{эксп}}}}{n} \text{ в \% (n – полное число опытов).}$$

Коэффициенты уравнений (2) – (7) найдены численными методами по признаку минимума показателя Q .

В табл. 4 приведены значения Q , V и ε при различном числе сомножителей, описывающих предел текучести.

Таблица 4

Статистические характеристики в зависимости от формы регрессионного уравнения

Table 4. Statistical characteristics depending on the regression equation form

Вид регрессии	ε , %	V , %	Q , МПа
$\sigma_{0,2} \sim \sigma'$	24,1	27,3	94,9
$\sigma_{0,2} \sim \sigma' \sigma_C$	22,0	25,0	88,0
$\sigma_{0,2} \sim X_1 X_2 \sigma' \sigma_C$	16,9	20,6	88,6
$\sigma_{0,2} \sim X_1 X_2 \sigma' \sigma_C \sigma_{Mn}$	14,2	18,6	68,5
$\sigma_{0,2} = X_1 X_2 \sigma' \sigma_C \sigma_{Mo+W} \sigma_{Mn}$	14,3	16,8	58,4
$\sigma_{0,2} = X_1 X_2 \sigma' \sigma_C \sigma_{Mo+W} \sigma_{Mn} \sigma_N$	12,3	16,6	57,6
$\sigma_{0,2} = X_1 X_2 \sigma' \sigma_C \sigma_{Mo+W} \sigma_{Mn} \sigma_{Si} \sigma_N$	15,0	18,1	62,9

Из табл. 4 видно, что предложенная модель (1) удовлетворительно аппроксимирует исходные данные с ошибкой 14,3 %. В работе сделана попытка расширить полученную модель введением в нее зависимостей от азота (целенаправленного варьирования его содержания в сталях не делали) и кремния. Результаты показывают (см. табл. 4), что множитель, учитывающий влияние азота, улучшает модель и является необходимым в общей формуле, а введение в модель множителя, учитывающего содержание кремния, модель ухудшает. Введение множителя от кремния в формулу может оказаться необходимым при анализе сталей с повышенным содержанием кремния (типа ЭП-823), но для этого должна быть сформирована другая база исходных данных на сталях с соответствующими химическими составами.

На рис. 3, а представлена взаимосвязь экспериментальных пределов текучести и рассчитанных по пред-

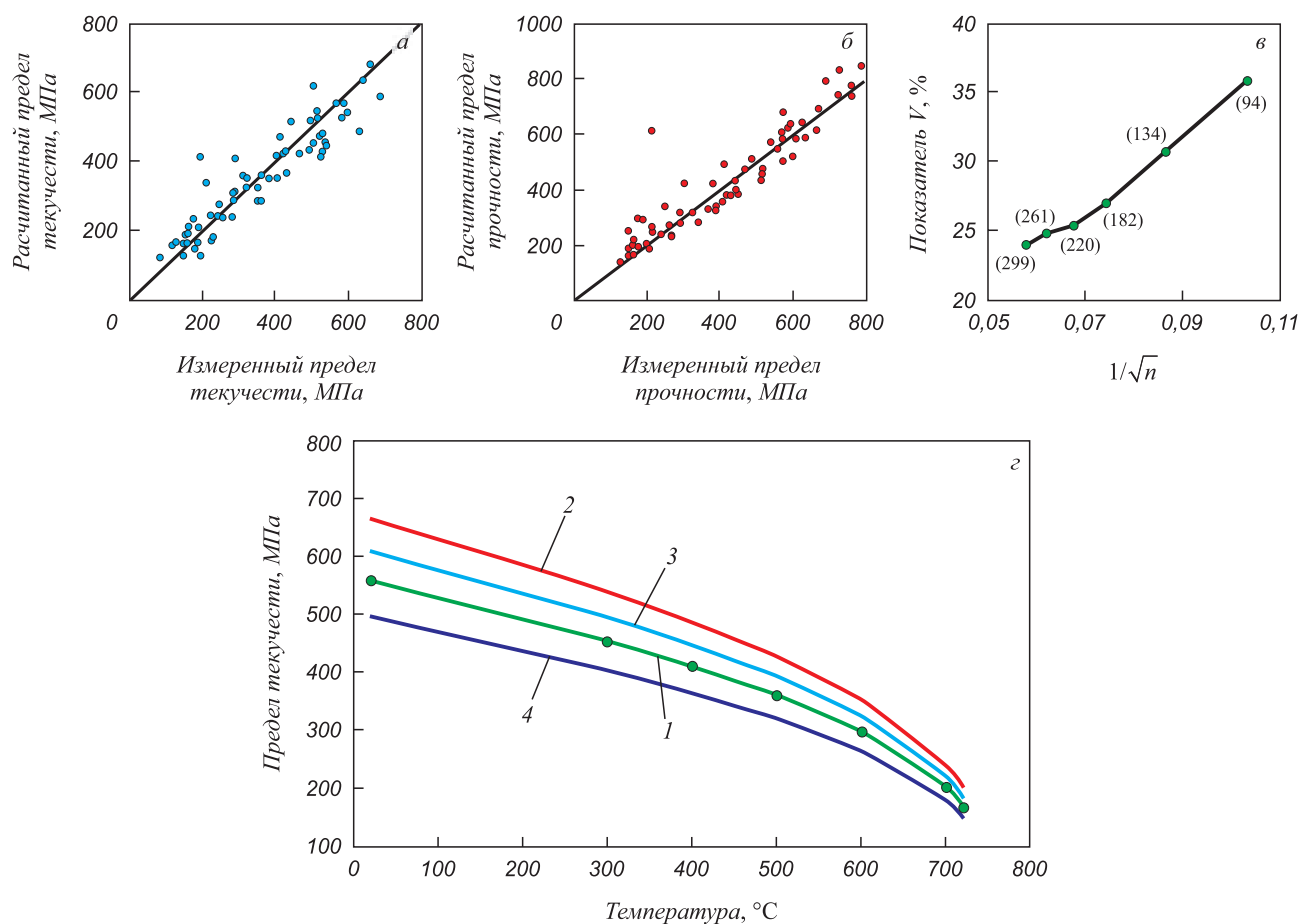


Рис. 3. Прогностическо-статистический анализ моделей: сравнение экспериментальных и расчетных значений пределов текучести (а) и пределов прочности (б); в – зависимость относительной ошибки прогноза для предела текучести от размера матрицы экспериментальных данных (приведена обратная величина от корня квадратного из этого числа), числа около экспериментальных точек – число опытов в данной серии; г – расчетные (по уравнению (1)) температурные зависимости предела текучести при различном химическом составе, цифры у кривых соответствуют составам А(1), Б(2), В(3), Г(4) из табл. 5

Fig. 3. Predictive and statistical analysis of the models: comparison of experimental and calculated values of yield (а) and tensile strengths (б); в – dependence of the relative forecast error for yield strength on the size of experimental data matrix (reciprocal of the square root of this number is given); numbers near the experimental points – the number of experiments in this series; г – calculated (according to the equation 1) temperature dependences of yield strength at different chemical composition; numbers of the curves correspond to compositions А(1), Б(2), В(3), Г(4) from the table 5

Химический состав прогнозируемых сталей

Table 5. Chemical composition of the predicted steels

Номер п/п	Химический состав, % (по массе)																
	C	Mn	Cr	Ni	Si	Mo	W	V	Nb	B	Ta	Ti	Zr	Ce	Al	N	Cu
А	0,16	0,5	12	0,10	0,5	0,50	0,50	0,3	0,30	0,006	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,01	0,001
Б	0,18	2,5	13	0,01	0,5	0,50	0,50	0,1	0,01	0,006	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,01	0,001
В	0,22	2,5	13	0,01	0,5	0,75	1,25	0,1	0,30	0,006	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,01	0,001
Г	0,18	5,0	13	0,01	0,5	0,50	0,50	0,1	0,01	0,006	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,01	0,001

лагаемой модели (1), из чего видно, что данные располагаются вдоль прямой, идущей под углом 45°. Это говорит о высоком значении коэффициента корреляции между этими величинами.

Экспериментальный факт тесной связи пределов текучести и пределов прочности для исследуемых ХФМС сталей (рис. 2, б) позволил применить такой же подход к нахождению уравнения связи предела прочности с температурой и содержанием легирующих элементов в сталях. Форма уравнения для предела прочности осталась той же, что и для предела текучести вида (1). Формулы незначительно отличаются лишь коэффициентом при (% C), а именно

$$\sigma_b = \exp[-0,011(-0,8 + at)^{2,0}] \times \exp[-0,01(3,5 + D)^{2,0}] (745 - t)^{0,156} 130(\% C)^{0,4} \times \exp\left\{-0,074[1,75 - (1,75C_{Mo} + C_W)]^{2,0}\right\} \times \exp\left\{-0,04[2,3 - (\% Mn)^{2,0}]\right\}. \quad (8)$$

Сопоставление рассчитанных по формуле (8) и экспериментальных значений пределов прочности экспериментальных ХФМС приведено на рис. 3, б. Статистические характеристики для этого случая составили 77,2 (S, МПа), 18 (V, %), 17 (ε, %).

Найденное выражение для предела текучести

$$\sigma_{0,2} = \exp[-0,01(-0,7 + at)^{2,0}] \times \exp[-0,01(3,5 + D)^{2,0}] (739 - t)^{0,156} 100(\% C)^{0,39} \times \exp\left\{-0,072[1,76 - (1,76C_{Mo} + C_W)]^{2,0}\right\} \times \exp\left\{-0,04[2,3 - (\% Mn)^{2,0}]\right\} \quad (9)$$

является устойчивым по отношению к увеличению размеров матрицы экспериментальных данных. Начиная с числа опытов 94 и более, коэффициент вариации V монотонно снижается вплоть до максимального размера массива в 299 опытах (рис. 3, б; увеличение чис-

ла опытов соответствовало переходу к новым этапам исследования). Такое поведение коэффициента вариации характерно для величин, имеющих распределение Пуассона.

Уравнения (8) и (9) справедливы для сталей, в которых содержание легирующих элементов находится в пределах значений, представленных в табл. 3 (строки 1 и 2). При этом статистические характеристики, оценивающие его адекватность, минимальны. Превышение этих концентраций до уровня, указанного в строке 3 табл. 3, ухудшает статистические характеристики примерно в 2 раза. Для больших отклонений от указанного диапазона варьирования работоспособность модели не анализировалась. Уравнение (9) может быть использовано для поиска оптимального химического состава жаропрочной стали ферритно-мартенситного класса с 12 % хрома и различными микролегирующими добавками. На рис. 3, г представлены температурные зависимости предела текучести при исходном (состав А из табл. 5; в нем содержание легирующих элементов является характерным и усредненным для промышленных сталей ЭП450, ЭП823, ЧС159, но при этом не обеспечивающим максимальную жаропрочность) и модифицированных химических составах, отличающихся от базового:

- повышенным содержанием марганца и хрома и пониженным содержанием никеля, ниобия и ванадия (Б);
- чрезмерным повышением содержания молибдена и вольфрама одновременно (В);
- чрезмерным содержанием марганца (Г).

Видно, что при увеличенном содержании углерода и оптимальном содержании марганца, хрома, молибдена и вольфрама при сниженном содержании никеля, ниобия, ванадия прочность повышается во всем температурном диапазоне. Большие количества марганца (5 %), как и молибдена с вольфрамом (2 % в сумме) прочность снижают.

Полученное уравнение (9) использовалось для проведения расчетов по определению влияния некоторых легирующих элементов на предел текучести ферритно-мартенситных сталей при 700 °С. В качестве модельного выбран химический состав А из табл. 5. Для этого

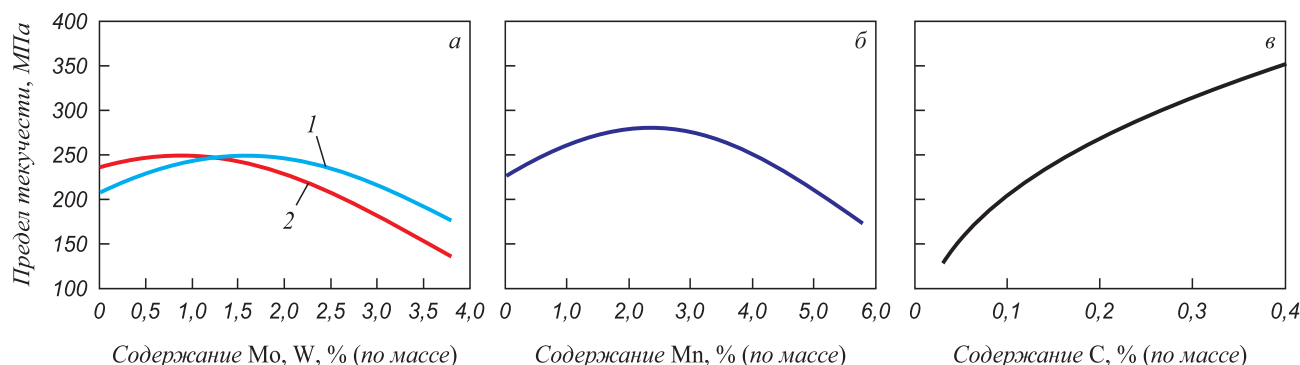


Рис. 4. Расчетные зависимости предела текучести от содержания:
а – вольфрама (при $C_{Mo} = 0,1$ % (по массе) (1) и при $C_{Mo} = 0,5$ % (по массе) (2)); б – марганца; в – углерода

Fig. 4. Calculated dependences of the yield strength depending on the content of:
а – tungsten at $C_{Mo} = 0.1$ (% mass.) (1) and $C_{Mo} = 0.5$ (% mass.) (2); б – manganese; в – carbon

состава проведен анализ парного влияния элементов, входящих в уравнения (1) – (7), на предел текучести при 700 °С. На рис. 4, а показаны рассчитанные по уравнению (1) кривые, демонстрирующие изменение предела текучести при варьировании содержания вольфрама и молибдена при различном их содержании. На рис. 4, б, в показаны аналогичные зависимости при изменении содержания марганца и углерода.

Из рис. 4, а видно, что влияние Mo и W экстремально и максимальное упрочнение достигается в районе 2 % их совместного эквивалентного содержания.

Рис. 4, б показывает, что с ростом содержания марганца прочность увеличивается вплоть до $C_{Mn} \approx 2$ %, после чего начинает снижаться. Данные [40, 41] близки к полученным результатам. Из рис. 4, в видно, что в целом с ростом содержания углерода в исследованных пределах $\sigma_{0,2}$ при 700 °С растет, но скорость увеличения предела текучести постоянно снижается. По мнению авторов работ [1], [42] содержание углерода в ХФМС с 12 % хрома не должно превышать 0,2 % (по массе). Практически к такому же результату привели авторов [8] расчеты по нейросетевой модели пластичности ХФМС. Опыты, проведенные в данной работе по испытанию на сжатие образцов сталей с содержанием углерода 0,09, 0,24 и 0,35 % показали, что при температурах испытаний 20 – 550 °С повышение содержания углерода в указанных пределах ведет к постоянному росту предела текучести (700, 1100, 1400 МПа соответственно). Однако при 720 °С рост предела текучести с увеличением содержания углерода сверх 0,18 % менее значим (305, 320, 335 МПа для тех же позиций). По мнению автора, с учетом данных испытаний на ползучесть, оптимальное содержание углерода в составе ХФМС с 12 % хрома должно быть на уровне 0,2 % (по массе).

Выводы

Проведен анализ предела текучести и предела прочности опытных сталей ферритно-мартенситного класса

с 12 % хрома, в результате которого разработаны адекватные нелинейные регрессионные уравнения, связывающие предел текучести и предел прочности с температурой испытания, обобщенными показателями химического состава и содержанием углерода, марганца, молибдена и вольфрама в составах новых сталей. Показана принципиальная возможность поиска химического состава стали с повышенной жаропрочностью при помощи найденных уравнений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ланская К.А. Высокохромистые жаропрочные стали. – М.: Металлургия, 1976. – 216 с.
2. High chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications / R. Klueh, D. Harries eds. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2001. – 217 p.
3. 9-12Cr Heat-Resistant Steels / Yan Wei, Wang Wei, Shan Yiyin etc. – Springer. Ser.: Engineering Materials, 2015. – 223 p.
4. Structural materials for liquid metal cooled fast reactor fuel assemblies: operational behaviour. – Vienna: International Atomic Energy Agency, 2012. – 87 p.
5. Горский В.Г. Прикладная математическая статистика – наш профиль // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1997. № 1. С. 96 – 100.
6. Дубров А.М. Обработка статистических данных методом главных компонент. – М.: Статистика, 1978. – 135 с.
7. Рачков В.И., Беломытцев М.Ю., Конобеев Ю.В. и др. Анализ предела текучести ферритно-мартенситной стали методами нейросетевого моделирования и главных компонент // Вопросы материаловедения. 2014. № 1(77). С.11 – 19.
8. Образцов С.М., Биржевой Г.А., Конобеев Ю.В. и др. Нейросетевая модификация стали ферритно-мартенситного класса ЭП-450 по критерию максимума прочности и пластичности // Перспективные материалы. 2005. № 4. С. 14 – 19.
9. Образцов С.М., Биржевой Г.А., Конобеев Ю.В. и др. Нейросетевые эксперименты по взаимовлиянию легирующих элементов на механические свойства 12% Cr ферритно-мартенситных сталей // Изв. вуз. Ядерная энергетика. 2008. № 3. С. 119 – 124.
10. Sangiovanni D.G., Hultman L., Chirita V. Supertoughening in B1 transition metal nitride alloys by increased valence electron concentration // Acta Materialia. 2011. Vol. 59. No. 5. P. 2121 – 2134.
11. Brachet J.-C., Gavard L., Boussidan C. etc. Modelling of phase transformations occurring in low activation martensitic steels // Journal of Nuclear Materials. 1998. Vol. 258 – 263. Part B. P. 1307 – 1311.

12. KeJia-Hong, KeHuibin, Odette G.R., Morgan D. Cluster dynamics modeling of Mn-Ni-Si precipitates in ferritic-martensitic steel under irradiation // *Journal of Nuclear Materials*. 2018. Vol. 498. P. 83 – 88.
13. Беломытцев М.Ю., Михайлов М.А., Образцов С.М. и др. Экспериментальное исследование влияния марганца на прочностные свойства сталей ферритно-мартенситного класса с 12 % содержанием хрома // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2011. № 3. С. 45 – 47.
14. Рачков В.И., Образцов С.М., Соловьев В.А. и др. Оптимизация химического состава ферритно-мартенситной стали в целях повышения кратковременных механических свойств // *Атомная энергия*. 2013. Т. 115. Вып. 1. С. 22 – 27.
15. Ланская К.А. Жаропрочные стали. – М.: Металлургия, 1967. – 247 с.
16. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали. – М.: Металлургия, 1967. – 799 с.
17. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 752 с.
18. Klueh R.L. Elevated-temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors // *International Materials Reviews*. 2005. Vol. 50. No. 5. P. 287 – 310.
19. Roy A.K., Kukatla S.R., Yarlagadda B. etc. Tensile properties of martensitic stainless steels at elevated temperatures // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2005. Vol. 14. No. 2. P. 212 – 218.
20. Zhongfei Ye, Wang Pei, Li Dianzhong etc. Effect of carbon and niobium on the microstructure and impact toughness of a high silicon 12 % Cr ferritic/martensitic heat resistant steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 616. P. 12 – 19.
21. Ye Zhongfei, Wang Pei, Li Dianzhong, Li Yiyi. $M_{23}C_6$ precipitates induced inhomogeneous distribution of silicon in the oxide formed on a high-silicon ferritic/martensitic steel // *Scripta Materialia*. 2015. Vol. 97. P. 45 – 48.
22. Fujita S.N., Ohmura K., Kikuchi M. etc. Effect of Nb on high-temperature properties for ferritic stainless steel // *Scripta Materialia*. 1996. Vol. 35. No. 6. P. 705 – 710.
23. Ule B., Nagode A. The improved power-law, stress-dependent, energy-barrier model of 9Cr-1Mo-0.2V steel using short-term creep data // *Scripta Materialia*. 2007. Vol. 57. No. 5. P. 405 – 408.
24. Sawada K., Takeda M., Maruyama K. etc. Effect of W on recovery of lath structure during creep of high chromium martensitic steels // *Materials Science and Engineering A*. 1999. Vol. 267. No. 1. P. 19 – 25.
25. Helisa L., Todaa Y., Harab T. etc. Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants // *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 510 – 511. P. 88 – 94.
26. Li S., Zhou Z., Jang J. etc. The influence of Cr content on the mechanical properties of ODS ferritic steels // *Journal of Nuclear Materials*. 2014. Vol. 455. No. 1 – 3. P. 194 – 200.
27. Klueh R.L., Alexander D.J., Sokolov M.A. Effect of chromium, tungsten, tantalum, and boron on mechanical properties of 5-9Cr-WVTaB steels // *Journal of Nuclear Materials*. 2002. Vol. 304. No. 2 – 3. P. 139 – 152.
28. Беломытцев Ю.С., Ляшенко В.С., Абрамович М.Д. Влияние легирующих элементов на жаропрочность хромокремнистой малоуглеродистой стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1964. № 7. С. 27 – 30.
29. Рачков В.И., Образцов С.М., Биржевой Г.А. и др. Нейросетевой анализ пластичности ферритно-мартенситной стали ЭП-450 при различной концентрации легирующих элементов // *Атомная энергия*. 2004. Т. 96. Вып. 2. С. 121 – 126.
30. Chen S., Rong L. Effect of silicon on the microstructure and mechanical properties of reduced activation ferritic/martensitic steel // *Journal of Nuclear Materials*. 2015. Vol. 459. P. 13 – 19.
31. Das C.R., Albert S.K., Bhaduri A.K., Murty B.S. Effect of boron and Ni addition and initial heat-treatment temperature on microstructure and mechanical properties of modified 9Cr-1Mo steels under different heat-treatment conditions // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013. Vol. 44A. P. 2171 – 2186.
32. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. Деформация. – М.: МИСН, 1997. – 527 с.
33. He M.Y., Odette G.R., Yamamoto T., Klingensmith D. A universal relationship between indentation hardness and flow stress // *Journal of Nuclear Materials*. 2007. Vol. 367 – 370. Part A. P. 556 – 560.
34. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
35. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
36. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля: Пер. с англ. Кн. 1 / Под ред. Р.Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.
37. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. – Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2017. – 854 с.
38. Pauling L. The nature of the interatomic forces in metals // *Physical Review* II. December 1938. Vol. 54. P. 899 – 904.
39. Мельниченко А.С. Статистический анализ в металлургии и материаловедении. – М.: ИД МИСН, 2009. – 268 с.
40. Hong S.G., Lee W.B., Park C.G. The effects of tungsten addition on the microstructural stability of 9Cr-Mo steels // *Journal of Nuclear Materials*. 2001. Vol. 288. No. 2 – 3. P. 202 – 207.
41. Hamilton M.L., Gelles D.S. Tensile response of low activation ferritic steels irradiated in ORR at temperatures in the range 60 – 400 °C // *Journal of Nuclear Materials*. 2002. Vol. 307. Part A. P. 256 – 259.
42. Yan W., Hu P., Deng L. etc. Effect of carbon reduction on the toughness of 9CrWVTaB steels // *Metallurgical and materials transactions A*. 2012. Vol. 43 A. P. 1921 – 1933.

Поступила в редакцию 12 сентября 2019 г.

После доработки 18 января 2020 г.

Принята к публикации 2 июня 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. Vol. 63. No. 6, pp. 458–468.

MATHEMATICAL MODELING OF STRENGTH CHARACTERISTICS OF CHROMIUM FERRITIC-MARTENSITIC STEELS

M.Yu. Belomytsev

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS),
Moscow, Russia

Abstract. To predict the chemical composition of heat-resistant high-chromium steels with ferritic-martensitic structure (HFMS) (with the number of alloying elements up to 10 and the same number of parameters of production and heat treatment technology), a mathematical model

is needed. In this work, I searched for the dependences of the yield strength and ultimate strength of HFMS on the content of alloying elements and test temperature without analyzing technological factors due to their uniformity. Analysis of the samples from ten steel grades was carried out on the basis of the experimental data including 63 tensile tests at 20 – 720 °C. Regression multiplicative dependencies are proposed to take into account exponential and power-law form through the corresponding factors: solid solution and dispersion hardening, total temperature softening of the steel, carbon content, total molyb-

denum and tungsten content, and strengthening effect of manganese. Estimates of the effect of nitrogen and silicon on the predicted strength characteristics have shown that a factor that takes into account the effect of nitrogen improves the model and is necessary in the general formula, and introduction of a factor that takes into account silicon content, worsens the model. Introduction of a silicon factor in the formula may be necessary in analysis of steels with high silicon content (type EP-823). The experimental fact of a close relationship between yield strengths and tensile strengths for the studied HFMS steels made it possible to use for the yield strength the form of equation and forecast for the ultimate strength, which differs only by coefficients in variables. Deviation of the calculated model yield strengths and tensile strengths from experimental is 13 – 18 %. An example of analysis of the yield strength behavior of steels with experimental chemical compositions is given. It is shown that the dependences found for the yield strength and tensile strength are stable with respect to the increase of experimental data matrix: with an increase in the number of experiments from 94 and higher, the coefficient of variation V monotonously decreases up to a maximum array size of 299 experiments.

Keywords: mathematical modeling, multifactor analysis, nonlinear regression, ferritic-martensitic steels, yield strength, ultimate strength, chemical composition.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-6-458-468

REFERENCES

- Lanskaya K.A. *Vysokokhromistye zharoprochnye stali* [High-chromium heat-resistant steels]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 216 p. (In Russ.).
- High chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications*. Klueh R., Harries D. eds. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2001, 217 p.
- Yan Wei, Wang Wei, Shan Yiyin, Yang Ke, Sha Wei. *9-12Cr Heat-Resistant Steels*. Springer, Ser.: Engineering Materials. 2015, 223 p.
- Structural Materials for Liquid Metal Cooled Fast Reactor Fuel Assemblies: Operational Behaviour*. Vienna: International Atomic Energy Agency, 2012, 87 p.
- Gorskii V.G. Applied mathematical statistics – our profile. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 1997, no. 1, pp. 96–100. (In Russ.).
- Dubrov A.M. *Obrabotka statisticheskikh dannykh metodom glavnnykh component* [Statistical data processing by a method of principle components]. Moscow: Statistika, 1978, 135 p. (In Russ.).
- Rachkov V.I., Belomytsev M.Yu., Konobeev Yu.V., Obratsov S.M., Pyshin I.V. Yield strength research of ferritic-martensitic steel with the help of neural-net and principal component analysis. *Voprosy materialovedeniya*. 2014, no. 1(77), pp. 11–19. (In Russ.).
- Obratsov S.M., Birzhevoi G.A., Konobeev Yu.V., Solov'ev V.A., Rachkov V.I. Neural-net improvement of ferritic-martensitic steel of EP-450 type by maximum of strength and plasticity. *Perspektivnye materialy*. 2005, no. 4 pp. 14–19. (In Russ.).
- Obratsov S.M., Birzhevoi G.A., Konobeev Yu.V., Rachkov V.I., Solov'ev V.A. Neural-net experiments on mutual influence of alloying elements on mechanical properties of 12 % Cr ferritic-martensitic steels. *Izv. vuz. Yadernaya energetika*. 2008, no. 3 pp. 119–124. (In Russ.).
- Sangiovanni D.G., Hultman L., Chirita V. Supertoughening in B1 transition metal nitride alloys by increased valence electron concentration. *Acta Materialia*. 2011, vol. 59, no. 5, pp. 2121–2134.
- Brachet J.-C., Gavard L., Boussidan C., Lepoittevin C., Denis S., Servant C. Modelling of phase transformations occurring in low activation martensitic steels. *Journal of Nuclear Materials*. 1998, vol. 258-263, part B, pp. 1307–1311.
- Ke Jia-Hong, Ke Huibin, Odette G.R., Morgan D. Cluster dynamics modeling of Mn-Ni-Si precipitates in ferritic-martensitic steel under irradiation. *Journal of Nuclear Materials*. 2018, vol. 498, pp. 83–88.
- Belomytsev M.Yu., Mikhailov M.A., Obratsov S.M., Solov'ev V.A., Rachkov V.I. Influence of manganese on strength properties of ferritic-martensitic steels with 12 % of chromium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 3, pp. 45–47. (In Russ.).
- Rachkov V.I., Obratsov S.M., Solov'ev V.A., Belomytsev M.Yu., Mikhailov M.A., Chizhikov K.E. Optimization of the chemical composition of ferrite-martensite steel to increase short-time mechanical properties. *Atomic Energy*. 2013, vol. 115, no. 1, pp. 26–31.
- Lanskaya K.A. *Zharoprochnye stali* [Heat-resistant steels]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 247 p. (In Russ.).
- Khimushin F.F. *Nerzhavyushchie stali* [Stainless steels]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 799 p. (In Russ.).
- Khimushin F.F. *Zharoprochnye stali i splavy* [Heat-resistant steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 752 p. (In Russ.).
- Klueh R. L. Elevated-temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors. *International Materials Reviews*. 2005, vol. 50, no. 5, no. 287–310.
- Roy A. K., Kukatla S. R., Yarlagadda B., Potluri V. N., Lewis M., O'Toole B. Tensile properties of martensitic stainless steels at elevated temperatures. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2005, vol. 14, no. 2, pp. 212–218.
- Zhongfei Ye, Wang Pei, Li Dianzhong, Zhang Yutuo, Li Yiyi. Effect of carbon and niobium on the microstructure and impact toughness of a high silicon 12% Cr ferritic/martensitic heat resistant steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 616, pp. 12–19.
- Ye Zhongfei, Wang Pei, Li Dianzhong, Li Yiyi. $M_{23}C_6$ precipitates induced inhomogeneous distribution of silicon in the oxide formed on a high-silicon ferritic/martensitic steel. *Scripta Materialia*. 2015, vol. 97, pp. 45–48.
- Fujita S.N., Ohmura K., Kikuchi M., Suzuki T., Funaki S., Hiroshige I. Effect of Nb on high-temperature properties for ferritic stainless steel. *Scripta Materialia*. 1996, vol. 35, no. 6, pp. 705–710.
- Ule B., Nagode A. The improved power-law, stress-dependent, energy-barrier model of 9Cr-1Mo-0.2V steel using short-term creep data. *Scripta Materialia*. 2007, vol. 57, no. 5, pp. 405–408.
- Sawada K., Takeda M., Maruyama K., Ishii R., Yamada M., Nagae Y., Komine R. Effect of W on recovery of lath structure during creep of high chromium martensitic steels. *Materials Science and Engineering: A*. 1999, vol. 267, no. 1, pp. 19–25.
- Helisa L., Todaa Y., Harab T., Miyazaki H., Abe F. Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants. *Materials Science and Engineering: A*. 2009, vol. 510 – 511, pp. 88–94.
- Li S., Zhou Z., Jang J., Wang M., Hu H., Sun H., Zou L., Zhanga G., Zhanga L. The influence of Cr content on the mechanical properties of ODS ferritic steels. *Journal of Nuclear Materials*. 2014, vol. 455, no. 1-3, pp. 194–200.
- Klueh R.L., Alexander D.J., Sokolov M.A. Effect of chromium, tungsten, tantalum, and boron on mechanical properties of 5–9Cr-WVTaB steels. *Journal of Nuclear Materials*. 2002, vol. 304, no. 2-3, pp. 139–152.
- Belomytsev Yu.S., Lyashenko V.S., Abramovich M.D. Effect of alloyed elements on the heat resistance of chromium-silicon low-carbon steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 1964, no. 7, pp. 427–429.
- Rachkov V.I., Obratsov S.M., Birzhevoi G.A., Konobeev Yu.V., Solov'ev V.A., Silkina O.S. Neural-net analysis of the plasticity of ÉP-450 ferrite-martensite steel with different alloying element concentrations. *Atomic Energy*. 2004, vol. 96, no. 2, pp. 111–116.
- Chen S., Rong L. Effect of silicon on the microstructure and mechanical properties of reduced activation ferritic/martensitic steel. *Journal of Nuclear Materials*. 2015, vol. 459, pp. 13–19.
- Das C.R., Albert S.K., Bhaduri A.K., Murty B.S. Effect of boron and Ni addition and initial heat-treatment temperature on microstructure and mechanical properties of modified 9Cr-1Mo steels under different heat-treatment conditions. *Metallurgical and materials transactions A*. 2013, vol. 44A, pp. 2171–2186.
- Shtremel' M.A. *Prochnost' splavov. Ch. 2: Deformatsiya* [Alloy strength. Part 2. Deformation]. Moscow: Izd. MISIS, 1997, 527 p. (In Russ.).

33. He M.Y., Odette G.R., Yamamoto T., Klingensmith D. A universal relationship between indentation hardness and flow stress. *Journal of Nuclear Materials*. 2007, vol. 367–370, part A, pp. 556–560.
34. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow: Metallurgiya, 1985, 408 p. (In Russ.).
35. Gol'dshtein M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. *Metallofizika vysokoprochnykh splavov* [Metal physics of high-strength alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 312 p. (In Russ.).
36. *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. Chester T. Sims, Stoloff N.S., Wolliam C. Hagel eds. New York: Wiley, 1987, 615 p. (Russ.ed.: *Supersplavy II: Zharoprochnye materialy dlya aerokosmicheskikh i promyshlennykh energoustanovok*. Sims Ch.T. Stoloff N.S., Hagel W.C. eds. Moscow: Metallurgiya, 1995, 384 p.).
37. Logunov A.V. *Zharoprochnye nikelovye splavy dlya lopatok i diskov gazovykh turbin* [Heat-resistant nickel alloys for gas turbine blades and discs]. Rybinsk: ID Gazoturbinnye tekhnologii, 2017, 854 p. (In Russ.).
38. Pauling L. The nature of the interatomic forces in metals. *Physical Review II*. December 1938, vol. 54, pp. 899–904.
39. Mel'nichenko A.S. *Statisticheskii analiz v metallurgii i materialovedenii* [Statistical analysis in metallurgy and material science]. Moscow: ID MISiS, 2009, 268 p. (In Russ.).
40. Hong S.G., Lee W.B., Park C.G. The effects of tungsten addition on the microstructural stability of 9Cr-Mo steels. *Journal of Nuclear Materials*. 2001, vol. 288, no. 2-3, pp. 202–207.
41. Hamilton M.L., Gelles D.S. Tensile response of low activation ferritic steels irradiated in ORR at temperatures in the range 60–400 °C. *Journal of Nuclear Materials*. 2002, vol. 307, part A, pp. 256–259.
42. Yan W., Hu P., Deng L., Wang W., Sha W., Shan Y., Yang K., Effect of carbon reduction on the toughness of 9CrWVTaN steels. *Metallurgical and materials transactions A*. 2012, vol. 43A, no. 6, pp. 1921–1933.

Information about the author:

M.Yu. Belomytsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metallography and Physics of Strength” (myubelom@yandex.ru)

Received September 12, 2019
 Revised January 18, 2020
 Accepted June 2, 2020