

УДК 621.785.52

**И.Н. Степанкин**

e-mail: igor-stepankin@mail.ru

*Гомельский государственный технический университет  
имени П.О. Сухого (Беларусь)***СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В НАУГЛЕРОЖЕННЫХ СЛОЯХ  
БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ**

Показано, что изменение режимов синтеза диффузионно-упрочненного карбидного слоя стали Р6М5 позволяет сформировать свойства, адаптированные к условиям работы штампового инструмента.

**Ключевые слова:** быстрорежущие стали, карбидные слои, штамповая оснастка для холодной объемной штамповки.

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

При изготовлении из быстрорежущих сталей штампового инструмента для холодной высадки и выдавливания, нагрузки на рабочие поверхности которого превышают 2500 МПа, задачей структурообразования материала инструмента является достижение высокой ударной вязкости при сохранении заданной износостойчивости, а также контактной и объемной усталости.

Достижение указанного комплекса свойств обеспечивается диффузионным науглероживанием рабочих поверхностей инструмента. Это позволяет увеличить количество карбидной фазы и получить высокоуглеродистый мартенсит при закалке упрочненного инструмента с более низких температур, сохранив при этом более мелкое зерно матрицы.

В работе исследовано влияние режимов термической обработки карбидных слоев быстрорежущих сталей на их структуру и свойства.

Исследования влияния режимов термической и химико-термической обработки на структуру быстрорежущей стали Р6М5 проводились на рентге-

новском дифрактометре ДРОН-7 с использованием рентгеновской трубки 2,0БСВ27-Со при напряжении 40 кВ, силе тока 30  $\mu$ А.

В качестве объектов исследования использовались образцы из стали Р6М5 после закалки от температуры 1220°C и 3-кратного отпуска при температуре 560°C, подвергнутые насыщению углеродом, но без термообработки, а также закалке с температур 950°C, 1050°C, 1150°C, которую производили сразу после окончания цементации, не охлаждая образцы. После закалки цементованные образцы подвергали трехкратному отпуску при 560°C. Влияние температуры закалки науглероженных образцов на структурные превращения исследовалось в диапазоне температур 950...1150°C. Нижний диапазон выбран с целью исследования возможности производить закалку непосредственно после науглероживания, которое производилось при температуре 950°C. 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°C приводит к столь высоким остаточным напряжениям сжатия, что возникает самопроизвольное отделение упроченного слоя.

Численные исследования напряженно-деформированного состояния проводили с использованием метода конечных элементов.

С увеличением количества углерода в поверхностном слое стали Р6М5 при цементации увеличивается количество карбидов типа  $M_{23}C_6$ . Максимальное количество этого карбида 8% возникает уже при содержании углерода 1% [1]. Изменение содержания углерода по сечению цементованного слоя изменяет карбидный состав и свойства по глубине его [2].

Твердость поверхности науглероженных образцов из стали Р6М5 после закалки и трехкратного отпуска составляет 65–66 HRC. Это значение не зависит от температуры закалки, т. к. количество углерода в мартенсите упроченного слоя практически одинаково.

В сердцевине образцов, закаленных с температуры 950°C, получена пониженная твердость 55–57 HRC. При указанной температуре аустенит слабо насыщается углеродом за счет незначительного растворения количества карбидов  $M_{23}C_6$ .

Нагрев под закалку до температуры 1050°C увеличивает растворимость карбидов  $M_{23}C_6$ , повышая степень насыщения аустенита углеродом и легирующими элементами Mo, W, V. Это приводит к увеличению твердости мар-

тенсита после закалки и трех отпусков. Она составляет 60–61 HRC. При температуре 1150°C растворяются практически все карбиды  $M_{23}C_6$  и частично карбиды MC. Этим достигается высокая степень насыщения углеродом и легирующими элементами аустенита, а соответственно и мартенсита. Твердость сердцевины возрастает до величины 62–63 HRC, т. е. достигаемой при закалке стали Р6М5 по стандартной технологии с 1220°C.

Образующаяся в сердцевине образцов  $\alpha$ -фаза при закалке с температуры 950°C имеет меньшую твердость, но большую пластичность, замедляет рост микротрещин при циклических нагрузках, обеспечивая возрастание предела выносливости и износостойкости. Увеличение температуры закалки с 950°C до 1150°C приводит к тому, что состав упрочненного слоя приближается к составу стали Р6М5, закаленной с температуры 1220°C без науглероживания поверхности. Но за счет более высокой концентрации углерода, который после науглероживания при температуре 950°C формирует ярко выраженную карбидную фазу, закалка приводит к росту тетрагональности решетки. Об этом свидетельствует смещение пика  $\alpha$ -фазы на дифрактограммах в область более низких углов  $2\theta$ , а также возникновение высоких по величине напряжений сжатия в рабочем слое оснастки.

С увеличением температуры закалки уменьшается объем карбидной фазы, что обеспечивает большую степень легирования мартенсита. Закалка науглероженных образцов с температуры выше 1150°C не приводит к существенным изменениям в структуре стали Р6М5, но вызывает рост остаточных напряжений сжатия, что приводит к самопроизвольному отделению упрочненного слоя.

Для оценки влияния режимов синтеза карбидных слоев на их функциональные характеристики проводили промышленную апробацию результатов исследований на реальной оснастке из стали Р6М5.

Численные исследования напряженного состояния обесечных пуансонов показали, что в процессе их работы на небольшой площади режущих кромок инструмента возникают высокие по величине контактные напряжения. Это приводит к скалыванию фрагментов металла режущей кромки.

Проведенные ранее эксперименты по упрочнению рабочих поверхностей пуансонов посредством науглероживания показали, что незначительные изменения в технологическом процессе химико-термической и термической обработки приводят к значительному различию стойкости инстру-

мента [5]. Причиной этого является суммирование рабочих напряжений с остаточными напряжениями сжатия в упрочненном слое. В случае закалки с температуры 1150°C величина контактных напряжений максимальна и достигает 3250 МПа. Ударное нагружение рабочей поверхности пуансона негативно влияет на работоспособность поверхностного слоя, вызывая его хрупкое разрушение и отслаивание.

Отделение упрочненного слоя отмечено также у пуансонов, нагрев которых под закалку проводили при температуре 950°C. В этом случае сердцевина металла имеет пониженную твердость (55...57 HRC). Под действием эксплуатационной нагрузки происходит её деформация, которая сопровождается растрескиванием поверхностного слоя.

Наибольшую стойкость имеют пуансоны, температура закалки которых составляет 1050°C. Их наработка на отказ увеличилась на 30% по сравнению с остальными партиями. Рабочая поверхность данных пуансонов не имеет ярко выраженных сколов, в процессе работы происходит её равномерное изнашивание, а достаточно высокая твердость сердцевины (60-61 HRC) не приводит к деформации металла под упрочненным слоем, предохраняя его от преждевременного растрескивания.

Исследования напряженного состояния пуансонов обратного выдавливания показали, что их эксплуатационные нагрузки отличаются знакопеременным характером. Так в фазе внедрения пуансона в тело заготовки максимальные по величине сжимающие напряжения возникают в зоне радиуса закругления рабочего торца пуансона и достигают 1150 МПа. Согласно данным, приведенным в [1], критическим значением сжимающего напряжения является величина порядка 4000...5000 МПа. Следовательно, величина напряжений в фазе выдавливания детали не является экстремальной. В то же время напряжения, возникающие в теле пуансона в фазе его извлечения, в момент, когда рабочий поясок калибрует сформированное отверстие, достигают величины 2360 МПа, что практически в 2 раза превышает сжимающие напряжения в фазе выдавливания.

Очевидно, что высокая твердость и, как следствие, жесткость металла обеспечат минимальную степень деформации рабочей поверхности пуансона в стадии выдавливания заготовки, что, в свою очередь, снизит вероятность зарождения начальных трещин, которые наиболее опасны на стадии извлечения инструмента. Именно в этой фазе работы и происходит разрушение пу-

ансонов. Характер разрушения зависит от сочетания свойств поверхностного слоя и сердцевины. Пуансоны без упрочненного слоя, имеющие твердость 62–63 HRC, разрушаются сколом. Магистральная трещина практически за один цикл извлечения инструмента отделяет рабочую часть пуансона с калибрующим пояском от шейки. На изломе отсутствуют признаки вязкого разрушения.

Поверхность разрушения пуансонов с упрочненным слоем имеет отличия, которые во многом обусловлены градиентом свойств по сечению инструмента. При эксплуатации инструмента, сердцевина которого имеет максимальную твердость, а в упрочненном слое создаются наиболее высокие остаточные напряжения сжатия, наблюдается разделение сердцевины и упрочненного слоя по отдельным поверхностям. Первичные трещины малоцикло-вой усталости зарождаются под упрочненной поверхностью и, достигнув критических размеров, выходят на поверхность детали. Этот механизм разрушения характерен для инструмента второй партии, стойкость которого возросла на 20%.

Пуансоны из третьей партии, не испытывающие ярко выраженного градиента остаточных напряжений сжатия по сечению, твердость сердцевины которых несколько снижена (60–61 HRC), разрушаются вследствие распространения трещин малоцикло-вой усталости. Поверхность разрушения имеет довольно развитый рельеф, свидетельствующий о протекании множественных актов внутрикристаллического скольжения. Стойкость пуансонов третьей партии соответствовала стойкости прототипов.

Испытания пуансонов четвертой партии, сердцевина которых имеет твердость 55–57 HRC, показали, что уже при первых циклах внедрения инструмента в заготовку искажается форма инструмента. Возникают продольные трещины, смещающие отдельные фрагменты металла в осевом направлении. Нарботка на отказ пуансонов четвертой партии оказалась ниже стойкости пуансонов прототипов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали: справ. М.: Металлургия, 1975. 584 с.
2. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка: справ.: пер. с венгер. М.: Металлургия, 1982. 312 с.

3. Лахтин Ю.М., Каган Я.Д. Азотированные стали. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.

4. Белый А.В., Кукареко В.А., Патеюк А. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота. Минск: Беларус. наука, 2007. 244 с.

4. Кенько В.М., Пигенко В.А., Степанкин И.Н. К вопросу учета технологии изготовления при проектировании обесчечных пуансонов // Кузнечно-штамповочное производство. 2001. № 10. С. 26–30.

**I.N. Stepankin**

e-mail: igor-stepankin@mail.ru

*Gomel State Technical University Sukhoi (Belarus)*

#### **PATTERN FORMATION IN CARBURIZED LAYERS OF HIGH SPEED STEELS**

Shown that changes in modes of synthesis of diffusion-hardened carbide layer of steel R6M5 allows forming properties adapted to the conditions of punching tools.

**Key words:** speed steel, carbide layers, die tooling for cold forming.

УДК 621.914

**А.И. Камардин, А.А. Симонов, Т.Д. Раджабов**

e-mail: kadmon@bk.ru

*СКТБ при Институте ионно-плазменных и лазерных технологий,  
Ташкент (Узбекистан)*

#### **СОЗДАНИЕ РЕЛЬЕФОВ НА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ЗА СЧЕТ ХИМИЧЕСКИХ И ВАКУУМНЫХ ПРОЦЕССОВ**

Разработаны устройства и методы формирования рельефов на поверхности металлов и сплавов с использованием вакуумных покрытий толщиной 2–5 мкм и химических обработок. Показана возможность создания топологий с точностью до 10–20 мкм и глубины рельефа до 100–200 мкм без использования механических обработок.

**Ключевые слова:** химическое фрезерование, вакуумное ионно-плазменное нанесение покрытий, рельеф.