

ЛЕГИРОВАНИЕ КОБАЛЬТОМ ЛИТОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ВОЛЬФРАМА И ВАНАДИЯ

В. А. КАЩУК

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

За последние годы на ряде заводов Союза налажено производство литого режущего инструмента. При изготовлении инструмента посредством литья:

- а) значительно сокращается объем механической обработки;
- б) уменьшается цикл производства;
- в) сокращаются расходы быстрорежущей стали;
- г) открывается дополнительная возможность повышения режущих свойств инструмента за счет легирования быстрорежущей стали в процессе литья рядом компонентов, применение которых ограничивалось необходимостью обработки слитков давлением.

Среди различных методов изготовления литого режущего инструмента простой геометрической формы и небольших размеров наибольшим технологическим преимуществом обладает метод центробежной отливки в постоянные металлические формы (кокили). При этом методе изготовления возможно получить инструмент почти в готовом виде, не требующей никакой механической обработки, кроме шлифовки и заточки.

Ввиду большой скорости охлаждения в кокиле инструмент в большинстве случаев закаливается в процессе остывания отливки, и термическая обработка его заключается в операции отпуска. Так как закалка осуществляется в процессе охлаждения отливки, то есть с максимально возможной температуры, то в твердый раствор (аустенит) переходит большее количество легирующих элементов, чем при закалке ковального инструмента, в результате чего повышаются красностойкость и режущие свойства быстрорежущих сталей [1—5].

Быстрорежущие стали с высоким содержанием ванадия превосходят по режущим свойствам обычные быстрорежущие стали типа Р18, причем следует учитывать, что ванадий оказывает эффективное действие только при одновременном увеличении содержания углерода в стали [6—8].

Кобальтовые быстрорежущие стали отличаются еще более высокими режущими свойствами [9—11]. Кобальт растворяется в металлической основе, замедляет диффузионные процессы и способствует дополнительному повышению красностойкости. Кобальт и ванадий усиливают дисперсионное твердение закаленной быстрорежущей стали.

В настоящей работе производилось легирование литых высокованадиевых сталей с содержанием вольфрама — 20%, кобальтом в широком интервале концентраций (до 27,6%) с целью выявления сталей с высокими режущими свойствами.

Технология плавки и отливки

Опытные стали выплавлялись в высокочастотной печи с ламповым генератором АЗ-46. Тигель, емкостью 2 кг, изготовлялся из смеси 80% кварцевого песка и 20% огнеупорной глины. В качестве шихты использовались заводские отходы стали Р18, ферросплавы и «быстрорежущий чугун» — специально науглероженная быстрорежущая сталь с 4,5% С.

Плавка велась под кислым шлаком — расплавленным битым стеклом. Перед разливкой стали раскислялись алюминием (0,1%). Для измельчения структуры в сталь вводился титан (0,22%) в виде ферротитана. Из опытных сталей отливались пластины сечением 15×8 мм на центробежной машине с вертикальной осью вращения и регулируемым числом оборотов в постоянные металлические формы.

Химический состав опытных сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1

№ плавки	Содержание элементов в %*				
	С	W	Сп	V	Со
8	1,55	19,35	5,52	5,01	—
9	1,53	20,49	5,65	4,94	5,65
10	1,49	19,82	5,58	5,21	12,48
11	1,61	20,54	5,48	5,25	16,00
12	1,50	20,18	5,20	4,83	20,41
13	1,47	20,14	5,46	4,91	26,81

Исследование структуры в литом состоянии

Режущие свойства литого инструмента определяются его структурой, которая формируется в процессе кристаллизации отливки и зависит от физико-химического состояния стали, качества отливки и т. д.

Сталь плавки 8, залитая в кокиль, не получила закалки в процессе остывания отливки. По-видимому, скорость охлаждения в кокиле была ниже критической скорости закалки этой стали, и в процессе охлаждения произошел распад аустенита выше точки мартенситного превращения.

Микроструктура стали плавки 8 (рис. 1) состоит из продуктов распавшегося выше температуры мартенситного превращения аустенита, карбидной эвтектики и остаточного аустенита. Твердость стали после отливки равна 53,0 Н_{RC}.

В результате легирования кобальтом литая высокованадиевая быстрорежущая сталь с 20% W приобретает способность закаливаться в процессе остывания в кокиле. Так, уже после добавки 5,65% Со сталь после отливки имеет твердость 63,5 Н_{RC}, а после добавки 12,48% Со — 64,0 Н_{RC}. Микроструктура сталей плавки 9 и 10 состоит из скрытокристаллического мартенсита, остаточного аустенита и карбидной эвтектики (рис. 2).

*) Содержание во всех плавках Mn < 0,4%; Si < 0,4%; S < 0,003%, P < 0,003%.

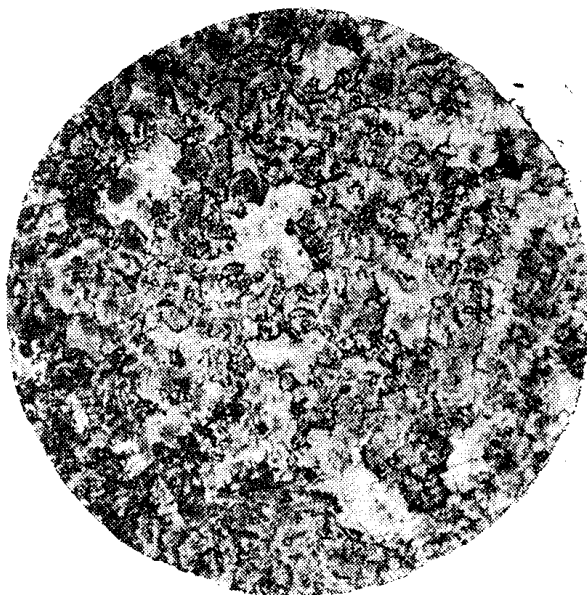


Рис. 1. Микроструктура стали плавки 8
после отливки х 440.

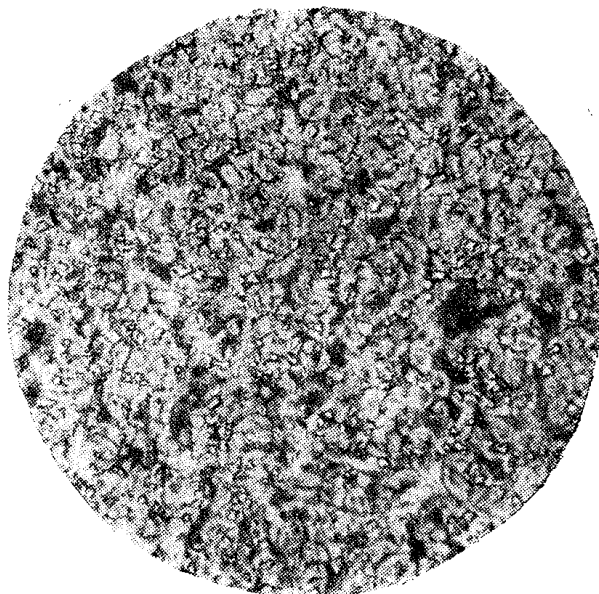


Рис. 2. Микроструктура стали плавки 10
после отливки х 440.

Микроструктура сталей плавки 11—13 (рис. 3) состоит из тех же составляющих, что и структура сталей плавки 9—10. Однако следует отметить, что по мере повышения содержания кобальта в стали количество остаточного аустенита после отливки увеличивается, а мартенсита уменьшается, что подтверждается снижением твердости стали. Так, сталь плавки 11 уже имеет твердость $60,0 H_{RC}$, сталь плавки 12— $52,0 H_{RC}$ и сталь плавки 13— $48,0 H_{RC}$.

При исследовании макроструктуры в сталях плавки 12 и 13 наблюдается определенная направленность зерен, характерная для дендритного строения. В сталях остальных плавки дендритного строения структуры не видно.

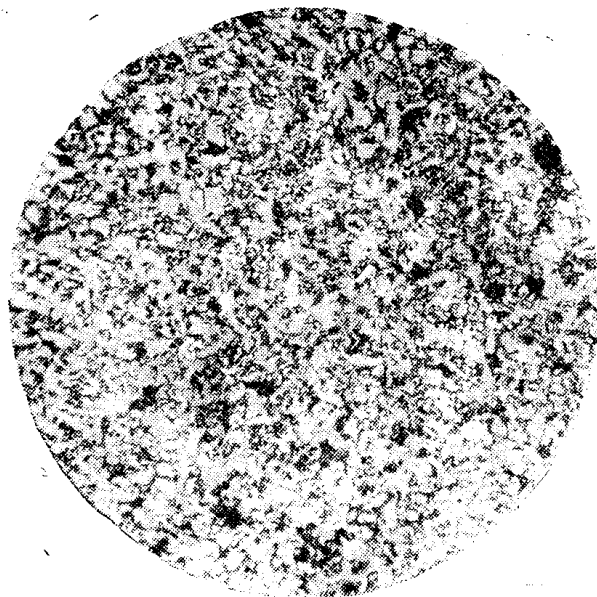


Рис. 3. Микроструктура стали плавки после отливки $\times 440$.

Поведение отливок при отпуске и красностойкость

При охлаждении отливок в кокиле в результате большой скорости охлаждения произошла закалка всех опытных сталей с кобальтом. Наиболее отчетливо влияние кобальта на устойчивость остаточного аустенита может быть выявлено при исследовании твердости стали в процессе многократного отпуска.

Образцы всех сталей (по 3 штуки от каждой плавки) размером $8 \times 15 \times 20$ мм после отливки подвергались семикратному отпуску при 560°C с выдержкой по 1 часу. Результаты измерения твердости после отпуска приведены в табл. 2.

Из табл. 2 видно, что сталь плавки 8 в процессе семикратного отпуска при 560°C не повысила твердости выше $55,0 H_{RC}$. Дополнительные отпуска при различных температурах также не дали повышения твердости. Как указывалось выше, эта сталь не получает закалку при охлаждении в кокиле. Для закалки стали плавки 8 необходимо более интенсивное охлаждение, чем то, которое могут обеспечить стальные формы. После закалки в масле от 1290° и трехкратного отпуска по 1 часу при 560°C твердость этой стали повысилась до $65,0 H_{RC}$.

Из табл. 2 также видно, что кобальт увеличивает устойчивость остаточного аустенита при отпуске. Если в стали плавки 9 максимальная твердость наблюдалась после одного отпуска, в стали плавки 11 — после трехкратного отпуска, то в стали плавки 13 после семикратного отпуска при 560° не удается повысить значение твердости выше $51,5 H_{RC}$.

Таблица 2

№ п.п.	№ плавки	Твердость, H_{Rc}						
		Число отпусков с выдержкой 1 час						
		1	2	3	4	5	6	7
1	8	53,0	53,0	53,0	54,0	55,0	55,0	55,0
2	9	65,0	65,0	65,0	65,0	65,0	65,0	65,0
3	10	65,0	66,5	66,5	66,5	66,5	66,5	66,5
4	11	63,0	66,0	68,0	68,0	68,0	68,0	68,0
5	12	61,5	63,5	70,0	70,0	70,0	70,0	70,0
6	13	51,5	51,5	51,5	51,5	51,5	51,5	51,5

После проведения дополнительных отпусков при различных температурах для стали плавки 13 был подобран следующий режим отпуска (табл. 3).

Таблица 3

Режим отпуска	1 отпуск 1 час— 670°	2 отпуск 1 час— 560°	3 отпуск 1 час— 560°
Твердость, H_{Rc}	54,0	60,5	66,0

При определении красностойкости стали применялась методика, разработанная Ю. А. Геллером. По этой методике красностойкость характеризуется максимальной температурой четырехкратного нагрева с выдержкой по 1 часу, до которой сталь сохраняет твердость не ниже 60,0 H_{Rc} . При определении красностойкости для каждой температуры нагрева использовались отдельные образцы. Значение красностойкости приведены в табл. 4.

Таблица 4

№ плавки	8	9	10	11	12	13
Красностойкость в $^{\circ}C$	—	660	675	690	710	720

Испытания резанием

Испытания резанием производились на токарных резцах методом продольной обточки по стали 9ХС с твердостью 240 H_{V} при глубине резания 2,5 мм и подаче 0,5 мм/об, без охлаждения.

От отлитых из опытных сталей пластин отрезались абразивным кругом пластинки (8×15×25 мм), которые затем механически закреплялись в специально изготовленной державке и служили режущей частью проходных резцов.

Резцы затачивались по следующей геометрии:

передний угол	$\gamma = 12^{\circ}$
задний угол	$\alpha = 8^{\circ}$
задний вспомогательный угол	$\alpha' = 8^{\circ}$
главный угол в плане	$\varphi = 45^{\circ}$
вспомогательный угол в плане	$\varphi' = 15^{\circ}$
радиус закругления носика	$r = 1,0$ мм

Испытания резанием проводились при скорости резания 32 м/мин.*)
 Для сравнения испытывались также пластины из кованой стали Р18.
 За критерий затупления принималась полная посадка резца.
 Результаты испытаний резанием приведены в табл. 5.

Таблица 5

№ п.п.	№ плавки	Термическая обработка пластин перед испытанием	Твердость HRC	Стойкость в мин	Среднее значение стойкости	
					в минутах	% к стойкости Р18
1	8	Отжиг, закалка с 1290°C, трехкратный отпуск по 1 часу при 560°C	64,5	2,1	1,7	170
2	8		64,5	1,2		
3	8		64,5	1,8		
4	9	Трехкратный отпуск по 1 часу при 560°C	65,0	5,2	4,6	460
5	9		65,0	4,0		
6	10	"	66,5	5,5	7,2	720
7	10		66,5	10,1		
8	10		66,5	6,0		
9	11	"	68,0	13,2	10,1	1010
10	11		68,0	7,0		
11	12	"	70,0	15,8	12,2	1220
12	12		69,5	8,6		
13	13	Отпуск при 670°C—1 час и двукратный по 1 часу при 560°C	66,0	17,3	13,6	1360
14	13		66,0	9,9		
15	Р18 кованая	Нормальная для кованой стали Р18	64,0	1,2	1,0	100
16			63,5	1,1		
17			63,0	0,8		
18			63,0	0,9		

Отжиг сталей

Для определения отжигаемости опытных сталей был произведен изотермический отжиг по следующему режиму:

- а) нагрев до температуры 870°C;
- б) выдержка при температуре 870°C — 3 часа;
- в) охлаждение до температуры 740°C со скоростью 30—50°C в час;
- г) выдержка при температуре 740°C — 5 часов;
- д) охлаждение до температуры 550°C со скоростью 30—50°C в час;
- е) дальнейшее охлаждение на воздухе.

*) Данный режим резания был выбран специально для выявления поведения опытных сталей при жестком режиме работы.

Этот режим отжига широко применяется в практике термической обработки быстрорежущей стали и носит название смягчающего отжига. Твердость после отжига приведена в табл. 6.

Таблица 6

Номер плавки	8	9	10	11	12	13
Твердость H_{RC}	33,0	37,0	40,0	45,0	48,0	51,0

Выводы

1. Исследуемая сталь без кобальта не закаливается полностью в процессе остывания в кокиле.

2. Понижая температуру мартенситного превращения и уменьшая критическую скорость закалки, кобальт придает стали способность закаливаться в процессе остывания в кокиле. При повышении содержания кобальта до 12,48% в микроструктуре стали происходит замена продуктов превращения аустенита, распавшегося выше температуры мартенситного превращения, мартенситом и остаточным аустенитом. При дальнейшем же повышении содержания кобальта в стали количество остаточного аустенита увеличивается.

3. При введении в сталь кобальта свыше 16% в ее структуре наблюдаются признаки дендритного строения.

4. Введенный в сталь свыше 10% кобальт повышает устойчивость остаточного аустенита при отпуске.

5. Ухудшая отжигаемость стали, кобальт значительно повышает красностойкость и режущие свойства ее.

6. Целесообразно изготовление режущего инструмента простой геометрической формы и небольших размеров отливкой в металлические формы из стали с 1,5—1,6% С; 19,8—20,5% W; 5,5—5,6% Cr; 5,0—5,2% V и 12,5—20,4% Co.

ЛИТЕРАТУРА

1. Горюнов И. И. Сб. Литой и наплавленный инструмент, ВНИТОМАШ, Машгиз, 1951.
2. Тихонов И. Т. Изв. Томского политехнического института, том 68, вып. 1, 1951.
3. Тютчева Н. Д. Изв. Томского политехнического института, том 68, вып. 1, 1951.
4. Свищенко В. Т. Изв. Томского политехнического института, том 75, 1954.
5. Ерофеев Н. А. Изв. Томского политехнического института, том 75, 1954.
6. Рахштадт А. Г. и Геллер Ю. А. Сборник трудов механического института, № 5, Машгиз, 1953.
7. Квартер И. С. Вестник машиностроения, № 11, 1949.
8. Васильев М. В., Лебедев Т. А., Ревис И. А. Труды Ленинградского политехнического института, № 4, Машгиз, 1953.
9. Гудцов Н. Т. и Гельфанд К. М. Изв. АН СССР, ОТН, № 1, 1947.
10. Добровидов А. Н., Розенберг А. М. и Яковлев Г. М. Станки и инструмент, № 5, 1947.
11. Гуляев А. П. Свойства и термическая обработка быстрорежущей стали, Машгиз, 1939.
12. Пенский А. П., Разуваева З. Л., Литой инструмент, не требующий термической обработки, Машгиз, 1946.
13. Пенский А. П. Сб. Литой и наплавленный инструмент, ВНИТОМАШ, Машгиз, 1951.