

С.Г. АГБАЛЯН, А.М. СТЕПАНЯН, Г.Б. МАНУКЯН

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Исследованы закономерности изменения фазового и структурного состояния, а также свойства порошковой быстрорежущей стали, полученной экструзией, в зависимости от условий аустенизации и отпуска. Выявлено, что при аустенизации растворение специальных карбидов происходит на 45...55°C ниже температуры аустенизации стандартных сталей, а при отпуске основной упрочняющей фазой являются карбиды M_6C и MC . Показано, что порошковая сталь Р6М5-П более склонна к перегреву, что приводит к отрицательным структурным изменениям.

Ключевые слова: карбид, аустенит, сегрегация, отпуск, закалка, твердость, прочность.

Как известно [1-6], важным резервом повышения свойств быстрорежущей стали является порошковая технология.

По своим механическим и эксплуатационным свойствам порошковая быстрорежущая сталь имеет преимущества перед быстрорежущей сталью обычного производства. Однако, чтобы реализовать эти преимущества, необходимо правильно выбрать режимы термической обработки. Для этого важно знать структурные, фазовые и свойственные особенности порошковой быстрорежущей стали.

Целью настоящей работы является выявление и изучение закономерностей изменения фазового и структурного состояния, а также свойств порошковой быстрорежущей стали, полученной из распыленных порошков Р6М5 методом экструзии, в зависимости от условий аустенизации и отпуска.

Эксперименты проводили на порошковой (Р6М5-П) и стандартной (Р6М5) быстрорежущих сталях диаметром 20 мм и высотой 30 мм.

Как известно [3], температуры магнитных и фазовых превращений в порошковых и литых сталях совпадают, а карбидных превращений в порошковых сталях на 45...55°C ниже, чем в литых. Так, в Р6М5-П температура растворения карбида $M_{23}C_6$ равна 940...1100°C, а в литой стали - 985...1150°C, M_6C и MC соответственно составляют 1160 и 1210°C.

Экспериментально выявлено, что при аустенизации стали Р6М5-П до 1260°C происходит растворение примерно 2,7%(мас.) карбидов $MC(V_2C)$ и 6,6%(мас.) карбидов M_6C , которые активно идут до температуры аустенизации 1220°C. Растворение карбида MC до 1260°C происходит практически с одинаковой интенсивностью. В соответствии с характером растворения карбида MC твердый раствор стали с повышением температуры аустенизации равномерно обогащается ванадием и углеродом. Обогащение твердого раствора вольфрамом и молибденом, происходящее главным образом благодаря растворению карбида M_6C , практически

прекращается при 1220°C. В интервале 1220...1260°C состав твердого раствора стали Р6М5-П остается почти постоянным по суммарной легированности твердого раствора.

В процессе аустенизации стали Р6М5-П, кроме растворения карбидов в твердом растворе, происходят изменения химического состава этих карбидов. Вследствие полного растворения хромистого карбида $M_{23}C_6$ содержание хрома в карбидном осадке уменьшается в 5...6 раз. В стали Р6М5-П после закалки 1185°C и в стали Р6М5 после 1200°C в твердом растворе находится около 50...60% общего содержания вольфрама и молибдена. При закалке в твердый раствор переходит также 1% ванадия. Однако вследствие увеличения карбидов M_6C и особенно MC (за счет полного растворения карбидов $M_{23}C_6$) содержание вольфрама, молибдена и ванадия в карбидном осадке возрастает (табл.1).

Таблица 1

Количество карбидных фаз и содержание в них легирующих элементов после закалки ($t_3=1180^\circ\text{C}$, $\tau=8\text{ с/мм}$)							
Марка стали	Карбидный осадок, вес.%	M_6C , %	MC , %	Содержание легирующих элементов в карбидном осадке, %			
				W	Mo	V	Cr
Р6М5П	18,3	65,5	34,5	63,0	56,3	23,5	69,2

Следует отметить, что при одинаковой температуре закалки все основные характеристики порошковых быстрорежущих сталей выше, чем у литых (рис.1).

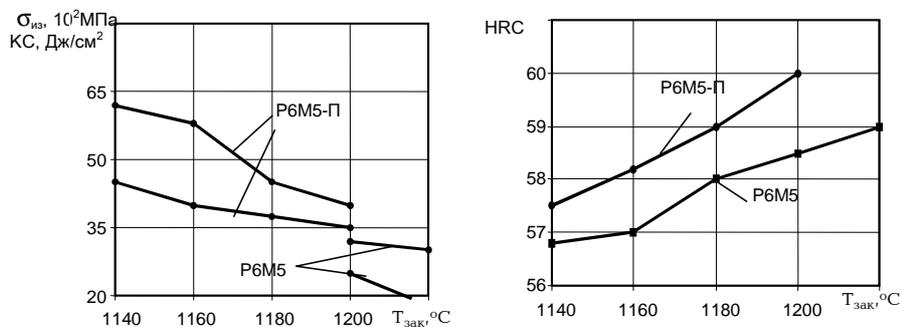
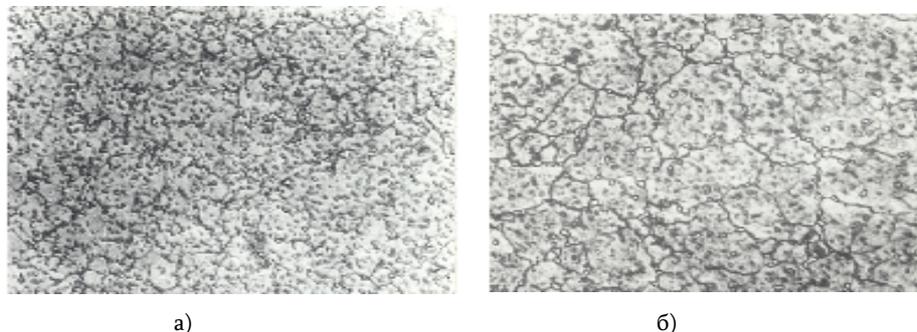


Рис.1. Влияние температуры закалки на прочность при изгибе ($\sigma_{из}$), ударную вязкость (КС) и красностойкость (625 ч., HRC) быстрорежущих сталей

Это объясняется различием структуры литых и порошковых сталей (рис.2). В порошковой стали зерно однородное и мельче - 11...12 баллов (ГОСТ 5639-82), в литой стали - крупнее и неоднородное: вблизи скоплений карбидов - 10 баллов, вдали от них - 8...9 баллов. В литой стали наблюдаются сегрегации карбидов,

строчечность, имеются грубые первичные (ледебуритные) карбиды. В порошковой стали карбиды дисперсные и равномерно распределенные в объеме матрицы.



а) б)
Рис.2. Микроструктура быстрорежущей стали после закалки оптимальными режимами: а - Р6М5П, б - Р6М5

После оптимальных условий аустенизации у Р6М5-П начало мартенситного превращения примерно 180°С, а остаточный аустенит 39%; у Р6М5 - соответственно 196°С и 29% [2,5]. Это объясняется тем, что твердый раствор стали Р6М5-П более легированный, чем стали Р6М5. Причиной этому является наличие в структуре мелких и равномерно распределенных в матрице карбидов (рис.3), которые в температурном интервале аустенизации более интенсивно растворяются в матрице.

Повышенная легированность матрицы приводит к понижению температуры

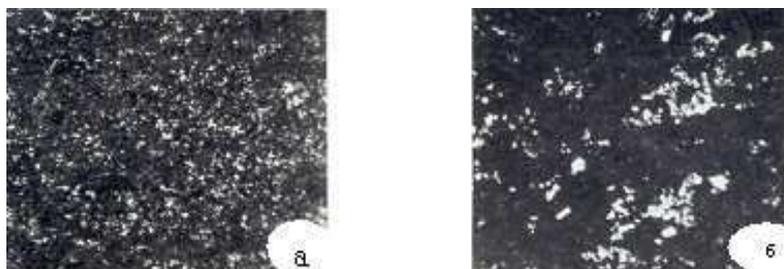


Рис. 3. Микроструктура быстрорежущей стали после изотермического отжига: а - Р6М5-П, б - Р6М5

мартенситного превращения и, безусловно, увеличению количества остаточного аустенита в закаленной стали. У порошковой стали остаточный аустенит более устойчив, чем у стандартной, и превращается только после отпуска выше 500°С. При выдержке 500...600°С из аустенита выделяются углерод и легирующие элементы, снижая степень легированности стали. Это, как и в случае диффузионного процесса, зависит от выдержки. Чем больше время выдержки, тем больше обедняется аустенит и меньше становится период решетки [1], при охлаждении обедненный аустенит превращается в мартенсит. С другой стороны, установлено, что всем рекомендуемым условиям отпуска соответствует предварительное превращение 1...2% (об.)

остаточного аустенита, т.е. условием осуществления отпуска является предварительное изотермическое превращение первых порций остаточного аустенита при минимальных температуре и длительности [3]. Исследование показало, что такие условия отпуска определяются образованием в остаточном аустените химических неоднородностей типа кластеров, наличие которых деблокирует структурные дефекты и соответственно способствует прохождению мартенситного превращения в максимальном объеме. В стали Р6М5-П 1...2% остаточного аустенита изотермически превращается в мартенсит при 560°C в течение 18...41 мин. Прежде этим превращением объяснялся эффект вторичного твердения.

Непосредственно после закалки в стали Р6М5-П, наряду с аустенитом, карбидами М₆С, МС и мартенситом со структурой двух видов (дислокационной и двойникованной), наблюдаются карбиды цементитного типа в виде пластинок длиной 10 нм. Цементит образуется, вероятно, в процессе самоотпуска мартенсита в основном с дислокационной структурой.

При отпуске 200°C в 1 ч мартенсит распадается с образованием карбида цементитного типа со структурой, аналогичной структуре закаленной стали. После отпуска 350°C в 1 ч, наряду с карбидами цементитного типа, наблюдаются частицы с орторомбической решеткой и параметрами, близкими к табличным, с разной ориентировкой и размерами в зависимости от места выделения: в двойникованном мартенсите пластины длиной 10...25 нм. При отпуске 500°C и выше карбиды железа имеют структуру равновесного цементита. С увеличением температуры отпуска до 580°C в 1 ч в стали еще встречается цементит. Образование карбидов железа при отпуске не сказывается на параметрах решеток аустенита и мартенсита. После стандартного отпуска при 560°C в структуре присутствуют цементит в виде пластинок длиной 100 нм, равноосные карбиды типа МС размером 5...10 нм, иглообразные карбиды типа М₂С длиной 15...25 нм и возможно М₂₃С₆. При отпуске 600°C и выше в стали Р6М5-П проходят процессы рекристаллизации и коагуляции игольчатых карбидов типа М₂С до размеров 20...30 нм и глобулярных - до 40...100 нм.

С увеличением температуры часового отпуска состав твердого раствора обедняется легирующими элементами [5]. При этом суммарная легированность твердого раствора в интервале температур 580...640°C изменяется незначительно. Отмечается практическое постоянство количества карбидов при отпуске 500...600°C. Уменьшение параметров решетки аустенита и мартенсита начинается лишь при 500°C и выше; при 580...600°C период решетки α- фазы снижается почти до соответствующего значения отожженной стали. Показано, что присутствие высокодисперсного карбида М₆С в быстрорежущей стали обнаруживается после завершения изотермического превращения остаточного аустенита и уменьшения периода решетки α- фазы до значений, близких к отожженному состоянию в области значительного падения твердости стали, потери ее эксплуатационных свойств. Размеры выделенных специальных высокодисперсных карбидов в стали Р6М5-П и при длительном отпуске сохраняются существенно (в несколько раз) меньше по сравнению с Р6М5.

Из вышеизложенного следует, что основной упрочняющей фазой при отпуске являются карбиды M_6C и MC . В табл. 2 дано количество карбидных фаз и содержание в них легирующих элементов после отпуска Р6М5-П.

Таблица 2

Количество карбидных фаз и содержание в них легирующих элементов после отпуска (560°C, 1 ч 3 раза)

Марка стали	Карбидный осадок, вес. %	M_6C , %	MC , %	Содержание легирующих элементов в карбидном осадке, %			
				W	Mo	Cr	V
Р6М5П	7,8	82,5	17,5	53,7	41,7	4,4	61,3

Экспериментально показано, что быстрорежущие стали при растяжении разрушаются практически с нулевой пластичностью [6,7], причем плоскость разрушения, в которой находится трещина, перпендикулярна действующему напряжению и образует прямой излом, а зона пластической деформации у вершины трещины значительно меньше ее критической длины. Характер разрушения близко связан с режимами термической обработки, т.е. с температурой и способом закалки и отпуска. У порошковых быстрорежущих сталей это выражается более сильно, так как у них узкий интервал закалочных температур, например, Р6М5-П-1180...1190°C. При закалке выше 1200°C разрушающее напряжение понижается (рис.4), причем у стали Р6М5-П гораздо быстрее, чем у стали Р6М5. Снижение разрушающего напряжения с повышением температуры нагрева под закалку сопровождается изменением механизма разрушения: при $t_{зак} < 1200^\circ C$ оно развивается по телу зерна, а при $t_{зак} > 1200^\circ C$ – по его границам. После термической обработки по оптимальным режимам, т.е. закалки с температурой от 1180...1220°C и стандартного отпуска 560°C в 1 ч по 3 раза, в обеих сталях наблюдаются практически одинаковые процентные значения вязкого разрушения и вязкого скола: примерно 10 и 80% соответственно. Основное различие этих сталей после оптимальных условий закалки заключается в том, что в порошковой стали Р6М5-П при равноосном чашечном изломе примерно в 1,5 раза больше размер фасеток при меньшем размере аустенита, в то время как в стали Р6М5 при большой дисперсности чашечного излома наблюдается волокнистость, грубая полосчатость [2]. При этом отношение размера зерна аустенита к размеру фасетки в стали Р6М5-П в среднем в 2 раза ниже по сравнению со сталью Р6М5, соответственно и энергоёмкость распространения трещин (трещиностойкость) в порошковой стали ниже.

Особенностью микроизломов стали Р6М5-П, закаленной с температур выше оптимальной, с повышенной склонностью к разрушению является наличие большого количества участков с неметаллическими включениями, растрескивание с расслоением и плены.

Следовательно, во время закалки при оптимальных температурах аустенизации, обеспечивающих высокие значения ударной вязкости и прочности, когда вероятность зарождения трещин мала, порошковая сталь должна иметь эксплуатационные свойства выше, чем сталь традиционного способа производства. Однако перегрев при аустенизации стали порошкового способа производства ведет к более значительным отрицательным структурным изменениям и, как следствие, к облегченному разрушению.

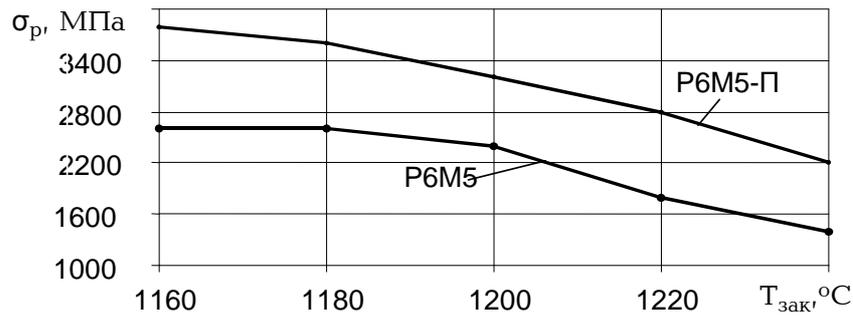


Рис. 4. Разрушающее напряжение (σ_p) после стандартного отпуска (при 560°C 3 раза по 1 ч) в зависимости от температуры нагрева под закалку

Увеличение продолжительности выдержки при нагреве под закалку от 1 до 3 мин приводит к появлению на границах зерен зон локального оплавления. Эти зоны обычно появляются на стыке границ зерен. При повышении температуры закалки до 1240°C зоны локального оплавления трансформируются в поры размером 20...25 мкм, сравнимые с размером зерна. Размер зерна при закалке от 1240°C соответствует 8 баллам.

Из вышеизложенного следует, что для получения высоких механических и технологических свойств порошковых быстрорежущих сталей необходимо оценить не только правильность выбора режима термической обработки, контролируя балл зерна, но и структуру и полученные при этом свойства.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
2. Купалова И.К. Фазовый состав, структура и свойства быстрорежущих сталей // Металловедение.- 2000.-№12.- С. 34-44.
3. Ский Д.А., Андреева Л.Н., Дерябина В.И. Термическая обработка, структура и свойства порошковых быстрорежущих сталей 10P6M5-МП и P6M5K5-МП // МиТОМ.-1991.-№8.-С. 27-29.
4. Адашкин А.М. Особенности вольфрамомолибденовой стали P6M5: Методическая разработка/ Ин.-т пов. квалиф. рук. работ. и спец. Минстанкопрома.-М., 1975.-56 с.
5. Агбальян С.Г. Разработка и исследование технологии изготовления протяжного инструмента из порошков быстрорежущих сталей: Автореф. дис. ... к.т.н. – Киев, 1984. – 24 с.
6. Кремнев Л.С. Особенности разрушения инструментальных материалов //МиТОМ.-1994.-№4.-С. 17-22.
7. Тойдорова К.С., Забильский В.В., Кремнев Л.С. Фрактографический и Оже-электронное исследование механизма разрушения стали P6M5 //МиТОМ.-1993.-№4.-С.20-23.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 28.04.2002.

Ս.Գ. ԱՂԲԱԼՅԱՆ, Ա.Մ. ՍՏԵՓԱՆՅԱՆ, Գ.Բ. ՄԱՆՈՒԿՅԱՆ

ԱՐԱԳԱՀԱՏ ՓՈՇԵՊՈՂՊԱՏՆԵՐԻ ՖԱԶՍԻՆ ԿԱԶՄԸ, ԿԱՌՈՒՑՎԱԾՔԸ ԵՎ ՀԱՏՎՈՒԹՅՈՒՆՆԵՐԸ

Ուսումնասիրված են էքստրուզիոն եղանակով ստացված արագահատ փոշեպողպատների ֆազային և կառուցվածքային փոփոխությունների օրինաչափությունները՝ կախված առստենիտի առաջացման և արձակման պայմաններից: Պարզվել է, որ առստենիտի առաջացման ժամանակ հատուկ կարբիդները լուծվում են ավելի ցածր ջերմաստիճաններում (45...55°C-ով), քան ստանդարտ պողպատներում, իսկ արձակման ժամանակ հիմնական ամրացնող ֆազերը M_6C և MC կարբիդներն են: Փոշեպողպատներն ավելի են հակված գերտաքացման, ինչը հանգեցնում է կառուցվածքային բացասական փոփոխությունների և, որպես հետևանք, հեշտ քայքայման:

S.G. AGHBALYAN, A.M. STEPANYAN, G.B. MANUKYAN

PHASE COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-SPEED POWDER STEELS

Modification regularities of phase and structural states as well as properties of powder high-speed steels obtained by extrusion in terms of austenization and temper conditions are investigated. It is revealed that during austenization special carbide dissolution takes place for 45-50⁰C lower than in standard steels, and during tempering the basic strengthening phases are the M_6C and MC carbides. It is shown that the powder steel P6M5-П is more susceptible to superheating than standard steels resulting in negative structural changings and easy destruction.