

Исследование влияния легирующих элементов на режимы термической обработки быстрорежущих сталей

О.Ю. Бургонова, А.В. Давыдов, А.В. Наумова

Омский государственный технический университет, г. Омск, Россия

Аннотация: В статье рассмотрено влияние легирующих элементов, вводимых в быстрорежущую сталь, которые изменяют ее фазовый состав и структуру, оказывают влияние на температурный режим, склонность к обезуглероживанию, механические свойства. Показана связь между допустимым количеством легирующих элементов и рациональными режимами термической обработки, обеспечивающей высокие физико-механические показатели.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, карбиды, углерод, вольфрам, ванадий, кобальт, хром.

Основными легирующими элементами быстрорежущих сталей является вольфрам, хром, молибден, ванадий. Химический состав некоторых приведен в табл. 1 [3].

Таблица 1

Химический состав быстрорежущих сталей

Марка	Массовая доля легирующих элементов, %					
	C	W	Mo	Cr	V	Co
P18	0,73□0,83	17,0□18,5	1,0	3,8□4,4	1,00□1,4	0,50
P6M5	0,82□0,90	5,5□6,5	5,0□5,5	3,8□4,4	1,7□2,1	0,50
P12Ф3	0,95□1,05	12,0□13,0	1,0	3,8□4,4	2,5□3,0	0,50
P9K5	0,90□1,00	9,0□10,0	1,0	3,8□4,4	2,3□2,7	5,0□6,0

По основному воздействию, которое они оказывают, их можно разделить на несколько групп:

- повышающие теплостойкость (вольфрам, хром, молибден, ванадий, кобальт);
- способствующие измельчению зерна при нагреве (титан, ниобий, азот, цирконий, бор);
- мало улучшающие свойства (никель, марганец).

Углерод, содержание которого в быстрорежущих сталях находится в пределах 0,73□1,12%, обеспечивает насыщение высокотемпературного твердого раствора и создает необходимую твердость мартенсита после закалки. Кроме того, часть углерода расходуется на образование карбидов легирующих элементов следующих видов $M_{23}C_6$, M_6C и MC . Поэтому повышенное или пониженное содержание углерода зависит от количества карбидообразующих элементов. Превышение содержания углерода снижает температуру солидуса, что может привести к оплавлению границ зерен при нагреве под закалку; увеличивает карбидную неоднородность, а также устойчивость аустенита, приводящую

к увеличению остаточного аустенита в структуре закаленной и отпущенной стали.

Вольфрам, как основной легирующий элемент, частично растворяется в аустените, легирует мартенсит, затрудняет выделение углерода и задерживает рост зерна при повышении температуры до 600–650°C. Основное его количество расходуется на образование карбидов. На основании рентгеноструктурного анализа [6] карбиды имеют сложный химический состав, приведенный в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав карбидов

Карбиды	Массовая доля легирующих элементов, %					Температура растворения, °C
	C	W+Mo	V	Cr	Fe	
$M_6C(Fe_3(W,Mo)_3C)$	2	55 □ 65	2 □ 4	3	27 □ 38	1050 □ 1300
MC(VC)	15	30	50	5	–	1100
$M_{23}C_6(Cr_{23}C_6)$	4	10	6	60	20	950 □ 1000

Вольфрам, входящий в состав карбидов MC и M_6C , повышает температуры их растворения в аустените, что приводит, что значительно повышает температуру закалки, красностойкость (рис. 1), приводит к увеличению остаточного аустенита и снижает температуру начала и конца мартенситного превращения (рис. 2, рис. 3) [2, 5].

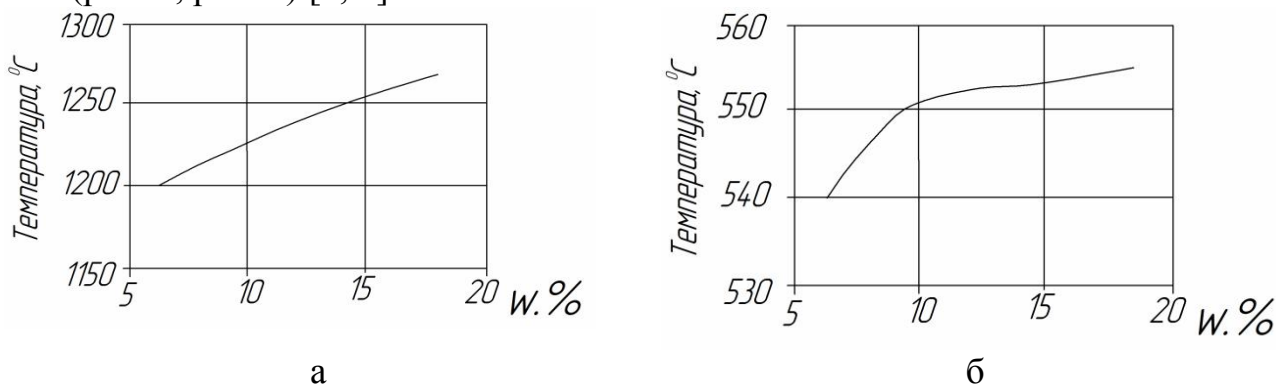


Рис. 1. Влияние содержания вольфрама на температуру закалки (а) и температуру отпуска (б)

Образование интерметаллидных соединений состава Fe_2W , Fe_3W_2 вызывает дополнительное повышение прочности после отпуска за счет дисперсионного твердения (рис. 4) [1, 2].

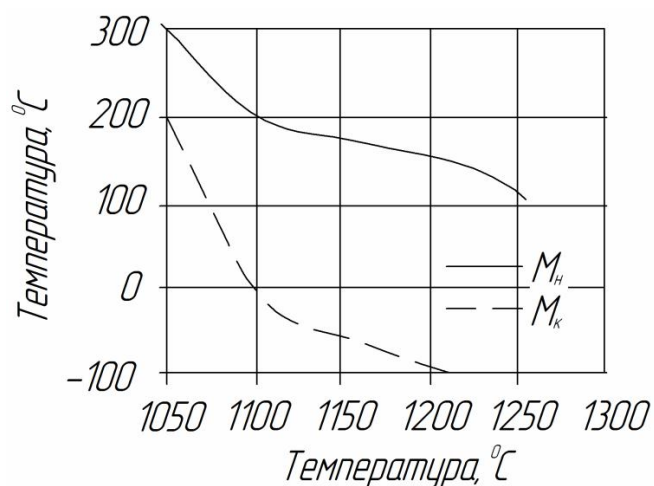


Рис. 2. Влияние температуры нагрева под закалку на температуры начала и конца мартенситного превращения для стали P18

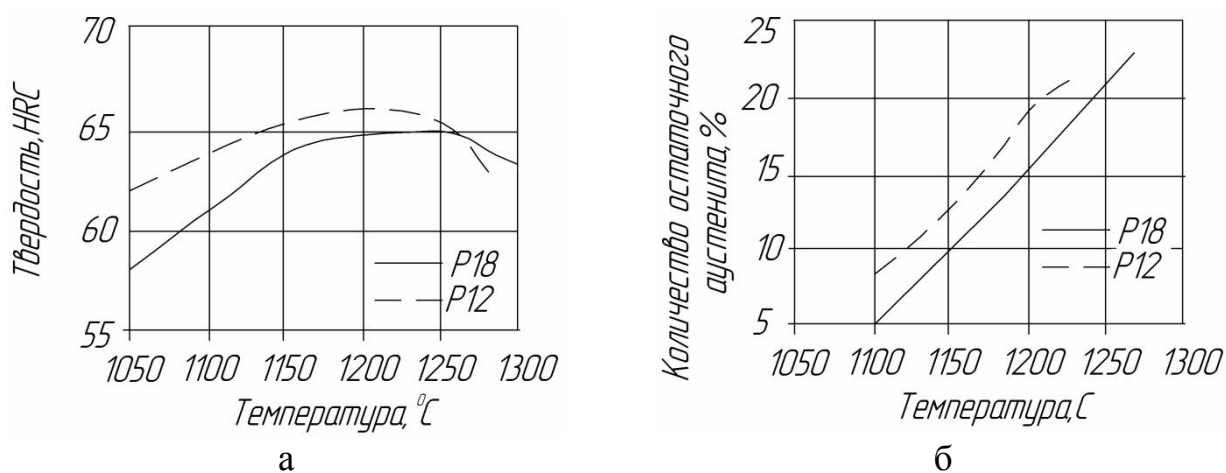


Рис. 3. Влияние температуры нагрева под закалку на твердость (а), количество остаточного аустенита (б) для сталей P12 и P18

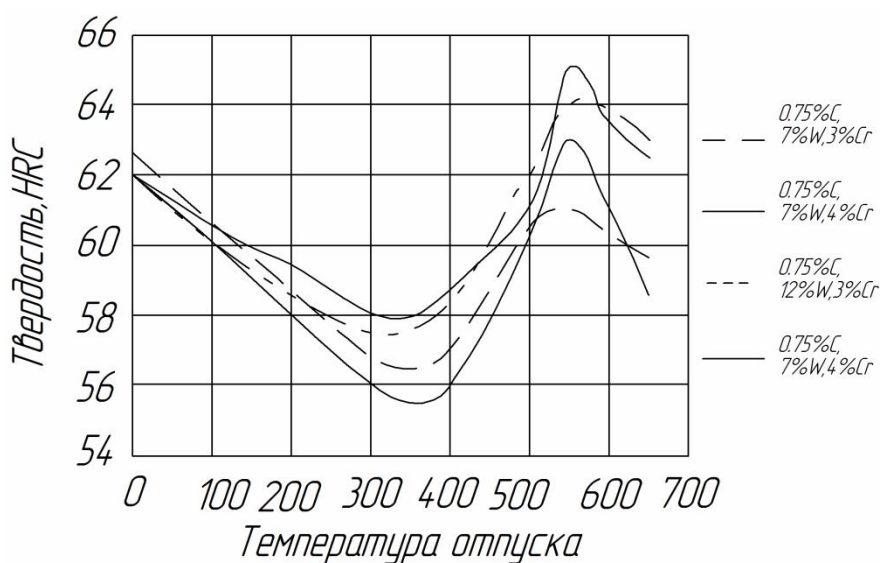


Рис. 4. Влияние содержания вольфрама и хрома на твердость быстрорежущей стали с 0,75 % С при отпуске

Введение 1 % Мо заменяет 2% W, что значительно сокращает количество высоко дефицитного и дорогостоящего вольфрама. При этом режущие свойства молибденосодержащих и вольфрамосодержащих быстрорежущих сталей остаются приблизительно одинаковыми. Температура растворения молибденового карбида составляет 950–1250°С, что ниже температуры вольфрамового карбида 950–1300°С. Молибден способствует получению в быстрорежущей стали меньшей карбидной неоднородности по сравнению с вольфрамом. Однако крупным недостатком молибденовой быстрорежущей стали является большая чувствительность ее к обезуглероживанию, которая возрастает по мере повышения содержания молибдена (рис. 5). Во избежание повреждения поверхностного слоя инструментов нагрев под закалку и при отжиге необходимо производить в печах с защитной атмосферой (рис. 5). [2]

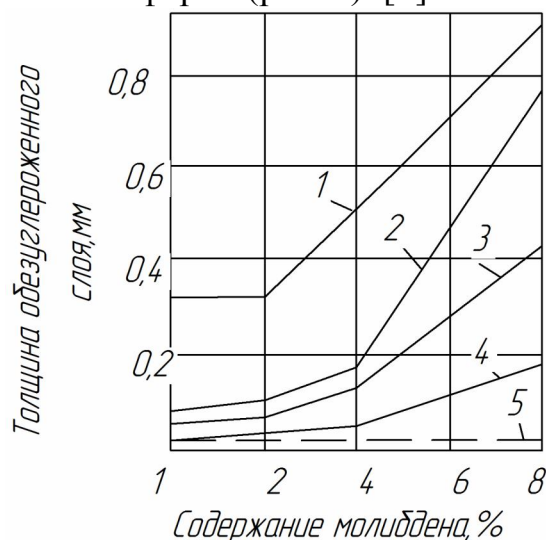


Рис. 5. Влияние содержания молибдена на обезуглероживание быстрорежущей стали: 1 □ в электропечи, 2 □ в пламенной печи, 3 – в нераскисленной ванне BaCl₂, 4 □ в ванне BaCl₂, раскисленной 3% бурой; 5 □ ванне BaCl₂, раскисленной 2% MgF₂ (1150°С, 15мин)

Ванадий образует наиболее твердый карбид типа MC, имеющий нестехиометрический состав [4]. Максимальный эффект от введения в сталь ванадия достигается при условии, что содержание углерода в стали будет достаточным для образования большого количества карбидов и для насыщения твердого раствора (рис. 6).

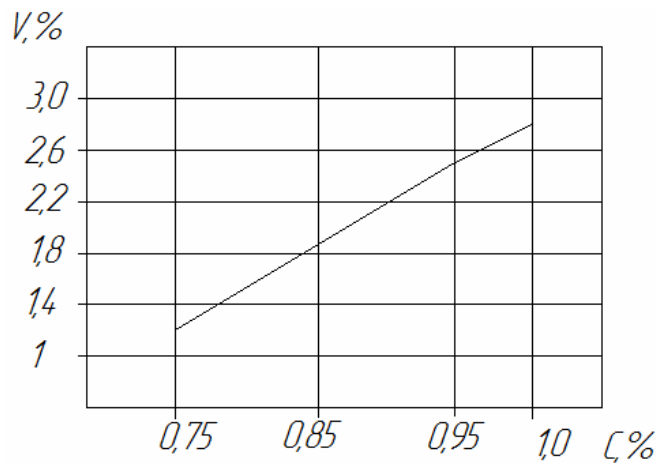


Рис. 6. Соотношение содержания ванадия в зависимости от углерода

Карбид MC , частично растворяясь в аустените, увеличивает красностойкость и повышает твердость после отпуска благодаря эффекту дисперсионного твердения. Как видно из рис. 7 для стали состава 0,75 % C, 18% W, 4 % Cr, не содержащей ванадия, вторичное упрочнение отсутствует и при повышении температуры отпуска твердость уменьшается. Для двух других сталей, содержащих ванадий, при повышении температуры отпуска до 560°C отпускная твердость возрастает. Нерастворенная часть карбида MC способствует сохранению мелкого зерна и увеличивает износостойкость стали (рис. 8).

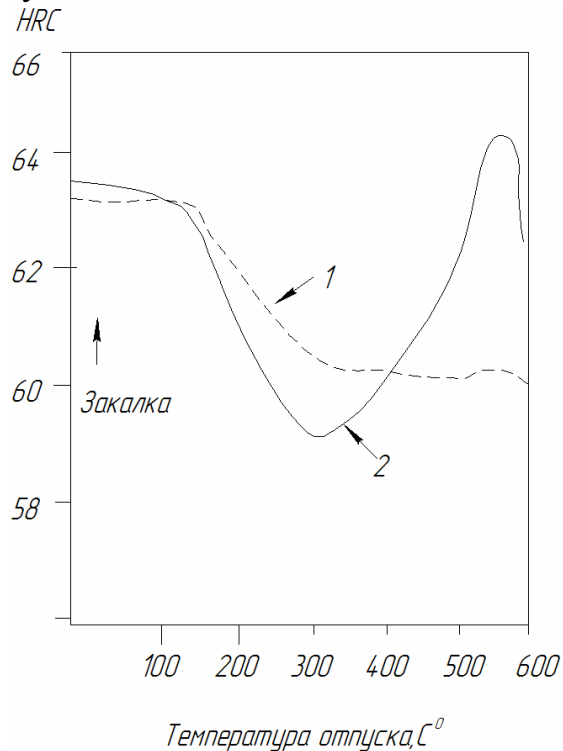


Рис. 7. Влияние содержания ванадия на отпускную твердость быстрорежущей стали состава: 1 – 0,75 % C, 18% W, 4 % Cr ; 2 – 0,75 % C, 18% W, 1,4% V, 4 % Cr

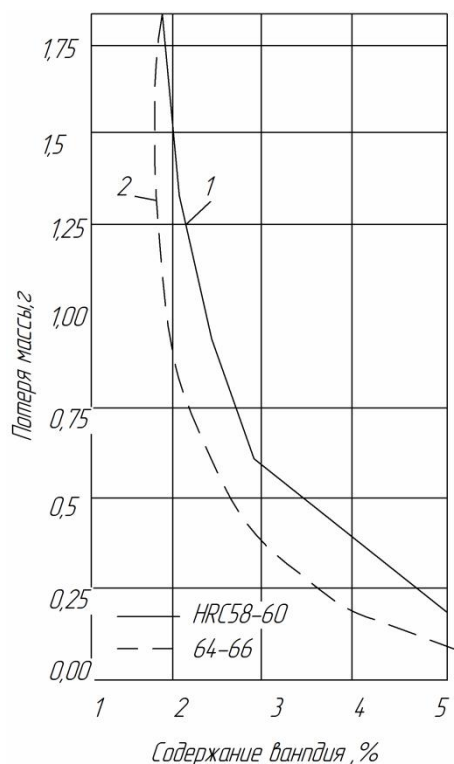


Рис. 8. Влияние содержания ванадия на износостойкость быстрорежущей стали состава: 1 □ 0,85 % С, 6% W, 5% Mo, 2,1% V, 4 % Cr; 2 □ 0,75 % С, 18% W, 1,4% V, 4 % Cr

Кобальт находится в твердом растворе и частично входит в состав карбида M_6C . При дисперсионном твердении из мартенсита выделяются частицы интерметаллида Co_7W_6 , обладающие в отличие от карбидов значительной коагуляцией, что обуславливает высокую красностойкость и твердость стали. На рис. 9,а видно, что максимальная красностойкость соответствует марке быстрорежущей стали P9K10. К недостаткам влияния кобальта следует отнести ухудшение прочности стали и увеличение обезуглероживания (рис. 9б).

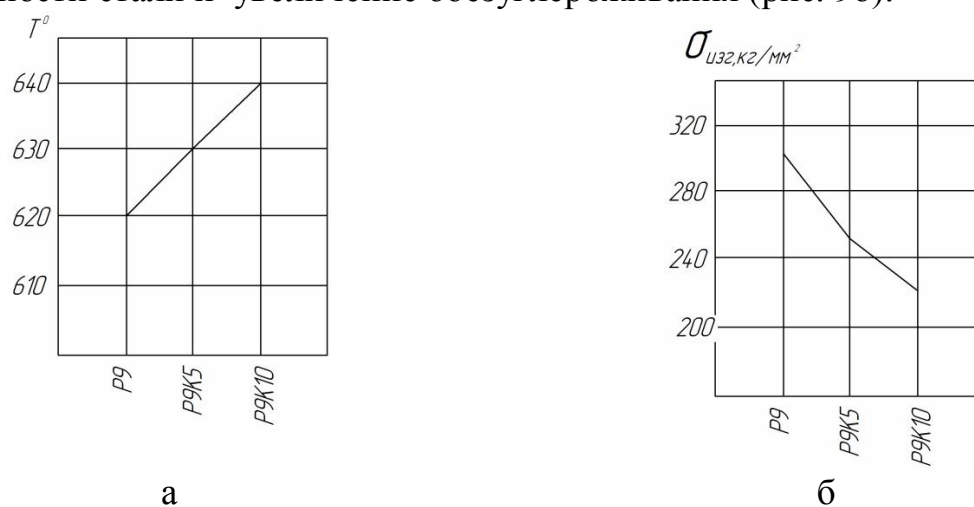


Рис. 9. Влияние содержания кобальта на красностойкость (а) и прочность (б) быстрорежущих сталей, с содержанием 0,9% углерода

Содержание хрома во всех быстрорежущих сталях варьируется от 3,8–4% [2, 3]. Он является основой карбида $M_{23}C_6$. При нагреве под закалку этот карбид полностью растворяется в аустените при температурах, значительно более низких, чем температуры растворения карбидов M_6C и MC . В процессе отпуска хром частично выделяется из мартенсита, усиливая дисперсионное твердение, частично остается в растворе, задерживая разупрочнение при более высоком нагреве. При содержании хрома 3–4% немного повышается вторичная твердость (см. рис. 4). Количество хрома более 4,2–4,5% нецелесообразно, так как, участвуя в образовании карбида, выделявшегося при отпуске, хром облегчает его коагуляцию при более низкой температуре, что снижает теплостойкость.

Анализируя влияние легирующих элементов на свойства быстрорежущей стали, можно сделать вывод, что количество, вид и соотношение карбидов в быстрорежущей стали оказывает основное влияние на режимы термической обработки, износостойкость, прочность, твердость и условия эксплуатации инструмента. Таким образом, повышение физико-механических показателей создается оптимальным содержанием легирующих элементов в быстрорежущей стали и соответствует 0,73–1,12% углерода, 6–18% вольфрама, 1–3% ванадия, 1–5% молибдена и 3,80–4,40 % хрома.

Библиографический список

1. Акимов В. В., Петунин П. В., Бургонова О. Ю. Повышение свойств быстрорежущей стали для режущего инструмента. □ Омский научный вестник, 2014. □ № 2(130). □ С. 34–44.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. □ М.: Металлургия, 1983 – С. 528.
3. ГОСТ 19265-73. Прутки и полосы из быстрорежущей стали, 1973 □ С. 22.
4. Капитонов А.М., Редькин В.Е. Физико □ механические свойства композиционных материалов, 2013 □ С. 505.
5. Купалова, И. К. Фазовый состав, структура и свойства быстрорежущей стали / И. К. Купалова // Материаловедение, 1999. □ №12. □ С. 34–44.
6. Хараев Ю.П., Грешилов А.Д. Исследование карбидной фазы литой быстрорежущей стали. □ Современные наукоемкие технологии, 2007 □ № 11, □ С. 62–63.