

## УГЛЕРОД, ВАНАДИЙ, ВОЛЬФРАМ И ХРОМ В БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

А. Н. ДОБРОВИДОВ, Н. А. ЕРОФЕЕВ

(Представлена профессором А. Н. Добровидовым)

Для рационального подхода к вопросам легирования необходимо знать закономерности распределения углерода и легирующих элементов между фазами стали в закаленном и отпущенном состояниях. Установлению влияния температуры закалки, условий охлаждения

Химический состав исследованных сталей

Таблица 1

№ п.п.	Обозначение стали	Химический состав, %						HRC после закалки
		C	W	Cr	V	Si	Mn	
1	1,0-0-4-0	1,04	—	3,94	—	0,46	0,19	49
2	1,0-0-4-1,5	1,09	—	4,19	1,63	—	—	54
3	0,8-0-4-3	0,87	—	4,01	2,9	—	0,11	63
4	1,2-0-4-3	1,17	—	4,80	3,0	0,54	0,21	60
5	1,3-0-4-3	1,32	—	4,31	3,0	—	0,29	56
6	1,3-0-4-4	1,32	—	3,84	4,19	—	—	62
7	1,2-4-4-1,5	1,12	3,97	4,36	1,45	—	—	56
8	1,0-4-4-3	0,95	3,79	4,69	2,92	—	—	62
9	1,2-4-4-3	1,15	3,65	4,58	3,04	—	—	61
10	1,3-4-4-3	1,30	3,71	4,85	2,88	—	—	58
11	1,2-4-4-4	1,20	4,11	4,42	4,26	—	—	63
12	1,2-2-4-1,5	1,17	2,30	4,10	1,45	—	—	55
13	1,2-2-4-2,5	1,18	2,00	4,10	2,72	—	—	61
14	0,8-2-4-4,5	0,85	2,05	4,31	4,28	—	—	62
15	1,2-2-4-4,5	1,19	1,90	4,47	4,72	—	—	63
16	1,3-2-4-4,5	1,34	1,94	4,48	4,77	—	—	62
17	1,2-6-4-2,5	1,12	5,91	4,29	2,61	—	—	62
18	1,2-8-4-2,5	1,14	7,93	3,69	2,56	—	—	64
19	1,0-4-8-2	0,99	3,86	8,01	1,91	—	—	57
20	1,2-4-8-2	1,17	3,71	8,16	2,11	—	—	55
21	1,0-4-12-2	1,02	4,02	11,76	2,28	—	—	57

и различных видов отпуска на легированность и природу фаз ковanej и литой быстрорежущей стали посвящено большое количество исследований [1—8]. Однако работ, в которых была бы изучена зависимость состава, природы, количественного соотношения и распределения фаз от содержания какого-либо одного элемента, входящего в состав быстрорежущей стали, совершенно недостаточно, несмотря на то, что решение указанного вопроса имеет большое значение при изыскании новых сталей для инструмента и деталей машин и что этот вопрос является основным в теории легирования.

Нами проведено исследование зависимости легированности твердого раствора, количества карбидов, их фазового состава и некоторых свойств стали от содержания в ней вольфрама, ванадия, хрома и углерода на образцах двадцати одной марки стали с разным содержанием вольфрама, ванадия, хрома и углерода (табл. 1).

Плавки стали производились в высокочастотной индукционной печи. Вес плавки составляет 1 кг. В качестве флюса использовалось стекло. После окончания плавки производилось раскисление стали алюминием и силикокальцием, вводимым в количестве 0,1% (каждого). Заливка формы сталью производилась непосредственно из тигля при температуре 1500—1540°С, контролируемой оптическим пирометром. Литье производилось в сборную металлическую форму. Отлитые образцы охлаждались с формой до комнатной температуры. Размеры образцов для карбидного анализа были: диаметр 10 мм, длина 80 мм. Вследствие быстрого охлаждения при литье образцы малого сечения закаливались.

#### Методика выделения карбидного осадка

Для выделения карбидов из исследованных сталей был применен электролитический метод, разработанный Н. М. Поповой [9]. Образец перед растворением очищался от слоя окалины наждачным кругом. Вместо обычно применяемых в качестве катода медной или железной пластинок был применен змеевик из медной трубки диаметром 4 мм, который одновременно служил и катодом и холодильником. Образец в мешочке из бумажной кальки опускался в электролит так, чтобы верхняя его часть находилась выше уровня электролита. Растворение производилось одновременно в 10 ваннах, соединенных последовательно. Электролитом служил однонормальный раствор хлористого калия с добавкой 5 г лимонной кислоты на литр раствора. Плотность тока при электролизе была 0,03—0,05 а/см<sup>2</sup>; температура электролита при растворении 12—14°С. Продолжительность электролиза составляла 4—5 часов для закаленных и 2—3 часа для отпущенных образцов. При соблюдении этого режима карбидный осадок оставался на образце в виде прочно удерживающегося тонкого слоя.

После окончания электролиза образцы быстро переносились в горячую (80—70°С) воду для удаления адсорбированных газов. Обработка горячей водой непосредственно после электролиза является дополнением к обычной методике выполнения карбидного анализа. Поглощение газа карбидным осадком связано с наличием в нем свободного углерода, который выделяется из твердого раствора при электролизе. Аморфный углерод ведет себя как сильно активированный уголь и адсорбирует выделяющиеся при этом газы [10].

После обработки горячей водой осадок с образца тщательно снимался и фильтровался через тигель Гуча с последующей промывкой. Так как вольфрам металлической основы при электролизе окислялся, то осадок сталей, содержащих вольфрам, дополнительно промывался

10% раствором едкого натрия. Отфильтрованный осадок вместе с тиглем сушился в термостате при температуре 90—100° С до постоянного веса.

Полученный и обработанный таким образом осадок подвергался химическому анализу на легирующие элементы — вольфрам, хром и ванадий. Количество легирующих элементов в твердом растворе находилось по разнице между их содержанием в стали и карбидном осадке. Этот прием определения легированности твердого раствора применялся в работах [2—8]. А. П. Гуляев [10] определяет состав твердого раствора исходя из химического анализа электролита, в который переходят легирующие элементы из твердого раствора при электролизе. Однако, по мнению Ю. А. Клячко и др. [11], анализ электролита не точно отражает состав металлической фазы, так как состав электролита вследствие протекающих при электролизе вторичных реакций не соответствует составу основной металлической фазы. Единого мнения о целесообразности определения состава твердого раствора по анализу электролита нет.

Из-за отсутствия хорошо разработанного и достаточно простого метода для отделения свободного углерода от связанного количествен-

Таблица 2

Концентрация легирующих элементов в фазах закаленных сталей

№ п.п.	Обозначение стали	Количество первичных карбидов, %	Химический состав, %						Отношения*)		
			осадка			твердого раствора			$W_{\text{ко}} : W_{\text{тр}}$	$Cr_{\text{ко}} : Cr_{\text{тр}}$	$V_{\text{ко}} : V_{\text{тр}}$
			W	Cr	V	W	Cr	V			
1	1,0-0-4-0	7,00	—	4,99	—	—	3,86	—	—	1,3	—
2	1,0-0-4-1,5	5,75	—	6,93	10,80	—	4,08	1,19	—	1,73	9,00
3	0,8-0-4-3	3,13	—	6,23	23,24	—	4,00	2,24	—	1,57	10,60
4	1,2-0-4-3	5,25	—	7,26	19,21	—	4,65	2,10	—	1,58	9,15
5	1,3-0-4-3	7,64	—	6,89	20,30	—	4,10	1,56	—	1,68	13,02
6	1,3-0-4-4	7,11	—	6,08	36,25	—	3,68	1,74	—	1,62	13,02
7	1,2-4-4-1,5	8,90	18,94	7,35	6,30	2,51	4,01	0,98	7,57	1,83	6,43
8	1,0-4-4-3	5,90	21,64	7,25	15,78	2,65	4,53	2,01	8,3	1,62	7,90
9	1,2-4-4-3	7,20	19,39	7,23	17,88	2,40	4,36	1,89	8,1	1,66	9,4
10	1,3-4-4-3	10,23	20,22	10,73	15,29	1,83	4,20	1,46	11,1	2,05	10,2
11	1,2-4-4-4	8,37	21,58	5,78	29,64	2,46	3,65	1,93	8,64	1,61	15,6
12	1,2-2-4-1,5	7,20	9,70	7,60	7,09	1,42	3,83	1,01	5,71	2,00	7,0
13	1,2-2-4-2,5	6,45	10,34	6,86	19,65	1,43	3,93	1,57	7,00	1,77	12,2
14	0,8-2-4-4,5	4,09	11,74	5,68	29,42	1,65	4,24	3,20	7,51	1,32	9,2
15	1,2-2-4-4,5	6,90	10,92	5,33	35,53	1,22	4,30	2,43	9,0	1,23	14,8
16	1,3-2-4-4,5	8,02	12,38	6,03	31,95	1,03	4,29	2,40	12,05	1,39	13,3
17	1,2-6-4-2,5	8,65	27,60	6,62	15,22	3,88	4,01	1,33	7,08	1,65	11,7
18	1,2-8-4-2,5	9,78	37,28	5,34	14,57	4,75	3,52	1,25	7,67	1,54	11,7
19	1,0-4-8-2	7,00	13,20	14,70	6,73	3,15	7,50	1,54	4,12	1,96	4,18
20	1,2-4-8-2	10,2	12,77	15,85	6,01	2,67	7,27	1,66	4,74	2,16	3,53
21	1,0-4-12-2	7,6	12,89	22,54	6,55	3,3	10,9	1,90	3,9	2,0	3,4

\*) КО — концентрация элемента в осадке.  
ТР — концентрация элемента в твердом растворе.

Распределение легирующих элементов между фазами закаленных сталей

№ п.п.	Обозначение стали	Распределение легирующих элементов, %						Отношения*)		
		в карбидах			в твердом растворе			W <sub>р</sub> : W <sub>к</sub>	Cr <sub>р</sub> : Cr <sub>к</sub>	V <sub>р</sub> : V <sub>к</sub>
		W	Cr	V	W	Cr	V			
1	1,0-0-4-0		0,35			3,59			10,2	—
2	1,0-0-4-1,5	—	0,40	0,51	—	3,79	1,12	—	9,4	2,2
3	0,8-0-4-3	—	0,19	0,72	—	3,82	2,18	—	20,1	3,0
4	1,2-0-4-3	—	0,38	1,00	—	4,42	2,00	—	10,1	2,0
5	1,3-0-4-3	—	0,52	1,55	—	3,79	1,45	—	7,3	0,93
6	1,3-0-4-4	—	0,42	2,57	—	3,42	1,62	—	8,1	0,63
7	1,2-4-4-1,5	1,68	0,62	0,56	2,29	3,74	0,89	1,35	6,0	1,6
8	1,0-4-4-3	1,30	0,43	0,95	2,49	4,26	1,97	1,9	10,0	2,0
9	1,2-4-4-3	1,40	0,52	1,28	2,25	4,06	1,76	1,6	8,0	1,4
10	1,3-4-4-3	2,06	1,09	1,56	1,65	3,76	1,32	0,8	3,4	0,8
11	1,2-4-4-4	1,81	0,48	2,48	2,30	3,32	1,78	1,3	7,0	0,7
12	1,2-2-4-1,5	0,70	0,54	0,51	1,60	3,56	0,94	2,3	6,6	1,8
13	1,2-2-4-2,5	0,67	0,44	1,26	1,33	3,66	1,46	2,0	8,0	1,2
14	0,8-2-4-4,5	0,47	0,23	1,17	1,58	4,08	3,06	3,3	18,0	2,6
15	1,2-2-4-4,5	0,76	0,37	2,45	1,14	4,10	2,27	1,5	11,0	0,9
16	1,3-2-4-4,5	0,99	0,48	2,55	0,95	4,00	2,21	1,0	8,0	0,8
17	1,2-6-4-2,5	2,37	0,56	1,31	3,54	3,73	1,30	1,5	6,6	1,0
18	1,2-8-4-2,5	3,65	0,52	1,43	4,28	3,17	1,13	1,2	6,0	0,8
19	1,0-4-8-2	0,93	1,03	0,47	2,93	6,98	1,44	3,0	7,0	3,1
20	1,2-4-8-2	1,30	1,61	0,61	2,41	6,55	1,50	1,8	4,0	2,4
21	1,0-4-12-2	0,96	1,71	0,49	3,06	10,05	1,79	3,2	5,8	3,6

\*) P — доля элемента в твердом растворе.  
K — доля элемента в карбидном осадке.

ное распределение углерода между фазами стали в настоящей работе не определялось.

Вес осадка, отнесенный к разнице в весе образца до и после электролиза, дает общее процентное содержание карбидов в стали. Количество карбидов определялось как среднее арифметическое из 4—5 определений.

Выделенные карбидные осадки из закаленных сталей подвергались рентгеновскому анализу по методу порошков. В осадках всех сталей, содержащих ванадия более 1,5%, был обнаружен карбид ванадия VC, представленный всеми интерференционными линиями. Последнее указывает на значительное количество этого карбида в осадке. В осадках сталей, содержащих вольфрама свыше 4% и ванадия более 1,5%, кроме карбида ванадия VC присутствует двойной железовольфрамовый карбид Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C. Интенсивность и количество линий этого карбида на рентгенограммах растет с увеличением содержания вольфрама в стали, что связано с возрастанием количества карбида в осадке. Отсутст-

вие интерференционных линий карбида хрома на рентгенограммах, несмотря на наличие хрома в осадке, следует объяснить малой чувствительностью метода [12]. Кроме этого, хром, по-видимому, частично растворен в обнаруженных карбидах.

Результаты определения количества карбидов и распределения легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой в закаленной и отпущенной стали приведены в табл. 2 и 3.

### Углерод в быстрорежущей стали

Результаты карбидного анализа исследованных сталей дают представление не только о распределении легирующих элементов между фазами стали, но и о распределении углерода между ними и о влиянии этого распределения на свойства стали.

Таблица 3

Концентрация легирующих элементов в фазах сталей после трехкратного отпуска при 560°

№ п.п.	Обозначение стали	Общее количество карбидов в отпущенной стали	Химический состав, %						Отношения*)		
			осадка			твердого раствора			$W_{\text{ко}} : W_{\text{тр}}$	$Cr_{\text{ко}} : Cr_{\text{тр}}$	$V_{\text{ко}} : V_{\text{тр}}$
			W	Cr	V	W	Cr	V			
1	1,0-0-4-0	14,85	—	16,20	—	—	1,8	—	—	9,0	—
2	1,0-0-4-1,5	14,20	—	14,22	9,18	—	2,5	0,4	—	5,7	23
3	0,8-0-4-3	9,60	—	14,13	21,32	—	2,8	0,9	—	4,9	22
4	1,2-0-4-3	14,00	—	20,40	18,58	—	2,25	0,47	—	3,9	37
5	1,3-0-4-3	15,90	—	17,39	16,77	—	1,8	0,4	—	9,7	42
6	1,3-0-4-4	14,80	—	14,57	26,53	—	2,0	0,5	—	7,3	82
7	1,2-4-4-1,5	16,20	19,92	12,65	7,02	0,90	2,76	0,38	20	5	18
8	1,0-4-4-3	13,70	17,52	13,25	16,79	1,63	3,36	0,70	11	4	24
9	1,2-4-4-3	15,25	17,72	12,45	16,48	1,01	3,14	0,61	18	4	27
10	1,3-4-4-3	17,00	17,28	14,62	14,86	0,93	2,85	0,44	19	5	37
11	1,2-4-4-4	14,50	19,04	12,76	24,94	1,60	2,30	0,75	11	5	31
12	1,2-2-4-1,5	15,50	10,09	13,75	7,78	0,88	2,35	0,30	11	6	26
13	1,2-2-4-2,5	13,55	13,12	14,57	16,31	0,75	2,47	0,60	13	5	27
14	0,8-2-4-4,5	9,30	10,11	9,38	30,65	1,23	3,81	1,54	8,4	2,4	20
15	1,2-2-4-4,5	11,70	10,81	10,92	32,39	0,73	3,63	1,05	15	3	32
16	1,3-2-4-4,5	14,60	11,22	14,32	28,62	0,36	2,84	0,70	28	5	41
17	1,2-6-4-2,5	17,70	25,38	10,87	13,23	1,73	2,89	0,34	15	3,7	44
18	1,2-8-4-2,5	19,70	30,39	8,89	11,92	2,43	2,30	0,27	13	3,8	40
19	1,0-4-8-2	14,70	17,98	22,60	7,46	1,44	5,52	0,94	12,5	4,11	7,9
20	1,2-4-8-2	15,60	17,44	23,05	8,54	1,19	5,54	0,94	14,6	4,1	9,1
21	1,0-4-12-2	14,50	13,24	32,64	7,64	2,4	8,2	1,4	5,5	4,0	5,4

\*) КО — концентрация элемента в карбидном осадке.  
ТР — концентрация элемента в твердом растворе.

На рис. 1 приведена зависимость твердости, теплостойкости, количества карбидов и легированности твердого раствора закаленной стали от содержания в ней углерода. Такая же зависимость указанных характеристик от содержания углерода имеет место и для других составов исследованных сталей (табл. 2а и 3а).

Таблица 3а

Распределение легирующих элементов между фазами сталей после трехкратного отпуска при 560°

№ п.п.	Обозначение стали	Распределение легирующих элементов %						Отношения*)		
		в карбидах			в твердом растворе			W <sub>p</sub> : W <sub>к</sub>	Cr <sub>p</sub> : Cr <sub>к</sub>	V <sub>p</sub> : V <sub>к</sub>
		W	Cr	V	W	Cr	V			
1	1,0-0-4-0		2,39			1,55			0,7	
2	1,0-4-1,5	—	2,01	1,20	—	2,18	0,33	—	1,0	0,27
3	0,8-0-4-3	—	1,35	2,44	—	2,66	0,87	—	1,9	0,35
4	1,0-0-4-3	—	2,85	2,60	—	1,95	0,40	—	0,7	0,16
5	1,5-0-4-3	—	2,76	2,47	—	1,55	0,33	—	0,5	0,13
6	1,3-0-4-4	—	2,16	3,92	—	1,69	0,27	—	0,7	0,1
7	1,2-4-4-1,5	3,22	2,04	1,13	0,75	2,32	0,32	0,2	1,1	0,3
8	1,0-4-4-3	2,39	1,80	2,32	1,40	2,89	0,60	0,6	1,6	0,25
9	1,2-4-4-3	2,70	1,91	2,52	0,95	2,67	0,52	0,35	1,4	0,2
10	1,3-4-4-3	2,94	2,48	2,51	0,77	2,37	0,37	0,26	0,9	0,14
11	1,2-4-4-4	2,75	1,84	3,62	1,36	2,56	0,64	0,5	1,4	0,2
12	1,2-2-4-1,5	1,55	2,12	1,20	0,75	1,98	0,25	0,5	0,9	0,2
13	1,2-2-4-2,5	1,35	1,97	2,20	0,65	2,13	0,52	0,5	1,1	0,23
14	0,8-2-4-4,5	0,94	0,87	2,84	1,11	3,44	1,39	1,1	4,0	0,5
15	1,2-2-4-4,5	1,26	1,27	3,79	0,64	3,20	0,93	0,5	2,5	0,24
16	1,3-2-4-4,5	1,63	2,07	4,17	0,31	2,41	0,60	0,2	1,1	0,14
17	1,2-6-4-2,5	4,49	1,92	2,33	1,42	2,37	0,28	0,3	1,2	0,11
18	1,2-8-4-2,5	5,98	1,75	2,34	1,95	1,94	0,22	0,33	1,1	0,1
19	1,0-4-8-2	2,64	3,38	1,11	1,22	4,69	0,80	0,46	1,4	0,7
20	1,2-4-8-2	2,71	3,58	1,32	1,00	4,58	0,79	0,37	1,25	0,6
21	1,0-4-12-2	1,92	4,72	1,10	2,10	7,04	1,18	0,9	1,5	1,1

\*) P — доля элемента в твердом растворе.  
K — доля элемента в карбидном осадке.

Ход кривых W<sub>p</sub>, V<sub>p</sub> и Cr<sub>p</sub> на рис. 1 указывает, что при повышении содержания углерода в стали происходит обеднение твердого раствора легирующими элементами вследствие перехода их в карбиды. Этим же объясняется непрерывный подъем кривой количества карбидов. Переход легирующих элементов в карбиды обусловливается большим химическим сродством их с углеродом, чем с железом. Сильнее всего твердый раствор обедняется ванадием и вольфрамом и в меньшей степени — хромом. Чем меньше сродство элемента с углеродом, тем в меньшей степени происходит и обеднение твердого раствора этим элементом. Это подтверждается сравнением отношений концентраций легирующих элементов в карбидном осадке (W<sub>кo</sub>, V<sub>кo</sub>, Cr<sub>кo</sub>) к концентрации их в твердом растворе (W<sub>тp</sub>, V<sub>тp</sub>, Cr<sub>тp</sub>). С повышением содержания угле-

рода в стали отношения увеличиваются как после закалки, так и после трехкратного отпуска при 560° (табл. 3). Эти отношения также показывают, что растворимость в твердом растворе хрома, обладающего меньшим сродством с углеродом, чем вольфрам и ванадий, много больше растворимости вольфрама и ванадия. Так, концентрация хрома

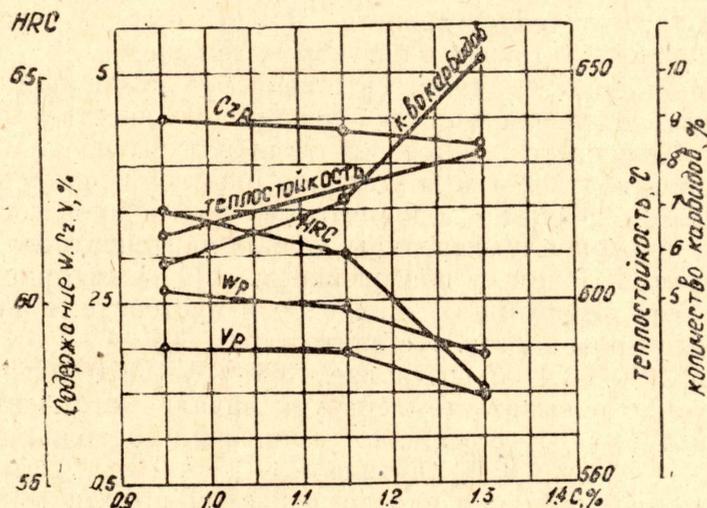


Рис. 1. Зависимость твердости, теплостойкости, количества карбидов и легированности твердого раствора в закаленной стали от содержания в ней углерода. Сталь: 1,0-4-4-3; 1,2-4-4-3; 1,3-4-4-3

в твердом растворе после закалки в среднем в 1,5—2,5 раза меньше, чем его концентрация в карбидном осадке. Содержание же вольфрама и ванадия в твердом растворе после закалки в семь и более раз меньше, чем в карбидах.

Приведенные отношения концентраций характеризуют также влияние содержания углерода в стали на перераспределение легирующих элементов между фазами при отпуске. В сталях с меньшим содержанием углерода твердый раствор остается более насыщенным легирующими элементами и после отпуска. Так, после отпуска отношение концентраций легирующих элементов для стали 1,0—4—4—3 увеличилось в меньшей степени, чем для стали 1,3—4—4—3. Например,  $W_{ко} : W_{тр}$  для вольфрама в стали 1,0—4—4—3 возросло с 8,3 до 11 раз, а для стали 1,3—4—4—3 — с 11 до 19 раз.

Обеднение твердого раствора легирующими элементами в системе железо — углерод — легирующий элемент (V, Ti) при увеличении содержания углерода рассмотрено Н. С. Фастовым и Б. Н. Финкельштейном [13]. Исходя из термодинамических расчетов, авторы установили обратно пропорциональную зависимость между концентрацией легирующего элемента в твердом растворе и содержанием углерода в стали. Наши экспериментальные данные подтверждают теоретические положения этого исследования и показывают, что аналогичная зависимость существует не только для тройных равновесных систем, но и для неравновесных многокомпонентных систем со сложными карбидами, являющимися твердыми растворами с дефектной кристаллической решеткой.

Из результатов наших опытов видно, что перераспределение легирующих элементов между фазами сталей с различным содержанием

углерода вызывается не изменением химического состава карбидов, а увеличением их количества в стали. Это следует из сравнения состава карбидов как после закалки, так и после отпуска. Последнее возможно только при одинаковом фазовом составе карбидного осадка, что подтверждается данными рентгеноструктурного анализа.

Теплостойкость стали растет при повышении содержания углерода (рис. 1). Так как при этом происходит уменьшение легированности твердого раствора, то рост теплостойкости может быть объяснен только большей насыщенностью твердого раствора углеродом.

Уменьшение твердости (табл. 1) закаленной стали при повышении содержания углерода связано с увеличением количества остаточного аустенита, что объясняется снижением температуры начала мартенситного превращения под действием углерода, растворяющегося в твердом растворе. При этом действие дополнительно растворившегося углерода в аустените на снижение температуры начала мартенситного превращения более эффективно, чем ее повышение за счет суммарного снижения концентрации всех легирующих элементов в аустените. Например, общее снижение легированности аустенита стали 1,3—4—4—3 по сравнению со сталью 1,0—4—4—3 составляет  $0,84\% W + 0,50\% Cr + 0,65\% V = 1,99\%$ . Это должно повысить температуру начала мартенситного превращения стали 1,3—4—4—3. Однако увеличение содержания углерода в стали 1,0—4—4—3 на  $0,35\%$  (сталь 1,3—4—4—3), часть которого растворяется в аустените, снизило температуру начала мартенситного превращения по сравнению с ее начальным положением. По этим же самым причинам точно такая же зависимость твердости закаленной стали от содержания в ней углерода отмечается и при других содержаниях легирующих элементов (табл. 1 и 2). При значительном занижении содержания углерода в стали против оптимального, соответствующего данному содержанию в ней легирующего элемента, получится сталь с низкой твердостью и плохой закаливаемостью. Причина этого — низкая концентрация углерода в закаленном твердом растворе.

Распределение вольфрама, ванадия и хрома между фазами закаленной стали зависит от содержания углерода (табл. 2). При содержании его выше  $1,2\%$  большая доля вольфрама и ванадия находится в карбидах и меньшая — в твердом растворе всех исследованных в настоящей работе сталей. При содержании углерода до  $1,2\%$  большая часть этих элементов остается в твердом растворе, что следует считать «благоприятным», так как от общего насыщения твердого раствора этими элементами и углеродом зависят теплостойкость стали и стойкость инструмента при резании из быстрорежущей стали.

Полученная закономерность по влиянию повышения содержания углерода в стали на распределение легирующих элементов между фазами стали, твердость, количество остаточного аустенита и его устойчивость имеет место и для кованых быстрорежущих сталей в закаленном состоянии [6—8]. Анализ литературных и наших экспериментальных данных показывает, что более высокая теплостойкость высокованадиевых быстрорежущих сталей (P14Ф4, P9Ф5) и стойкость инструмента при резании из этих сталей объясняются только повышением концентрации углерода в твердом растворе, а не увеличением содержания ванадия в мартенсите или ростом количества карбидов ванадия VC в стали. Например, стали P9 и P9Ф5 почти не отличаются по легированности твердого раствора вольфрамом, ванадием и хромом в закаленном состоянии, а стойкость инструмента из стали P9Ф5 выше, чем инструмента из стали P9 [6]. Количество карбидов в этих сталях также разнится не более чем на  $4—6\%$ .

Близость свойств хрома к железу и меньшее химическое сродство его с углеродом, по сравнению с вольфрамом и ванадием, способствуют только «благоприятному» распределению ( $G_D : C_{TK} > 1$ ) хрома между фазами закаленной стали. Однако распределение его между фазами, так же как вольфрама и ванадия, зависит от содержания углерода в стали — с повышением содержания углерода в стали легированность твердого раствора хромом также уменьшается.

Сравнение химического анализа карбидных осадков сталей, закаленных и отпущенных трехкратно при  $560^\circ$ , показывает, что после отпуска содержание хрома в осадке возрастает примерно в 2 раза по сравнению с его содержанием в осадке закаленной стали. При этом разница между количеством вольфрама и ванадия составляет не более чем 2—3%. Последнее может быть объяснено одинаковой природой первичных и вторичных карбидов, в которые входят вольфрам и ванадий. Увеличение концентрации хрома в осадке после отпуска, возможно, связано с выделением специального карбида хрома.

Рост концентрации хрома в карбидном осадке после отпуска объясняется большей скоростью диффузии его в твердом растворе, чем скорость диффузии вольфрама и ванадия. Малая скорость диффузии этих элементов связана с большим атомным радиусом их по сравнению с атомным радиусом хрома, а также, по-видимому, большей величиной сил межатомной связи между углеродом, вольфрамом и ванадием в решетке твердого раствора по сравнению с силами связи между атомами углерода и хрома.

### Ванадий в быстрорежущей стали

На рис. 2 показано влияние содержания ванадия в стали на распределение его между фазами стали, на твердость, количество карбидов и

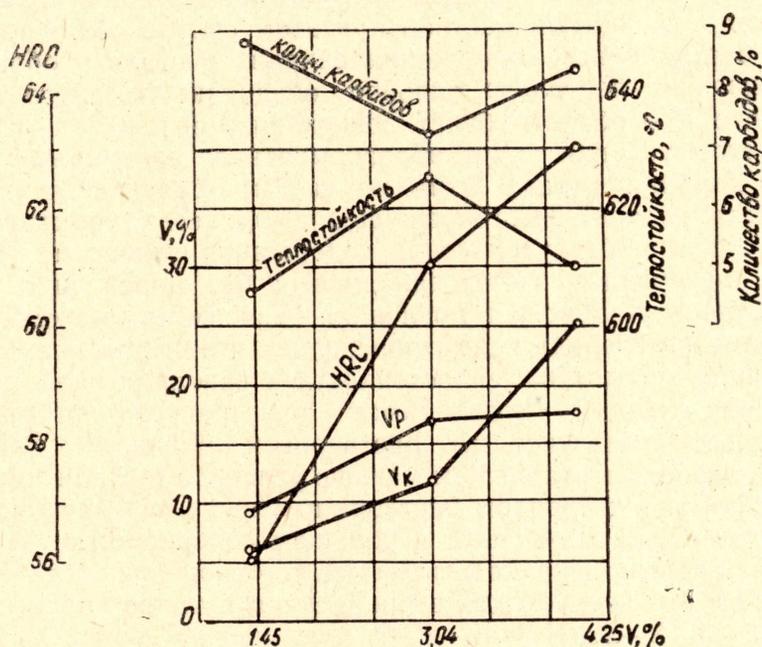


Рис. 2. Зависимость твердости, теплостойкости, количества карбидов и распределения ванадия между фазами закаленной стали от содержания в ней ванадия. Сталь: 1,2-4-4-1,5; 1,2-4-4-3; 1,2-4-4-4

теплостойкость стали после закалки. Кривые распределения ванадия между твердым раствором и карбидами пересекаются при содержании 3,5% ванадия в стали. При меньшем количестве ванадия кривая его

содержания в твердом растворе располагается над кривой его содержания в карбидной фазе. Это доказывает, что при наличии в стали ванадия до 3,5% большая его часть уходит в твердый раствор, а меньшая — на образование карбидов. Такое распределение легирующего элемента можно назвать «благоприятным» в том смысле, что при указанных условиях повышается теплостойкость закаленной стали. При содержании ванадия в стали выше 3,5% большая его часть уходит на образование карбидов, а меньшая растворяется в твердом растворе. Такое распределение легирующего элемента между фазами стали будет «неблагоприятным».

Если обозначить через  $V_p$  часть ванадия в твердом растворе, а через  $V_k$  — в карбидах, то при содержании ванадия в стали до 3,5% отношение —  $V_p:V_k > 1$ , при 3,5% —  $V_p:V_k = 1$ , а свыше 3,5% —  $V_p:V_k < 1$ . Данные табл. 2 показывают, что при увеличении содержания ванадия в стали до 3,0% происходит пропорциональное распределение его между карбидами и твердым раствором. При дальнейшем увеличении содержания ванадия в стали пропорциональность в распределении нарушается — большая доля его уходит в карбиды. Например, твердые растворы сталей 1,2—4—4—3 и 1,2—4—4—4 не отличаются по содержанию ванадия, а в карбидах второй стали его в два раза больше по сравнению с первой. Такая же закономерность в распределении ванадия между фазами закаленной стали от содержания его в стали наблюдается и для других сталей, исследованных в настоящей работе, и в кованных быстрорежущих сталях [5—8]. Интересно отметить, что во всех сталях данной работы и в сталях, исследованных в работах [5—8], содержание ванадия в твердом растворе закаленной стали не превышает 2,5%, хотя содержание его в стали повышается до 5%. Это количество ванадия, по-видимому, определяет максимальную растворимость его в аустените быстрорежущих сталей. Остальная часть ванадия уходит на образование избыточных карбидов ванадия VC, которые не повышают теплостойкости стали, а твердый раствор при этом сильно обедняется углеродом. При определенном содержании ванадия в стали в области  $V_p:V_k < 1$  произойдет настолько сильное обеднение твердого раствора углеродом, что  $\gamma$  — область будет совершенно выкинута. Структуру стали при этом условии будут образовывать легированный твердый раствор  $\alpha$  и карбидная фаза. Этим же самым объясняется ухудшение закаливаемости кованой быстрорежущей стали, если повышать в ней содержание ванадия без увеличения содержания углерода, и высокое содержание углерода в высокованадиевых быстрорежущих сталях, а также экспериментально установленная зависимость между концентрацией ванадия и углерода в быстрорежущей стали для получения высокой вторичной твердости, теплостойкости и режущих свойств [5—8].

Количество ванадия, необходимое для равного распределения ( $V_p:V_k = 1$ ) его между твердым раствором и карбидами, зависит от содержания углерода в стали. Чем меньше углерода в стали, тем больше ванадия растворится в твердом растворе и меньше перейдет в карбиды. Если взять две стали с меньшим и большим содержанием углерода и вводить в них равные количества ванадия, то отношение  $V_p:V_k$  для первой стали будет больше, чем для второй. Это отчетливо видно на примере сталей 1,2—4—8—2 и 1,0—4—8—2: для первой стали  $V_p:V_k = 2,4$ , для второй = 3,1. Поэтому кривые  $V_p$  и  $V_k$  у стали с большим содержанием углерода пересекутся при меньшем содержании ванадия в ней. Схематически эта зависимость представлена на рис. 3. Точно такая же закономерность распределения ванадия между фазами закаленной стали от содержания в ней углерода и ванадия получена для других сталей настоящей работы и в работах Ю. А. Геллера [7] и А. Г. Иванова [6].

Таким образом, количество ванадия, необходимое для равного распределения между твердым раствором и карбидами, обратно пропорционально содержанию углерода в стали. Исходя из такой зависимости, на основании наших и литературных [6—8] данных можно обосновать содержание углерода и ванадия во всех существующих быстрорежущих сталях и выбирать соотношения между этими компонентами в новых

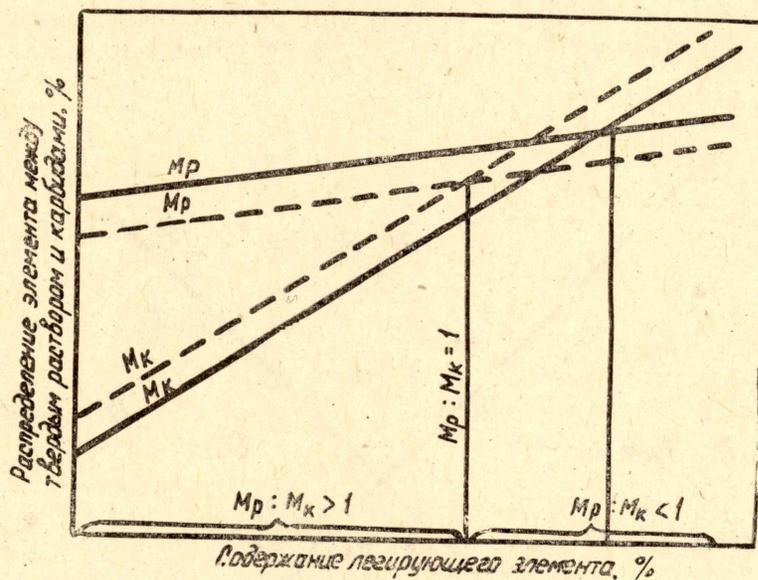


Рис. 3. Схема распределения карбидообразующего легирующего элемента между твердым раствором и карбидами закаленной стали в зависимости от содержания углерода в ней.  
 ————— сталь с меньшим содержанием углерода;  
 ————— сталь с большим содержанием углерода

быстрорежущих сталях с высокой вторичной твердостью, теплостойкостью и стойкостью при резании. Эта зависимость приведена на рис. 4, на котором пунктирная прямая соответствует примерно равному распределению ванадия между фазами закаленной стали. Сплошная прямая указывает соотношения между содержанием углерода и ванадия, необходимые для получения высокой твердости и теплостойкости быстрорежущей стали [8, 17]. Эти прямые делят всю площадь на четыре области, отличающиеся отношениями  $V_p : V_k$ , и, следовательно, свойствами, которые приобретает сталь при этих отношениях. Внизу первой и вверху второй области располагаются соотношения между содержанием углерода и ванадия в быстрорежущей стали, при которых получается низкая теплостойкость и стойкость при резании. В первом случае снижение свойств стали объясняется пониженным содержанием ванадия в стали и твердом растворе. Во втором случае — значительным обеднением твердого раствора углеродом вследствие образования большого количества богатых углеродом карбидов ванадия. Вверху второй области располагаются соотношения между ванадием и углеродом, при которых получают плохо закаливающиеся стали. При увеличении содержания углерода и постоянном количестве ванадия в стали в пределах третьей области теплостойкость стали повышается. В четвертой области располагаются соотношения между содержанием углерода и ванадия, при которых быстрорежущая сталь имеет высокую теплостойкость. Однако для всех соотношений между этими компонентами в сталях, расположенных в третьей и четвертой области, отношение  $V_p : V_k < 1$ ; оно умень-

шается по мере увеличения содержания углерода в стали. Соотношения между содержанием ванадия и углерода в кованных высокованадиевых быстрорежущих сталях Р9Ф5 и Р14Ф4 располагаются в третьей и четвертой области. Для этих сталей отношение  $V_p:V_k < 1$  [6—8]. Оно равно для первой стали 0,6, а для второй — 0,9. Причина разницы — большее содержание углерода и ванадия в первой стали, чем во второй.

Рост теплостойкости, увеличение количества остаточного аустенита и повышение его устойчивости высокованадиевых быстрорежущих сталей [8, 14], при отношении  $V_p:V_k < 1$  и высоком содержании (1,2—

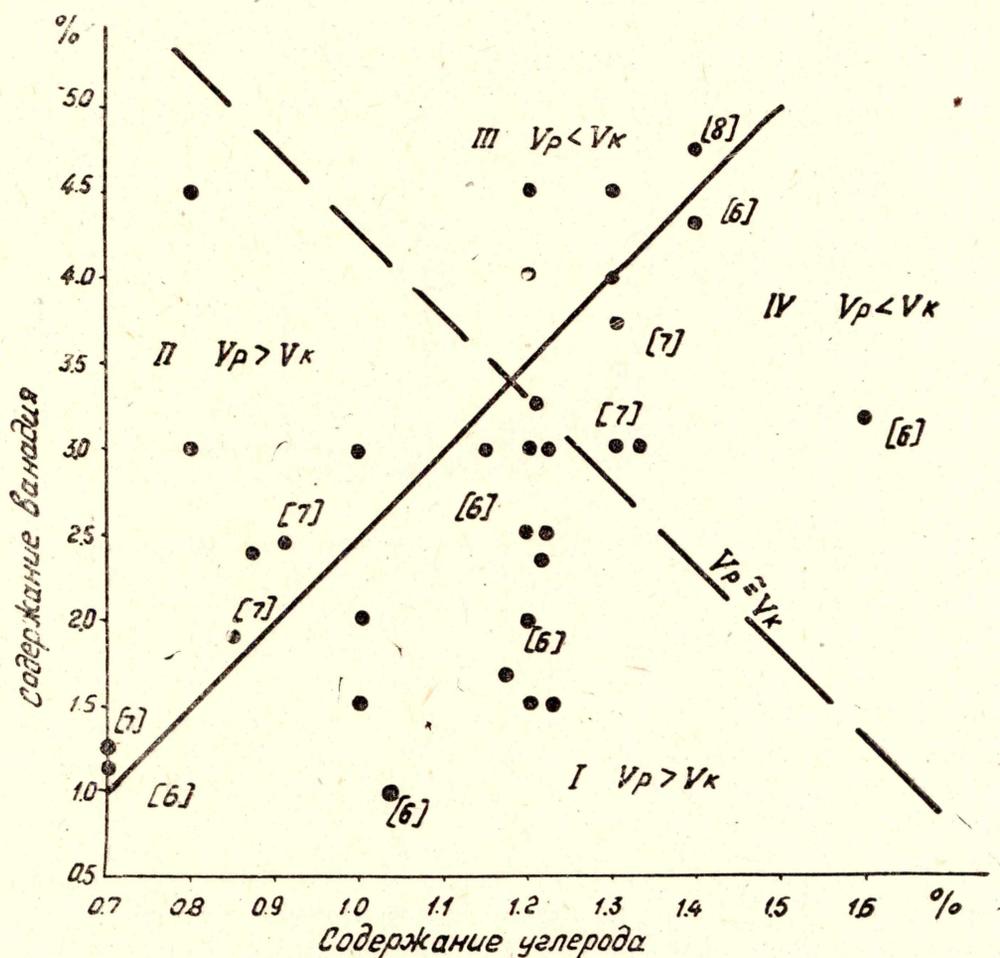


Рис. 4. Распределение ванадия между фазами закаленной быстрорежущей стали в зависимости от содержания ванадия и углерода в ней

1,5%) углерода в них объясняется высокой концентрацией углерода в твердом растворе после закалки. Это указывает на особую роль углерода в повышении теплостойкости таких сталей, так как общая легированность твердого раствора их не отличается от легированности твердого раствора стали Р9.

Таким образом, пользуясь рис. 4, можно ориентировочно выбирать соотношения между содержанием углерода и ванадия в быстрорежущих сталях, при которых получается высокая теплостойкость и стойкость инструмента при резании, а также определять роль каждого из этих компонентов в изменении той или иной характеристики стали. Следует отметить, что применительно к кованным быстрорежущим сталям использование установленной зависимости будет тем точнее, чем выше

температура закалки и продолжительнее выдержка при ней [6—8]. По этому графику можно обосновать и ухудшение шлифуемости стали при введении в нее ванадия и углерода. Чем меньше отношение  $V_p : V_k$ , тем больше в стали карбидов ванадия  $VC$  и, следовательно, хуже шлифуемость стали из-за высокой твердости этого карбида.

В области «благоприятного» распределения ванадия между фазами находится и оптимальное содержание его в стали, соответствующее максимальной теплостойкости. В сталях 1,2—4—4—1,5, 1,2—4—4—3 и в стали с 1,2% С, 4% W, 4% Cr и 4,5% V оптимальное содержание ванадия равно 3,0%. Дальнейшее добавление ванадия к стали снижает теплостойкость за счет интенсивного обеднения твердого раствора углеродом.

Кривые изменения теплостойкости и твердости стали показывают, что твердость растет при увеличении содержания ванадия до 4,5%, а теплостойкость — до 3,0%. Причина непрерывного роста твердости и перегиба на кривой теплостойкости заключается в обеднении аустенита углеродом при добавке к стали ванадия. Последнее приводит к повышению температуры начала мартенситного превращения, следовательно, к уменьшению количества остаточного аустенита и росту твердости стали. Если взять сталь с содержанием ванадия более 4,5%, то при данном содержании в ней углерода получится плохо закаливающаяся сталь и твердость, подобно теплостойкости, также снизится. Это же самое относится к сталям P14Ф4 и P9Ф5, если при том же содержании углерода в них вводить ванадия выше допустимого. Но в этих сталях снижение всех характеристик объясняется образованием в большом количестве карбидов ванадия, трудно растворимых при нагреве под закалку.

При введении ванадия в сталь легированность закаленного твердого раствора хромом повышается, а вольфрамом — почти не изменяется. Например, для стали 1,2—4—4—1,5  $Cr_p : Cr_k = 6$  и  $W_p : W_k = 1,4$ , а для стали 1,2—4—4—4 эти отношения равны 8 и 1,3 соответственно. Заметное обогащение твердого раствора хромом объясняется законом карбидообразования: взамен карбидов хрома образуется карбид ванадия, так как ванадий имеет большее химическое сродство с углеродом, чем с хромом. Почти одинаковая карбидообразующая способность вольфрама и ванадия не вызвала заметного перераспределения вольфрама между фазами стали при введении в нее ванадия. Отмеченные перераспределения хрома подтверждаются уменьшением количества первичных карбидов, которое связано с образованием более легкого по весу и богатого углеродом карбида ванадия взамен более тяжелых и бедных углеродом карбидов хрома и железа.

Общее количество карбидов и количество вторичных карбидов после трехкратного отпуска при  $560^\circ$  с введением в сталь ванадия уменьшается (табл. 2). Это также свидетельствует об увеличении степени обеднения твердого раствора углеродом.

Таким образом, экспериментальные данные показывают, что при увеличении содержания ванадия в стали происходит перераспределение углерода и хрома между фазами стали — твердый раствор обедняется углеродом и обогащается хромом. Такое же влияние на состав закаленного твердого раствора оказывает введение ванадия в кованные стали P9 и P18 [6].

Неизменяемость легированности твердого раствора вольфрамом и незначительное повышение в нем концентрации хрома при добавке к стали ванадия дает основание пользоваться рис. 4 для выбора соотношений между ванадием и углеродом и объяснять влияние этих компонентов на свойства стали независимо от наличия или отсутствия в нем вольфрама и хрома.

## Вольфрам в быстрорежущей стали

Рис. 5 иллюстрирует влияние содержания вольфрама в стали на распределение его между фазами, на твердость, количество карбидов и теплостойкость ее после закалки.

Рост содержания вольфрама в стали приводит к непрерывному увеличению количества его как в твердом растворе, так и в карбидах. Кривая, соответствующая доле вольфрама ( $W_p$ ) в твердом растворе, располагается выше кривой, соответствующей доле вольфрама ( $W_k$ ) в карбидной фазе. Расположение и ход этих кривых свидетельствует

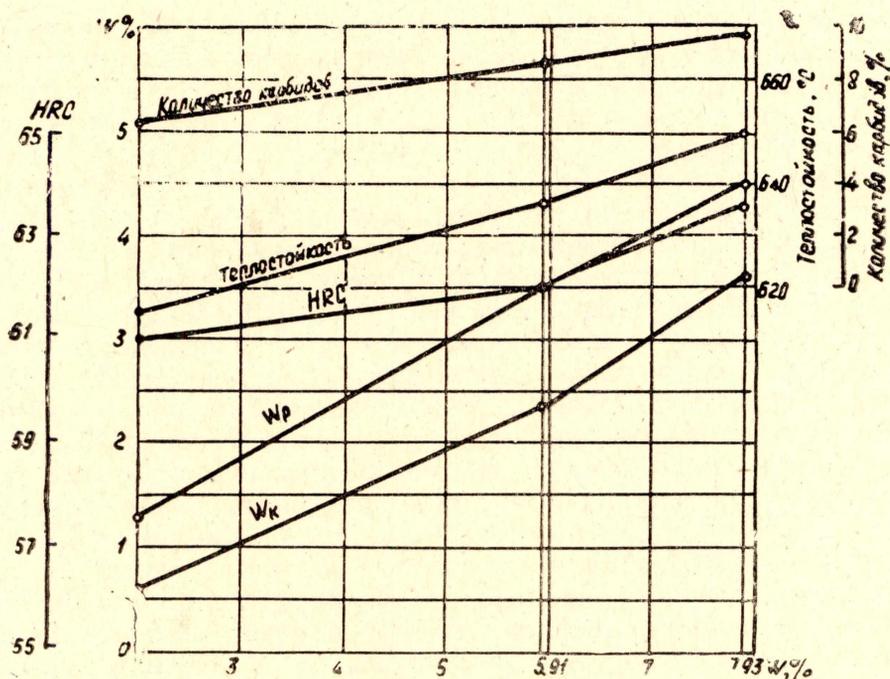


Рис. 5. Зависимость твердости, теплостойкости, количества карбидов и распределения вольфрама между фазами закаленной стали от содержания вольфрама в ней. Сталь: 1,2-2-4-2,5; 1,2-6-4-2,5; 1,2-8-4-2,5

о «благоприятном» распределении вольфрама между фазами закаленной стали. Для всех трех сталей  $W_p:W_k > 1$ . Однако это отношение по мере увеличения содержания вольфрама в стали приближается к единице. Например, для стали 1,2—2—2—2,5  $W_p:W_k=2$ , а для стали 1,2—8—4—2,5  $W_p:W_k=1,2$ . При дальнейшем введении вольфрама в сталь получим равное распределение ( $W_p:W_k=1$ ) его между фазами закаленной стали. Этому отвечает содержание вольфрама в стали примерно 12—13%, полученное продолжением до пересечения кривых  $W_p$  и  $W_k$ . Точно такая же зависимость для распределения вольфрама между фазами закаленной стали от содержания в ней вольфрама получается по данным работы [16]. Составы сталей, исследованных в работе [16], состав фаз по вольфраму и распределение его между твердым раствором и карбидами приведены в табл. 4. Однако пересечение кривых  $W_p$  и  $W_k$  для этих сталей получается при 15—16% вольфрама в стали. Приведенные два примера отчетливо подтверждают правильность рис. 3 и показывают, что количество вольфрама, необходимое для равного распределения между твердым раствором и карбидами по тем же причинам, что и для ванадия, обратно пропорционально содержанию углерода в стали.

При содержаниях вольфрама в быстрорежущей стали более 12—13% (при 1,2% С) и более 15—16% (при 0,8% С) получим неблагоприятное ( $W_p:W_k < 1$ ) распределение его между фазами закаленной стали. При таких количествах вольфрама в стали большая часть его пойдет на образование первичных карбидов, которые не повышают теплостойкость стали и усиливают ее карбидную неоднородность. Твердый раствор при этом будет обедняться углеродом. При значительном содержании в ста-

Таблица 4

Состав сталей, %				Распределение вольфрама, %		$W_p:W_k$
С	W	Cr	V	в карбидах	в твердом растворе	
0,84	6,85	4,06	1,28	1,80	5,05	2,8
0,79	8,84	4,26	1,38	2,72	6,12	2,2
0,86	13,04	4,14	1,55	6,24	6,8	1,1

ли вольфрама, как и ванадия, и неизменном содержании углерода получится плохо закаливающаяся или совсем не закаливающаяся сталь. Для сохранения высокой теплостойкости таких сталей необходимо параллельно с повышением количества вольфрама увеличивать содержание углерода в стали. Но в таких сталях теплостойкость будет обеспечиваться насыщением твердого раствора углеродом, а не вольфрамом, который в значительных количествах перейдет в карбиды. Подмеченной закономерностью по влиянию содержания вольфрама в быстрорежущей стали на ее свойства и распределение углерода и вольфрама между фазами стали в закаленном состоянии объясняется содержание этих элементов в стали Р14Ф4. Но состав этой стали подобран на основании экспериментальных данных по теплостойкости и стойкостным испытаниям инструмента при резании, а не на знании закономерностей распределения легирующих элементов и углерода между фазами стали.

Таким образом, при повышении содержания углерода в быстрорежущих сталях Р18 и Р9 и др. нужно уменьшать количество вольфрама, что будет приводить к рациональному использованию его, уменьшению карбидной неоднородности и снижению хрупкости кромки режущего инструмента. Так, например, в работе [6] исследована сталь состава 1,02% С, 25,0% W, 4,17% Cr и 1,08% V. При определении распределения вольфрама между фазами стали, закаленной с 1300°, было установлено, что в твердом растворе содержится только 7,75% вольфрама. Остальной вольфрам в количестве 17,25% остался в избыточных карбидах. Легированность твердого раствора этой стали осталась на уровне легированности твердого раствора стали Р18, а на образование первичных карбидов вольфрама пошло в два раза больше. Последнее, безусловно, усилит карбидную неоднородность стали и снизит ее прочность. Как следствие сказанного, не повышаются и режущие свойства инструмента из стали Р18 при добавке к ней вольфрама [18, 20].

Проведенное исследование показывает, что наиболее экономичной быстрорежущей сталью по использованию вольфрама при 0,8% С в ней и получению оптимальных свойств является сталь Р16, а не Р18, легированность твердого раствора вольфрамом которой также равна примерно 8%. При равной теплостойкости сталей Р18 и Р16 последняя будет иметь

меньшую карбидную неоднородность и, следовательно, выше прочность в термически обработанном состоянии по сравнению с первой. Разработанная Ю. А. Геллером и А. С. Кремневым [16] сталь марки P12 не является достаточно легированной вольфрамом. В твердом растворе этой стали после закалки содержится 7% W. Повышение содержания вольфрама в стали до 16% (сталь P16) увеличит концентрацию вольфрама в твердом растворе до 8%, что повысит теплостойкость и режущие свойства инструмента из этой стали.

На основании наших и литературных данных [6, 7, 15, 16] получается такая же как для ванадия зависимость распределения вольфрама между фазами закаленной стали и содержанием углерода и вольфрама в ней. Эта зависимость приведена на рис. 6, на котором пунктирная прямая соответствует примерно равному распределению ( $W_p:W_k=1$ ) вольфрама между твердым раствором и карбидами, а сплошная прямая —

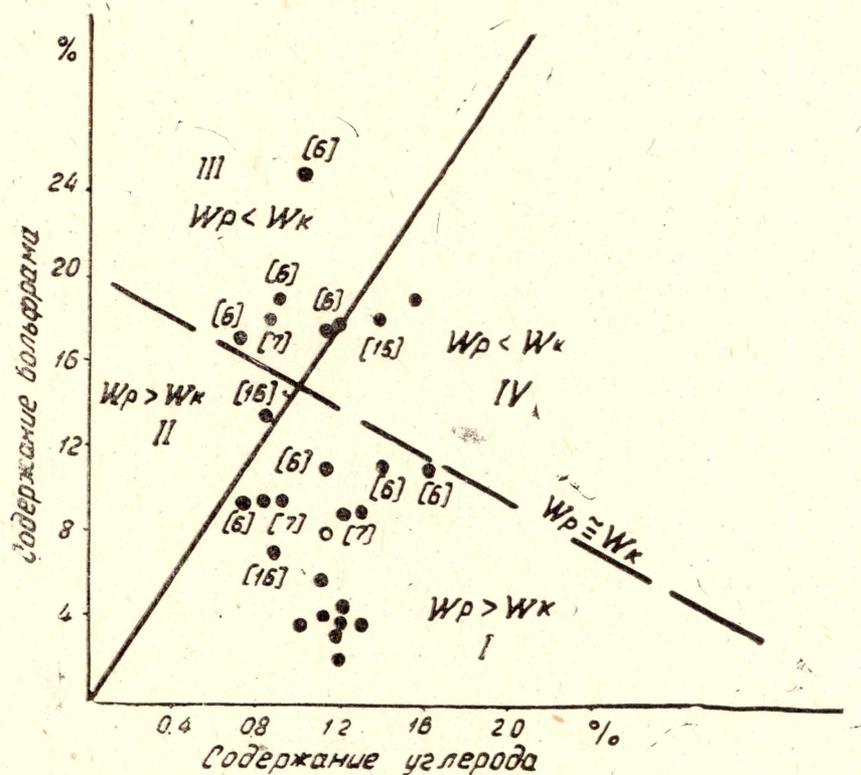


Рис. 6. Распределение вольфрама между фазами закаленной быстрорежущей стали в зависимости от содержания вольфрама и углерода в ней

оптимальному соотношению между содержанием вольфрама и углерода в вольфрамовой стали для получения высокой твердости [17]. Эти прямые делят всю площадь на четыре области, отличающиеся отношениями  $W_p:W_k$ , и, следовательно, свойствами, которые приобретает сталь при этих отношениях.

Внизу первой области располагаются отношения  $W_p:W_k > 1$ , при которых получается низколегированный вольфрамом твердый раствор. Поэтому сталь будет иметь низкую теплостойкость. Такое количество вольфрама содержится в низколегированных инструментальных сталях, например, ХВГ, ХВ5 и др. При высоком содержании углерода и тех же количествах вольфрама в этой области возрастает хрупкость стали из-за большого количества карбидов. При отношениях  $W_p:W_k > 1$ , соответствующих малому содержанию углерода во второй области, также

получаются стали с низкой теплостойкостью, но по другой причине — недостаточной насыщенности твердого раствора углеродом. Примером такой стали является сталь 3Х2В8 для горячевысадочных штампов. В третьей и четвертой областях располагаются стали, для которых отношения  $W_p : W_k < 1$ . Их высокая теплостойкость при неблагоприятном распределении вольфрама между фазами закаленной стали обеспечивается достаточной насыщенностью твердого раствора углеродом. Как концентрация углерода в твердом растворе, так и его роль в повышении теплостойкости растет с повышением содержания углерода в стали. Но при высоком содержании углерода в быстрорежущей стали инструмент будет иметь низкую стойкость при резании из-за высокой хрупкости.

Таким образом, наиболее теплостойкие быстрорежущие стали по содержанию вольфрама и углерода располагаются вблизи сплошной прямой, а по рациональному использованию вольфрама — на пунктирной прямой или близ нее.

Степень обеднения твердого раствора углеродом при введении вольфрама и ванадия в сталь различна, так как карбидообразующая способность и содержание углерода в карбидах этих элементов различны. Например, карбид  $Fe_3W_3C$  содержит углерода в 11 раз меньше, чем карбид ванадия  $VC$ . Указанным различием между вольфрамом и ванадием и разной растворимостью их в аустените при данном содержании углерода в нем объясняется разное количество этих элементов, необходимое для равного распределения их между фазами стали.

Точки на прямых равного распределения вольфрама и ванадия между фазами закаленной стали (рис. 4 и 6) определяют максимальную растворимость этих компонентов в твердом растворе в зависимости от содержания углерода в быстрорежущей стали. Эта растворимость равна половине содержания вольфрама или ванадия в стали, определяемого положением точек на линиях равного распределения этих компонентов. Ход этих прямых показывает, что максимальная растворимость вольфрама и ванадия в аустените уменьшается по мере повышения содержания углерода в стали, а следовательно, и его концентрации в твердом растворе. Причем величина максимальной растворимости вольфрама и ванадия в аустените быстрорежущей стали близка к их максимальной растворимости [7] в аустените тройных систем железо-углерод-легирующий элемент ( $W, V$ ). В областях с отношениями  $W_p : W_k > 1$  или  $V_p : V_k > 1$  располагаются соотношения между содержанием вольфрама и углерода или ванадия и углерода в быстрорежущей стали, для которых твердый раствор в закаленном состоянии ненасыщен вольфрамом и ванадием. Выше линий равного распределения этих компонентов находятся соотношения между содержанием вольфрама и углерода или ванадия и углерода в стали, при которых аустенит насыщен вольфрамом и ванадием.

По наклону прямых равного распределения можно определить соотношения между содержанием ванадия и углерода или вольфрама и углерода в быстрорежущей стали для сохранения отношений  $W_p : W_k = 1$  или  $V_p : V_k = 1$ . Из рис. 4 следует, что при повышении или снижении на 1% содержания ванадия в стали содержание углерода необходимо повысить или уменьшить на 0,2%. Это же соотношение экспериментально подобрано для сохранения высокой теплостойкости сталями Р18 и Р9, если в них вводить ванадий и углерод выше среднего содержания [7]. Рис. 6 показывает, что при повышении или снижении вольфрама в быстрорежущей стали на 1% содержание углерода необходимо изменить на 0,1% соответственно. Разница в количестве углерода, которое нужно вводить в стали при повышении в ней на 1% содержания вольфрама или ванадия, объясняется разной карбидо-

образующей способностью этих компонентов и растворимостью их в аустените быстрорежущей стали.

Легированность твердого раствора ванадием и хромом уменьшается при добавке к стали вольфрама (табл. 2). Наблюдаемое перераспределение этих компонентов между карбидной фазой и твердым раствором следует объяснить значительным растворением их в карбиде  $Fe_3W_3C$ , количество которого непрерывно увеличивается при введении в сталь вольфрама.

Непрерывный рост твердости стали (табл. 1) после закалки при введении в нее вольфрама обуславливается уменьшением количества остаточного аустенита в результате повышения температуры начала мартенситного превращения, которое может быть вызвано только обеднением аустенита углеродом. Повышение этой температуры за счет обеднения аустенита углеродом более эффективно, чем понижение ее за счет растворения вольфрама в аустените. Уменьшением содержания углерода в аустените объясняется непрерывное увеличение количества первичных карбидов при добавке к стали вольфрама. Общее количество карбидов и количество вторичных карбидов после отпуска также непрерывно увеличивается (табл. 3).

### Хром в быстрорежущей стали

Для исследования влияния хрома на легированность фаз были отлиты стали с высоким содержанием хрома 1,0—4—8—2, 1,0—4—12—2 и 1,2—4—8—2, которые разнятся между собой количеством углерода, а от других сталей отличаются содержанием хрома. На перераспределение хрома между фазами закаленной стали указывает изменение отношения  $C_p : C_k$ . Например, для стали с 1,2% C, 4% W, 4% Cr и 1,5% V и сталей 1,0—4—8—2, 1,2—4—8—2 и 1,0—4—12—2 оно равно 6,0; 7,0; 4,0 и 5,8 соответственно. Следовательно, чем больше хрома в стали, тем больше его переходит в карбиды и при каком-то содержании хрома в стали получится равное ( $C_p : C_k = 1$ ) распределение его между карбидами и твердым раствором. Это количество хрома зависит и от содержания углерода в стали. Чем меньше содержание углерода в стали, тем больше нужно ввести в нее хрома для равного распределения его между карбидами и твердым раствором.

Изменение отношений  $W_p : W_k$ ,  $V_p : V_k$  и  $C_p : C_k$  при увеличении содержания в стали одного из этих элементов свидетельствует о том, что равное распределение хрома между фазами закаленной стали произойдет при значительно большем его содержании, чем вольфрама и ванадия. Это количество легирующего элемента обратно пропорционально карбидообразующей способности его и содержанию углерода в стали.

Если сравнить отношения  $W_p : W_k$  и  $V_p : V_k$  для сталей 1,0—2—8—2, 1,0—4—12—2 и 1,2—4—8—2, а также для других сталей, то видно, что легированность твердого раствора вольфрамом и ванадием повышается при введении в сталь хрома и уменьшается при увеличении содержания углерода (табл. 2). Последнее подтверждается данными работы [16], в которой исследовались новые быстрорежущие стали с разным содержанием хрома. При определении распределения вольфрама между фазами закаленных сталей, исследованных в работе [16], было установлено, что в твердом растворе стали с 6—7% W и 4% хрома содержится 5,5% вольфрама, а в твердом растворе стали с тем же содержанием вольфрама, но с 2% хрома — только лишь 4,5% вольфрама. В твердом растворе сталей с 11—13% W, 4 и 3% хрома растворено 6,8 и 5,5% вольфрама соответственно.

Исходя из наших экспериментальных данных по влиянию добавок

хрома к стали на повышение легированности твердого раствора вольфрамом и ванадием, можно дать другое объяснение этому факту по сравнению с объяснением, которое дано в работе [16]. Так как исследованные в настоящей работе стали закаливались с наивысшей возможной температуры вследствие совмещения закалки образцов с отливкой их, то объяснить повышение легированности аустенита вольфрамом и ванадием при добавке к стали хрома уменьшением термостойкости карбидов из-за ослабления сил межатомной связи в них не представляется возможным [16]. Это можно отнести только за счет повышения растворимости в аустените вольфрама и ванадия при одновременном увеличении концентрации хрома в нем. Это следует считать первопричиной такого явления.

При повышенном содержании хрома в быстрорежущей стали повышается концентрация вольфрама и ванадия в легированном феррите отожженной быстрорежущей стали. Последнее подтверждается легированностью феррита отожженной стали 1,0—4—12—2, в котором содержится 1,77% вольфрама, 0,97% ванадия и 5,10% хрома, что много выше легированности твердого раствора этими элементами других сталей в отпущенном состоянии (табл. 3). Концентрация вольфрама и ванадия повышается и в феррите кованных быстрорежущих сталей при увеличении содержания хрома в них [16]. Эта исходная, более высокая концентрация вольфрама и ванадия в твердом растворе, по сравнению с меньшим содержанием их в легированном феррите при низком содержании хрома в стали, определяет большую начальную концентрацию вольфрама и ванадия в аустените, которая дополнительно растет за счет растворения вторичных карбидов при нагреве под закалку быстрорежущих сталей.

Повышенной легированностью твердого раствора вольфрамом, ванадием и хромом и меньшим обеднением его углеродом, вследствие образования более бедных углеродом карбидов хрома, объясняется большая устойчивость остаточного аустенита и большее количество его в высокохромистых сталях [19, 16] и, следовательно, снижение твердости закаленной стали при введении в нее хрома (табл. 1).

При повышении содержания хрома в быстрорежущей стали снижается ее теплостойкость [16, 21]. Причина этого — выделение при отпуске большого количества карбидов, обогащенных хромом и наиболее склонных к коагуляции. Последнее вызывает интенсивное разупрочнение мартенсита и снижает теплостойкость стали. Например, при отпуске высокохромистых сталей 1,0—4—8—2 и 1,0—4—12—2 содержание хрома в карбидном осадке возросло на 2,3 и 3% соответственно по сравнению с его содержанием в карбидном осадке этих сталей в закаленном состоянии. Во всех сталях с 4% хрома и том же содержании других элементов после отпуска в карбидном осадке хрома увеличилось не более, чем на 1,5% (табл. 2, 3).

Подводя итоги по влиянию содержания углерода, ванадия, вольфрама и хрома на свойства быстрорежущей стали, можно говорить о предельном содержании каждого из этих компонентов, при котором получают наилучшие механические, технологические и стойкостные свойства. Схематически такую зависимость можно представить кривой с максимумом (рис. 7), положение которого зависит от природы и содержания каждого компонента и количественного соотношения всех компонентов в стали. Как видно из рис. 7, при содержании каждого из этих элементов больше или меньше оптимального количества, определяемого положением точек на прямой равного распределения (рис. 4, 6), одно или несколько свойств сталей снижается. При занижении содержания углерода в стали ниже оптимального содержания его, например, 0,7—0,8% для стали Р18 или 1,2% для стали Р14Ф4, снижается теплостойкость из-за обеднения твердого раствора углеродом, хотя ле-

гированность твердого раствора при этом растет. При завышении содержания углерода выше оптимального теплостойкость стали растет за счет насыщения твердого раствора углеродом, но при этом снижается стойкость инструмента при резании из-за высокой хрупкости, обусловленной большим количеством карбидов и неравномерным распределением их. При содержании ванадия, вольфрама и хрома в стали ниже или выше оптимального, соответствующего данному содержанию углерода, снижается теплостойкость ее. Причина этого в первом случае — недостаточная легированность твердого раствора одним из этих элементов или одновременно всеми, а во втором случае — обеднение твердого раствора углеродом и, кроме этого, повышение хрупкости стали за счет увеличения карбидной фазы.

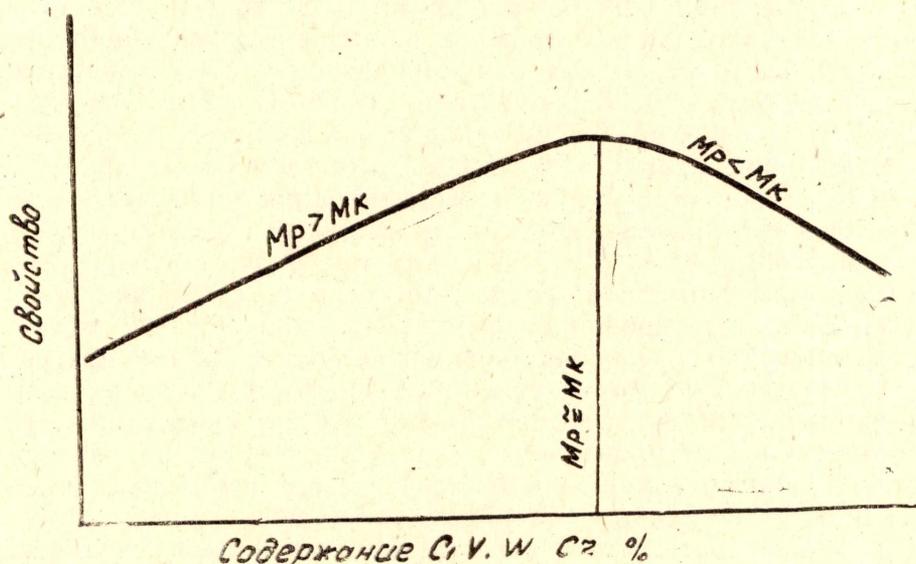


Рис. 7. Зависимость свойств быстрорежущей стали от содержания углерода, ванадия, вольфрама и хрома в ней (схема)

При одновременном увеличении содержания углерода, вольфрама и ванадия в стали теплостойкость ее растет, но стойкость инструмента при резании будет снижаться из-за хрупкости.

Для сталей, отличающихся содержанием одного легирующего элемента, отношения легированностей твердых растворов этими элементами до отпуска близки к этим отношениям и после отпуска (табл. 2, 3, 5). Например, для сталей 1,2—4—4—1,5; 1,2—4—4—3 и 1,2—4—4—4, отличающихся содержанием ванадия, эти отношения для закаленного и отпущенного состояний равны 1:2:2 и 1:1, 6:2 соответственно; для стали 1,2—2—4—2,5; 1,2—6—4—2,5 и 1,2—8—4—2,5 (с разным содержанием вольфрама) — 1:2,6:3,2 и 1:2,2:3,0 и для сталей 1,2—4—4—1,5 и 1,2—4—8—2, отличающихся содержанием хрома, эти отношения равны 1:1,7, и 1:2.

У всех исследованных сталей при отпуске твердый раствор обедняется хромом на 30—40%, вольфрамом на 50—60% и ванадием на 65—70%, т. е. содержание хрома в твердом растворе уменьшается примерно на  $\frac{1}{3}$ , вольфрама — на  $\frac{1}{2}$ , ванадия на  $\frac{2}{3}$  (табл. 5). Примерное постоянство этих величин для одного и различие их для разных элементов говорят о том, что доля легирующего элемента, перешедшего из твердого раствора в карбиды при отпуске, не зависит от исходной концентрации этого элемента в твердом растворе и прямо пропорциональна его карбидообразующей способности.

После трехкратного отпуска при 560°, как и до него, твердые растворы исследованных сталей более легированы хромом и в меньшей мере —

вольфрамом и ванадием. При отпуске «благоприятное» распределение вольфрама и ванадия между твердым раствором и карбидами заменяется «неблагоприятным». Распределение хрома между теми же состав-

Таблица 5

Уменьшение содержания легирующих элементов  
в твердом растворе при трехкратном отпуске при 560°

Условное обозначение стали	Уменьшение, %*)		
	W	Cr	V
1,2-4-4-1,5	1,54	1,42	0,57
	67	38	64
1,2-4-4-3,0	1,30	1,39	1,24
	58	34	70
1,2-4-4-4,0	0,94	1,34	1,14
	41	34	64
1,2-2-4-2,5	0,68	1,53	0,94
	51	41	64
1,2-6-4-2,5	2,12	1,36	1,02
	59	36	76
1,2-8-4-2,5	2,33	1,23	0,91
	58	30	80

\*) В знаменателе—уменьшение в процентах от исходной концентрации в твердом растворе.

ляющими остается «благоприятным», но близким к равному распределению ( $Cr_p : Cr_k = 1$ ).

### Выводы

1. При повышении содержания углерода в быстрорежущей стали происходит непрерывное обеднение твердого раствора вольфрамом, ванадием и хромом, как после закалки, так и после трехкратного отпуска при 560°. Концентрация углерода в твердом растворе при этом возрастает.

2. Распределение карбидообразующего легирующего элемента между фазами закаленной быстрорежущей стали может быть «благоприятным» ( $M_p : M_k > 1$ ) или «неблагоприятным» ( $M_p : M_k < 1$ ). В области «благоприятного» распределения легирующего элемента находится оптимальное его содержание, при котором сталь имеет наилучшие свойства. Количество легирующего элемента, необходимое для равного распределения его между твердым раствором и карбидами, обратно пропорционально карбидообразующей способности элемента и содержанию углерода в стали.

3. При повышении содержания хрома в стали растет концентрация вольфрама и ванадия в закаленном твердом растворе. Независимо от содержания углерода в быстрорежущей стали, хром распределяется между ее фазами только «благоприятно». При перераспределении легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой в процессе отпуска карбидная фаза обогащается интенсивнее хромом, чем вольфрамом и ванадием.

4. Распределение вольфрама и ванадия между фазами закаленной стали зависит от содержания в ней углерода. Наиболее «благоприятное» распределение этих элементов между фазами исследованных сталей получается при содержании углерода до 1,1—1,2%.

5. Относительная легированность твердых растворов сталей, отличающихся содержанием только одного легирующего элемента, до отпуска одинакова с относительной легированностью твердых растворов после отпуска. В процессе трехкратного отпуска при 560° твердый раствор обедняется примерно на  $\frac{1}{3}$  хромом, на  $\frac{1}{2}$  вольфрамом и на  $\frac{2}{3}$  ванадием. Доля легирующего элемента, перешедшего из твердого раствора в карбиды при отпуске, не зависит от исходной концентрации этого элемента в твердом растворе и прямо пропорциональна его карбидообразующей способности.

6. На основании экспериментальных данных настоящей работы и литературных данных установлено, что наиболее теплостойкой и экономичной сталью по использованию вольфрама по сравнению со сталью Р18 является быстрорежущая сталь с 16% вольфрама (Р16).

7. Установлено влияние содержания углерода, вольфрама, ванадия и хрома в быстрорежущей стали на распределение этих же компонентов между фазами стали в закаленном состоянии. Пользуясь полученными закономерностями, можно выбирать наилучшие соотношения между содержанием углерода, вольфрама, ванадия и хрома в быстрорежущей стали, при которых получают более высокие качества.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А. П. Гуляев. Сталь, 3, 188, 1946.
2. И. С. Кв а т е р. Литые быстрорежущие стали. Машгиз, 1952.
3. Е. П. Старова. Малолегированные быстрорежущие стали с азотом. Машгиз, 1954.
4. И. И. Горюнов. Отливка инструмента в металлические формы. Литой и плав-  
ленный инструмент. Сб. статей, Машгиз, 1951.
5. М. А. Никаноров. Металловедение и термическая обработка, 1, 171, Метал-  
лургиздат, 1954.
6. А. Г. Иванов. Специальные стали и сплавы, в. 39, М., 1965.
7. Ю. А. Геллер. Инструментальные стали. Металлургиздат, 1955.
8. Ю. А. Геллер, В. С. Качанов. «М и ТОМ», 11, 6, Машгиз, 1958.
9. Н. М. Попова. Карбидный анализ, Машгиз, 1958.
10. А. П. Гуляев. Заводская лаборатория, № 1, 32, 1946.
11. Ю. А. Клячко и др. Анализ газов и включений в стали, Metallurgizdat, 1953.
12. В. И. Архаров. Известия АН СССР, СФ, т. 17, № 2, 78, 1953.
13. Н. С. Фастов, Б. Н. Финкельштейн. ДАН СССР, том 89, № 4, 1953.
14. А. П. Гуляев, С. М. Саверина. Сб. материалов конференции по произ-  
водству и эксплуатации инструмента, 3, Пермь, 1960.
15. В. И. Архаров и др. Известия АН СССР, ОТН, № 6, 749, 1947.
16. Л. С. Кремнев. Автореферат. О рациональном составе быстрорежущей ста-  
ли, М., 1962.
17. В. Эртель и А. Грутцнер. Быстрорежущая сталь, Metallurgizdat, 1933.
18. Э. Гудремом. Учение о специальных сталях, ОНТИ—НКТП, 1937.
19. Ю. А. Геллер. Сталь, № 1, 29, 1945.
20. М. А. Сазар. Тр. Н-И ин-та автомоб. пром-сти, вып. 15, 64, 1965.
21. Н. А. Ерофеев. Изв. ТПИ, т. 96, в. 2, 1961.