

УДК 621.785.52
СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАУГЛЕРОЖЕННОМ
СЛОЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

В.М. КЕНЬКО, И.Н. СТЕПАНКИН
Учреждение образования
«ГОМЕЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ им. П.О.Сухого»
Гомель, Беларусь

Стойкость инструмента, изготовленного из быстрорежущих сталей, зависит от химического состава сталей, режимов термической и химико-термической обработок, которые определяют структуру стали после термообработки (размер зерна, степень легированности мартенсита (α -фазы), количество остаточного аустенита, количество карбидов и их состав).

С увеличением температуры закалки быстрорежущих сталей до определенной величины увеличивается твердость, предел прочности при изгибе, теплостойкость, т.к. увеличивается степень легированности α -фазы вследствие растворения карбидов $M_{23}C_6$ и частично M_6C . Однако при более высоких температурах из-за роста размеров зерна, прочность и вязкость резко убывают.

В повышении твердости стали Р6М5 при термообработке существенную роль оказывает дисперсионное твердение, которое определяется степенью легирования аустенита и мартенсита, типом образующихся при отпуске карбидов и их количеством. С увеличением степени насыщения аустенита углеродом уменьшается растворимость в нем других легирующих элементов, а соответственно их количество в мартенсите, которые затем участвуют в дисперсионном твердении.

Закалку быстрорежущей стали Р6М5 производят с температуры 1220 °С. Нагрев до такой высокой температуры производится для растворения карбидов типа $M_{23}C_6$, M_6C и частично MC , с целью увеличения степени насыщения аустенита, а соответственно и мартенсита, углеродом, W, Mo, V. При этом наблюдается рост аустенитного зерна до 9–10 балла и при закалке формируется крупноигльчатый мартенсит 3–2 балла. Применяв диффузионное науглероживание рабочих поверхностей инструментов, можно получить высокоуглеродистый мартенсит при закалке с более низких температур, сохранив при этом более мелкое зерно.

Исследования влияния режимов термической и химико-термической обработки на структуру быстрорежущей стали Р6М5 проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 с использованием рентгеновской трубки 2, ОБСВ27-Со при напряжении 40 кВ, силе тока 30 мА.

В качестве объектов исследования использовались образцы из стали Р6М5 после закалки от температуры 1220 °С и 3-х кратного отпуска при температуре 560 °С, подвергнутые насыщению углеродом, но без термообработки, а также закалке с температур 950 °С, 1050 °С, 1150 °С

которую производили сразу после окончания цементации не охлаждая образцов. После закалки цементованные образцы подвергали трехкратному отпуску при 560 °С. Влияние температуры закалки науглероженных образцов исследовалось на структурные превращения в диапазоне температур 950–1150 °С. Нижний диапазон выбран с целью исследования возможности производить закалку непосредственно после науглероживания, которое производилось при температуре 950 °С. Максимальная температура закалки исследованных образцов определена по критерию предельных остаточных напряжений сжатия в упроченном слое, в соответствии с которым нагрев науглероженных образцов под закалку выше 1150 °С приводит к столь высоким остаточным напряжениям сжатия, которые вызывают самопроизвольное отделение упроченного слоя.

С увеличением количества углерода в поверхностном слое Р6М5, при цементации, увеличивается количество карбидов типа $M_{23}C_6$. Максимальное количество этого карбида – 8 % возникает уже при содержании углерода 1 %. Изменение содержания углерода по сечению цементованного слоя, изменяет карбидный состав и свойства по глубине его.

Результаты исследований показали, что твердость поверхности цементованных образцов из стали Р6М5 составила 65–66 HRC независимо от температуры закалки, т.к. количество углерода в мартенсите практически одинаково. Однако в сердцевине образцов твердость при закалке с 950 °С составляет 55÷57 HRC, вследствие того, что аустенит в сердцевине, менее насыщен углеродом. А при данной температуре растворяется лишь незначительное количество карбидов $M_{23}C_6$. При температуре 1050 °С растворимость карбидов $M_{23}C_6$ возрастает и сопровождается растворением значительной части этих карбидов, увеличивается степень насыщения аустенита углеродом и легирующими элементами Mo, W, V. Это приводит к увеличению твердости мартенсита при закалке, которая составляет 60–61 HRC. При температуре 1150 °С растворяются все карбиды $M_{23}C_6$ и частично карбиды MC, повышается степень насыщения углеродом и легирующими элементами аустенита, а соответственно и мартенсита после закалки, что приводит к увеличению твердости сердцевины до 62-63 HRC, аналогичной достигаемой при закалке стали Р6М5 по стандартной технологии с 1220 °С.

Образующаяся в сердцевине образцов α -фаза при закалке с температуры 950 °С, имеет меньшую твердость, но большую пластичность, замедляет рост микротрещин при циклических нагрузках, обеспечивая более высокий предел выносливости и износостойкость. Увеличение температуры закалки с 950 °С до 1150 °С приводит к увеличению степени насыщения аустенита и α -фазы углеродом и легирующими элементами, росту тетрагональности решетки, о чем свидетельствует смещение пика α -фазы на дифрактограммах в область более низких углов 2θ , а также созданию дополнительных напряжений сжатия в рабочем слое оснастки. Дальнейшее повышение температуры закалки не приводит к существенным изменениям в структуре стали Р6М5, но вызывает рост остаточных напряжений сжатия, что приводит к самопроизвольному отделению упроченного слоя.



Возникновение и рост остаточных напряжений сжатия обусловлено тем, что диффузионное насыщение поверхности стали Р6М5 углеродом при цементации приводит к понижению точки начала мартенситных превращений M_n в поверхностном слое. Поэтому при закалке мартенситные превращения происходят сначала в более глубоких слоях, а затем в поверхностном слое. Это приводит к повышению сопротивления усталостному разрушению.

Увеличение количества углерода в поверхностном слое способствует росту количества карбидов типа $M_{23}C_6$ в нем, а также усиливает возможность дисперсионного твердения при отпуске и способствует увеличению твердости поверхности до 65–66 HRC. Однако при этом снижается вязкость поверхностного слоя стали.

Результаты исследований на реальной оснастке из стали Р6М5 показали, что цементация формообразующих поверхностей штамповой оснастки холодновысадочных автоматов для изготовления крепежных болтов железнодорожных рельс в соответствии с предложенной технологией приводит к повышению стойкости штампов в 1,3–2 раза.

Диффузионное насыщение быстрорежущей стали Р6М5 углеродом позволяет получить на рабочих поверхностях инструмента высокоуглеродистый мартенсит при закалке с более низких температур, чем рекомендуемые 1220 °С. Дисперсионное твердение в процессе отпуска при 560 °С обеспечивает твердость поверхностного слоя 65–66 HRC независимо от температуры с которой производится закалка в диапазоне 950–1220 °С.

Балл зерна, карбидный состав, твердость и предел выносливости более глубоких слоев зависят от температуры закалки, т.к. с увеличением температуры повышается растворимость карбидов легирующих элементов, степень легирования и насыщенность углеродом аустенита, а соответственно и мартенсита. Изменяя температуру закалки с 1220 до 950 °С можно регулировать размер зерна от 9 до 12 балла, твердость с 62–63 HRC до 53–55 HRC в подповерхностном слое, вследствие изменения его карбидного состава.

Таким образом, в диффузионно-насыщенных углеродом быстрорежущих сталях можно обеспечить повышение стойкости инструмента путем регулирования температуры закалки, создавая оптимальный градиент структуры и твердости по глубине, в соответствии со спецификой работы инструмента и его напряженного состояния.