

## ВЛИЯНИЕ ПЛАВОЧНОГО СОСТАВА НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

С позиций металлохимического моделирования межатомного взаимодействия в многокомпонентном твердом растворе рассмотрено влияние химического состава на длительную прочность и механические свойства жаропрочной стали.

**Постановка проблемы.** Представления о процессах взаимодействия (химического, механического) при разработке сталей и сплавов, а также при анализе их поведения в эксплуатации используются в основном для качественной оценки влияния компонентов состава. С привлечением имеющихся понятий объяснения находят любые результаты экспериментов. Но для прогнозирования оптимального состава материала с заданными характеристиками необходимо установление связи между физико-химическими свойствами и электронным строением составляющих его атомов. Решение этой задачи чрезвычайно актуально для производства жаропрочных материалов, поэтому представляет интерес рассмотрение для хромоникелевых сталей имеющихся данных о их химическом составе, длительной прочности и механических свойствах с позиций металлохимического моделирования межатомного взаимодействия в многокомпонентном твердом растворе [1,2].

### Изложение основных материалов исследования.

Для определения длительной прочности ( $\sigma_{дл}$ ) сталей при различных температурах испытаний часто строят в логарифмических координатах зависимости «напряжение ( $\sigma$ )–время до разрушения ( $\tau$ )». По этой же схеме во ВНИТИ была исследована длительная прочность при температурах 600 и 650<sup>0</sup>С металла труб нескольких плавок стали марки 12Х18Н12Т. Анализ зависимостей  $\sigma = f(\tau)$  в логарифмических координатах позволил установить, что с достаточной для практических целей точностью они представляют собой прямые линии и, соответственно, могут быть описаны уравнениями прямых в координатах  $\lg \sigma = f(\lg \tau)$ . Плавочные составы исследованной стали приведены в табл.1. Интегральные и локальные физико-химические параметры, характеризующие межатомное взаимодействие для каждого состава, приведены в табл.2 и 3.

Таблица 1. Химический состав плавок стали 12Х18Н12Т

№ п/п	Номер Плавки	Массовая доля элемента, %							
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
1	271805	0,08	1,39	0,65	0,030	0,012	17,86	11,54	0,54
2	177164	0,09	1,23	0,38	0,030	0,006	18,67	12,26	0,70
3	271847	0,09	1,31	0,56	0,030	0,010	18,10	11,00	0,58

4	271128	0,08	1,15	0,58	0,030	0,009	17,54	11,37	0,57
5	271857	0,09	1,24	0,56	0,030	0,009	17,90	11,02	0,63
6	145475	0,10	1,36	0,30	0,027	0,010	18,40	11,20	0,68
7	127783	0,08	1,34	0,55	0,026	0,006	18,48	11,50	0,70
8	225877	0,09	1,30	0,30	0,028	0,010	18,34	11,82	0,67
9	230951	0,08	1,23	0,43	0,027	0,007	18,40	11,10	0,57
10	237605	0,09	1,42	0,66	0,030	0,008	18,25	11,40	0,43

Таблица 2. Интегральные модельные параметры межатомного взаимодействия для плавок стали 12X18H12T

№ пл.	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg}\alpha$	$Z', e$	$d_0 \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg}\alpha_0$	$Z'_0, e$	$N_0$
1	2,807	0,0861	1,798	2,773	0,0822	1,974	0,608
2	2,813	0,0860	1,812	2,787	0,0822	1,958	0,627
3	2,809	0,0859	1,795	2,775	0,0817	1,970	0,600
4	2,809	0,0861	1,786	2,775	0,0822	1,966	0,592
5	2,809	0,0859	1,791	2,775	0,0818	1,971	0,596
6	2,814	0,0859	1,798	2,788	0,0816	1,962	0,604
7	2,811	0,0859	1,808	2,782	0,0818	1,972	0,618
8	2,814	0,0859	1,801	2,790	0,0820	1,958	0,611
9	2,812	0,0859	1,796	2,785	0,0815	1,960	0,600
10	2,806	0,0859	1,802	2,769	0,0819	1,972	0,612

Таблица 3. Модельные параметры, характеризующие матричную и легирующую подсистемы стали 12X18H12T

№ пл	$d_m \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg}\alpha_m$	$Z'_m, e$	$N_m$	$d_{ml} \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg}\alpha_{ml}$	$Z'_{ml}, e$	$N_{ml}$
1	2,300	0,0901	1,781	0,0551	2,829	0,0813	1,885	0,5513
2	2,272	0,0910	1,774	0,0434	2,831	0,0815	1,890	0,5825
3	2,273	0,0907	1,784	0,0512	2,831	0,0807	1,886	0,5475
4	2,265	0,0908	1,782	0,0482	2,829	0,0814	1,887	0,5429
5	2,261	0,0909	1,785	0,0500	2,832	0,0809	1,889	0,5451
6	2,279	0,0910	1,747	0,0437	2,832	0,0808	1,890	0,5589
7	2,300	0,0902	1,782	0,0506	2,832	0,0810	1,891	0,5659
8	2,291	0,0907	1,750	0,0418	2,831	0,0813	1,890	0,5681
9	2,291	0,0905	1,779	0,0443	2,830	0,0807	1,885	0,5549
10	2,884	0,0904	1,783	0,0568	2,827	0,0810	1,783	0,5542

В этих таблицах группа модельных параметров, включающая  $Z'$ ,  $d$  и  $\text{tg}\alpha$ , характеризует общий состав стали, сочетание подобных параметров с нулевым индексом ( $Z'_0$ ,  $d_0$  и  $\text{tg}\alpha_0$ ) характеризует взаимодействие в легирующем комплексе без учета железа. Третья группа параметров ( $Z'_m$ ,

рующем комплексе без учета железа. Третья группа параметров ( $Z'_m$ ,  $d_m$  и  $\text{tg}\alpha_m$ ) определяет роль взаимодействия между C, Mn, Si, концентрации которых характеризуют состав матрицы, а параметры с индексом  $ml$  – состав его легирующей и микролегирующей части. Очевидно, что такое разделение состава на части достаточно условно и требует логичного обоснования с позиций представлений современной металлофизики и теории легирования стали. С таких позиций результаты проводимых нами исследований влияния состава стали на ее свойства выполняют роль полупирического обоснования исходных допущений, позволяя выявить роль разных сочетаний компонентов в общей картине формирования свойств. В результате обработки экспериментальной информации определены значения коэффициентов  $a$  и  $b$  в уравнениях  $\lg\sigma = a + b \lg t$  (табл.4).

Таблица 4. Результаты обработки информации о длительной прочности металла труб из стали 12X18H12T

№ пп	Номер плавки	600 <sup>0</sup> C		650 <sup>0</sup> C	
		$a$	$b$	$a$	$b$
1	271805	12,637	-6,764	20,37	-13,42
2	177164	17,674	-10,413	13,99	-8,52
3	271847	5,652	-1,704	9,18	-5,23
4	271128			9,08	-4,35
5	271857	23,681	-15,181	17,45	-11,25
6	145475	14,389	-8,081	9,94	-5,37
7	127789	11,445	-6,037	10,28	-5,86
8	225877	9,891	-4,900		
9	230951	13,706	-7,424		
10	237605	12,55657	-8,843	16,89	-11,14

Как следует из анализа данных табл.4, приведенные значения  $\sigma_{\text{дп}}$  существенно изменяются от плавки к плавке. Чтобы выявить, какую роль играет в этой колеблемости непостоянство химического состава, было проведено обстоятельное расчетно–теоретическое исследование путем сопоставления данных из табл.4 с информацией, приведенной в табл.2 и 3. Учитывая опыт исследований влияния состава сталей на их свойства, особое внимание уделили минимизации числа параметров, используемых при решении поставленной задачи. В итоге в табл.5 приведен набор моделей, при использовании которых коэффициенты  $a$  и  $b$  в табл.4 наиболее точно выражаются как функция данных табл.2 и 3. В процессе исследования было установлено, что наибольшее влияние на исследуемые коэффициенты  $a$  и  $b$  оказывают структурные параметры рассматриваемых сталей, в качестве характеристики которых использовались величины  $d_i$ .

Таблица 5. Коэффициенты корреляции между параметрами, приведенными в табл.2, 3, 4

Модель		Температура испытаний, °С			
		600		650	
		a	b	a	b
1	$d, \text{tg}\alpha, Z'$	0,73	0,70	0,90	0,89
2	$d_0, d_{ml}, Z'_{ml}$	0,73		0,94	
3	$d_0, Z'_0, N_0$	0,58	0,58	0,89	0,89
4	$d_m, Z'_m, N_m$	0,76	0,77	0,80	0,79
5	$d_0, d, d_{ml}$	0,65	0,65	0,94	0,95
6	$d_{ml}, Z'_{ml}, N_{ml}$	0,80	0,77	0,95	0,96
7	$d_{ml}$	-0,64	0,64	-0,91	0,91

Особый интерес представляет последний в табл.5 параметр  $d_{ml}$ , наиболее значимо влияющий на положение прямых в координатах  $\lg\sigma=f(\lg t)$  при 650°С. При этой температуре значимыми являются парные связи напряжения  $\sigma$  с  $d$  ( $r=0,83$ ) и  $d_0$  ( $r=0,84$ ). Однако при  $t=600^\circ\text{C}$  эти значения снижаются до  $\sim 0,6$ , что стимулирует переход на использование этих параметров в комплексе с химическим эквивалентом ( $Z'$ ) и концентрацией ( $N$ ) элементов в каждой из подсистем. Ниже приведены численные значения коэффициентов таких уравнений для параметров  $a$  и  $b$  при температурах 600 (1,2) и 650°С (3,4):

$$a_{600} = 14873,5 - 6894,9 d_{ml} + 2540,1 Z'_{ml} - 246,1 N_{ml} \quad (1)$$

$$b_{600} = 4689,6 d_{ml} - 1687,1 Z'_{ml} + 164,9 N_{ml} - 10206,5 \quad (2)$$

$$a_{650} = 8077,5 - 3212 d_{ml} + 558,3 Z'_{ml} - 115,35 N_{ml} \quad (3)$$

$$b_{650} = 2509 d_{ml} - 468,6 Z'_{ml} + 99,2 N_{ml} - 6280,4 \quad (4)$$

Уровень точности этих уравнений характеризуют данные табл.5. Из их анализа однозначно следует, что колеблемость свойств стали одной марки разных плавков определяется колеблемостью содержания легирующих элементов. При наличии информации о содержании элементов в стали перед доводкой ее состава в ковше предложенная методика обработки результатов экспресс-анализа может использоваться в качестве теоретической основы для корректировки плавочного состава перед выпуском стали с целью повышения стабильности свойств. С целью выявления роли колеблемости в пределах марки состава хромоникелевых сталей на их прочностные свойства при температурах в диапазоне 600–650°С провели анализ японских данных по жаропрочным хромоникелевым сталям 18Cr–10Ni–Ti, 18Cr–8Ni /3,4/. В работе [1] приведены результаты изучения в интервале температур от 100 до 750°С комплекса прочностных и пластических свойств хромоникелевой стали типа 18Cr–10Ni–Ti. Для целей нашего исследования объектом анализа приняты результаты испытания нескольких ее плавков при 100, 500 и 750°С. (табл.7, 8)..

Таблица 6. Плавочные составы хромоникелевой стали типа 18Cr–10Ni–Ti [3].

№ плавки	Массовая доля элемента, %										
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Al	B	N
1	0,070	0,62	1,49	11,23	17,80	0,11	0,09	0,39	0,013	0,0001	0,0116
2	0,070	0,54	1,59	10,92	18,20	0,10	0,09	0,47	0,058	0,0006	0,0092
3	0,060	0,57	1,46	10,92	17,90	0,08	0,11	0,42	0,023	0,0010	0,0106
4	0,080	0,53	1,60	12,61	18,61	0,09	0,08	0,51	0,065	0,0001	0,0083
5	0,068	0,47	1,59	12,46	18,82	0,09	0,08	0,52	0,020	0,0007	0,0074
6	0,078	0,55	1,65	12,55	18,70	0,16	0,06	0,55	0,029	0,0003	0,0080
7	0,060	0,55	1,56	12,27	18,02	0,02	0,06	0,49	0,121	0,0005	0,0140
8	0,060	0,54	1,67	12,62	17,71	0,02	0,05	0,53	0,161	0,0002	0,0130
9	0,060	0,61	1,74	12,59	17,86	0,25	0,06	0,39	0,040	0,0010	0,0190

Таблица 7. Модельные параметры межатомного взаимодействия элементов в сплавах хромоникелевой стали типа 18Cr–10Ni–Ti

№ пл	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg} \alpha$	$Z^y$ , е	$d_0 \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg} \alpha_0$	$Z^y_0$ , Е	$dm \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg} \alpha_m$	$Z^y_{ms}$ , е	$dml \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg} \alpha_{ml}$	$Z^y_{mbs}$ , Е
1	2,808	0,086	1,794	2,775	0,08	1,975	2,338	0,0894	1,777	2,827	0,0812	1,885
2	2,811	0,085	1,799	2,783	0,082	1,976	2,359	0,0891	1,769	2,829	0,0810	1,887
3	2,810	0,086	1,791	2,781	0,082	1,972	2,361	0,0889	1,773	2,828	0,0810	1,885
4	2,810	0,086	1,821	2,781	0,083	1,970	2,340	0,0895	1,771	2,827	0,0821	1,888
5	2,813	0,086	1,822	2,788	0,082	1,967	2,372	0,0889	1,760	2,828	0,0817	1,888
6	2,818	0,086	1,825	2,783	0,083	1,976	2,349	0,0893	1,770	2,829	0,0818	1,892
7	2,811	0,086	1,807	2,783	0,083	1,967	2,377	0,0887	1,768	2,827	0,0825	1,885
8	2,812	0,087	1,806	2,785	0,084	1,969	2,392	0,0884	1,761	2,827	0,0831	1,886
9	2,810	0,086	1,813	2,780	0,083	1,979	2,393	0,0884	1,765	2,826	0,0123	1,890

Таблица 8. Механические свойства хромоникелевой стали типа 18Cr–10Ni–Ti при повышенных температурах

№ п/л	при 100°C				при 500°C				при 750°C			
	$\Sigma_{ms}$ МПа	$\sigma_{bs}$ МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ %	$\sigma_{ms}$ МПа	$\sigma_{bs}$ МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , % $\delta$	$\sigma_{ms}$ МПа	$\sigma_{bs}$ МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
1	192	466	59	80	154	428	44	66	173	273	45	49
2	230	491	54	78	183	448	42	68	166	286	39	57
3	231	480	55	79	184	437	40	67	158	232	42	63
4	260	509	47	76	217	454	38	66	174	261	31	48
5	268	505	45	76	224	454	36	68	171	252	42	44
6	542	518	47	74	237	477	37	63	183	270	37	50
7	187	471	52	78	150	431	41	69	132	257	33	40
8	204	472	52	77	161	436	38	69	172	249	42	47
9	178	463	54	82	136	417	45	72	117	263	40	47

Таблица 9. Коэффициенты корреляции между свойствами и модельными параметрами стали типа 18Cr–10Ni–Ti

Модель	$r$ при $t=100^\circ\text{C}$ для				$r$ при $t=500^\circ\text{C}$ для				$r$ при $t=750^\circ\text{C}$ для			
	$\sigma_{ms}$ МПа	$\sigma_{bs}$ МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$\sigma_{ms}$ МПа	$\sigma_{bs}$ МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$\sigma_{ms}$ МПа	$\sigma_{bs}$ МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
$d, \text{tg}\alpha, Z'$	0,87	0,89	0,98	0,72	0,87	0,79	0,81	0,58	0,42	0,51	0,52	0,74
$d_0, \text{tg}\alpha_0, Z'_0$	0,72	0,58	0,77	0,62	0,62	0,55	0,80	0,43	0,42	0,52	0,37	0,72
$d_{ms}, \text{tg}\alpha_{ms}, Z'_{ms}$	0,88	0,94	0,93	0,83	0,96	0,87	0,78	0,84	0,79	0,43	0,79	0,48
$d_{mib}, \text{tg}\alpha_{mib}, Z'_{mib}$	0,73	0,84	0,74	0,85	0,79	0,90	0,73	0,63	0,67	0,44	0,43	0,72
$d_0, Z'_0, N_0$	0,52	0,59	0,93	0,69	0,53	0,53	0,83	0,79	0,23	0,55	0,60	0,74
$d_{ms} Z'_{ms}, N_{ms}$	0,90	0,86	0,86	0,77	0,86	0,79	0,82	0,84	0,79	0,64	0,24	0,53
$d_{mib} Z'_{mib}, N_{mib}$	0,87	0,95	0,97	0,95	0,91	0,96	0,90	0,64	0,70	0,49	0,56	0,84

### Результаты исследования.

Результаты проведенных исследований обобщены в табл.9. Как следует из анализа этих результатов, существенную роль в формировании всего комплекса свойств играет состояние матричной подсистемы (сочетание  $d_m, Z_m, \text{tg}\alpha_m$ ). Наименее значимым оказалось влияние всего легирующего комплекса (сочетание  $d_0, Z_0, \text{tg}\alpha_0$ ). Не акцентируя внимание на уровне точности отдельных парных корреляций и последующей возможной комбинации параметров разных моделей на данной стадии исследования, отметим, что данные табл.9 в целом свидетельствуют об отсутствии каких-либо проблем при описании влияния состава стали на ее свойства при повышенных температурах с позиции концепции физико-химического моделирования. Как следует из анализа таблицы, наиболее существенное влияние на комплекс свойств стали при кратковременных испытаниях оказывает взаимодействие элементов в легирующей подсистеме, описываемое сочетанием параметров  $d_{ml}, Z'_{ml}, N_{ml}$ .

Наличие нескольких моделей одного уровня точности в описании каждого из свойств при разных температурах позволяет при определении оптимального состава стали и оценке ее свойств искать решение, обеспечивающее непротиворечивость и согласованность рекомендаций. В итоге комплексного использования моделей такого типа обеспечивается надежная информационная база для решения задач прогнозирования свойств сталей в зависимости от их состава. Анализ зависимости длительной прочности  $\sigma_{дл}$  от плавочного состава стали 18Cr–10Ni–Ti показал, что она весьма существенна и нестабильна. В качестве косвенной характеристики  $\sigma_{дл}$  в проведенном анализе данных [3] использовали время до разрушения ( $\tau$ ) при испытательных напряжениях 265, 196, 157 и 137 МПа (табл.10).

Таблица 10. Стойкость образцов плавок стали типа 18Cr–10Ni–Ti во время длительного разрушения при 600<sup>0</sup>[3]

№ плавки в таблице 6	Время до разрушения,ч, при напряжении, МПа			
	265	196	157	137
1	1930	12697,2	54457,2	124614
2	1108	8337,5	45321,8	98844,7
3	1482	6097,2	34567,5	69694,6
4	302,2	1779,3	5038,9	9969,2
5	277,1	1428,8	5856,2	11403,9
6	472,1	2741,5	8759,8	15499,9
7	474,8	3280,6	10974,6	31385,8
8	347,7	2569,5	9895,6	19752,6
9	973,5	4522,5	25835,4	52044,6

В табл.11 приведены характеристики основных сочетаний модельных параметров, использованных нами при изучении взаимосвязи между пла-

вочным составом стали типа 18Cr–10Ni–Ti и временем до разрушения при разных нагрузках. Еще раз подчеркнем, что при наличии нескольких моделей одного уровня точности, но разной по сочетанию параметров структуры, целесообразно оперировать их набором, не повышая в итоге параметричность обобщающего описания. Последнее имеет немаловажное значение в случаях, когда приходится работать с малыми выборками опытных данных. Руководствуясь этими соображениями, рассмотрим более детально содержащуюся в табл.11 информацию на примере сочетания моделей №1 и №2. Для первого случая получено:

$$\tau_{265} = 727194,3 - 213048,7d - 873380 \operatorname{tg}\alpha - 18880,9 Z' \quad (5)$$

$$\tau_{137} = 42995520 - 12016970d - 61312580 \operatorname{tg}\alpha - 2147684 Z' \quad (6)$$

Таблица 11. Коэффициенты корреляции между опытными и расчетными данными для моделей при длительном нагружении

№ пп	Модель	Напряжение при испытании, МПа			
		265	196	157	137
1	$d, \operatorname{tg}\alpha, Z'$	0,972	0,928	0,94	0,936
2	$d_0, \operatorname{tg}\alpha_0, Z'_0$	0,913	0,877	0,87	0,856
3	$d_m, \operatorname{tg}\alpha_m, Z'_m$	0,913	0,85	0,79	0,805
4	$d_{ml}, \operatorname{tg}\alpha_{ml}, Z'_{ml}$	0,875	0,773	0,81	0,86
5	$d_0, Z'_0, N_0$	0,97	0,925	0,96	0,945
6	$d_m, Z'_m, N_m$	0,798	0,727	0,69	0,702
7	$d_{ml}, Z'_{ml}, N_{ml}$	0,945	0,87	0,95	0,924

Сопоставление этих уравнений показывает, что численные коэффициенты второго больше аналогичных величин первого соответственно в 59; 56,4; 70,2; 74,3 раза, что свидетельствует, на наш взгляд, о тождественности причин разрушения в обоих случаях.

Для моделей второго типа получено:

$$\tau_{196} = 1072132 - 430031,5d_0 + 100403 \operatorname{tg}\alpha_0 - 110343 Z'_0 \quad (7)$$

$$\tau_{157} = 112978,4 - 820315d_0 + 1333648 \operatorname{tg}\alpha_0 - 704084,5 Z'_0 \quad (8)$$

В этом случае отношения коэффициентов ( $\tau_{196}/\tau_{157}$ ) сопоставляемых уравнений равны соответственно: 0,105; 1,9; 13,3; 6,38.

Относительно более высокая, чем в предыдущем случае, колеблемость отношений численных коэффициентов уравнений второй группы может трактоваться как признак перераспределения вкладов различных параметров в формирование уровня  $\sigma_{\text{дп}}$  при смене условий нагружения.

Поскольку во всех четырех рассмотренных случаях коэффициенты корреляции между расчетными и экспериментальными данными выше

0,9, графическая интерпретация ситуации нецелесообразна. Однако надо отметить, что диапазон колеблемости времени до разрушения  $\tau$  весьма велик и составляет: для  $\tau_{265}$  – от 277 до 1930 ч; для  $\tau_{196}$  – от 1428,8 до 12697,2 ч; для  $\tau_{157}$  – от 5038,9 до 54457 ч и для  $\tau_{137}$  – от 9969,2 до 124614 ч (табл.10). Такой (на уровне порядка) диапазон изменения  $\tau$  наводит на мысль о целесообразности использования логарифмической шкалы. С другой стороны, это обстоятельство свидетельствует об определяющей роли химического состава стали и целесообразности использования при изучении его роли разработанной нами физико–химической модели структуры гетерофазных металлических систем.

Однако перед тем, как стать на новый путь обработки данных, имеет смысл по уже апробированной схеме рассмотреть подобную информацию о другой близкой стали. Эти целям служат данные о свойствах плавочных составов стали 18Cr–8Ni, представленных в работе [4]. Плавочные составы этой стали приведены в табл.12, часть расчетных значений модельных параметров (общего состава и легирующей подсистемы) сведены в табл.13, стойкость образцов, длительно нагруженных при 600<sup>0</sup>С, приведена в таблице 14. Сравнивая между собой составы сталей 18Cr–8Ni (табл.12) и 18Cr–8Ni–Ti (табл.6), отметим, что в первом случае сталь содержит значительно большее число и количество таких микролегирующих элементов, как Mo, Cu, B, N, во втором – титана и алюминия. Соответственно следует ожидать, что состав и количество упрочняющих дисперсных фаз у этих сталей различен. Результаты обработки информации о свойствах стали 18Cr–8Ni при кратковременных испытаниях при разных температурах сведены в табл.15.

Таблица 15. Коэффициенты корреляции между кратковременными свойствами и сочетаниями модельных параметров для стали 18Cr–8Ni

Модель	свойства при 100 <sup>0</sup> С				свойства при 750 <sup>0</sup> С			
	$\sigma_{\tau}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$\sigma_{\tau}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
1 $d, \text{tga}, Z'$	0,418	0,597	0,90	0,41	0,60	0,96	0,75	0,95
2 $d_0, \text{tga}_0, Z'_0$	0,468	0,7	0,85	0,42	0,33	0,93	0,83	0,96
3 $d_m, \text{tga}_m, Z'_m$	0,686	0,85	0,58	0,74	0,64	0,40	0,20	0,68
4 $d_{ml}, \text{tga}_{ml}, Z'_{ml}$	0,557	0,74	0,91	0,44	0,40	0,96	0,78	0,94
5 $d_0, Z'_0, N_0$	0,351	0,69	0,90	0,67	0,68	0,92	0,82	0,90
6 $d_m, Z'_m, N_m$	0,169	0,70	0,75	0,87	0,28	0,80	0,80	0,94
7 $d_{ml}, Z'_{ml}, N_{ml}$	0,41	0,52	0,94	0,62	0,75	0,97	0,78	0,90

Таблица 12. Плавочные составы хромоникелевой стали типа 18Cr–8Ni [4]

№ плавки	Массовая доля элемента, %										
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Al	B	N
1	0,062	0,62	1,56	10,69	18,70	0,47	0,17	0,040	0,047	0,0007	0,0310
2	0,054	0,41	1,52	10,15	18,34	0,36	0,19	0,064	0,010	0,0010	0,0290
3	0,056	0,40	1,52	10,10	18,50	0,36	0,16	0,054	0,012	0,0011	0,0300
4	0,070	0,52	1,49	9,68	18,70	0,06	0,06	0,010	0,001	0,0270	0,0270
5	0,070	0,55	1,46	9,57	18,95	0,04	0,07	0,062	0,014	0,0018	0,0278
6	0,080	0,62	1,34	9,80	18,25	0,06	0,05	0,020	0,013	0,0017	0,0348
7	0,070	0,58	1,47	9,80	18,16	0,05	0,14	0,031	0,015	0,0003	0,0310
8	0,090	0,61	1,56	10,27	18,24	0,32	0,16	0,036	0,014	0,0001	0,0380
9	0,070	0,60	1,58	10,26	18,18	0,31	0,12	0,040	0,014	0,0008	0,0280

Таблица 13. Модельные параметры межатомного взаимодействия элементов стали типа 18Cr–8Ni

№ пл	$d \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg}\alpha$	$Z'$ , е	$dml \cdot 10^{-1}$ , нм	$\text{tg}\alpha_{\text{ml}}$	$Z'_{\text{ml}}$ , е	$N_{\text{ml}}$
1	2,807	0,0858	1,808	2,825	0,0803	1,884	0,5519
2	2,812	0,0857	1,789	2,825	0,0799	1,880	0,5341
3	2,812	0,0856	1,791	2,825	0,0798	1,878	0,5357
4	2,806	0,0857	1,786	2,823	0,0792	1,856	0,5264
5	2,807	0,0855	1,791	2,824	0,0791	1,856	0,5308
6	2,803	0,0857	1,779	2,822	0,0796	1,859	0,5202
7	2,806	0,0858	1,780	2,822	0,0798	1,861	0,5201
8	2,803	0,0858	1,794	2,824	0,0801	1,877	0,5329
9	2,806	0,0858	1,792	2,824	0,0801	1,876	0,5309

Таблица 14. Механические свойства при 100 и 750°C и стойкость образцов стали типа 18Cr–8Ni во время длительного разрушения при 600°/4/

№ плавки	Механические свойства												Время до разрушения, ч при напряжении, МПа		
	при 100°C						при 750°C								
	б <sub>т</sub> , Мпа		δ, %		Ψ, %		б <sub>т</sub> , Мпа		б <sub>в</sub> , Мпа		δ, %		Ψ, %		
	б <sub>т</sub>	б <sub>в</sub>	δ	Ψ	б <sub>т</sub>	Ψ	б <sub>т</sub>	б <sub>в</sub>	б <sub>т</sub>	б <sub>в</sub>	δ	Ψ	Ψ	Ψ	
1	243	508	54	83	148	223	60	67	1717,7	15419,	157	137	37153,0		
2	235	496	57	82	125	212	77	68	502,8	5151,0	157	137	15467,9		
3	228	493	58	80	111	201	61	64	553,2	4676,5	157	137	13612,2		
4	208	484	62	82	120	204	82	76	629,9	3493,7	157	137	8988,0		
5	236	500	61	82	119	185	74	83	990,5	6099,1	157	137	11330,4		
6	244	523	60	80	130	222	77	80	2130,8	10407,3	157	137	27356,1		
7	207	503	62	82	108	220	75	74	9746,9	59734,0	157	137	102448,2		
8	209	508	59	79	114	231	62	71	6700,7	48649,6	157	137	81267,0		
9	239	505	59	80	114	230	68	70	7062,2	49531,7	157	137	81273,0		

Как видно из приведенных результатов, отдельные свойства этой стали ( $\delta$  при  $100^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma_{\text{в}}$  и  $\Psi$  при  $750^{\circ}\text{C}$ ) могут весьма точно прогнозироваться при использовании записи состава стали в терминах модельных параметров. Несколько иная ситуация наблюдается при анализе влияния плавочного состава на стойкость при различных напряжениях во время длительного разрушения (табл.16).

Таблица 16. Коэффициенты корреляции между опытными и расчетными данными для длительного нагружения при  $600^{\circ}\text{C}$  для модельных параметров стали типа 18Cr–8Ni

Модель		Время до разрушения, ч, При напряжениях, МПа		
		$\bar{b}_{196}$	$\bar{b}_{157}$	$\bar{b}_{137}$
1	$d, \text{tg}\alpha, Z'$	0,67	0,66	0,69
2	$d_0, \text{tg}\alpha_0, Z'_0$	0,62	0,66	0,69
3	$d_m, \text{tg}\alpha_m, Z'_m$	0,52	0,53	0,50
4	$d_{ml}, \text{tg}\alpha_{ml}, Z'_{ml}$	0,76	0,74	0,8
5	$d_0, Z'_0, N_0$	0,81	0,82	0,83
6	$d_m, Z'_m, N_m$	0,62	0,67	0,68
7	$d_{ml}, Z'_{ml}, N_{ml}$	0,73	0,71	0,75

При сопоставлении с данными для стали типа 18Cr–10Ni–Ti (табл.7) видно, что для стали 18Cr–8Ni уровень точности обобщения данных о свойствах (как при кратковременных, так и при длительных испытаниях) явно ниже. При этом изменяется не только коэффициент корреляции однотипных моделей, но и сама структура уравнений (имеется в виду знак при численных коэффициентах). По этой причине попытки описать данные для сталей 18Cr–8Ni и 18Cr–10Ni–Ti как единого массива информации на данной стадии исследования не дали удовлетворительного, на наш взгляд, результата. На таком объединенном массиве наиболее высокую точность ( $r=0,6\dots 0,7$ ) обеспечивает для  $\sigma_{196}$  и  $\sigma_{137}$  уравнение типа 5 в табл.13. Учитывая методическую важность описанной методики исследования, необходимо пересмотреть результаты, относящиеся к стали 18Cr–8Ni, с тем, чтобы понять суть затруднений, с которыми мы столкнулись. В частности, обратить внимание на различия в составе микролегирующих подсистем.

В табл. 17 приведены данные [3,4] по пределу длительной прочности за  $10^5$  ч при 600, 625,  $650^{\circ}\text{C}$  для обеих сталей, а в табл.18 – результаты их обработки по схеме, принятой для кратковременных свойств при повышенных температурах. Из таблицы 17 видно, что колеблемость одной из основных расчетных характеристик жаропрочной стали – предела длительной прочности при рабочих температурах – от плавки к плавке нахо-

дится в пределах 40–43% – для стали типа 18Cr–10Ni–Ti и в пределах 31–35% – для стали типа 18Cr–10Ni.

Анализ данных табл.18 показывает, что наиболее высокие значения коэффициента корреляции для обеих сталей имеет место при обработке с учетом взаимодействия легирующего ( $d_0, Z'_0, N_0$ ) и микролегирующего ( $d_{ml}, Z'_{ml}, N_{ml}$ ) комплекса.

Таблица 17. Результаты данных длительных испытаний, обобщенных по методу Мэнсона–Хафгерда [3,4]

№ плавки	Предел длительной прочности за $10^5$ ч (МПа) при температуре, °С					
	600	625	650	600	625	650
	18Cr–10Ni–Ti			18Cr–8Ni		
1	139	106	83	107	74	49
2	137	110	86	99	79	63
3	126	99	80	101	81	65
4	83	64	49	103	86	72
5	84	65	50	102	81	64
6	90	72	57	113	92	75
7	107	85	66	143	107	77
8	99	80	64	1238	95	69
9	115	91	73	141	97	69

Таблица 18. Коэффициенты корреляции между опытными и расчетными данными по длительной прочности за  $10^5$  ч для моделей сталей 18Cr–10Ni–Ti, 18Cr–10Ni

Модель	Температура, °С					
	600	625	650	600	625	650
	18Cr–10Ni–Ti			18Cr–8Ni		
$d, \text{tg}\alpha, Z'$	0,94	0,74	0,76	0,73	0,84	0,96
$d_0, \text{tg}\alpha_0, Z'_0$	0,77	0,54	0,56	0,71	0,61	0,71
$d_m, \text{tg}\alpha_m, Z'_m$	0,81	0,68	0,74	0,75	0,56	0,63
$d_{ml}, \text{tg}\alpha_{ml}, Z'_{ml}$	0,75	0,50	0,49	0,76	0,79	0,84
$d_0, Z'_0, N_0$	0,97	0,90	0,91	0,88	0,90	0,97
$d_m, Z'_m, N_m$	0,76	0,70	0,73	0,71	0,55	0,69
$d_{ml}, Z'_{ml}, N_{ml}$	0,97	0,81	0,83	0,76	0,89	0,98

Индивидуальный анализ свойств стали 18Cr–10Ni–Ti (конкретный состав и модельные параметры его электронной структуры приведены в табл.6,7) позволил установить, что наиболее высокий уровень обобщения опытных данных обеспечивают модели типа

$$\sigma = f(d_{ml}, Z'_{ml}, N_{ml}, T) \quad (r = 0,969) \quad \text{и} \quad \sigma = f(d_0, Z'_0, N_0, T) \quad (r = 0,972).$$

В первом случае уравнение регрессии имеет вид:

$$\sigma = 1772,89 - 1754,3846 d_{ml} + 2137,341 Z'_{ml} - 1296,807 N_0 \quad (r=0,969) \quad (9),$$

во втором:

$$\sigma = -1526,115 - 277,685 d_0 + 1518,461 Z'_0 - 942,513 N_0 \quad (r=0,914) \quad (10).$$

Анализ свойств стали типа 18Cr–8Ni (табл.13 и 17) привел к подобным по уровню точности выше приведенным результатам:

$$\sigma = 3319,996 - 1119,12 d_{ml} + 213,226 Z'_{ml} - 924,826 N_{ml} \quad (r = 0,98) \quad (11),$$

$$\sigma = 1084,107 - 368,554 d_0 + 249,365 Z'_0 - 828,574 N_0 \quad (r = 0,97) \quad (12).$$

Учитывая порядок числовых коэффициентов уравнений (9)–(12) следует отметить, что большая их размерность характерна для статистических уравнений такого типа. В частности, в работах [3,4] приведены уравнения типа

$$\gamma = a_0 + a_1 T + a_2 T^2 + a_3 T^3,$$

которые описывают влияние температуры испытания на  $\gamma$  – зависимую переменную ( $b_{02}$ ,  $b_b$ ). Коэффициенты  $a$  имеют размерности  $10^{-4}$ ,  $10^{-6}$ ,  $10^{-9}$ , что, как следствие, приводит к вычислению небольших по абсолютной величине свойств как разнице между огромными числами коэффициентов регрессионных уравнений.

Для отдельно взятых опытных данных ВНИТИ анализ влияния состава на свойства стали 12X18H12T (информация о составе стали и модельных параметрах – в табл.1,2) показал, что моделирование структуры по предложенной схеме также достаточно перспективно, хотя уровень точности при обобщении опытных данных существенно ниже:

$$\sigma = 6351 - 2240 d + 11059 \operatorname{tg} \alpha - 191,8 Z' - 0,886 T \quad (r = 0,7) \quad (13)$$

$$\sigma = 14270,7 - 2750,3 d_0 - 16505,6 \operatorname{tg} \alpha_0 - 2349 Z'_0 - 0,8688 T \quad (r=0,74) \quad (14)$$

Сопоставляя однотипные (из числа приведенных) уравнения, отметим существенное различие численных значений коэффициентов при одних и тех же модельных параметрах. Поскольку этот результат в значительной мере может являться следствием малого объема обрабатываемых выборок опытных данных, целесообразно рассмотреть возможность устранения этого недостатка. Этим целям служит формирование общей выборки (76 вариантов) из указанных трех групп опытных данных. В итоге для объединенного массива опытных данных японских исследователей получено:

$$\sigma = 2417,2 - 753,8 d_0 - 815,4 \operatorname{tg} \alpha_0 + 217,9 Z'_0 - 0,957 T \quad (r = 0,85) \quad (15),$$

что весьма близко по масштабу чисел к уравнению (12).

С учетом данных ВНИТИ эта точность практически не снижается, т.к. значение  $\sigma = 130$  МПа при  $650^\circ\text{C}$  для плавки 271857 представляется завышенным. Таким образом данные ВНИТИ хорошо сочетаются с результатами японских исследований. Поэтому два обобщающих уравнения:

$$\sigma = 3549,7 - 1079,7 d + 6755 \operatorname{tg} \alpha - 224,8 Z' - 0,958 T \quad (16)$$

$$\sigma = 2106 - 592,4 d_0 - 580,2 \operatorname{tg} \alpha_0 - 132,87 Z'_0 - 0,9315 T \quad (17)$$

с достаточной для практических целей точностью ( $r \sim 0,8$ ) отражают комплексное влияние плавочного состава стали и температуры испытаний на длительную прочность этой группы хромоникелевых сталей. Следует отметить, что установленный на первой стадии исследования выпад значе-

ний  $\sigma$  для плавки 271857 играет в общей схеме анализа двойную роль. С одной стороны, он заметно понижает коэффициент корреляции между расчетными и опытными данными и исключение этой точки из выборки повышает точность уравнений (5) и (6) до 0,78 и 0,81 соответственно. С другой стороны, влияние такого исключения менее заметно на общей выборке для уравнения (16): коэффициент корреляции повышается с 0,757 до 0,788. Следует также отметить очевидную нелинейность изменения  $\sigma$  в зависимости от сочетания модельных параметров, что делает целесообразным при решении конкретных задач совместное использование уравнений (16) и (17) с их графической интерпретацией.

### **Выводы и перспективы дальнейших поисков.**

В концептуальном плане обобщение всех вышеприведенных результатов, особенно связанных с длительной прочностью, требует учета одного принципиально важного обстоятельства. Дело в том, что статистическая обработка экспериментальной информации о свойствах с помощью модельных параметров межатомного взаимодействия изначально нацелена на линеаризацию исследуемых зависимостей. Этим в значительной мере объясняется в ряде случаев относительно невысокий уровень коэффициентов корреляции при анализе больших массивов информации. К сожалению, выявить формальными методами нелинейный характер таких зависимостей, особенно при наличии максимумов или минимумов, можно лишь переходя на полиномиальные модели в комбинации с методами картирования. К разработке методов решения задач такого уровня теория легирования еще не подошла.

1. Приходько Э.В. Эффективность комплексного легирования сталей и сплавов. – К.: «Наукова думка», 1995. –296 с.
2. Приходько Э.В., Головки Л.А. Влияние процессов межатомного взаимодействия в многокомпонентных сплавах на формирование их свойств. //Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. –Вып.5. – 2002. –С.214–223.
3. Data sheets on the elevated temperature properties of 18Cr–10Ni–Ti stainless steel.//Ibid.1987.№ 5B, National Research Institute for Metals, Tokyo, Japan
4. Data sheets on the elevated temperature properties of 18Cr–10Ni–Ti stainless steel.//Ibid.1987.№ 4B, National Research Institute for Metals, Tokyo, Japan.

*Статья рекомендована к печати д.т.н. Д.Н.Тогобицкой*