

ВЛИЯНИЕ ГРАДИЕНТА СВОЙСТВ ПО ГЛУБИНЕ СЕЧЕНИЯ ПУАНСОНОВ ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ НА ИХ СТОЙКОСТЬ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

²И.Н. Степанкин, ¹Ф.И. Пантелеенко, ²Е.П.Поздняков, ²А.В. Астрейко

¹Белорусский национальный технический университет
г. Минск, Республика Беларусь

²Гомельский государственный технический университет им. П.О. Сухого
г. Гомель, Республика Беларусь

Приведены результаты исследований влияния градиента свойств по глубине сечения пуансонов из быстрорежущей стали Р6М5, создаваемого путем диффузионного насыщения рабочих поверхностей углеродом и управления микроструктурой поверхностных слоев на их стойкость. Показано, что напряженное состояние рабочей части инструмента корректируется за счет формирования заданного распределения остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое инструментальной стали. Это позволяет улучшить условия контактного нагружения поверхностно упрочненного слоя с повышенным содержанием карбидной фазы. В результате происходит изменение механизма разрушения материала пуансонов и повышение их стойкости.

Ключевые слова: пуансон обратного выдавливания, сталь Р6М5, науглероживание, напряженно-деформированное состояние, термообработка, микроструктура, стойкость инструмента

HARDENING OF THE SURFACE OF PUNCHES TO IMPROVE THEIR PERFORMANCE IN REVERSE EXTRUSION OF WORKPIECES

²I.N. Stepankin, ¹F.I. Panteleyenko, ²E.P.Pazdniakou, ²A.V. Astreika

¹Belarusian National Technical University
Minsk, Republic of Belarus

²Sukhoi State Technical University of Gomel
Gomel, Republic of Belarus

In punches for back extrusion of workpieces, the working surface was hardened. The surface of the tool from steel P6M5 was saturated with carbon. After saturation, hardening was carried out at different temperatures. The properties and structure of the surface layer varied depending on the quenching temperature. When using the maximum quenching temperature of 1150 °C, high residual compressive stresses appeared in the surface layer.

The stress state of the instrument was modeled taking into account the magnitude of the residual stresses. When testing the punches, it was shown that the greatest efficiency was achieved when quenching from a temperature of 1150 °C. The working layer of the tool has an optimal structure, hardness and stress state

Keywords: extrusion punch, steel P6M5, carburization, stress-strain state, heat treatment, microstructure, tool life

E-mail: panteleyenkofi@tut.by
igor-stepankin@mail.ru

Введение

Пуансоны обратного выдавливания при эксплуатации испытывают высокие усилия на сжатие при прямом ходе и растяжение при обратном ходе инструмента в момент его извлечения из полости готового изделия. Фрикционное взаимодействие между рабочими поверхностями пуансона и деформируемым металлом заготовки вызывают нагрев поверхностных слоев инструмента до температур порядка 300...400 °C. Поэтому для изготовления пуансонов, испытывающих большие удельные нагрузки (до 2000 МПа и более), используют быстрорежущие стали, в частности P6M5, имеющую высокую твердость до 64...65 HRC и износостойкость, что достигается закалкой с температуры 1220 °C и трехкратным отпуском при температуре 560 °C [1–2]. Однако, при такой твердости снижается прочность и вязкость стали. Для повышения вязкости рекомендуется проводить закалку при пониженных температурах, обеспечивающих 11...12 балл аустенитного зерна с трехкратным отпуском [1] что сопровождается снижением твердости металла до 60...62 HRC и ухудшением износоустойчивости поверхности. Повышения твердости можно добиться за счет дисперсионного твердения, которое зависит от степени легирования мартенсита, типа и количества карбидов, образующихся при отпуске. Кроме того, увеличению износостойкости способствует диффузионная модификация рабочих поверхностей инструмента [3–6].

Целью работы являлось исследование градиента свойств по сечению пуансонов обратного выдавливания, в которых поверхностный слой модифицировали путем диффузионного науглероживания. Управление структурой и свойствами поверхности и сердцевины осуществляли изменением температуры закалки, что в итоге повлияло на стойкость инструмента.

Методика проведения исследований

Образцы для экспериментальных исследований и опытные изделия, на которых проводилась апробация разработанной технологии, изготавливали из быстрорежущей стали P6M5, взятой в состоянии поставки.

Исследования проводились на образцах, подвергнутых традиционной обработке – закалке с температуры 1220 °C с трехкратным отпуском при 560 °C, и науглероженных, закаленных непосредственно после цементации при температуре 950 °C и подвергнутых также трехкратному отпуску при 560 °C. Цементацию осуществляли в среде природного газа (метана) в течение 8 часов. Догрев образцов под закалку проводили в соляной ванне на основе хлорида бария с выдержкой 15 секунд на 1 мм толщины в минимальном сечении. Изотермическую закалку также выполняли в соляной ванне при температуре 600 °C с выдержкой до выравнивания температуры по всему сечению. После чего производили охлаждение на воздухе с принудительным обдувом из промышленной магистрали под давлением 5 атм. Отпуск проводили сразу после закалки. Влияние температуры закалки науглероженных образцов на структурные пре-

вращения и свойства стали исследовали в диапазоне температур от 950 до 1150 °С. Нижняя температура выбрана исходя из возможности осуществления закалки непосредственно из печи после науглероживания. Максимальная температура закалки выбрана по критерию предельных остаточных напряжений сжатия в науглероженном слое, провоцирующих его отслоение.

Численные исследования напряженно-деформированного состояния пуансонов выполняли с помощью метода конечных элементов с использованием программного продукта ANSYS. Разбивка на конечные элементы проводилась дифференцированно сложности формообразующей поверхности, тип элементов 10 узловой Solid 92.

Экспериментальную проверку уровня внутренних напряжений, возникающих при термической обработке, проводили путем замера стрелы прогиба, образующейся в результате послойного растворения одной из поверхностей науглероженного пластинчатого образца длиной 120 мм, толщиной 10 мм и шириной 20 мм [7]. Толщина диффузионного слоя, определенная по распределению микротвердости H_{200} , 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 прессе Роквелла, а микротвердость на приборе ПМТ-3 при нагрузке 2Н.

Результаты исследований и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что толщина науглероженного слоя, состоящего из равномерно распределенных карбидных частиц округлой формы, после цементации в течение 8 часов составила 0,5...0,6 мм. Микротвердость поверхностного слоя достигла 10,2 ГПа, при твердости сердцевины 8 ГПа (рис. 1). Количество углерода в этом слое составляет 1,6...1,8 %, при содержании его в исходной стали 0,85 % [4].

В отожженном состоянии в структуре стали Р6М5 находится до 25 % карбидов, в составе которых 61 % M_6C ; 30,5 % $M_{23}C_6$; 8,5 % MC [1]. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что в поверхностном слое, в результате науглероживания произошло увеличение количества карбидов типа M_6C и $M_{23}C_6$. Последние более легко растворимы в аустените. Данные карбиды являются основными источниками насыщения углеродом и легирующими элементами аустенита, а, соответственно, и мартенсита после закалки. Следовательно, при нагреве образцов под закалку состав аустенита в поверхностных слоях и в сердцевине будет отличаться по количеству содержащихся в них углерода и легирующих элементов. Соответственно, после закалки в поверхностном слое будет более высокоуглеродистый мартенсит, чем в сердцевине. После закалки стали Р6М5 с температуры 1220 °С доля карбидной фазы в структуре композиционного материала составляет порядка 8 %. В ней преобладают включения со стехиометрической формулой M_6C – до 85-ти %, оставшаяся часть карбидов в основном образуется ванадием VC [1] (рис. 2).

Карбиды типа $M_{23}C_6$ растворяются в аустените в диапазоне температур 950...1050 °С. С увеличением температуры растворимость их увеличивается. При закалке с температуры 950 °С растворяется всего около 16 % карбидов этого типа и на дифрактограммах отчетливо видно их наличие в структуре стали в большом количестве (рис. 3).

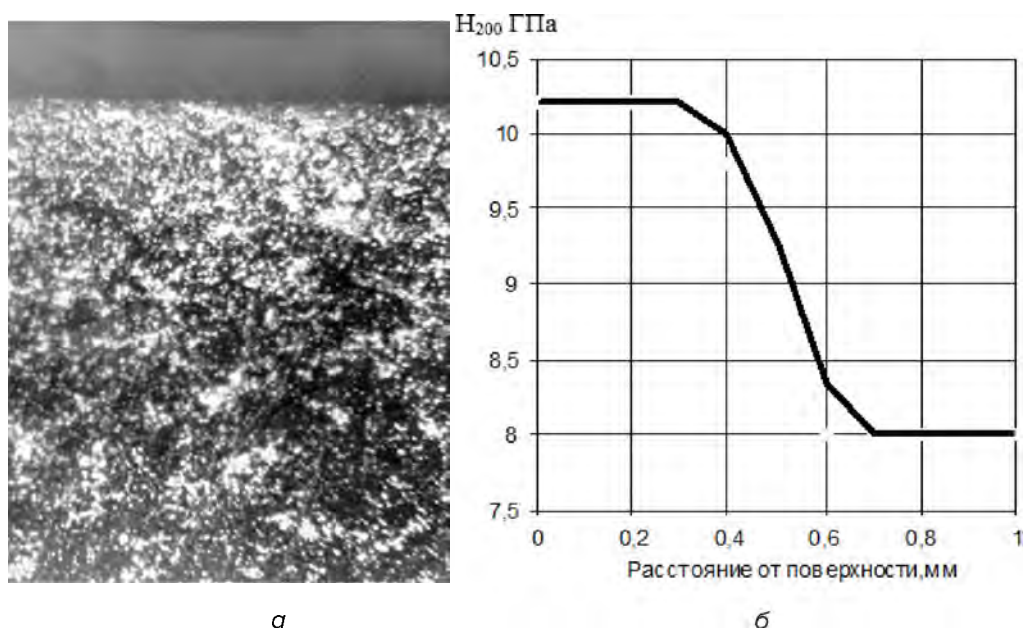


Рис. 1. Морфология науглероженного слоя быстрорежущей стали Р6М5: α – структура, увеличение $\times 100$; β – распределение микротвердости

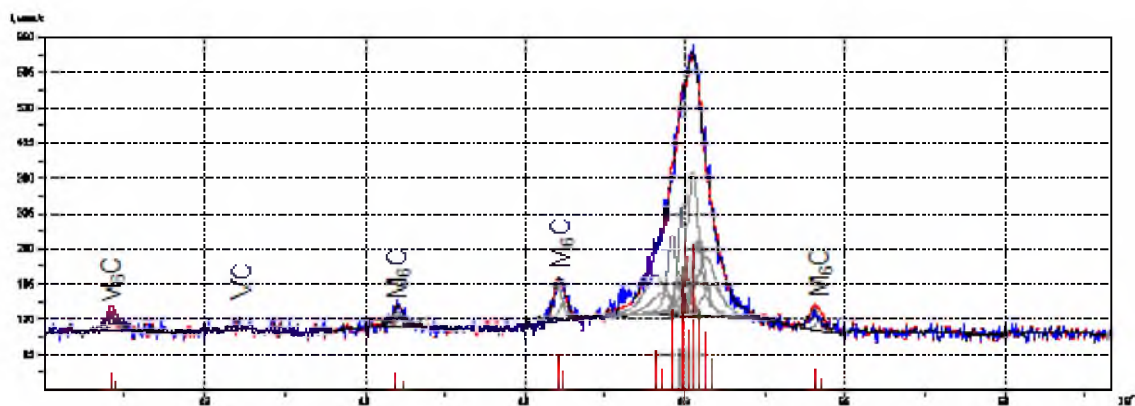


Рис. 2. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK α) стали Р6М5, закаленной с температуры 1220 °С и отпущенных при 560 °С

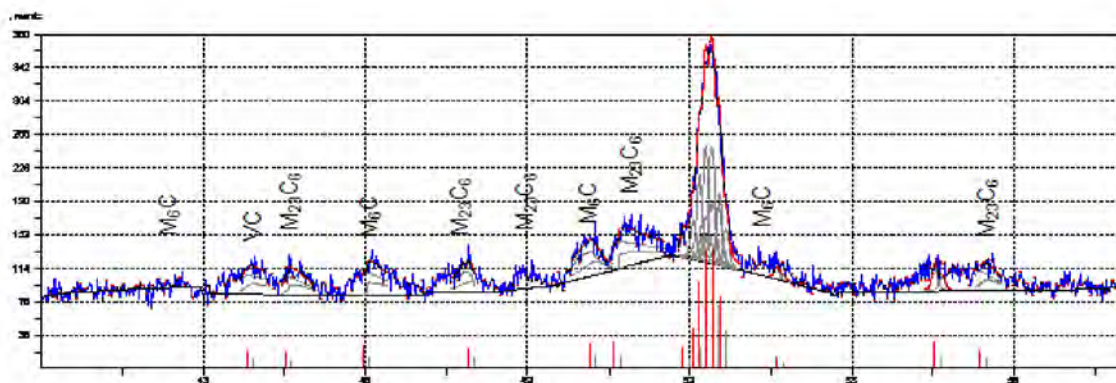


Рис. 3. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK α) стали Р6М5, закаленной с температуры 950 °С и отпущенных при 560 °С

При нагреве стали до температуры 1050 °С растворяется до 73 % карбидов $M_{23}C_6$, а при 1150 °С практически полностью, что видно из дифрактограммы, приведенной на рис. 4. Карбидный состав сталей, закаленных с температур 1150 °С и 1220 °С (рис. 2), одинаковый, а различается он количеством карбидов M_6C в составе. При температуре 1150 °С растворяется в аустените порядка 18,5 %, имеющихся в стали карбидов M_6C , а при 1220 °С до 34 %.

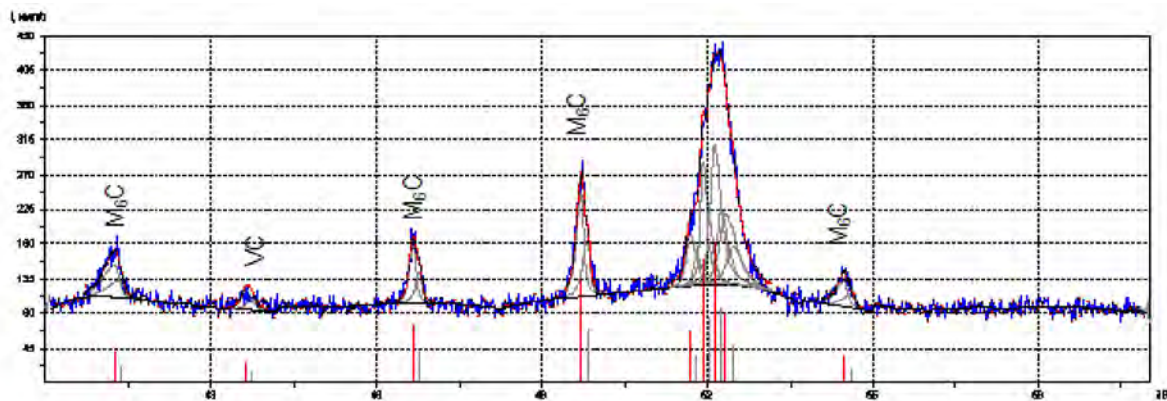


Рис. 4. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK α) стали Р6М5, закаленной с температуры 1150 °С и отпущенных при 560 °С

Так как основными поставщиками углерода и других легирующих элементов в аустенит являются растворившиеся в аустените карбиды, то в зависимости от температуры нагрева под закалку будет и различной степень легированности аустенита, а, соответственно, и состав мартенсита. Кроме того, превращение более высокоуглеродистого аустенита в поверхностном слое будет происходить с некоторым опозданием, по сравнению с сердцевиной металла, что вызовет формирование остаточных напряжений по сечению инструмента. При этом следует учитывать, что увеличение температуры нагрева под закалку приводит также к росту зерна аустенита, что сказывается на механических свойствах стали.

После науглероживания стали Р6М5 до 1,6...1,8 % углерода химический, а также карбидный состав поверхностного слоя и сердцевины значительно отличаются. Уже при нагреве до температуры 950 °С в поверхностном слое достаточно углерода для образования при закалке высокоуглеродистого мартенсита, в то время как в сердцевине его дефицит. В результате наблюдается градиент твердости – на поверхности она достигает 64...65 HRC, а в сердцевине всего 55...57 HRC. Результаты испытаний показали, что твердость поверхности образцов после закалки в диапазоне температур от 950 °С до 1220 °С практически не зависит от температуры, в то время как твердость сердцевины значительно отличается. Таким образом, управляя температурой нагрева под закалку, можно целенаправленно создавать необходимый по условиям эксплуатации изделия градиент структуры и свойств, то есть адаптировать структуру и свойства к условиям напряженного состояния конкретной детали.

Практическая апробация результатов исследований производилась на пуансонах обратного выдавливания ниппеля шлангового держателя, изображенных на рис. 5. Их обрабатывали по технологическим режимам, приведенным в табл. 1.

Табл. 1

Влияние технологических режимов обработки пуансонов на свойства

Способ обработки	Номер партии	Температура аустенизации, °С	Балл зерна	Толщина упрочненного слоя, мм	Твердость, HRC ₃	
					поверхности	сердцевины
Объемная закалка	1	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. 5. Пуансон обратного выдавливания ниппеля шлангового держателя

Численные 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 (рис. 6, а) и достигают 1150 МПа, что значительно ниже критических для быстрорежущих сталей, составляющих 4000...5000 МПа [1]. В тоже время величина растягивающих напряжений, возникающих в теле пуансона в фазе его извлечения из заготовки, в момент, когда рабочий пояс калибрует сформированное отверстие, достигает величины 2360 МПа, что практически в 2 раза превышает сжимающие напряжения в фазе выдавливания (рис. 6, б).

Диффузионное насыщение поверхностных слоев углеродом приводит к понижению температуры мартенситных превращений в них. Поэтому при закалке мартенситные превращения протекают сначала в сердцевине, а затем в поверхностном слое, на более поздних стадиях многократного отпуска. Это приводит к возникновению остаточных напряжений сжатия, величина и распределение которых зависят от температуры закалки (рис. 7). В процессе выдавливания в результате суперпозиции действующих и остаточных напряжений в поверхностном слое возникает напряженное состояние, приведенное на рис. 8.

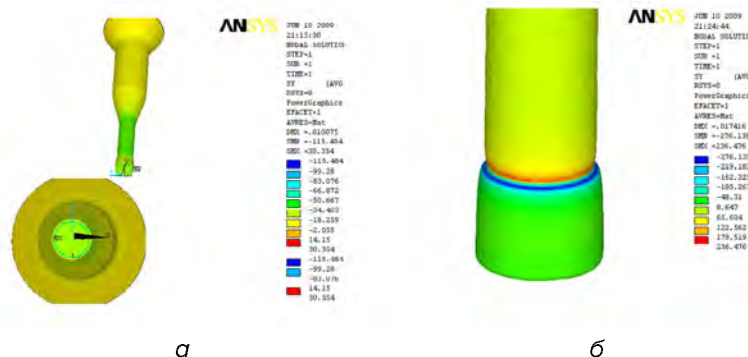


Рис. 6. Распределение эквивалентных напряжений в теле пуансона обратного выдавливания в фазе входа инструмента в заготовку (а) и выхода из неё (б)

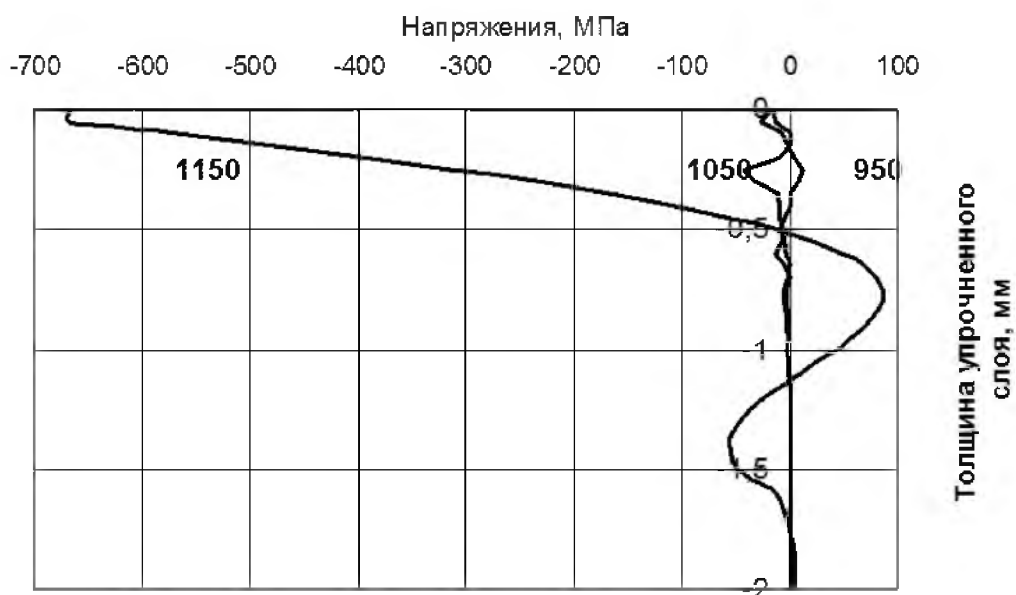


Рис. 7. Распределение остаточных напряжений в поверхностном науглероженном слое после закалки (цифрами у кривых показаны температуры нагрева под закалку)

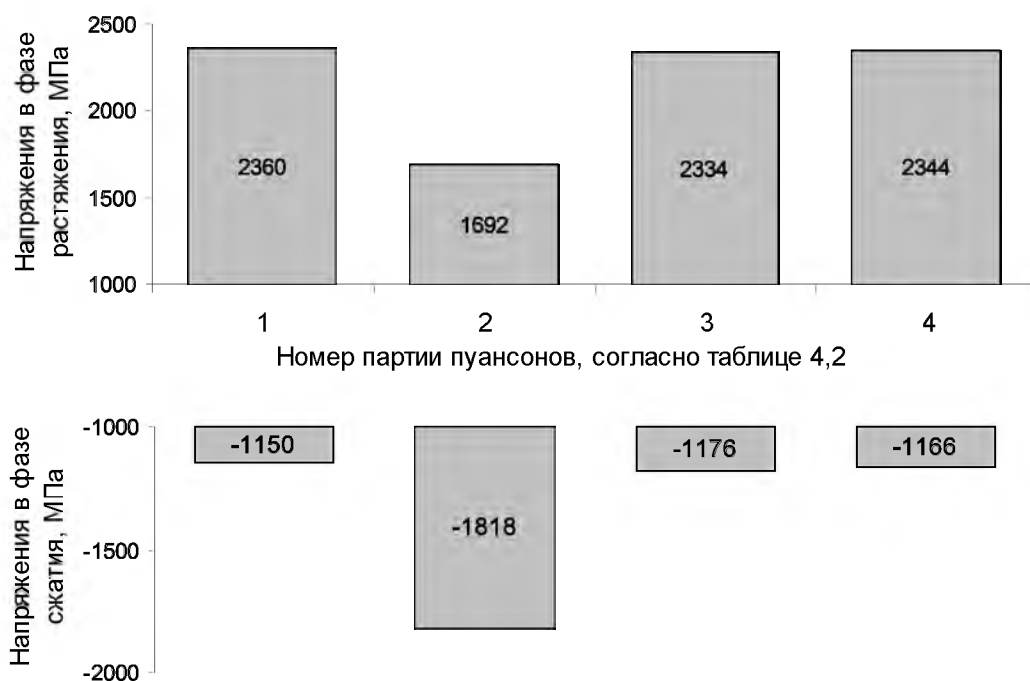


Рис. 8. Напряженное состояние и характер разрушения пуансонов в зависимости от технологии их обработки

Пуансоны, подвергнутые закалке с температуры 1220 °С и трехкратному отпуску при 560 °С, выходили из строя по причине отрыва рабочей части от державки по галтели на стадии извлечения инструмента из заготовки (рис. 8). Разрушение происходит сколом, перпендикулярно действующим нормальным напряжениям без следов пластического деформирования. Характер разрушения науглероженных пуансонов имеет свои особенности, зависящие от режимов закалки и градиента свойств по сечению инструмента.

Для науглероженного инструмента, закаленного с температуры, обеспечивающей 10 балл зерна и твердость сердцевины 62...63 HRC, имеющего наибольшие остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое, характерно разделение поверхностного слоя и сердцевины по отдельным поверхностям (рис. 8). Первичные трещины малоциклового усталости зарождаются под упрочненной поверхностью, в зоне действия максимальных напряжений и, достигнув критических размеров, выходят на поверхность детали. Стойкость пуансонов этой партии возрастает в 1,2...1,3 раза по отношению к стойкости пуансонов прототипов.

Пуансоны из третьей партии, имеющие невысокие остаточные напряжения сжатия по сечению после термической обработки и твердость 60...61 HRC, разрушаются вследствие распространения трещин малоциклового усталости. Поверхность разрушения имеет довольно развитый рельеф, свидетельствующий о протекании множественных актов внутрикристаллического скольжения. Стойкость такого инструмента соизмерима со стойкостью пуансонов прототипов.

Испытания пуансонов четвертой партии, сердцевина которых имела твердость 55...57 HRC, показали, что уже при первых внедрениях инструмента в заготовку наблюдается искажение его формы. Затем возникают продольные трещины, смещающие отдельные фрагменты металла в осевом направлении. Нарботка на отказ пуансонов этой партии оказалась ниже, чем у пуансонов, изготовленных по традиционной технологии.

Выводы

1. Для пуансонов обратного выдавливания, изготавливаемых из быстрорежущей стали Р6М5, целесообразно диффузионное науглероживание рабочих поверхностей и проведение закалки на 10 балл зерна аустенита с последующим трехкратным отпуском при температуре 560 °С.

2. Путем изменения температуры нагрева под закалку можно управлять структурой поверхностного слоя и сердцевины науглероженного инструмента, создавая необходимый градиент свойств, в соответствии с его напряженным состоянием в процессе эксплуатации.

3. Предложенная технология прошла апробацию на ОАО «Гомельский завод литья и нормалей» при изготовлении пуансонов обратного выдавливания ниппеля шлангового держателя и показала повышение стойкости инструмента в 1,2...1,3 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали: справ. / Ю. А. Геллер. — Москва : Металлургия, 1984. — 584 с.
2. Артингер, И. Инструментальные стали и их термическая обработка : справочник / И. Артингер ; пер. с венг. В. П. Романова, Б. В. Климова ; под ред. Л. С. Кремнева. — Москва : Металлургия, 1982. — 312 с.
3. Тарасов, А. Н. Структура и свойства диффузионных слоев, формирующихся на легированных сталях при цементации в активированных древесно-угольных смесях / А. Н. Тарасов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2007. — №2. — С. 32—35.
4. Химико-термическая обработка инструментальных сталей / Е. И. Бельский [и др.]. — Минск : Наука и техника, 1986. — 248 с.
5. Степанкин, И. Н. Влияние науглероживания и температуры закалки на стойкость штампового инструмента из стали Р6М5 / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, А. А. Бойко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2013. — №3. — С. 19—23.
6. Белый, А. В. Инженерия поверхностей конструкционных материалов, упрочненных концентрированными потоками ионов азота / А. В. Белый, В. А. Кукареко, А. Патеюк. — Минск : Бел. наука, 2007. — 244 с.
7. Саверин, М.М. Дробеструйный наклеп / М.М.Саверин. — М. : Машгиз, 1955. — 312 с.

REFERENCES

1. Geller Y.U. A. Instrumental'nyye stali: sprav. [Tool steel: a directory]. Moscow, Metallurgiya, 1984, 584 p. (in Russian)

2. Artinger I. Instrumental'nyye stali i ikh termicheskaya obrabotka : spravochnik [Tool steels and their heat treatment: a directory]. Moscow, Metallurgiya, 1982, 312 p. (in Russian)
3. Tarasov A. N. Struktura i svoystva diffuzionnykh sloyev, formiruyushchikhsya na legirovannykh stalyakh pri tsementatsii v aktivirovannykh drevesno-ugol'nykh smesyakh [Structure and properties of diffusion layers formed on doped steels during carburization in activated charcoal mixtures]. Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov, 2007, no.2. pp. 32—35. (in Russian)
4. Bel'skiy Ye.I., Sitkevich M.V., Ponkratin Ye.I., Stefanovich V.A. Khimiko-termicheskaya obrabotka instrumental'nykh staley [Chemical-thermal treatment of tool steels]. Minsk, Nauka i tekhnika, 1986, 248 p. (in Russian)
5. Stepankin I. N., Ken'ko V. M., Boyko A. A. Vliyaniye nauglerozhivaniya i temperatury zakalki na stoykost' shtampovogo instrumenta iz stali R6M5 [Effect of carburizing and hardening temperature on the endurance of forming dies from steel R6M5]. Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov, 2013. no.3, pp. 19—23. (in Russian)
6. Belyy A. V., Kukareko V. A., Pateyuk A. Inzheneriya poverkhnostey konstruktsionnykh materialov, uprochnennykh kontsentriruyemyimi potokami ionov azota [Engineering of surfaces of structural materials reinforced with concentrated nitrogen ion fluxes]. Minsk, Bel. nauka, 2007, 244 p. (in Russian)
7. Saverin M.M. Drobestrurnyy naklep [Shot blasting]. Moscow, Mashgiz, 1955, 312 p. (in Russian)

Статья поступила в редакцию в окончательном варианте 05.04.18