

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.389.2

СТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

© 2022 г. И. К. Купалова*

АО «ВНИИИНСТРУМЕНТ», ул. Семеновская Б., 49, Москва, 107023 Россия

*e-mail: konst_k@bk.ru

Поступила в редакцию 16.05.2022 г.

После доработки 17.06.2022 г.

Принята к публикации 20.06.2022 г.

Проведено сопоставление упрочнения (и соответственно тонкой структуры и свойств) быстрорежущих сталей, достигнутого в результате дополнительного легирования кобальтом, термомеханической обработки или высокотемпературного поэтапного отпуска. Показано, что поэтапный сокращенный высокотемпературный отпуск в интервале температур 610–630°C, который неравноценен регламентированному отпуску при 560°C, два раза по одному часу, создает оптимальное структурное состояние стали для обеспечения ее высоких эксплуатационных свойств и является наименее длительным, трудоемким и энергоемким.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, диффузия, структура, термообработка, упрочнение

DOI: 10.31857/S0015323022090078

В настоящей работе рассматриваются три способа упрочнения быстрорежущей стали (БС) за счет изменения ее структурного состояния: дополнительным легированием кобальтом; включением еще одного этапа в цепочку термической обработки – деформацию после аустенитизации при температуре 1100°C (ВТМО) или при 600°C (НТМО); использованием при термической обработке высокотемпературного поэтапного трехкратного отпуска в интервале температур 610–630°C, неравнозначного отпуску при 560°C, с выдержками, равными выдержке при аустенитизации.

Легирование кобальтом. Кобальт – единственный не карбидообразующий дополнительно легирующий элемент БС, однако существенно положительно влияющий на превращения аустенита и специальных карбидов при отпуске стали [1–3].

Экстраполяция полученных впервые в мире сравнительных данных по диффузионной подвижности вольфрама и углерода в гамма-фазе сталей Р9К10 (0.94% С; 4.10% Cr; 9.50% W; 2.10% V; 9.70% Co) и Р9 (0.89% С; 4.00% Cr; 8.50% W; 2.10% V) показала, что при температуре отпуска 560°C кобальт увеличивает примерно на порядок (с 2.4×10^{-19} до 1.9×10^{-18} см²/с) коэффициент диффузии вольфрама, а также, но менее значительно, и углерода. Именно этим фактом объясняются ускоренный распад остаточного аустенита при отпуске и сдвиг влево С-образной диаграммы переохлажденного аустенита кобальтовых БС.

Впервые разработана методика разделения потоков объемной и граничной диффузии, что дало возможность разделить и определить параметры объемной и граничной диффузии вольфрама в альфа-фазе сталей Р9К10 и Р9 и их матриц Р9К10_{мм} (0.03% С; 2.60% Cr; 1.90% W; 0.50% V; 9.90% Co) и Р9_{мм} (0.04% С; 2.40% Cr; 2.00% W; 0.30% V) (приведенные составы соответствуют составам альфа-твердых растворов этих сталей в отожженном состоянии – т.е. без учета карбидов).

Одновременно получено, что подвижность вольфрама по границам зерен альфа-фазы примерно на четыре порядка выше, чем по объему зерна. Кобальт, как и карбиды, снижает диффузионную подвижность вольфрама по границам зерен альфа-фазы. Проведенные расчеты показали, что с повышением температуры отпуска БС, энергия E границ ферритных зерен повышается и при 560°C составляет для Р9К10 – 840 эрг/см²; для Р9 – 880 эрг/см²; для Р9К10_{мм} – 980 эрг/см², что свидетельствует о том, что кобальт является поверхностно активным элементом в этих сталях. Расчеты, проведенные по экспериментальным данным о количестве выделенных при отпуске карбидов, показали, что среднее полученное значение Q энергии активации процесса выделения карбидов в стали Р9 составляет $Q = 37$ ккал/г-атом, что близко полученному нами значению энергии активации диффузии вольфрама по границам зерен феррита $Q = 41.8$ ккал/г-атом этой же стали.

Кобальт, уменьшая величину энергии границ зерен феррита, снижает работу образования заро-

дышей карбидов и увеличивает их число. Будучи поверхностно активным элементом БС, кобальт по теории Архарова абсорбируется на поверхности выделившихся карбидов и тем самым затрудняет их начальный рост. Пониженная диффузия вольфрама и углерода в альфа-фазе в присутствии кобальта в дальнейшем снижает коагуляцию этих специальных карбидов, тем самым создавая повышенную красностойкость кобальтовых БС.

Влияние термомеханической обработки (ТМО).

Долгие годы считалось [1, 4], что высокотемпературная термомеханическая обработка БС приводит к существенному выделению карбидов при деформации, т.е. обеднению углеродом и легирующими элементами аустенита, и, следовательно, при последующем охлаждении образующийся мартенсит будет недолегирован, что ведет соответственно к потере эксплуатационных свойств БС – твердости и красностойкости.

Экспериментально было показано оригинальным методом скоростной рентгеновской съемки с использованием высокотемпературной приставки, что параметры решетки аустенита БС Р18 (0.69% С; 4.10% Cr; 1.13% V; 0.12% Мо; 18.20% W) и Р6М5 (0.79% С; 4.23% Cr; 1.77% V; 5.00% Мо; 6.06% W) при нагреве в интервале температур 700–1200°C с выдержкой менее 80 с не изменяют своих значений. Деформация с $\xi = 50\%$ на радиально-ковочной машине сталей Р18 и Р6М5 при жестком соблюдении температурно-временного режима полностью подтвердила возможность проведения ВТМО БС без потери красностойкости [5, 6] при достижении повышенных механических свойств (табл. 1).

Исследования сверл $\varnothing 8.0$ мм из стали Р6М5 при сверлении стружечных отверстий круглых плашек М11х1 из стали ХВСГ (НВ 212–217) показали, что в лабораторных условиях ($V = 13.5$ м/мин; $S_0 = 0.1$ мм/об.) стойкость инструмента после ВТМО при 1100°C увеличивается в 1.7 раза, а после НТМО при 600°C – в 1.5 раза по сравнению со стойкостью сверл после регламентированной термообработки.

Повышение механических свойств стали Р6М5 и соответственно стойкости сверл из нее после упрочнения ТМО можно объяснить существенными изменениями структурного состояния стали в результате деформации (табл. 1). Выдержка без деформации при 1100°C после аустенизации при 1230°C полностью препятствует выделению при охлаждении карбидов цементитного типа M_3C при сохранении в структуре 3–7 об. % остаточного аустенита в противоположность наличию после стандартной закалки стали Р6М5 без отпуска определенного количества пластинок M_3C , обнаруживаемого несколькими методами – дифракционной электронной микроскопией и ЯГРС. Однако эта выдержка вызывает выделение

высокодисперсных частиц МС в виде сыпи в мартенсите. Деформация со степенью 50% без отпуска, также как и одна выдержка, препятствует, но слабее, распаду остаточного аустенита и затрудняет выделение пластинок цементита M_3C . Однако деформация способствует значительному выделению карбидов типа МС глобулярной формы, размером ~ 80 Å, возможно за счет ускоренной диффузии углерода при деформации, как ранее было получено экспериментально [3].

Двухразовый часовой отпуск при 560°C после выдержки при 1100°C без деформации приводит к заметному измельчению специальных карбидов МС со 100 до 50 Å и игольчатых M_2C в несколько раз с 250 до 50 Å, а также M_7C , и к существенному до двух раз увеличению длины пластинок цементита M_3C . В то время как деформация со степенью 50% при 1100°C и затем двукратный отпуск при 560°C ведут к практически полному отсутствию карбидов M_3C , M_2C и M_7C (см. табл. 1). Именно этим фактом – полным отсутствием в структуре пластинчатых и игольчатых карбидных частиц, можно объяснить существенное повышение прочности и вязкости стали Р6М5 после ВТМО и соответственно повышение стойкости сверл из нее, причем при полном отсутствии поломок, как и после НТМО, тогда как после регламентированной термообработки около 50% сверл выходят из строя из-за поломок.

Усовершенствование термообработки. Нами впервые было обнаружено, что только выдержка при 600°C при охлаждении с температуры аустенизации стали Р6М5 существенно влияет на карбидообразование как до отпуска, так и при последующем отпуске при 560°C, 1 ч \times 2 раза. В отпущенном состоянии специальные вторичные карбиды оказываются более дисперсны: глобулярные МС < 50 Å (вместо 50–100 Å); менее короткие игольчатые $M_2C < 50$ Å (вместо 250 Å), при одновременно существенно более длинных пластинах цементита $M_3C < 4000$ Å (вместо 1000 Å). Наблюдаются и отдельные рефлексии, возможно, карбидов $M_{23}C_6$. Цементит, забирая для своего образования углерод из твердого раствора (аустенита и мартенсита), тем самым затрудняет и замедляет образование и коагуляцию специальных карбидов МС и M_2C , которые совместно с избыточными карбидами и создают основные параметры БС – ее вторичную твердость, красностойкость и прочность. Цементит является как бы той фазой, которая косвенно вносит существенный вклад в создание этих основополагающих свойств БС.

Обнаруженный факт оказался очень своевременным и был нами использован для создания оригинальной технологии термообработки БС. При этом главным было обеспечить оптимальное фазово-структурное состояние стали, приводя-

Таблица 1. Структура и свойства стали Р6М5 после ТМО

Обработка	Параметры								
	количество остаточного аустенита, % об.	удельное электросопротивление, мкОм/см	коэффициентная сила, эрс	твердость красностойкость $K_{r4ч}^{620}$, HRC	прочность при изгибе $\sigma_{изг}$, МПа	ударная вязкость, КС, МДж/м ²	дисперсные карбиды, нм		
							М ₃ С, длина пластин	МС, диаметр	М ₂ С, длина ипл
Закалка с 1230°С без отпуска	22	74–77	82–87	–	–	–	–	–	–
Закалка с 1230°С и отпуск при 560°С 2 раза × 1 ч	0	56–58	48.5–50.5	$\frac{65.5(0.4)}{59.0(0.3)}$	3900 (340)	0.34 (0.05)	100	5–10	15–25
НТМО: закалка с 1230°С + деформация при 600°С с $\xi = 50\%$ + охлаждение без отпуска	25	71–73	86–88	–	–	–	–	–	–
НТМО: закалка с 1230°С + деформация при 600°С с $\xi = 50\%$ + охлаждение + отпуск при 560°С, 2 раза × 1 ч	0	55–57	58–60	$\frac{67.0(0.4)}{60.5(0.5)}$	4950 (410)	0.58 (0.09)	35	5	5
ВТМО: закалка с 1230°С + деформация при 1100°С с $\xi = 50\%$ + охлаждение без отпуска	3–7	66.5–68.5	90–92	–	–	–	–	–	–
ВТМО: закалка с 1230°С + деформация при 1100°С с $\xi = 50\%$ + охлаждение + отпуск при 560°С, 2 раза × 1 ч	0	54–55	52–54	$\frac{67.0(0.3)}{59.5(0.4)}$	5400 (460)	0.65 (0.10)	Практически нет	10–20	Практически нет

Таблица 2. Разрушающий крутящий момент сверл из стали Р6М5 (закалка на 10–11 балл зерна аустенита), $\times 10^{-4}$ Н м

Диаметр сверла, мм	Термообработка с отпуском при 560°C			Поэтапная упрочняющая термообработка		
	значения	среднее значение	отклонение от среднего	значения	среднее значение	отклонение от среднего
5	600; 500	640	+60 –140	700; 600	700	+100 –100
	700; 700; 700			800; 700; 700		
6	1400; 1300;	1320	+480 –320	1400; 1300;	1440	+160 –140
	1000; 1800; 1100			1600; 1600; 1300		

Таблица 3. Стойкость, износ и поломка сверл трех диаметров из стали Р6М5 после термообработки по новой технологии в сравнении с регламентированной термообработкой

Параметры	Режимы термообработки		Режимы испытаний сверл
	560°C, 2 раза \times 1	620°C, 2 раза \times 2 мин	
Диаметр сверл 6 мм			
% поломок	95	20	Скорость V – 33 м/мин Подача S_0 – 18 мм/об.
Стойкость, \bar{T} , %	100	181	
Диаметр сверл 7.9 мм			
% поломок	80	20	Скорость V – 36.2 м/мин Подача S_0 – 0.22 мм/об.
Стойкость, \bar{T} , %	100	250	
Диаметр сверл 8.5 мм			
Стойкость, \bar{T} , %	100	874	Скорость V – 87.37 м/мин Подача S_0 – 0.2 мм/об.
Средние величины износа, %			
h_z – по задней поверхности	100	98.5	
h_y – по уголкам	100	94.3	
$h_{пк}$ – по поперечной кромке	100	86.0	

шее к получению повышенной работоспособности инструмента, сравнимой с достигнутой при ТМО, в том числе к существенному понижению и даже исключению его поломки. Эту задачу требовалось решить самым экономичным способом – ведь легирование кобальтом или применение ТМО уже были известны, апробированы, но не получили массового применения или из-за сложности осуществления или из-за дороговизны.

Конечно только использование высокотемпературного, а значит укороченного по сравнению с часовыми отпусками режима могло быть решением этой проблемы. Высокотемпературный отпуск, равноценный обычному при 560°C, известен давно [7–9], но крайне редко использовался. Опираясь на полученные нами данные по карбидообразованию при выдержке при 600°C, был предложен следующий режим термообработки: ступенчатый нагрев с выдержкой до температуры аустенитизации, выдержка, ступенчатое с выдержкой охлаждение до комнатной температуры, отпуск при температуре на 5–20°C ниже высокотемпературного при 610–630°C, равноценного отпуску при 560°C, 1 ч, при этом длительность

выдержки на всех этапах термообработки устанавливается равной и двукратно уменьшенной по сравнению с соответствующей для высокотемпературного отпуска. Для полного превращения остаточного аустенита добавляется такой же третий отпуск с температурой и длительностью, равными параметрам первых двух отпусков [10]. Этот режим термообработки может быть осуществлен как на автоматической линии, так и вручную для небольших партий инструмента. Результаты сравнительных испытаний различного инструмента приведены в табл. 2, 3.

Как видно из представленных данных, все теоретические прогнозы повышения эксплуатационных свойств инструмента, термообработанного непосредственно на созданной согласно авторскому свидетельству линии с упрочняющей термообработкой или по этим же режимам вручную, подтвердились. Наиболее значительное повышение, как и предполагалось, достигалось при жестких условиях обработки или в материалах с повышенной твердостью: стойкость инструмента увеличивалась до 250% за счет повышения прочности при одновременном понижении износа по всем эле-

ментам сверла, а главное – поломка существенно снизилась с 80 до 20%.

Повышение механических свойств после термообработки с использованием высокотемпературного поэтапного отпуска при 620°C можно объяснить следующим образом. Во-первых, трехразовый отпуск при 620°C с выдержками по 2 мин дает возможность на каждом этапе превратить в мартенсит 10–12 об. % остаточного аустенита вместо 20 об. % и более при отпуске при 560°C, 1 ч. Во-вторых, меньшая суммарная выдержка непосредственно при температуре отпуска – 6 мин (отпуску при 560°C 1 ч × 2 раза равноценен высокотемпературный при 630°C с выдержкой 4–5 мин × 2 раза), должна приводить к меньшей степени распада мартенсита и соответственно к выделению меньшего количества специальных вторичных карбидов MC и M₂C и их большей дисперсности. Доказательством служат независимые данные 3-х методов: рентгеновского, магнитного и электрохимического путем снятия потенциодинамических анодных кривых (ПДК). Период решетки мартенсита после отпуска при 620°C, 2 мин × 3 раза составляет 2.8811 (0.0002) Å по сравнению с 2.8817 (0.0002) Å после отпуска при 560°C, 1 ч × 2 раза; показания аустенометра, основанные на измерении магнитной проницаемости (магнитная проницаемость находится в прямой зависимости от содержания углерода в мартенсите: увеличение углерода ведет к понижению магнитной проницаемости), для сверл Ø3–5 мм из стали Р6М5 (химический состав в пределах ГОСТ 19265–73) ниже после отпуска при 620°C, 2 мин × 3 раза по сравнению с отпуском при 560°C, 1 ч × 2 раза.

Снятие потенциодинамических анодных кривых осуществлено с помощью потенциостата П-5827 и самопишущего потенциометра КСП-4 со скоростью развертки 12 В/ч. Анализ полученных электрохимическим методом ПДК свидетельствует о том, что отпуск при 620°, 2 мин × 3 раза не равноценен по создаваемому фазово-структурному состоянию отпуску при 560°C, 1 ч × 2 раза: максимум ПДК E_c имеет потенциал существенно более отрицательный (490 вместо 540 МВ), а плотность тока в пассивной области (17.5 вместо 26.7 мА/см²) и области перепассивации (6.3 вместо 7.5 мА/см²) ниже после высокотемпературного отпуска по сравнению с отпуском при 560°C, 1 ч × 2 раза. Приведенные данные являясь отражением меньшей степени распада мартенсита и соответственно выделения меньшего количества карбидов и, возможно, изменения их соотношения при отпуске при 620°C, 2 мин × 3 раза.

Автоматическая линия термообработки концевых инструментов из БС, спроектированная и изготовленная для осуществления разработанного нами поэтапного способа термообработки, бы-

ла установлена в термическом цехе инструментального завода и проработала более 5 лет. За эти годы никаких нареканий, особых сложностей, брака инструмента не было. Общий экономический эффект благодаря экономии электроэнергии, уменьшению длительности и трудоемкости процесса и повышению стойкости инструмента за один год работы линии составлял 1 182 551 р.

При работе на новой автоматической линии термообработки было замечено, что простой обдув партии инструмента мощным вентилятором при охлаждении с температуры 620°C приводил к заметному влиянию на работоспособность инструмента. Однако этот эффект не изучался. Александр Павлович Гуляев много занимался обработкой холодом БС. Интересно отметить, что и его последователи обнаруживали положительный эффект такой обработки, но не всегда. Сейчас с точки зрения связи фазово-структурного состояния БС с ее механическими свойствами можно предположить, что действительно обработка холодом может сдвинуть или изменить процессы выделения и роста карбидов цементитного типа при охлаждении, например, с температуры отпуска. А соответственно за этим меняется и выделение и коагуляция специальных дисперсных вторичных карбидов типа MC и M₂C, что должно привести к изменению механических свойств и, соответственно, эксплуатационных. Но обработка холодом должна для этого производиться на том этапе термообработки, когда она может положительно повлиять на процесс карбидообразования. Таких исследований до сих пор никто не проводил, поэтому можно только предположить, что этап охлаждения от температуры аустенитизации, являющийся главным для образования карбидов цементитного типа, может частично производиться и с использованием обработки холодом. Непосредственная при охлаждении от температуры аустенитизации обработка холодом может привести к полному отсутствию цементита, которое при последующих отпусках неизвестно к чему приведет, в дополнение к повышению хрупкости за счет одновременного превращения большого количества ~20 об. % остаточного аустенита в мартенсит из-за их разных удельных объемов. Для нахождения оптимально положительного эффекта следует провести специальное исследование одновременно дисперсных карбидов цементитного типа, дисперсных специальных вторичных карбидов, образующихся при обработке холодом разной длительности и в разные этапы термообработки, и механических и эксплуатационных свойств БС и инструмента.

Настоящее исследование дает возможность сделать выводы, весьма существенные для теории и практики обработки БС. Технология термообработки БС с использованием режимов высокотемпературного сокращенного поэтапного от-

пуска, неравнозначного отпуску при 560°C, 1 ч, показала, что существенное повышение механических и эксплуатационных свойств в первую очередь для концевой мелкогабаритной инструмента Ø3–9 мм (сверл, фрез и др.), выходящего из строя в среднем в 50% случаев из-за физического разрушения (поломок), может быть обеспечено без дополнительного дорогостоящего легирования или внесения в технологический процесс дополнительных сложных операций. Необходимо создать более благоприятное фазово-структурное состояние стали (например, более дисперсное состояние какого-то типа карбидов) за счет рационального подбора для каждого типа стали и ее назначения оптимальных режимов отпуска, в том числе поэтапных (сокращенных). Настоящая работа свидетельствует о том, что у БС имеется значительный резерв повышения эксплуатационных свойств за счет вариаций в первую очередь состояния вторичных дисперсных карбидов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Геллер Ю.А.* Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1968. 568 с.
2. *Попандопуло А.Н.* Свойства вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали с кобальтом // *МиТОМ*. 1971. № 8. С. 52–55.
3. *Купалова И.К.* Фазовый состав, структура и свойства быстрорежущей стали // *Материаловедение*. 1999. № 12. С. 34–44.
4. *Берштейн М.Л.* Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Т. 1; 2. М.: Металлургия, 1968.
5. *Ланда В.А., Локишин Л.Ф., Степнов Е.М., Купалова И.К.* Экспериментальное определение режимов ВТМО быстрорежущих сталей, обеспечивающих сохранение их красностойкости. В сб. “Металлорежущий и контрольно-измерительный инструмент”. НИИМАШ. МСиИП, М.: 1968. Вып. № 8. С. 35.
6. *Купалова-Ярополк И.К., Локишин Л.Ф., Степнов Е.М.* Способ высокотемпературной термомеханической обработки быстрорежущих сталей. Автор. свид. на изобретение № 422778 (СССР).
7. Технологический регламент. Термическая обработка металлорежущего инструмента для условий автоматизированного производства. М.: НИИМАШ. МСиИП, 1983. 68 с.
8. *Геллер Ю.А., Анджюс П.А.* Влияние первого нагрева при отпуске на свойства б/р стали / Сб. “Станкостроение Литвы”, 3. Вильнюс; изд. “МИНТИС”, 1971. С. 227.
9. *Анджюс П.А.* Исследование кратковременного отпуска б/р стали при температуре 600–630°C / Сб. “Станкостроение Литвы”, 2. Вильнюс; изд. “МИНТИС”, 1970. С. 232.
10. *Ординарцев И.А., Купалова-Ярополк И.К., Штеренберг А.А., Зуев О.В., Борисов Н.И.* Способ термической обработки инструмента из теплостойкой стали. Авторское свидетельство на изобретение № 1157855 (СССР).