

ВЛИЯНИЕ НИОБИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ТИПА Р9

Д. М. ЛИХОШЕРСТОВ

(Представлено профессором доктором А. Н. Добровидовым)

В настоящее время влияние ниобия на свойства быстрорежущей стали изучено недостаточно полно и результаты исследований носят противоречивый характер [1, 2, 3, 4, 5, 6].

Первое исследование [1], проведенное академиком Гудцовым и др. авторами на стали ЭИ 172 ($C=1,0-1,15\%$, $Cr=11-13\%$, $V=2,0-2,6\%$; $Si=1,0-1,6\%$; $Mn=0,25\%$) с добавками ниобия от 0,1 до 2% показало незначительное увеличение экономической скорости резания при содержании ниобия 2%.

В более позднем исследовании [2], проведенном на стали типа ЭИ 184 ($C=0,86-1,02\%$; $Si=0,71-0,84\%$; $Mn=0,18-0,28\%$; $W=1,7-3,1\%$; $Cr=8,1-8,9\%$; $Ni=0,16-0,20\%$; $V=2,5-2,94\%$) с добавками ниобия от 1,0% до 3% получен отрицательный результат. Режущие свойства и ковкость такой стали с ниобием понизились.

Браун и др. авторы [4] на кованой стали Р9 с 0,6% ниобия получили повышение теплостойкости. Влияние ниобия на режущие свойства в этом исследовании не приведено. Чаадаевой [5] также получено повышение теплостойкости на средне-вольфрамовой быстрорежущей кованой стали с кобальтом ($C=1,50\%$; $W=11,45\%$; $V=4,5\%$; $Cr=4,10\%$; $Mo=0,90\%$; $Co=5,70\%$; $Nb=0,97\%$) по сравнению с аналогичной сталью без ниобия. Режущие свойства этих сталей с ниобием и без ниобия в 2—3 раза выше по стойкости по сравнению со сталью Р18 при обработке жаропрочного сплава ЭИ 437. Влияние ниобия на этой стали не анализировалось, да оно и перекрывается, по-видимому, влиянием кобальта.

Таким образом, единого мнения о влиянии ниобия на свойства кованой быстрорежущей стали в рассмотренной выше литературе нет. Исследование влияния ниобия на свойства литой быстрорежущей стали пока еще не освещалось. Целесообразно поэтому провести более подробное исследование.

Нами было отлито 16 различных быстрорежущих сталей на основе Р9 с изменением в содержании углерода: 0,9; 1,2 и 1,4% и добавкой ниобия от 0,05 до 5%.

Образцы размером $12 \times 12 \times 120$ отливались в стальной кокиль с температуры $1440-1480^\circ$. В качестве шихты использовали отходы кованой быстрорежущей стали Р9. Для науглероживания применяли

сталь Р9 с высоким содержанием углерода. Ферросплавы вводили с помощью патрончиков из жести в следующей последовательности: феррохром, феррованадий, феррониобий. Перед разливкой металл раскисляли алюминием из расчета 0,1% от веса плавки. Плавку проводили в набивном кварцевом тигле на высокочастотной установке АЗ—43.

Целью данного этапа исследования являлось изучение влияния ниобия на свойства литой быстрорежущей стали Р9 и определение для нее оптимального содержания углерода.

Повышение содержания углерода понизило твердость в литом состоянии с 62HRC для стали с 1,01% углерода (пл. 7 табл. 1) до 51, 5HRC в стали с 1,36% С (пл. 03).

Введение ниобия до одного процента в сталях с 0,9% и 1,2% углерода вызвало весьма незначительное понижение твердости в литом состоянии. Заметное понижение твердости обнаружено в сталях с 0,9% углерода лишь при содержании ниобия более одного процента, а в сталях с 1,2% углерода свыше 3% ниобия (табл. 1). При 4,54% ниобия в стали с 0,85% углерода (пл. 02) твердость в литом состоянии понизилась до 20 HRC. При этом составе произошло почти полное выклинивание γ -области и получилась структура ферритокарбидной смеси. Повышение содержания углерода с 0,85% до 1,18% (пл. 6) предотвратило выклинивание γ -области.

Иная картина влияния ниобия в сталях с 1,4% углерода. В этих сталях введение ниобия до 5% вызвало постепенное увеличение твердости с 51 HRC до 63 HRC (пл. 0,3 05, 06, 07, 08, табл. 1).

Результаты изменения твердости в литом состоянии не подтвердили утверждения Гудремона [3] об увеличении количества и устойчивости остаточного аустенита в быстрорежущей стали при введении ниобия.

Таким образом, в сталях с 0,9 и 1,2% углерода введение ниобия вызвало понижение твердости, а в сталях с 1,4% углерода, наоборот, повышение твердости. В первом случае образование карбида ниобия, по-видимому, уменьшило содержание углерода в твердом растворе, понизив его твердость, а во втором случае образующийся карбид при до-

статочном содержании углерода (1,4%) в стали, уменьшил устойчивость аустенита при охлаждении, повысив тем самым твердость после литья.

Исследуемые стали после отливки отпускались по режиму трехкратного отпуска при температуре $550 \pm 10^\circ$ по часу. После отпуска замерялась твердость и анализировалась микроструктура.

В сталях с содержанием углерода 0,9% первый и второй отпуски повысили твердость (рис. 1). При дальнейшем увеличении числа отпусков твердость сохраняется на прежнем уровне лишь в сталях без ниобия и при содержании его 0,37%. При содержании ниобия 1,29% и бо-

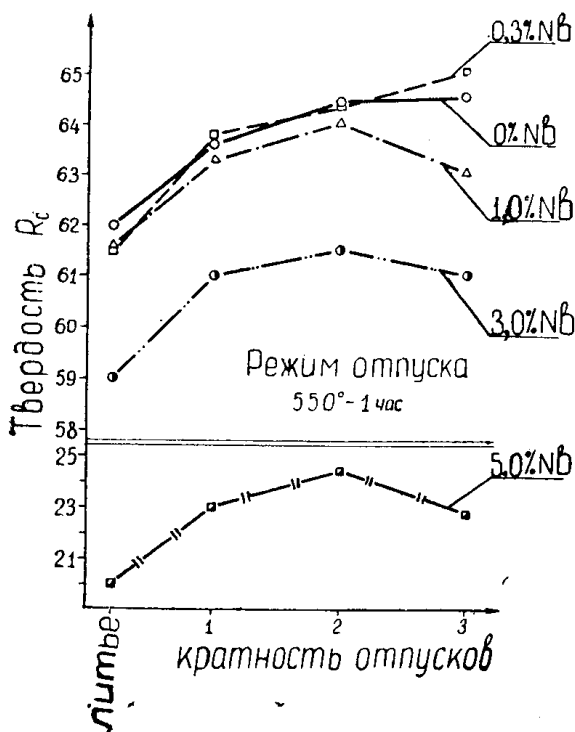


Рис. 1. Изменение твердости при отпуске литой быстрорежущей стали Р9 с содержанием углерода 0,9% и ниобия от 0 до 5%.

Таблица 1

№ плавков	Химический состав, в %					Твердость HRC		Теплостой- кость, в °C при 58HRC	Стойкость, в % по ср. с. P18
	C	W	Cr	V	Nb	литое состояние	после 3-х кр. отпуска		
7	1,01	9,40	4,18	2,41	—	62,0	64,5	625	56,0
9	0,98	9,26	4,04	2,33	0,37	61,5	65,0	625	71,0
10	0,91	9,07	4,02	2,34	1,29	60,5	63,0	625	46,5
01	0,87	9,20	4,10	2,33	2,59	59,0	61,0	568	31,0
02	0,85	9,25	3,91	2,33	4,54	20,0	22,5		
1	1,24	9,56	4,16	2,19	—	62,0	65,0	650	97,5
2	1,29	9,19	4,52	2,29	Следы	61,0	65,0	650	100,0
3	1,18	9,36	3,95	2,28	0,44	60,0	65,0	660	282
4	1,20	8,97	4,02	2,20	1,09	60,5	64,0	650	270
5	1,19	9,00	4,12	2,14	2,76	61,0	62,5	637	42,4
6	1,18	10,05	4,11	2,11	6,34	60,0	59,0		9,8
03	1,36	9,62	4,16	2,36	—	51,5	63,0	637	27,6
05	1,35	9,41	4,05	2,24	0,43	55,0	64,0	642	42,4
06	1,37	9,42	4,05	2,34	1,07	60,5	64,0	637	42,5
07	1,37	9,40	4,03	2,36	2,31	61,5	64,5	632	31,5
08	1,30	9,38	4,07	2,28	4,09	63,0	64,0	615	22,4
P18 ковкая								625	100,0

лее твердость после второго отпуска понижается за счет разупрочнения мартенсита и процессов коагуляции карбидов.

Примерно такая же закономерность изменения твердости при отпуске наблюдается и в сталях с более высоким содержанием углерода, 1,2%. Отпуск сталей с 1,4% углерода вызвал резкое увеличение твердости, особенно в сталях с 2,31 и 4,09% ниобия (рис. 2).

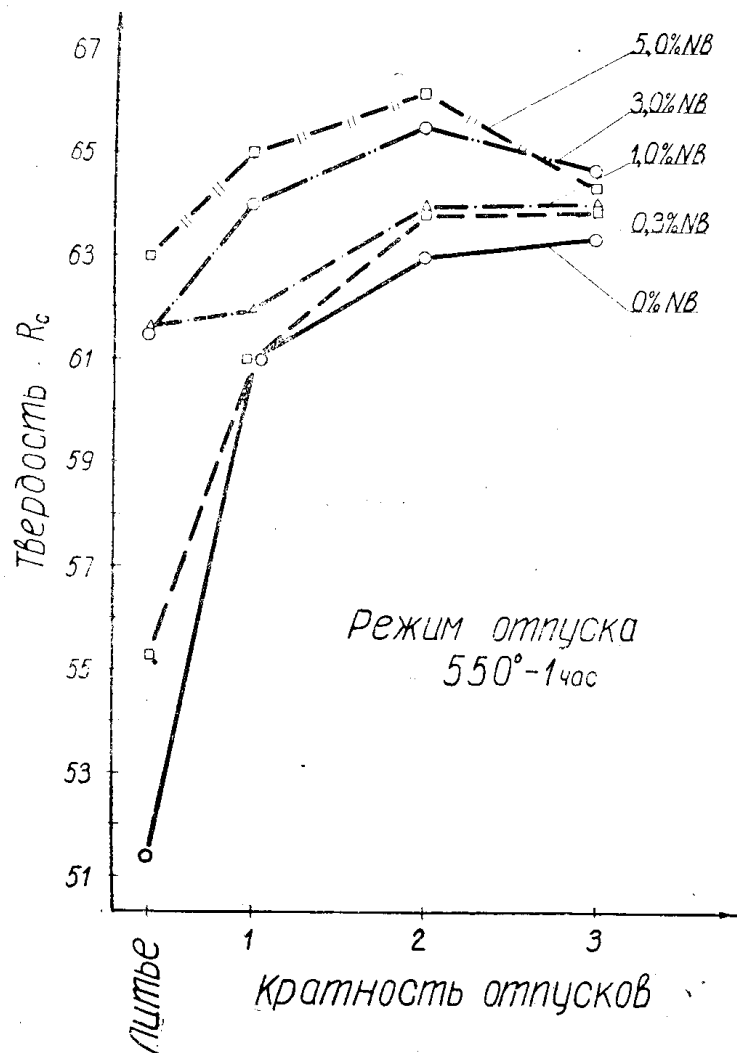


Рис. 2. Изменение твердости при отпуске литой быстрорежущей стали Р9 с содержанием углерода 1,4% и ниобия от 0 до 5%.

Одной из основных характеристик, определяющих работоспособность режущего инструмента, является его теплостойкость. Мы исследовали теплостойкость литых сталей по методу А. П. Гуляева [7]. Образцы исследуемых сталей подвергались выдержке в течение 4 часов при температурах: 575, 600, 625, 650 и 675°. За величину теплостойкости принималась температура, при которой твердость снижалась до 58 HRC. Результаты измерения твердости приведены в табл. 1. Наиболее высокую теплостойкость в литом состоянии имеют стали с содержанием ниобия ~0,4%, 1% и углерода 1,2% и 1,4%, т. е. стали составов 3, 4, 05 (табл. 1). Теплостойкость этих сталей выше соответствующих сталей без ниобия и ковальной стали Р18.

По результатам теплостойкости, режущей способности, поведению при отпуске и из технологических соображений (углерод увеличивает

жидкотекучесть) оптимальное содержание углерода для литой стали Р9 с ниобием должно быть выбрано равным 1,15—1,25%.

На сталях с содержанием углерода 1,2% в отожженном и закаленном состояниях был проведен фазовый анализ. Электролитом служил раствор 75 г хлористого калия и 5 г лимонной кислоты на литр воды. Плотность тока выбиралась в пределах 0,02—0,04 а/см² поверхности образца. Продолжительность анодного растворения образцов составляла 2—4 часа. Процесс растворения повторялся несколько раз.

Результаты фазового анализа показывают, что количество карбидной фазы резко уменьшается с увеличением содержания ниобия как в закаленном, так и в отожженном состояниях.

Рентгеноструктурный и химический анализы карбидных осадков пока не проведены, поэтому высказать какое-либо окончательное суждение о влиянии ниобия трудно. Однако уменьшение количества карбидной фазы указывает на то, что с введением ниобия образуется карбид с малым удельным объемом — NbC, или подобный ему. Удельный объем карбида ниобия примерно в 4,5 раза меньше, чем у сложного карбида Fe₃W₃C, составляющего основную часть карбидной фазы стали Р9. Как сильный карбидообразователь ниобий, забирая углерод, уменьшает возможность образования других карбидов, в данном случае карбида Fe₃W₃C. Это приводит к уменьшению общего объема карбидной фазы.

Режущие свойства быстрорежущих сталей с ниобием исследовались на правых проходных резцах сечением 10×10×100 отлитых в металлический кокиль. После отливки заготовки резцов проходили трехкратный отпуск по режиму 550±10° по часу, затем шлифовку и заточку режущей части ($\alpha=10^\circ$, $\gamma=15^\circ$, $\varphi=50^\circ$, $\varphi_1=15^\circ$). Твердость резцов после заточки была в пределах 62—64 HRC. Испытания резцов производили до полного износа по гладкому валу из стали с $H_B=111$, $\sigma_B=40—42$ кг/мм² со скоростью резания 136 м/мин, $S=0,26$ мм/об и $t=2$ мм без охлаждения на токарном станке 1А62. Станок был оборудован двигателем с плавным бесступенчатым регулированием числа оборотов, что давало возможность точно поддерживать постоянство скорости резания с изменением диаметра испытываемого вала. Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Наиболее высокую стойкость при испытании резанием показали стали с содержанием углерода 1,2% и 0,9% при 0,3% и 1% ниобия (пл. 3, 4, 10, 01). Резцы из этих сталей показали стойкость в 2,5—3 раза выше, чем резцы из стали Р18. Резцы из сталей с 1,4% углерода показали пониженную стойкость из-за повышенной хрупкости.

Выводы

1. Ниобий в стали типа Р9 с 0,9%, 1,2% и 1,4% углерода в количестве до одного процента влияет положительно на теплостойкость и режущие свойства. Дальнейшее повышение содержания ниобия понижает теплостойкость и поэтому введение его в количествах больше одного процента не целесообразно.

2. Положительное влияние ниобия на сталь Р9 в малых количествах (до 1%) и отрицательное влияние его при большем содержании (3—5%), объясняется сильным карбидообразующим действием ниобия. При малом содержании ниобия в стали он, по-видимому, находится частично в твердом растворе, усиливая его легированность. При значительном содержании ниобий образует большое число труднорастворимых карбидов, мало участвующих в повышении легированности твердого раствора.

3. В стали типа Р9 с добавкой ниобия необходимо повысить содержание углерода с 0,9% до 1,2%. При таком содержании получается максимальная теплостойкость стали и лучшие режущие свойства (табл. 1).

4. Лучшими составами исследуемых сталей являются составы с 1,2% углерода и 0,44, 1,09% ниобия (пл. 3, 4 табл. 1). Режущие свойства их выше, чем у ковanej стали Р18, в 2,5 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Н. Т. Гудцов, А. Н. Бекова, С. А. Казеев и А. В. Поляков. Влияние некоторых специальных элементов на свойства хромо-кремне-ванадиевого заменителя быстрорежущей стали. *Металлург*, № 1, 1939.
 2. Н. Т. Гудцов и Л. Д. Маштакова. *Изв. АН СССР, ОТН*, № 12, 1947.
 3. Гудремон. Специальные стали. т. 2, 1960.
 4. А. П. Браун, Г. Л. Куруклис, М. Т. Дурдо. Модифицирование быстрорежущей стали. Машгиз, 1956.
 5. М. С. Чаадаева. Средне- и низковольфрамовые быстрорежущие стали с кобальтом. *Металловедение и обработка металлов*, № 3, 1958.
 6. М. С. Поляк. Быстрорежущие наплавочные сплавы. *Станки и инструмент*, № 1, 1957.
 7. А. П. Гуляев, М. П. Фадюшина. Красностойкость быстрорежущей стали. Сб. «Методика и практика металлографического исследования инструментальной стали», Машгиз, 1961.
-