

# Влияние науглероживания и температуры закалки на стойкость штампового инструмента из стали Р6М5

И. Н. СТЕПАНКИН, канд. техн. наук, В. М. КЕНЬКО, канд. техн. наук, А. А. БОЙКО, канд. физ.-мат. наук  
Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь ([igor-stepankin@mail.ru](mailto:igor-stepankin@mail.ru))

*Приведены результаты исследования влияния науглероживания формообразующих поверхностей штамповой холодновысадочной оснастки из быстрорежущей стали Р6М5 и температуры закалки на ее структуру и свойства. Показана возможность повышения твердости и стойкости науглероженного инструмента при закалке от пониженных температур.*

*Ключевые слова:* сталь Р6М5; науглероживание; закалка; напряженно-деформированное состояние; стойкость инструмента.

## ВВЕДЕНИЕ

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

С повышением температуры закалки быстрорежущих сталей наблюдается рост твердости, предела прочности при изгибе, предела выносливости и теплостойкости, так как увеличивается степень легированности  $\alpha$ -фазы углеродом и легирующими элементами вследствие растворения карбидов  $M_{23}C_6$  и частично  $M_6C$ . Однако при более высоких температурах из-за роста размеров зерна прочность и вязкость ста-

ли резко снижаются. Эти характеристики можно повысить путем снижения температуры нагрева под закалку, а твердость и износостойкость увеличить вследствие диффузионной модификации рабочих поверхностей инструмента [1 — 5]. На повышение твердости стали Р6М5 при термической обработке существенное влияние оказывает дисперсионное твердение, которое зависит от степени легирования аустенита и мартенсита, типа образующихся при отпуске карбидов и их количества.

Цель настоящей работы — исследование возможности повышения стойкости штампового холодновысадочного инструмента из стали Р6М5 в результате науглероживания формообразующих поверхностей и снижения температуры закалки.

### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Образцы для исследований и экспериментальные изделия, на которых проводили апробацию разработанной технологии, изготавливали из быстрорежущей стали Р6М5 в состоянии поставки.

Исследования проводили на образцах, подвергнутых традиционной обработке — закалке от 1220 °С с трехкратным отпуском по 1 ч при 560 °С (партия 7), а также науглероженных, закаленных непосредственно после цементации и подвергнутых также трехкратному отпуску по 1 ч при 560 °С (партии 2, 3 и 4).

Цементацию осуществляли при 950 °С в среде природного газа (метана) в течение 8 ч. После нее проводили закалку. Вторую партию образцов закалывали от температуры цементации с целью исследования возможности исключить дополнительный подогрев до более высоких температур. Третью и четвертые партии непосредственно после науглероживания нагревали соответственно до 1050 и 1150 °С в соляной ванне с выдержкой 15 с на 1 мм толщины в минимальном сечении. Максимальная температура закалки — 1150 °С выбрана по критерию предельных остаточных напряжений сжатия в науглероженном слое, провоцирующих его отслоение.

Закалку выполняли по изотермическому режиму. На первом этапе охлаждение до 600 °С осуществляли в соляной ванне. После выравнивания температуры по сечению охлаждение продолжали до комнатной температуры воздушной струей из промышленной магистрали (давлением  $5 \cdot 10^5$  Па).

Численные исследования напряженного состояния штамповой оснастки выполняли с использованием метода конечных элементов, реализуемого программным продуктом ANSYS. Разбивку на конечные элементы проводили дифференцированно сложности формообразующей поверхности с применением 10-узлового элемента — Solid92.

Расчет внутренних напряжений, возникающих в упрочненном слое в результате термической обработки, проводили по методике, основанной на измерении стрелы прогиба, образующейся в результате послойного растворения одной из поверхностей науглероженного пластинчатого образца длиной 120 мм, толщиной 10 мм и шириной 20 мм [3]. Толщина диффузионного слоя, определенная по распределению микротвердости  $H_{200\mu}$ , составляла 0,4 - 0,6 мм.

Металлографический анализ диффузионных слоев на всех этапах исследований проводили на электронном микроскопе TESCAN (Чехия) с цифровой приставкой при напряжении 20 кВ и на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 с использованием рентгеновской трубки 2,0БСВ27-Со при напряжении 40 кВ и силе тока 30 мкА. Объемную долю карбидных частиц определяли по электронным микрофотографиям методом секущей. Твердость обработанных поверхностей измеряли на приборе Роквелла, а микротвердость — на приборе ПМТ-3 при нагрузке 200 г.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Установлено, что в результате цементации стали Р6М5 при температуре 950 °С, проводимой в среде природного газа в течение 8 ч, ее поверхностные слои насыщаются углеродом до 1,6-1,8 % [5]. Это приводит к увеличению количества карбидов  $M_6C$ , а также более легкорастворимых  $M_{23}C_6$  [1]. Данные карбиды являются основными источниками, из которых аустенит насыщается углеродом и легирующими элементами. При нагреве под закалку в поверхностном слое стали формируется аустенит в большей степени насыщенный углеродом, что способствует получению высокоуглеродистого мартенсита после закалки и интенсификации дисперсионного твердения при отпуске. Твердость поверхности науглероженных образцов из стали Р6М5 после закалки и трехкратного отпуска при 560 °С составила 65 - 66 HRC независимо от температуры закалки в диапазоне 950-1150 °С.

Твердость сердцевины зависит от температуры закалки, проводимой после науглероживания. При закалке от 950 °С твердость составляла 55 - 57 HRC вследствие невысокой насыщенности аустенита, а соответственно и мартенсита, углеродом [1]. При данной температуре растворяется всего около 1 % имеющихся в стали карбидов  $M_{23}C_6$ , за счет растворения которых и происходит насыщение аустенита углеродом, хромом и частично ванадием. Основная масса карбидов остается нерастворенной, что подтверждается рентгеновскими дифрактограммами (рис. 1) и фотографиями микроструктуры (рис. 2, б; см. обл.). Объемная доля карбидной фазы на снимке (рис. 2, б) составляет около 70 %.

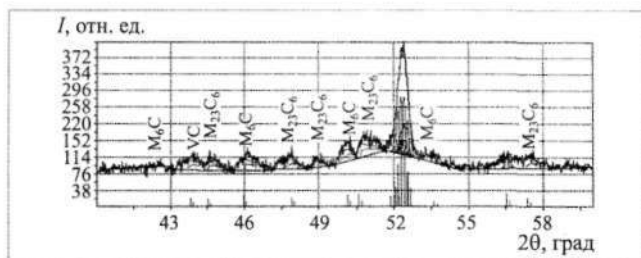


Рис. 1. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK $\alpha$ ) от поверхностных слоев стали Р6М5 после цементации и закалки от 950 °С ( $I$  — интенсивность излучения)

При нагреве под закалку до 1050 °С увеличиваются скорость растворения карбидов  $M_{23}C_6$  и степень их растворимости (до 7 %). Повышается содержание углерода и легирующих элементов в аустените, что приводит к повышению твердости после закалки и трехкратного отпуска до 60 - 61 HRC. Объем карбидной фазы уменьшается до 50 % (рис. 2, в; см. обл.). При нагреве под закалку до 1150 °С растворяются практически все карбиды  $M_{23}C_6$ , частично  $M_6C$  (порядка 6 % из имеющихся в стали) и небольшое количество MC (рис. 3, а). Этим достигается более высокая степень насыщения аустенита и мартенсита углеродом и легирующими элементами: Cr, W, Mo и V. Об увеличении степени легированности  $\alpha$ -фазы с повышением температуры закалки свидетельствует смещение на рентгеновских дифрактограммах пика ее максимальной интенсивности в область меньших углов  $2\theta$  (от 52,3880 до 52,1290°) и увеличение периода решетки  $d$  от 0,20264 до 0,20357 нм [7, 8]. Твердость после закалки и трехкратного отпуска повышается до 62 - 63 HRC, т.е. становится аналогичной полученной при закалке по стандартной технологии — от 1220 °С. Аналогичен и карбидный состав, но количество карбидов  $M_6C$ , остающихся в структуре после закалки от 1220 °С, значительно меньше (рис. 2, г; см. обл.), о чем свидетельствует и снижение интенсивности пиков карбидов  $M_6C$  на рентгеновских дифрактограммах (рис. 3, б). При нагреве стали Р6М5 выше 1150 °С за счет растворения в аустените карбидов  $M_6C$  увеличивается в нем содержание вольфрама, молибдена и углерода. Однако при температуре выше 1200 °С наблюдается рост

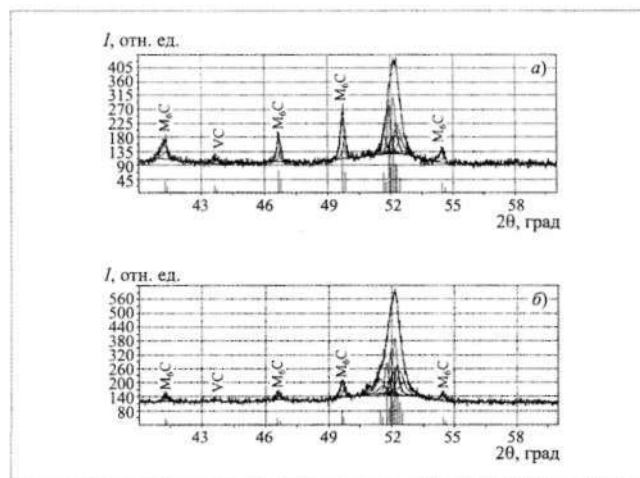


Рис. 3. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK $\alpha$ ) от поверхностных слоев стали Р6М5, закаленной от 1150 (а) и 1220 °С (б) ( $I$  — интенсивность излучения)

зерна аустенита до № 10-9. В результате закалки образуется крупноиглочатый мартенсит (4-го и более балла), что снижает вязкость и прочность стали.

В поверхностном науглероженном слое стали Р5М6 уже при температуре 950 °С содержится повышенное количество углерода, достаточное для получения в результате закалки высокоуглеродистого мартенсита при сохранении большого количества карбидов, что позволяет после трехкратного отпуска при 560 °С обеспечить поверхностную твердость 65 - 66 HRC. В то же время в сердцевине твердость составляет всего 55 - 57 HRC (см. таблицу, партия 4). Таким образом, обеспечивается градиент состава, структуры и свойств по глубине (см. таблицу).

Насыщение поверхности стали углеродом приводит к снижению температуры начала мартенситных превращений в этом слое. В связи с этим мартенситные превращения при закалке начинаются сначала в глубинных слоях, а затем в поверхностном слое, что приводит к возникновению у поверхности напряжений сжатия (рис. 4), способствующих повышению сопротивления усталостному разрушению. Результаты экспериментов показали, что с повышением температуры закалки величина напряжений сжатия возрастает и при закалке от 1200 °С достигает уровня,

Таблица. Структура и свойства поверхностных слоев стали Р6М5

Способ обработки	Номер партии	Температура аустенизации, °С	№ зерна	Толщина упрочненного слоя, мм	Твердость, HRC <sub>3</sub>	
					поверхности	сердцевины
Объемная закалка	/	840-850	10	—	62 - 63	62 - 63
Науглероживание и объемная закалка	2	950	10	0,4 - 0,6	65-66	62 - 63
	3	950	11	0,4 - 0,6	65-66	60-61
	4	950	12	0,4 - 0,6	65-66	55-57

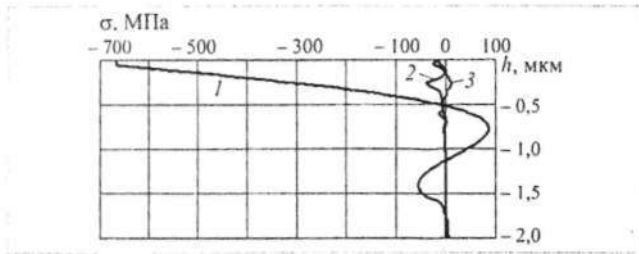


Рис. 4. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое стали Р6М5 после науглероживания и заковки от разных температур: 1 — 1150 °С; 2 — 1050 °С; 3 — 950 °С

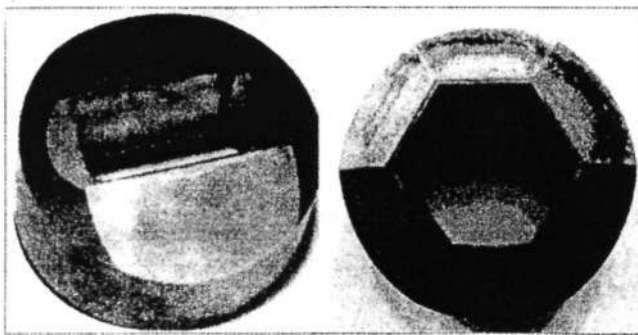


Рис. 5. Обесечные пуансоны холодновысадочных автоматов

приводящего к самопроизвольному отслоению упрочненного слоя.

Оценку влияния режимов заковки на стойкость штампового инструмента исследовали на реальной оснастке из стали Р6М5 — обесечных пуансонах холодновысадочных автоматов для получения головок болтов сложной формы (рис. 5). Численные исследования напряженного состояния обесечных пуансонов показали, что в процессе их работы на небольшой площади режущих кромок инструмента возникают высокие контактные напряжения, превышающие 2500 МПа в месте сопряжения режущих кромок (рис. 6).

Проведенные ранее эксперименты по упрочнению рабочих поверхностей пуансонов посредством науглероживания показали, что незначительные изменения в технологическом процессе химико-термической и термической обработок приводят к значительному различию стойкости инструмента [6]. Причиной этого является суммирование рабочих напряжений с остаточными напряжениями сжатия, образующимися в науглероженном слое. Как видно из рис. 7, величина результирующих напряжений зависит от режима формирования поверхностного слоя. После заковки от 1150 °С суммарная величина контактных напряжений в упрочненном слое максимальна и достигает 3240 МПа. Ударное нагружение рабочих поверхностей пуансона негативно влияет на работоспособность поверхностного слоя, вызывая

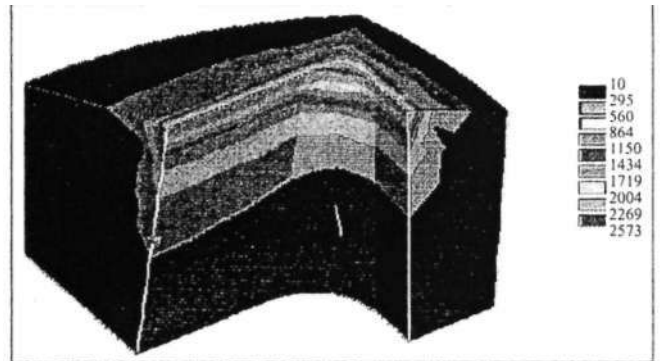


Рис. 6. Распределение эквивалентных напряжений на режущей кромке обесечного пуансона с четырехгранной рабочей полостью (представлена четвертая часть пуансона). У прямоугольников (справа) указаны напряжения в МПа

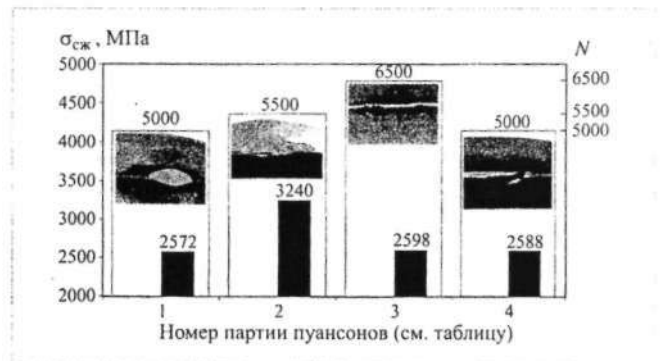


Рис. 7. Влияние технологии термической и химико-термической обработок на напряженное состояние ( $\sigma_{сж}$ ) (■), стойкость ( $N$  — количество поковок до отказа) (□) и характер разрушения режущей кромки обесечных пуансонов

его отслаивание (рис. 7, партия 2). Хрупкое разрушение режущих кромок наблюдалось и у пуансонов без науглероживания рабочих поверхностей, закаленных по общепринятой технологии (рис. 7, партия 1). После заковки от 950 °С вследствие пониженной твердости сердцевины (55 - 57 HRC) под действием эксплуатационной нагрузки происходит ее деформация, которая сопровождается растрескиванием поверхностного слоя (рис. 7, партия 4). Наибольшей стойкостью обладали пуансоны с зерном аустенита №11, температура заковки которых составляла 1050 °С. Их наработка на отказ увеличилась на 30 % по сравнению с остальными партиями пуансонов. Рабочая поверхность этих пуансонов имеет равномерный износ без явно выраженных сколов (рис. 7, партия 3), а достаточно высокая твердость сердцевины (60-61 HRC) предохраняет упрочненный слой от преждевременного растрескивания.

Полученные данные показывают, что путем изменения температуры заковки изделий из быстрорежущей стали Р6М5 с науглероженными рабочими поверхностями можно регулировать градиент свойств

по глубине. Зная характер напряженно-деформированного состояния в процессе эксплуатации конкретного штампового инструмента, можно выбрать оптимальный температурный режим его термической обработки, обеспечивающий максимальную стойкость.

### ВЫВОДЫ

1. Для рабочих поверхностей обесечных пуансонов холодновысадочной оснастки, изготовленных из быстрорежущей стали Р6М5, целесообразно диффузионное науглероживание до 1,6- 1,8% и проведение закалки от температуры 1050 °С, которая обеспечивает получение зерна аустенита № 12-11, с последующим трехкратным отпуском при 560 °С.

2. Изменяя температуру закалки инструмента из науглероженной быстрорежущей стали Р6М5, можно регулировать остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое и градиент механических свойств по глубине инструмента в соответствии с его напряженно-деформированным состоянием в процессе работы.

3. Предложенная технология прошла апробацию на обесечных пуансонах холодновысадочной автоматической линии РУП "Гомельский завод литья и нор-

малей" при изготовлении болтов крепления железнодорожных рельсов и показала повышение их стойкости на 25 - 30 %.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Геллер Ю. А.* Инструментальные стали: Справочник. М.: Металлургия, 1975. 584 с.
2. *Артингер И.* Инструментальные стали и их термообработка: Справочник: Пер. с венгерского. М.: Металлургия, 1982. 312с.
3. *Саверин М. М.* Дробеструйный наклеп. М.: Машгиз, 1955. 312с.
4. *Тарасов А. Н.* Структура и свойства диффузионных слоев, формирующихся на легированных сталях при цементации в активированных древесно-угольных смесях // МиТОМ. 2007. № 2. С. 32 - 35.
5. *Вельский Е. И., Ситкевич М. В., Понкратин Е. И., Стефанович В. А.* Химико-термическая обработка инструментальных сталей. Минск.: Наука и техника, 1986. 248 с.
6. *Кенько В. М., Пиженко В. А., Степаншин И. Н.* К вопросу учета технологии изготовления при проектировании обесечных пуансонов // Кузнечно-штамповочное производство. 2001. № 10. С. 26-30.
7. *Бечый А. В., Кукарко В. А., Патенюк А. П.* Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота. Минск: Белорусская наука, 2007. 244 с.
8. *Миркин Л. И.* Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. М.: Физматгиз, 1961. 864 с.