

мации sp^2 связей в sp^3 , что и наблюдается для пленок Cr – C, Ni – C. При модифицировании а – С медью и серебром, по-видимому, металлы действуют как катализаторы процесса окисления углерода с образованием карбонильных и карбоксильных групп, тем самым способствуя переходу углерода в поверхностном слое в sp^3 -связанное состояние.

Список использованных источников

1. Chen J.S., Lau S.P., Chen G.Y. et al. / *Diamond and Relat. Mater.* 2001. V. 10. P. 2018–2023.
2. Han X., Yan F., Zhang A. / *Materials Science and Engineering A.* 2003. V. A348. P. 319–326.
3. Chen J.Y., Leng Y.X., Yang P. et al. / *Surface Science.* 2003. V. 531. P. 177–184.
4. Konno T.J., Sinclair R. / *Acta Metal. Mater.* 1994. V. 43. P. 471–474.
5. Wu Wan-Yu, Ting Jyh-Ming / *Thin Solid Films.* 2002. V. 420–421. P. 116–118.
6. Gerhards I., Ronning G., Hofsäss H. et al. / *J. Appl. Phys.* 2003. V. 93, № 2. P. 1203–1207.
7. Fu K.Y., Mui Y.F., Shen L.R. et al. / *Surf. And Coat. Technol.* 2004. V. 180–181. P. 112–117.
8. Tochitsky E.I. et al. / *Surf. and Coat. Technol.* 1991. V. 47. P. 292–298.
9. Weaver J.H., Martins J.L., Komeda T. / *Phys. Rev. Lett.* 1991. V. 66. P. 1741–1744.
10. McKenzie D.R., Muller D.A., Kravtchinskaja E. et al. / *Thin Solid Films.* 1991. V. 206. P. 198–203.
11. Wang Y., Hoffman R.W., Angus J.C. / *J. Vac. Sci. Technol. A.* 1990. V. 8, № 3. P. 2226–2230.
12. Бржезинская М.М., Баймулгелер Е.М., Смирнов А.Б. / *Физика твердого тела.* 2006. Т. 48. С. 935–939.
13. Ashley J.C., Cowan J.J., Ritchie R.Y. / *Thin Solid Films.* 1979. V. 60. P. 361–370.

УДК 621.785.52

В.М. Кенько, И.Н. Степанкин

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В НАУГЛЕРОЖЕННЫХ СЛОЯХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»
г. Гомель, Республика Беларусь

It is shown that modifying of P6M5 high speed steel surface hardening practice enables to modify the properties of the layers hardened in order to adapt them to operation modes of a particular kind of machining attachments.

Введение

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, предел выносливости, теплостойкость, т.к. увеличивается степень легирования 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. Прочность и вязкость для некоторых сталей можно повысить путем снижения температуры нагрева под закалку, а износостойкость путем диффузионной модификации рабочих поверхностей инструмента. Применение азотирования, цементации, нитроцементации, ионной имплантации азота и других элементов позволяет повысить стойкость инструментальной оснастки и режущего инструмента в 5–10 раз [1–3].

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 крупноиглообразный 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.

Методики и объекты исследований

Исследования влияния режимов термической и химико-термической обработки на структуру быстрорежущей стали Р6М5 проводились на рентгеновском диффрактометре 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 [2].

Табл.

Количество углерода, связываемого карбидами, входящими в состав быстрорежущих сталей

Легирующий элемент	Тип карбида	Количество углерода (%), связанное с 1 % легирующего элемента
Cr	M_7C_3	0,090
	$M_{23}C_6$	0,057
Mo	M_2C	0,059
	M_6C	0,020
W	M_2C	0,033
	M_6C	0,010
V	MC	0,190

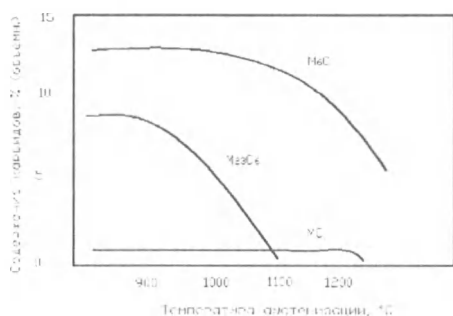


Рис. 1. Влияние температуры аустенизации на карбидный состав стали P6M5

V. Это приводит к увеличению твердости мартенсита при закалке, которая составляет 60–61 HRC. При температуре 1150 °C 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 P6M5 по стандартной технологии с 1220 °C.

Образующаяся в сердцевине образцов α -фаза при закалке с температуры 950 °C, имеет меньшую твердость, но большую пластичность, замедляет рост микротрещин при циклических нагрузках, обеспечивая более высокий предел выносливости и износостойкость. Увеличение температуры закалки с 950 °C до 1150 °C 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 (рис. 2–4), а также созданию дополнительных напряжений сжатия в рабочем слое оснастки (рис. 5). Уменьшается объем карбидной фазы (рис. 6), что обеспечивает большую степень легирования мартенсита.

Дальнейшее повышение температуры закалки не приводит к существенным изменениям в структуре стали P6M5, но вызывает рост остаточных напряжений сжатия, что приводит к самопроизвольному отделению упрочненного слоя (рис. 7). Возникновение и рост остаточных напряжений сжатия обусловлено тем, что диффузионное насыщение поверхности стали P6M5 углеродом при цементации приводит к понижению точки начала мартенситных превращений M_n в поверхностном слое. Поэтому при закалке мартенситные превращения происходят сначала в глубинных слоях, а затем в поверхностном слое. Это, в свою очередь, приводит к повышению сопротивления усталостному разрушению.

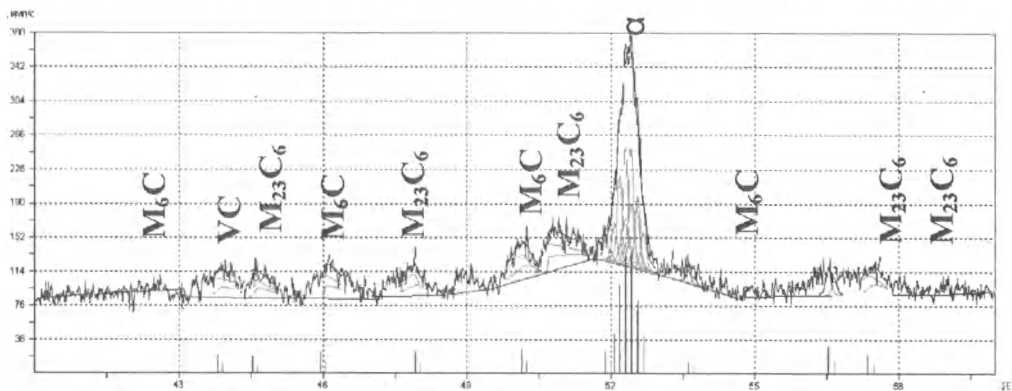


Рис. 2. Фрагмент рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев стали P6M5, после цементации и закалки с температуры 950 °C

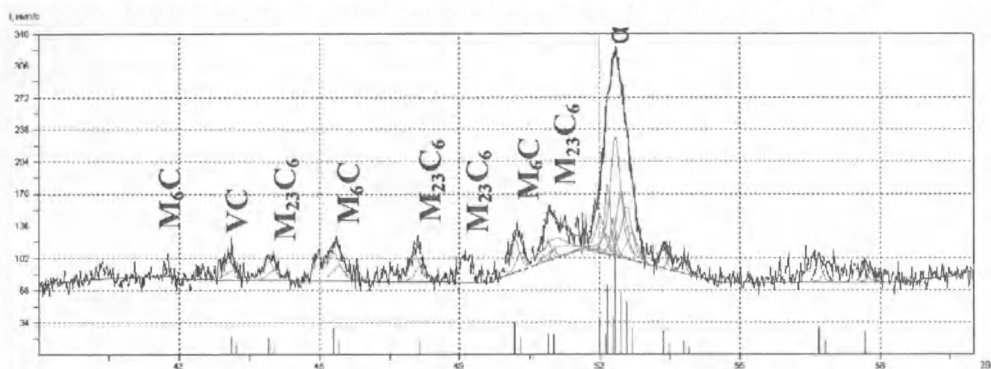


Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев стали Р6М5, после цементации и заковки с температуры 1050 °С

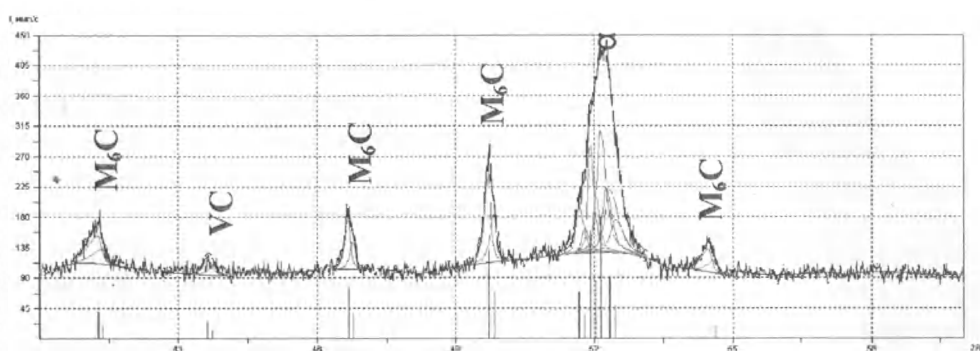


Рис. 4. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев стали Р6М5, после цементации и заковки с температуры 1150 °С

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 (рис. 8).

Заключение

Диффузионное насыщение быстрорежущей стали Р6М5 углеродом позволяет получить на рабочих поверхностях инструмента высокоуглеродистый мартенсит при заковке 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 заковка в диапазоне 950–1220 °С.

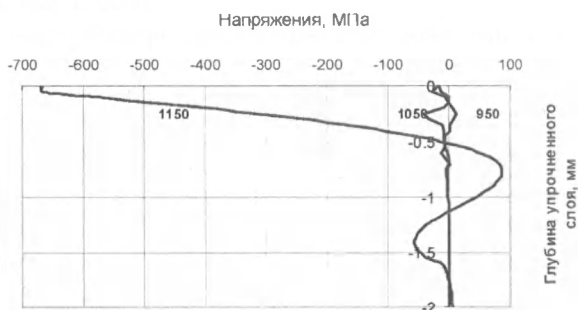


Рис. 5. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое после науглероживания. Цифрами обозначена температура аустенизации перед заковкой 950 °С, 1050 °С, 1150 °С

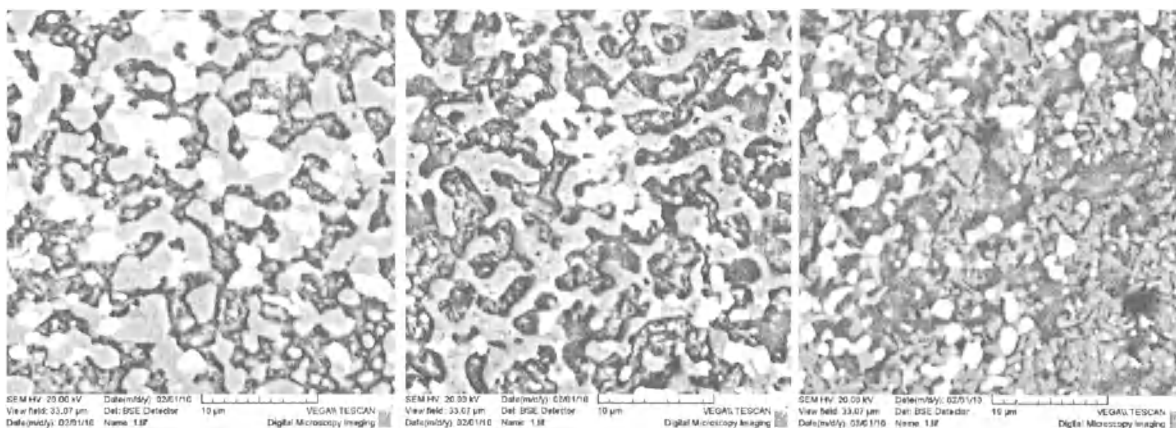


Рис. 6. Структура упрочненного слоя в зависимости от температуры аустенизации

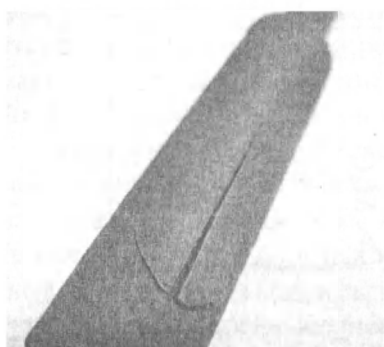


Рис. 7. Самопроизвольное отделение упрочненного слоя

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.

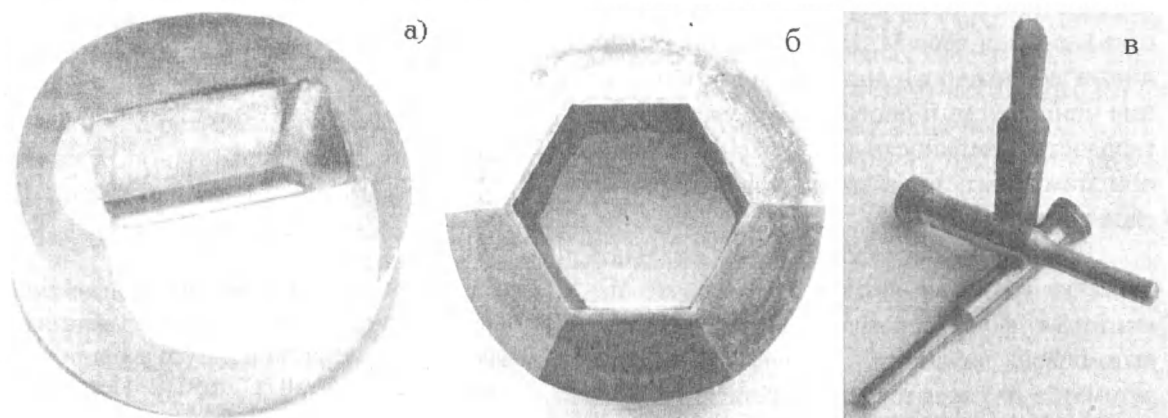


Рис. 8. Холодновысадочная оснастка: обесечные пуансоны (а, б) и пуансон обратного выдавливания ниппеля шлангового держателя (в)

Список использованных источников

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. Справочник — М.: Металлургия, 1975. — 584 с.
2. И. Артингер. Инструментальные стали и их термическая обработка. Пер. с венгерского. Справочник. М. Металлургия. 1982, 312с.
3. Ю.М. Лахтин, Я.Д. Каган. Азотированные стали. М. «Машиностроение», 1976, 256 с.