ИЗВЕСТИЯ
ТОМСКОГО ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО
Том 88 ИНСТИТУТА имени С. М. КИРОВА 1956 г.

ИССЛЕДОВАНИЕ АВТОМАТИЧЕСКИ НАПЛАВЛЕННОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

И. Г. ЛЯПИЧЕВ

(Представлено проф. докт. техн. наук Добровидовым А. Н.)

Преимущество использования отдельных видов наплавленного инструмента по сравнению с инструментом из кованой или катаной быстрорежущей стали общеизвестно. Для дальнейшего повышения эффективности внедрения этого нового способа изготовления инструмента в промышленность необходимы дальнейшие исследования вопросов, связанных с автоматической наплавкой режущего инструмента. Это было отмечено в решении конференции по литому и наплавленному инструменту, проходившей в 1950 г.

Одним из таких вопросов является изучение новых марок наплавленных быстрорежущих сталей, режущие свойства которых выше режущих свойств стандартных марок Р9 и Р18.

Цель работы—исследование технологии автоматической наплавки и наплавленных сталей типа Р9, дополнительно легированных углеродом, ванадием, молибденом, титаном и вольфрамом.

Стандартная быстрорежущая сталь является проверенной основой для получения новых марок сталей. Дополнительное легирование стали Р9 должно привести к повышению режущих свойств, так полнота использования легирующих элементов—насыщение аустенита в условиях получения наплавленной стали повышается. Причем, наряду с закалкой из наиболее высоких температур—с температур линии солидуса и выше, роста зерна при этом не происходит. Условия кристаллизации наплавленной быстрорежущей стали предупреждают получение больших скоплений карбидов, что обеспечивает необходимую вязкость, достаточную для ее эксплуатации.

Химический состав и технология опытных наплавок быстрорежущей стали

Высокие режущие свойства наплавленного инструмента обеспечиваются высокой твердостью после отпуска, красностойкостью, износоупорностью и удовлетворительной ударной вязкостью. Эти требования удовлетворяются литой структурой быстрорежущей стали при благоприятном расположении первичных карбидов и высокой легированностью твердого раствора.

Условия эксплуатации режущего инструмента, а следовательно, и требования к нему разнообразны. Эксплуатация показывает, что состав стандартных сталей Р9 и Р18 не является наиболее рациональным для литого, а следовательно, и наплавленного инструмента [1, 2, 3, 4, 5, 6].

Исследования влияния углерода, ванадия, молибдена и титана на свойства наплавленной быстрорежущей стали в известных нам работах не производились. В ряде работ [13, 12] изучалась только технология получения химического состава наплавленного металла, близкого к составу сталей Р9 или Р18.

Предварительное исследование различных способов легирования наплавленного металла керамическим флюсом и брусками из ферросплавов (электродная проволока марки СВI)—показало, что наиболее удобным способом является последний способ—легирование наплавленного металла брусками из ферросплавов [7].

Химический состав наплавок показан в табл. 1. В основном, это сталь Р9, дополнительно легированная углеродом (I группа), титаном (II), ванадием (III), молибденом (IV), молибденом и ванадием (V), ванадием, молибденом и титаном (VI) и вольфрамом (VII группа).

Особенности металлургии наплавки (значительный перегрев, „неполное"—(без Al раскисление) и процесса кристаллизации вызывают необходимость постановки вопроса о составе наплавленной быстрорежущей стали.

Исследование микроструктуры автоматически наплавленной быстрорежущей стали показало следующее.

Повышение содержания углерода в наплавках группы I приводит к увеличению содержания эвтектики и белой составляющей—остаточного аустенита. Твердость после наплавки при этом понижается. Легированность аустенита углеродом, повидимому, повышается, что способствует увеличению растворимости других элементов.

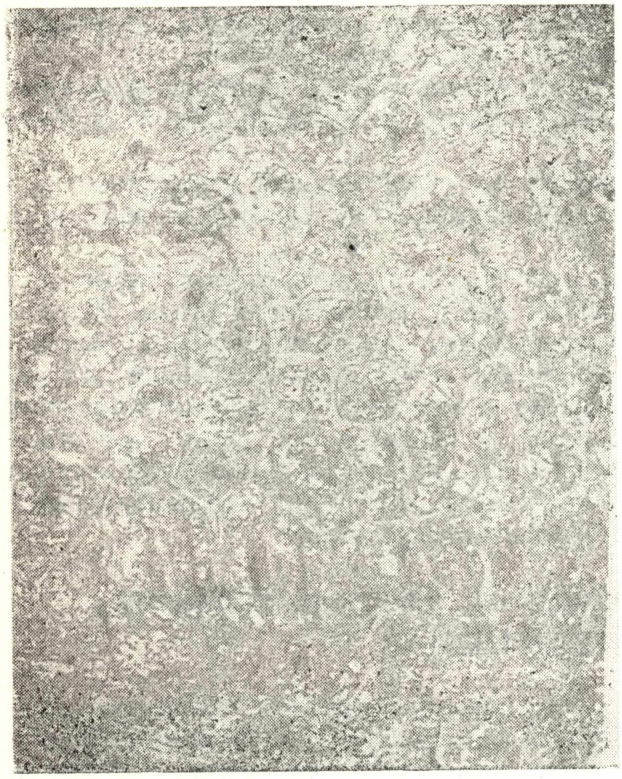

Рис. 1. Структура быстрорежущей стали после наплавки и охлаждения на воздухе. (Наплавка № 1. × 500).

При содержании углерода 1,14% температура распада аустенита повышается до 600°. При понижении содержания до 0,72% углерода (рис.1) внутри зерна наблюдаются участки светлой составляющей. Травление на карбиды не окрашивает эти участки. При содержании более 1,14% С основное поле занимает остаточный аустенит—светлая составляющая. Карбиды в составе эвтектики залегают в виде цепочки, а не сплошной прослойкой.

Титан при одновременном увеличении содержания углерода вводился для изменения структуры и легирования твердого раствора. При 0,15% Ti и 1,04% С наблюдается коагуляция карбидов эвтектики, появляются особые включения внутри и по границам зерен. Эти включения при слабом травлении шлифа имеют светлоголубой оттенок. Включения равномерно рассеяны. При увеличении содержания титана до 0,5% и углерода до 1,4% (рис. 2) количество включений увеличивается. Кроме этого, на фоне светлой составляющей видны мартенситные кристаллы. Твердость наплавок II группы понижается по сравнению с наплавками I группы, несмотря на, примерно, одинаковое содержание углерода. Определение красностойкости подтверждает предположение о том, что появление кристаллитов мартенсита является следствием

Таблица 1

№№ наплавок	Состав наплавленного металла в %								Твердость после наплавки	Состав бруска из ферросплавов в г (на 100 мм длины наплавки)						Температура отпуска в °С	Красностойкость в °С
	C	W	Cr	V	Mo	Ti	Mn	Si	HRc	FeW	FeCr	FeV	FeMo	FeTi	Чугун		
I. Высокоуглеродистые средневольфрамовые стали																	
1	0,72	9,81	4,11	2,56			0,56	0,43	61,5	14,3	9,0	6,75			8,0	580	591
19	0,96	9,94	4,24	2,71			0,71	0,50	63,0	14,3	9,0	6,75			13,5	580	604
2	1,14	9,62	4,44	2,68			0,89	0,61	64,5	14,3	9,0	6,75			19,0	580	611
12	1,38	9,71	4,62	2,78			0,94	0,69	60,0	14,3	9,0	6,75			27,0	580	624
II. Высокоуглеродистые средневольфрамо-титановые стали																	
1	0,72	9,81	4,11	2,56			0,56	0,43	61,5	14,3	9,0	6,75			8,0	580	591
3	1,04	9,48	4,02	2,73		0,15	0,78	0,56	62,5	14,3	9,0	6,75		1,4	13,5	580	606
4	1,18	9,57	4,31	2,58		0,30	0,93	0,62	67,0	14,3	9,0	6,75		5,0	19,0	580	626
13	1,40	9,64	4,18	2,77		0,50	0,98	0,72	56,0	14,3	9,0	6,75		9,5	27,0	580	600
III. Высокоуглеродисто-ванадиевые средневольфрамовые стали																	
1	0,72	9,81	4,11	2,56			0,56	0,43	61,5	14,3	9,0	6,75			8,0	580	591
5	1,22	9,44	4,32	4,49			0,94	0,58	62,0	14,3	9,0	12,1			19,0	580	590
14	1,39	9,32	4,47	5,98			0,96	0,74	61,0	14,3	9,0	15,6			27,0	580	590
IV. Высокоуглеродистые средневольфрамо-молибденовые стали																	
6	0,92	9,74	4,33	2,58	0,48		0,70	0,44	60,0	14,3	9,0	6,75	0,90		13,5	580	593
7	1,16	9,52	4,64	2,72	1,73		0,83	0,54	63,5	14,3	9,0	6,75	3,1		19,0	580	637
15	1,42	9,47	4,68	2,82	3,02		0,98	0,81	63,5	14,3	9,0	6,75	5,2		27,0	580	643

(Продолж. табл. 1)

№№ наплавок	Состав наплавленного металла в %								Твердость H_{Rc} после наплавки	Состав бруска из ферросплавов в г (на 100 мм длины) наплавки						Температура отпуска в °С	Красностойкость в °С
	C	W	Cr	V	Mo	Ti	Mn	Si		FeW	FeCr	FeV	FeMo	FeTi	Чугун		
V. Высокоуглеродисто-ванадиевые средневольфрамо-молибденовые стали																	
8	0,88	9,58	4,36	4,21	0,56		0,72	0,40	57,0	14,3	9,0	12,1	0,9		12,0	580	587
9	1,17	9,64	4,48	5,48	2,87		0,81	0,61	53,0	14,3	9,0	15,6	5,0		19,0	580	
16	1,46	9,87	4,43	6,55	3,31		0,96	0,82	53,0	14,3	9,0	18,4	6,0		29,0	580	
VI. Высокоуглеродисто-молибденовые средневольфрамо-титановые стали																	
10	0,94	9,44	4,22	2,12	0,63	0,2	0,74	0,52	60,0	14,3	9,0	6,75	1,0	3,0	13,5	580	592
11	1,15	9,27	4,47	2,01	2,64	0,3	0,88	0,57	62,5	14,3	9,0	6,75	5,0	5,0	19,0	580	593
17	1,39	9,63	4,64	2,31	3,58	0,4	0,94	0,86	61,5	14,3	9,0	6,75	6,0	7,0	27,0	580	633
18	1,59	9,32	4,89	1,95	4,27	0,5	1,05	0,81	57,0	14,3	9,0	6,75	7,0	9,0	33,0	580	643
VII. Высокоуглеродистые высоковольфрамовые стали																	
20	0,78	17,21	4,78	1,02			0,58	0,43	58,0	25,0	9,0	3,0			8,0	600	618
21	1,15	21,46	4,23	1,26			0,78	0,62	61,5	31,0	9,0	3,0			19,0	620	634
22	1,24	22,03	4,37	3,51			0,91	0,56	62,0	31,0	9,0	11,0			21,0	600	620
23	1,40	22,53	4,52	3,39			0,98	0,63	61,5	31,0	9,0	11,0			27,0	600	669

распада обедненного аустенита. Обеднение аустенита углеродом происходит благодаря введению титана.

Однако легированность аустенита достаточна для обеспечения повышения твердости при отпуске с 58 до 63 H_{Rc}.

Рис. 2. Структура быстрорежущей стали после наплавки и охлаждения на воздухе. (Наплавка № 13. × 500).

Введение титана ухудшает формирование валика, приводит к появлению подрезов. Повидимому, это объясняется повышением вязкости стали. Это подтверждается резко выраженным контуром „последней" ванны в конце валика.

Влияние титана на величину зерна аустенита не замечено.

Повышение содержания ванадия приводит к коагуляции карбидов эвтектики, которая местами разрывается. Внутри зерна светлой составляющей при усиленном травлении видны вторичные карбиды.

При содержании 1,39% C и 5,98% V просматриваются на фоне светлой составляющей легкотравящиеся центральные участки зерен, пронизанные карбидами. Влияние ванадия на форму залегания карбидов и повышение легированности твердого раствора аналогично влиянию титана, но несколько слабее.

Повышение содержания молибдена и углерода в наплавках IV группы способствует увеличению количества эвтектики и светлой составляющей. Это приводит к повышению твердости после наплавки. Твердость после отпуска растет незначительно.

При 1,42% C и 3,02% Mo (рис. 3) металлическая основа пронизывается карбидным скелетом. На стыках зерен наблюдаются скопления эвтектики. При испытании режущих свойств эта наплавка показала повышенную стойкость, что обеспечивается достаточной красностойкостью и высокой износоупорностью. При увеличении подачи более 0,15 *мм/об* на отрезных резцах наблюдалась хрупкость.

Одновременное введение молибдена (для повышения красностойкости) и ванадия (для коагуляции карбидов) в наплавках группы V не дало ожидаемых результатов. Повидимому, легированность твердого раствора в этом случае исключает возможность его распада. Твердость и микроструктура

после отпуска не изменяются: на основном фоне светлой составляющей расположены карбиды.

Рис. 3. Структура быстрорежущей стали после наплавки и охлаждения на воздухе. (Наплавка № 15. × 500).

Введение в молибденовые стали титана вместо ванадия оказалось более благоприятным для повышения твердости при отпуске и коагуляции карбидов. При 0,94% C и 0,2% Ti (рис. 4), 1,59% C и 0,5% Ti (рис. 5) наблюдается наиболее благоприятная структура. При 0,3—0,4% Ti первичные карбиды залегают в виде обособленных пластин, а вторичные равномерно распределяются по светлой составляющей. Соединения титана наблюдаются в виде обособленных включений в эвтектике. Увеличение содержания углерода и титана приводит к уменьшению легкотравящихся участков. Основное поле занимает светлая составляющая с равномерно рассеянными карбидами.

Рис. 4. Структура быстрорежущей стали после наплавки и охлаждения на воздухе. (Наплавка № 10. × 500).

Высоковольфрамовые наплавки характеризуются увеличением количества эвтектики. Наплавки 20 и 21 близки по составу к стали Р18. Повышение содержания углерода в них с 0,78 до 1,15% увеличивает количество

Рис. 5. Структура быстрорежущей стали после наплавки и охлаждения на воздухе. (Наплавка № 18. × 500).

светлой составляющей, твердость после наплавки понижается. Провал твердости при температурах отпуска 300—500° не наблюдается.

При повышении содержания ванадия с 3,39 до 3,51% не наблюдается коагуляции карбидов. Располагаясь по границам дендритов, карбиды принимают своеобразную форму (рис. 6). Повышение легированности твердого раствора

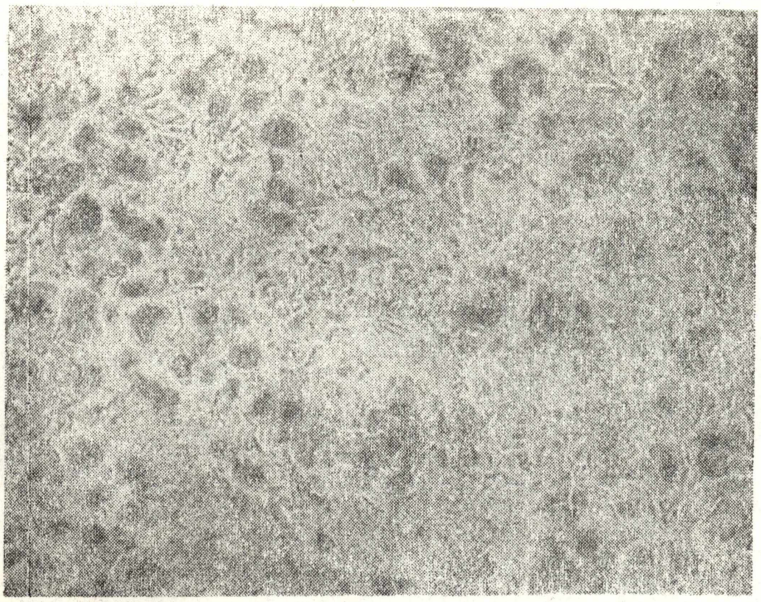

Рис. 6. Структура быстрорежущей стали после наплавки и охлаждения на воздухе. (Наплавка № 23. × 500).

приводит к дальнейшему снижению твердости после наплавки и повышению температуры отпуска. При испытании режущих свойств хрупкость не наблюдалась.

Структурные зоны в наплавленном металле

Исследования температурного поля в жидком металле ванны нам не известны.

Результатом неравномерного охлаждения наплавленного слоя является наличие трех структурных зон по высоте сечения валика.

1. Зона, прилегающая к заготовке, состоит из мелких кристаллов, выросших в условии сильного теплоотвода.

2. Зона столбчатых кристаллов (рис. 7). Дендриты растут в направлении наибольшего теплоотвода и замедляют свой рост при его уменьшении.

3. Зона беспорядочно ориентированных кристаллов (рис. 8).

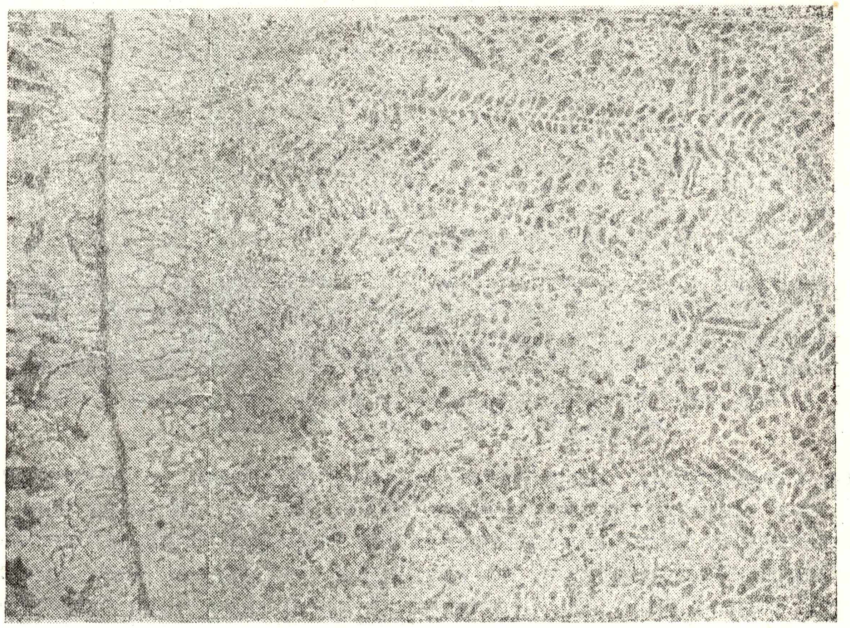

Рис. 7. Структура быстрорежущей стали после наплавки и охлаждения на воздухе. (Наплавка №23. × 200). Слева видна зона сплавления с основным металлом.

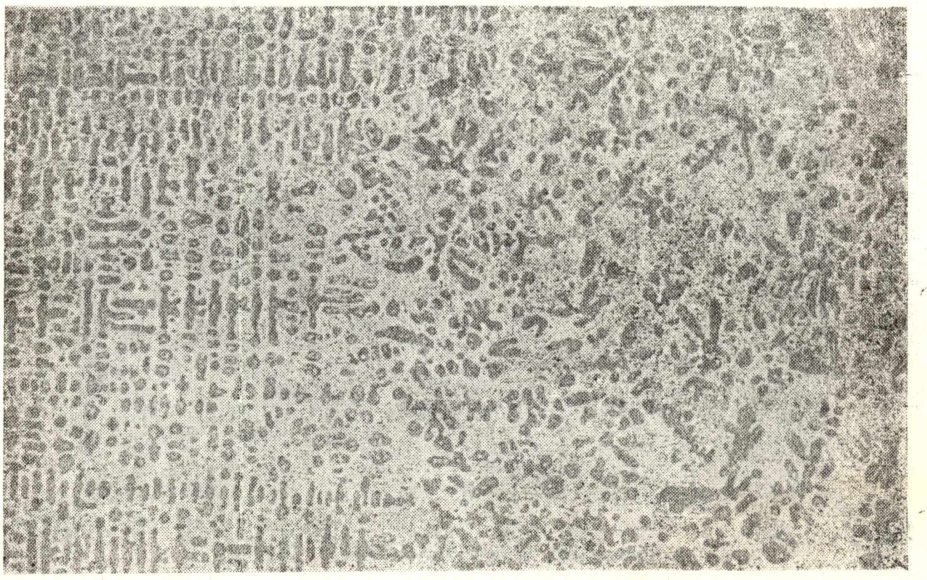

Рис. 8. Структура быстрорежущей стали после наплавки и охлаждения на воздухе. (Наплавка № 23. × 200). В левой части наблюдается конец зоны столбчатых кристаллов. Справа располагается зона неориентированных кристаллов.

Степень развития каждой зоны зависит от состава наплавленного слоя, так как режимы наплавки и охлаждения одинаковы. Протяженность первой зоны не превышает 0,10—0,15 *мм*, второй—4÷4,5 *мм*, третьей 2,25÷2,50 *мм*. Величина зерна и форма залегания эвтектики непостоянны по сечению наплавки. Колебания в величине зерна достигают 30—40%. Однако твердость светлой составляющей в различных зонах сечения валика остается постоянной. Измерение микротвердости производилось при нагрузке 20÷50 *г* на ПМТ-3 через каждые 0,25 *мм* по высоте сечения. Твердость в разных зонах наплавки, измеренная при нагрузке 200 *г* остается также неизменной.

Измерения микротвердости (при нагрузке 200 *г*) производились на образцах с различной термообработкой: непосредственно после наплавки и охлаждения на воздухе, а также после высокого отпуска.

Эти данные вместе с послойным (по высоте) химическим анализом показывают, что наплавленный слой однороден. Такая однородность, повидимому, объясняется следующим: при установившемся процессе каждый слой валика затвердевает в одинаковых условиях. Состав жидкой фазы при этом остается неизменным в отличие от кристаллизации отливки в обычной изложнице. Непрерывное колебание жидкого металла и наличие конвекционных токов приводят к выравниванию состава ванны. Высокая скорость охлаждения, незначительный объём затвердевающего металла устраняют зональную ликвацию.

Отпуск наплавленной быстрорежущей стали

Изучение быстрорежущей стали при отпуске начинается с исследования изменения твердости после часового отпуска при повышающихся температурах. При этом определяется оптимальная температура отпуска, вызывающая энергичный распад остаточного аустенита и повышение твердости. При исследовании обычно используется один образец на всем интервале температур отпуска от 100 до 600—650°.

Гуляев А. П. [8, 9, 10] исследовал структурные превращения при отпуске кованой быстрорежущей стали в зависимости от температур закалки и отпуска, выдержки при этих температурах и кратности отпуска.

Многократный отпуск обеспечивает более полный распад аустенита, чем однократный. При этом наблюдается более высокая легированность вторичного мартенсита [10].

Изменения твердости при отпуске опытных наплавок по указанной методике [10] показывают, что наплавленные и закаленные кованые быстрорежущие стали при отпуске ведут себя аналогично. Необходимо отметить отсутствие или уменьшение провала твердости в интервале 300—500°. Это объясняется, повидимому, уменьшенным наклепом аустенита из-за слабого развития мартенситной реакции и влиянием растягивающих напряжений в наплавленном слое.

Слабое развитие мартенситной реакции является результатом высокой легированности аустенита при закалке его с температур линии солидуса. Аустенит при этом получает незначительный наклеп от протекания мартенситной реакции. Сжимающие напряжения в аустените, возникающие из-за распада соседних зерен, уменьшаются растягивающими напряжениями в наплавленном металле.

Влияние растягивающих напряжений подтверждается при отпуске наплавки того же состава, которая была произведена на заготовку, предварительно разрезанную на элементы по 5—6 *мм* каждый, а затем вновь составленную. Такая заготовка обеспечивает „свободную“ усадку наплавленного слоя и предупреждает появление растягивающих напряжений. При отпуске этой наплавки в интервале 300—500° наблюдается, как обычно, провал твердости.

Проведенные опыты подтверждают гипотезу Гуляева А. П. [10] о происхождении провала твердости в интервале 300—500°.

Изложенное позволяет считать охлаждение наплавленной стали на воздухе за закалку с наивысшей возможной температуры. При этом отсутствует рост аустенитного зерна.

Известно, что насыщение аустенита легирующими элементами при закалке из твердого состояния определяется скоростью растворения карбидов в аустените при нагреве и выдержке.

Повышение температуры закалки или выдержки при ней приводит к увеличению легированности аустенита. Однако рост зерна аустенита или оплавление ограничивают время выдержки при ней.

Условия насыщения твердого раствора при выделении его из высоколегированной жидкой стали более благоприятны, чем насыщение его при обычно принятых температурах закалки.

Состав карбидного осадка [9] показывает, что содержание элементов в жидкой фазе в 2—3 раза выше среднего содержания их в стали. Интенсивные конвекционные токи непрерывно выравнивают состав жидкой фазы — сварочной ванны. Быстрое охлаждение после кристаллизации обеспечивает наивысшую легированность твердого раствора. При этом обеспечивается лучшее насыщение его ванадием, титаном и другими элементами, карбиды которых недостаточно растворяются при температуре закалки 1240—1290°. Рост зерна аустенита наплавленной стали не происходит, так как охлаждение уменьшает запас свободной энергии. Рост зерна аустенита при длительной выдержке и температурах закалки 1240—1290° происходит с затратой энергии как эндотермическая реакция. При быстром охлаждении после наплавки рост зерна аустенита тормозится, как эндотермическая реакция при охлаждении.

Считаем необходимым сделать замечания о методике исследования. При нормальной закалке быстрорежущая сталь типа Р18 содержит 18% карбидов, 29—37% остаточного аустенита, 54—45% первичного мартенсита [10]. Наибольший распад аустенита происходит при первом отпуске, для последующих его остается мало [10].

Повидимому, двухкратный отпуск при правильном выборе температуры может обеспечить достаточно полный распад аустенита и снятие напряжений.

Выдержка при температуре отпуска приводит к выделению карбидов из аустенита. При охлаждении протекают: распад обедненного аустенита во вторичный мартенсит (увеличение твердости) и распад как первичного, так и вторичного мартенсита предыдущего отпуска (уменьшение твердости). Режимы отпуска должны способствовать развитию первого превращения и тормозить второе.

Исследования Юшкевича П. М. [11] показывают, что состав аустенита литой быстрорежущей стали типа Р18 при температуре отпуска до 560° не изменяется: повышение температуры отпуска приводит к снижению легированности аустенита из-за сокращения путей диффузии, вследствие пронизывания зерна аустенита мартенситными кристаллами. Присутствие мартенсита ускоряет распад аустенита, что особенно проявляется при многократном отпуске.

При повышении температуры отпуска выше 560° распад остаточного аустенита зависит не только от температуры отпуска, но и от количества мартенсита, образовавшегося при предыдущих отпусках или закалке. Чем выше температура и кратность отпуска, тем интенсивнее распад аустенита.

Влияние этого не учитывается при использовании одного образца при исследовании всех температур отпуска. Интенсивность распада считается зависящей только от температуры отпуска. Предыдущие отпуски не учитываются.

На рис. 9 показано изменение твердости после отпуска при повышающихся температурах одного и того же образца и „свежих" образцов.

При отпуске в интервале температур 100—560° твердость „свежего“ образца ниже твердости образца уже подвергавшегося отпуску. При температуре отпуска выше 580° твердость „свежих“ образцов превышает твердость при отпуске одного образца. Это объясняется влиянием предыдущих отпусков при использовании одного и того же образца.

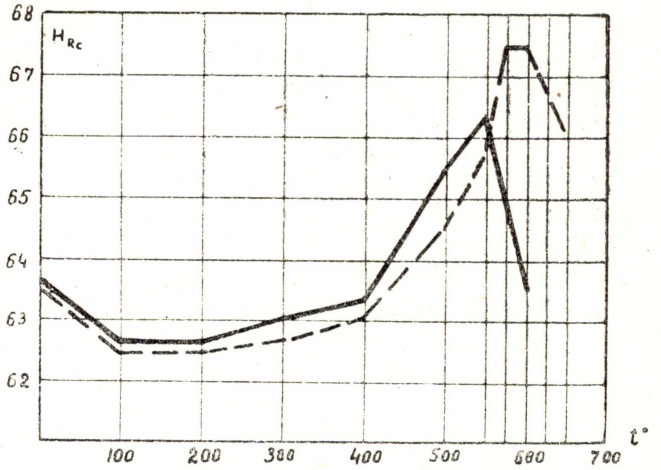

Рис. 9. Изменение твердости H_{Rc} быстрорежущей стали (после наплавки и охлаждения на воздухе) в зависимости от температуры отпуска (наплавка № 7). Сплошная линия—отпуск одного образца. Пунктир—отпуск свежих образцов для каждой температуры отпуска.

Действительная температура интенсивного распада аустенита при отпуске „свежих“ образцов выше на 50° оптимальной температуры.

Исследования П. М. Юшкевича [11] показывают, что обеднение аустенита, превращение его в α-фазу и распад мартенсита на феррито-карбидную смесь протекают при отпуске изотермически.

Скорость превращения аустенита в α-фазу увеличивается при многократном отпуске благодаря влиянию мартенсита.

Пониженная „оптимальная“ температура отпуска приводит к увеличению кратности его для получения максимальной вторичной твердости после распада аустенита. Увеличение кратности отпуска неэкономично и, кроме этого, приводит к усилению распада мартенсита на феррито-карбидную смесь при каждом последующем отпуске.

Изложенное показывает, что наиболее целесообразна закалка на вторичную твердость при наименьшем содержании „первичного“ мартенсита.

Этим требованиям удовлетворяет закалка наплавленного металла при охлаждении на воздухе с температуры затвердевания. Отпуск может быть не более чем двукратный. Температура и выдержка при первом отпуске должны обеспечивать наиболее полный распад остаточного аустенита по мартенситной реакции.

Второй отпуск необходим для снятия напряжений от мартенситной реакции первого отпуска и окончания распада наклепанного аустенита, заключенного в промежутках между мартенситными кристаллами. Пониженная температура второго отпуска не должна вызывать дальнейшего распада мартенсита первого отпуска на феррито-карбидную смесь.

Наклепанный аустенит в промежутках между мартенситными кристаллами будет распадаться при втором отпуске, несмотря на его низкую температуру. Этому способствует обеднение аустенита, наличие выпавших карбидов—дополнительных центров кристаллизации, наличие новых поверхностей раздела—мартенситных кристаллов.

Проверкой правильности выбора режима второго отпуска служит третий при той же температуре. Твердость и показания гальванометра аустенитомера должны оставаться неизменными.

Для подтверждения этих предположений из кованой отожженной стали Р9 было изготовлено 8, а из наплавки № 7—4 пластинки размером

2 × 20 × 25 *мм* с одинаковыми отклонениями. Пластинки из наплавки (без отпуска) вырезались наждачным кругом при обильном охлаждении. Отсутствие ожогов при разрезке наплавок и шлифовке контролировалось примером твердости и внешним осмотром. Семь пластинок из кованой стали были закалены в соляной ванне по заводским режимам (температура закалки 1240—1260°, выдержка—1 мин.).

Различные режимы отпуска кованой и наплавленной быстрорежущей стали, влияние их на красностойкость и режущие свойства показаны в табл. 2.

Отпуск пластинок производился в соляной ванне. Колебания температуры достигали ± 5°. Заводской отпуск—трехкратный, при температуре 550°.

Эталоном для аустенитомера служила пластинка из отожженой кованой стали Р9.

Оптимальная температура отпуска у всех наплавок, за исключением седьмой группы, одинаковая и достигает 580°. Это позволяет выяснить влияние состава стали на красностойкость. Повышение содержания углерода (1 группа) 0,72—0,96—1,14%—приводит к повышению твердости и сохранению ее при большем числе отпусков. При содержании 1,38% С, повидимому, происходит насыщение твердого раствора, что приводит к повышению количества остаточного аустенита. Твердость при температуре отпуска 580° не повышается выше 62 H_{Rc} и сохраняется в течение 4 отпусков.

Повидимому, сказывается задерживающее влияние повышенного количества эвтектики. В течение 2 дополнительных отпусков при температуре 600° твердость повышается до 63,5 H_{Rc}.

Характерно отметить, что если сразу начать отпуск при температуре 600°, то твердость после первого отпуска поднимается до 63 H_{Rc}, а при втором—снижается до 59 H_{Rc}.

Повышение содержания углерода в наплавках 1 группы приводит к повышению красностойкости.

Введение 0,15% титана при содержании 1,04% С и 0,3% Ti при 1,18% С вызывает повышение красностойкости и сфероидизации карбидов по сравнению с наплавками № 19 и 2 того же состава, но без титана. Введение титана в наплавленную сталь при повышенном содержании углерода является целесообразным. Это подтверждается испытанием режущих свойств этих наплавок. Повышение содержания титана до 0,5% при 1,40% С (наплавка № 13) показало снижение красностойкости до 600°.

Повидимому, содержание углерода, карбидообразующих элементов (W, Cr, V, Mo, Mn) и титана в наплавках № 3 и 4 не приводит к обеднению твердого раствора. В наплавке № 13 содержание 0,5% Ti приводит одновременно к увеличению количества карбидной фазы и обогащению твердого раствора. Последнее обусловливает снижение твердости после наплавки до 58 H_{Rc} и повышение ее при многократном отпуске до 63 H_{Rc}.

Введение титана приводит к некоторой стабилизации и снижению твердости быстрорежущей стали после наплавки, Однако, при отпуске наплавки, легированные титаном, повышают твердость из-за последующего распада твердого раствора. В наплавках, легированных ванадием, повышения твердости при отпуске не наблюдается.

Повышение содержания ванадия с 2,56 до 5,98% (III группа) не вызывает повышения красностойкости и режущих свойств.

Повидимому, в условиях наплавки легированность аустенита ванадием (в наплавках № 2, 12 : 2,6—2,8%) достаточна для повышения режущих свойств наплавок до уровня стали Р18. Дальнейшее повышение содержания ванадия приводит к излишней устойчивости аустенита, что не вызывает повышения режущих свойств. Повышение содержания ванадия благоприятно для кованых [14] и литых в землю [5, 15] быстрорежущих сталей. Ванадий предупреждает рост зерна аустенита при повышенных температурах закалки. При этом

повышается легированность аустенита, его красностойкость и режущие свойства.

В условиях наплавки вышеперечисленные требования удовлетворяются условиями кристаллизации и закалкой при охлаждении на воздухе после наплавки. Поэтому повышение содержания ванадия более 3% в средневольфрамовых наплавленных сталях является излишним.

Введение молибдена (группа IV): 0,48% Mo при 0,92%C; 1,73% Mo и 1,16% C; 1,42% C; и 3,02% Mo—повышается красностойкость. Наибольший рост красностойкости наблюдается у шестой и седьмой наплавок. Рост красностойкости сопровождается аналогичным повышением режущих свойств. Наиболее высокую стойкость показала наплавка № 7. У наплавки № 15 наблюдалось выкрашивание режущей кромки.

Наплавки V группы аналогичны наплавкам III группы и дополнительно легированы молибденом. Высокое содержание ванадия в наплавках V группы является причиной низкой красностойкости, что характерно для наплавок III группы. Дополнительное легирование молибденом, повидимому, не изменяет состава твердого раствора. Распад аустенита при отпуске этих наплавок не вызывает повышения твердости.

Результаты одновременного легирования молибденом и титаном представлены наплавками № 10, 11, 17 и 18. При этом преследовалась цель повысить красностойкость введением молибдена и сфероидизировать карбиды титаном.

Красностойкость наплавок № 10 (0,94% C, 0,63% Mo и 0,2% Ti) и № 11 (1,15%C, 2,64% Mo и 0,3% Ti) снижается по сравнению с наплавками без титана: № 6 (0,92% C и 0,48% Mo) и № 7(1,16% C и 1,73% Mo). Введение титана без повышения содержания углерода уменьшает содержание последнего в аустените.

При содержании 1,39% C и 0,4% Ti (наплавка № 17); 1,59% C и 0,5% Ti (наплавка № 18) повышается красностойкость, но при этом нарастает хрупкость (особенно у наплавки № 18).

Наплавка № 20 по составу соответствует стали типа Р18. Повышение содержания углерода и вольфрама (наплавка № 21, 1,15%C и 21,46% W) улучшает их режущие свойства.

Введение ванадия до 3,5% при содержании углерода до 1,24—1,40% приводит к значительному повышению красностойкости и режущих свойств. Вязкость при этом остается удовлетворительной.

Определение режущих свойств наплавленных быстрорежущих сталей

Испытания резанием были произведены всем наплавкам, за исключением № 8, 9 и 16, твердость и красностойкость которых недостаточно высоки.

Испытания производились в экспериментальном цехе государственного подшипникового завода № 5 на операциях и режимах, которые установлены для резцов из катаной стали Р18.

Для испытания были изготовлены из каждой наплавки по 2 прямых проходных и 4 отрезных резца. Проходные резцы получались после разрезки под углом 45° (в плане) в середине направленной заготовки. Заготовка под наплавку для отрезных резцов прорезалась на глубину 10—12 *мм* по всей длине. Это облегчало дальнейшее изготовление отрезных резцов.

Условия и результаты испытаний отрезных резцов представлены в табл. 3. Заточка резцов производилась в цехе. Доводке резцы не подвергались.

Такое же соотношение стойкостей было получено при сравнительных испытаниях прямых проходных наплавленных резцов из катаной стали Р18.

Испытания отрезных резцов из наплавок № 19, 7 и 21 по ШХ-15 (твердость $H_B = 190—205$) показали повышенную стойкость соответственно

130—195—180% от стойкости резцов из катаной стали Р18. Режимы резания: $S = 0{,}10$ *мм/об*, $V = 30$ *м/мин* с охлаждением. Уменьшение ширины лезвия до 1—1,5 *мм* привело к экономии 10—12% стали ШХ-15.

Таблица 3

№ наплавок	Температура отпуска в °С	Кратность отпуска	Твердость после отпуска H_{Rc}	Стойкость отрезных резцов в %	Геометрия режущего лезвия. Режимы резания и износ
1	580	3	63	85	
19	580	4	65,5	98	
2	580	4	65	108	
12	580	5	63	104	
3	580	3	63	118	
4	580	4	62	124	
13	580	2	63	115	
7	580	2	65,5	160	
15	580	3	65	90÷120	
11	580	4	64,5	135	
17	580	4	64,5	120÷143	
18	600	2	62	110÷160	
20	600	2	63	135	
21	580	4	62	140	Подача: $S = 0{,}10 \div 0{,}16$ *мм/об.* Скорость резания $V = 32—28$ *м/мин* (без охлаждения). Обрабатываемый материал: ст. 45 $H_B = 175 \div 184$. Критерий затупления: износ лезвия по задней грани $\delta = 0{,}6 \div 0{,}7$ *мм*
22	600	2	63	156	
23	600	2	64	174	
Р18 ков.	580	3	64	100	

Испытания отрезных резцов ($B = 5$ *мм*) из наплавок 19,4, 7 и 21 были произведены по ст. 45 при изготовлении прямоугольной резьбы ходового винта (электромеханический завод им. Вахрушева, МУП). Стойкость резцов оказалась в два раза выше стойкости резцов из кованой стали Р18 заводского изготовления. Режимы резания: $S = 0{,}12$ *мм/об*, $V = 21$ *м/мин* без охлаждения. Повышение режимов резания затруднялось недостаточной жесткостью винта.

Испытание трехсторонних фрез с наплавленными ножами производилось на Томском ордена Трудового Красного Знамени заводе режущих инструментов.

Режимы резания: $V = 44$ *м/мин*, $t = 11$ *мм*, $S_z = 0{,}13$ *мм/об* с охлаждением. Обрабатываемый материал—кованые заготовки $60 \times 60 \times 500$ *мм* из ст. 45 ($H_B = 195—224$). Критерий затупления—износ на задней грани 0,6—0,8 *мм*. Сравнительные испытания показали, что стойкость фрез с ножами, наплав-

ленными сталью № 7, составляет 95—124% от стойкости фрез с ножами изготовленными целиком из стали Р18.

Наплавленные ножи подвергались только трехкратному отпуску при температуре 580°. Заточка фрез с наплавленными и заводскими ножами была одинаковой.

Выводы

1. Получены и исследованы наплавки средневольфрамовой стали (9—10% W) с переменным содержанием углерода, ванадия, молибдена и титана, а также высоковольфрамовые (17—24% W) с переменным содержанием углерода и ванадия.

2. При отпуске наплавок, закаливающихся при охлаждении на воздухе, обнаружено отсутствие или незначительный провал твердости в интервале температур 200—500°. Это является результатом наличия растягивающих напряжений в наплавленном слое.

3. Существующая методика определения оптимальной температуры отпуска при использовании одного образца на всем интервале температур отпуска (от 100 до 600—650°) приводит к интенсивному распаду твердого раствора при пониженных температурах. Действительная температура интенсивного распада лежит выше, что объясняется отсутствием влияния мартенситных кристаллов предыдущих отпусков. Присутствие мартенсита ускоряет распад аустенита.

4. Исследование различных режимов отпуска после высокотемпературной закалки кованой стали Р9 и закаленного с температур линии солидуса наплавленного слоя показали эффективность 2 кратного отпуска. Первый—высокотемпературный отпуск обеспечивает интенсивный распад твердого раствора по мартенситной реакции. Второй—низкотемпературный отпуск служит для снятия напряжений и окончания распада напряженного аустенита, находящегося в промежутках между мартенситными кристаллитами.

5. Красностойкость средневольфрамовой стали при введении более 3% ванадия не повышается. Наибольшее повышение красностойкости и режущих свойств наблюдается при введении 2—3% молибдена. Благоприятное влияние на структуру и режущие свойства сказывает введение 0,3—0,4% Ti при одновременном повышении содержания углерода до 1,1—1,2%.

Насыщенность аустенита при содержании в наплавке 3% V достаточна для значительного повышения режущих свойств. Повидимому, целесообразно легирование стали наибольшим числом элементов. Это способствует развитию и наиболее полному использованию растворяющей способности решетки γ-железа. При этом обеспечивается возможность образования сложного, стойкого против коагуляции карбида. В результате повышаются легированность аустенита, его красностойкость, режущие свойства и вязкость.

6. Повышение содержания марганца (до 1,1%) и кремния (до 0,9%) не повлияло на режущие свойства наплавленной средне—и высоковольфрамовой стали. Одинаковое содержание марганца в карбидах образца после наплавки и после отпуска показывает, что марганец не образует самостоятельного карбида, присутствие которого было бы нежелательно.

ЛИТЕРАТУРА

1. Добровидов А. Н., Розенберг А. М., Балакин Н. А. Инструкция по электродуговой наплавке резцов. Томск, 1942.

2. Добровидов А. Н., Розенберг А. М., Балакин Н. А., Тютева Н. Д. Инструкция по электродуговой наплавке резцов быстрорежущей сталью. Изд. ТПИ, 1944.

3. Добровидов А. Н., Розенберг А. М., Балакин Н. А., Тютева Н. Д. Наплавки резцов быстрорежущей сталью угольным электродом. Изв. ТПИ, том 61, вып. 4, 1948.

4. Васильев М. В., Лебедев Т. А., Ревис И. А. Литые высокованадиевые быстрорежущие стали. Машиностроение. Труды ЛПИ, № 4, Машгиз, 1953.

5. Васильев М. В. Некоторые особенности литых высокованадиевых быстрорежущих сталей. Машиностроение. Труды ЛПИ, № 4, Машгиз, 1953.

6. Лебедев Т. А., Ревис И. А. Структура и свойства литого инструмента из быстрорежущей стали. Машгиз, Москва, 1949.

7. Ляпичев И. Г. К вопросу о расчете химического состава наплавленного металла. Изв. ТПИ, т. 88, 1956.

8. Гуляев А. П. Теория быстрорежущей стали. „Станки и инструмент" № 2–3, 1946.

9. Гуляев А. П. Исследование фазового состава быстрорежущей стали. „Сталь", № 3, 1946.

10. Гуляев А. П. Свойства и термическая обработка быстрорежущей стали. МашГИЗ, 1939.

11. Юшкевич П. М. О природе отпуска быстрорежущей стали. ЖТФ т. XXIV, в. 4, 1954.

12. Космачев И. Г. Автоматическая наплавка многолезвийного инструмента. Машгиз, 1952.

13. Колесников Н. К. Скоростная автоматическая наплавка многолезвийного режущего инструмента. „Литой и наплавленный инструмент". МашГИЗ, 1951.

14. Рахштадт А. Г., Геллер Ю. А. Структура и свойства быстрорежущей стали с повышенным содержанием ванадия. Сборник „Структура и прочность металла". Машгиз, 1953.

15. Кватер И. С. Влияние ванадия на свойства быстрорежущей стали. Вестник машиностроения, № 11, 1949.