

И.Н. Степанкин, В.М. Кенько,  
И.А. Панкратов, Е.П. Поздняков, И.Б. Одарченко

## ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ДИФфуЗИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Учреждение образования «Гомельский государственный  
технический университет им. П.О. Сухого»  
г. Гомель, Беларусь

*The effect of combined thermal and thermochemical treatments on the characteristics of deformation of high-speed steel W6Mo5 with a diffusion carburized layer. Shows the possibility of a significant increase in the plasticity of the material under deformation «of the hardened layer in cold condition.*

### Введение

Изготовление штампового инструмента для чеканки и других операций холодной объемной штамповки осуществляется путем выдавливания рабочих полостей. Эта технология применяется для получения рабочих поверхностей практически любой сложности [1] и является альтернативой эрозионной обработке т.к. практически не снижает локальную прочность сталей ледебуритного класса [2]. Использование высоколегированных инструментальных сталей для изготовления штамповой оснастки обусловлено необходимостью придать инструменту повышенную жесткость, твердость и износостойкость.

Для улучшения эксплуатационных характеристик штамповой оснастки, в частности увеличения ее усталостной долговечности и износостойкости, дополнительно применяют упрочнение поверхностного слоя инструмента. Наиболее эффективной технологией для описываемого класса инструмента является диффузионное упрочнение. Оно обеспечивает формирование развитых модифицированных слоев (толщиной от 50 мкм и более) [3], свойства которых плавно изменяются от поверхности к сердцевине. Выбор типа упрочняющей технологии диктуется комплексом свойств, которые требуются от рабочего слоя инструмента, и химическим составом инструментальной стали,

определяющим закономерности структурообразования в упрочненном слое.

Наиболее простыми, с точки зрения практической реализации, являются такие процессы упрочнения как азотирование, нитроцементация (цианирование), науглероживание и борирование [4]. Последний из перечисленных способов — борирование, резко увеличивает износостойкость инструмента, но не обеспечивает повышения прочностных характеристик металла, а в большинстве случаев и ухудшает их. Применение азотирования или низкотемпературной нитроцементации позволяет проводить упрочнение в качестве финишной операции, так как температура процесса насыщения составляет 500–550 °С, что не превышает порога краснотойкости высоколегированных инструментальных сталей. Основным недостатком процесса является невысокая производительность насыщения. К тому же увеличение степени легирования упрочняемой стали, снижает эффективную толщину диффузионного слоя. В итоге эффективная толщина упрочненного слоя на высоколегированных инструментальных сталях, как правило, не превышает 0,1–0,2 мм. Так же следует учитывать появление хрупкого однофазного слоя —  $\epsilon$ -фазы, толщина которой составляет несколько микрометров. Для инструмента имеющего несложную геометрическую поверхность гравюры отслаивание данного слоя не представляет опасности, а для сложнопрофильного является одной из причин образования начальных микротрещин в зонах конструктивных концентраторов напряжений.

Целью данного исследования является разработка технологии предварительного диффузионного насыщения стали Р6М5 путем науглероживания для обеспечения заданной технологической пластичности материала в холодном состоянии, в том числе упрочненного слоя.

Для достижения поставленной цели исследовано влияние режимов предварительной термической и совмещенной с ней химико-термической обработок на структуру и технологическую пластичность быстрорежущей стали Р6М5 в холодном состоянии.

### **Объекты и методики исследования**

Объектом исследований являлась быстрорежущая сталь Р6М5 с диффузионно-упрочненным слоем. Упрочнение осуществляли посредством науглероживания, которое совмещали с полным или циклическим отжигом.

Сравнительную оценку технологической пластичности стали при холодном деформировании проводили на образцах кубической формы с размером грани 5 мм. Одновременно с проведением отжига осуществляли науглероживание одной из поверхностей экспериментальных кубических образцов. Сравнительный анализ пластичности осуществляли путем осадки кубических образцов. Регистрировали изменение их размеров по трем измерениям с построением диаграмм в осях «напряжение–деформация». Внешняя нагрузка прикладывалась перпендикулярно грани с упрочненным слоем.

Необходимость проведения науглероживания на стадии предварительной термообработки обусловлена требованиями конструкторской документации на изготовление прецизионных гравюр инструмента для чеканки. В частности, при холодной объемной штамповке монет, наград и другой символики, гравюра штампа представляет собой сложный высокохудожественный рисунок. Изготовление полости штампа холодным выдавливанием обеспечивает максимально точное повторение рисунка будущего изделия в зеркальном отображении. В случае финишного упрочнения штампа с готовой полостью, повышается опасность выгорания некоторых наиболее мелких элементов гравюры, либо их повреждения в результате растрескивания поверхностного хрупкого слоя, возникающего при азотировании и нитроцементации.

### Результаты исследований и их обсуждение

Высокое содержание углерода в сталях, легированных карбидообразующими элементами, обеспечивает увеличение объема карбидной фазы и повышение в первую очередь износостойкости материалов. Типичным представителем таких материалов является широко используемая штамповая сталь X12 [5], содержащая порядка 2,0 % углерода. По износостойкости она превосходит большинство легированных инструментальных сталей вследствие высокого содержания специальных карбидов. Но, по этой же причине, материал обладает пониженной прочностью. Эта проблема усугубляется при изготовлении инструмента сечением 40 мм и более, что является типичным для холодновысадочного инструмента. Заготовки имеют высокий балл карбидной неоднородности. Именно эта структурная особенность резко снижает прочностные характеристики указанной стали. Карбидные частицы, образованные с участием большого количества хрома, имеют угловатую форму и продольные размеры порядка 20 мкм и более. Применение перекова для снижения балла карбидной неоднородно-

сти требует высокой квалификации кузнеца и применения жестких режимов охлаждения поковок, что не всегда выполняются на предприятиях и зачастую приводит к значительной выбраковке перекованных заготовок вследствие наличия термических трещин. По указанным причинам для изготовления крупноразмерного тяжело нагруженного инструмента более предпочтительным является применение быстрорежущих сталей. За счет сниженного по сравнению со сталью X12 содержания углерода количество карбидной фазы в них не превышает 25 % (в отожженном состоянии) [5]. Форма карбидных частиц близка к глобулярной и, в меньшей степени, снижает локальную прочность металла. Кроме того, управление технологическими режимами термической обработки позволяет создавать заданную величину остаточных напряжений сжатия в науглероженном слое без изменения его твердости слоя [6]. Немаловажным преимуществом науглероживания стали Р6М5, является тот факт, что упрочняющими фазами в диффузионном слое являются специальные карбидные частицы, располагающиеся в металлической матрице. При этом свойства матрицы, даже в случае насыщения углеродом до величины порядка 2 % (уровень стали X12), обеспечивают необходимую пластичность материала, в том числе и науглероженного слоя, в процессе его деформирования в холодном состоянии при получении гравюры со сложным профилем.

Результаты исследований показали, что науглероживание быстрорежущей стали Р6М5, совмещенное с полным отжигом, приводит к некоторому повышению микротвердости диффузионного слоя. Она возрастает до 3000–3500 МПа (рис. 1), по отношению к сердцевине твердостью порядка 2500 МПа. Это обусловлено тем, что в структуре слоя возрастает объем и суммарная поверхность карбидных частиц.

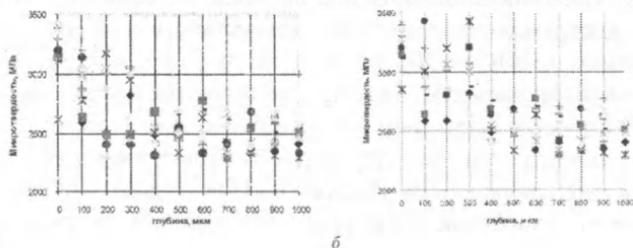


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине от поверхности образца после науглероживания:

а — совмещенного с полным отжигом, б — совмещенного с индукционным отжигом

При длительной выдержке в процессе отжига увеличивается вероятность образования в поверхностном слое карбидов типа  $M_2C$  и  $MC$ . Твердость этих карбидов составляет 1500–2000 НВ, что отражается на твердости слоя. В сердцевине содержится около 17 % карбидов  $M_6C$ , 9 %  $M_{23}C_6$ , 1,5 %  $MC$  [5]. Карбиды типа  $MC$  имеют более мелкие размеры и распределяются равномернее, чем карбиды  $M_{23}C_6$  и  $M_6C$ .

При измерении микротвердости отмечен разброс значений, что объясняется периодическим взаимодействием индентора с карбидными частицами, либо с металлической матрицей. Причиной разброса значений твердости может быть также неравномерность распределения легирующих элементов в твердом растворе вследствие того, что мелкие карбиды растворяются легче, чем крупные, соответственно изменяется состав стали вблизи карбидов и микротвердость между строками карбидов существенно снижается [7].

Наблюдаются существенные структурные различия между науглероженным слоем, полученным в процессе полного отжига и при циклическом отжиге. Структура науглероженного слоя, сформированного в процессе совмещения науглероживания с полным отжигом, представляет собой композиционный материал, в котором первичные

и вторичные карбидные частицы располагаются в металлической матрице, представляющей собой преимущественно зернистый перлит. Глубина упрочненного слоя составляет 0,2–0,3 мм (рис. 2).

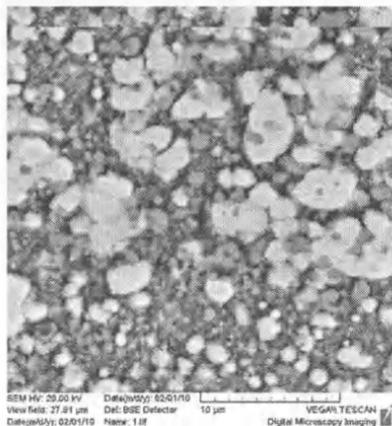


Рис. 2. Структура науглероженного слоя быстрорежущей стали P6M5, сформированной при совмещении технологии науглероживания с полным отжигом

Морфология карбидной фазы определяется первоначальной текстурой заготовки и представляет собой ярко выраженные скопления крупных включений в окружении более мелких частиц. Избыточные карбиды по структурному признаку представляют собой сочетание эвтектических карбидов, выделившихся при кристаллизации в составе эвтектики, и вторичные карбиды, выделившиеся из аустенита при отжиге. Размеры, форма и рас-

положение избыточных карбидов определяются условиями перекристаллизации и деформирования образцов при перековах. Мелкие и равномерно распределенные карбиды не нарушают сплошности металла матрицы, в отличие от крупных включений, образующих скопления.

При действии внешнего сжимающего напряжения порядка 2000 МПа деформация данных образцов до величины около 20 % протекает без образования видимых дефектов. При дальнейшем увеличении деформации в материале появляются микротрещины, в результате чего на диаграмме сжатия наблюдается некоторое снижение величины внешнего напряжения. Как видно из рис. 3, окончательное разделение образцов на фрагменты происходит при деформации более 35 %.

Совмещение процесса науглероживания с маятниковым отжигом способствует образованию большого количества карбидов округлой формы размером не более 2 мкм, равномерно распределенных в материале матрицы — зернистом перлите (рис. 4).

При циклическом отжиге длительность каждого цикла значительно ниже чем продолжительность полного отжига и образование карбидов типа  $M_2C$  или  $MC$  не происходит. Наблюдается измельчение и перераспределение соотношения карбидов  $M_{23}C_6$  и  $M_6C$ , твердость которых близка.

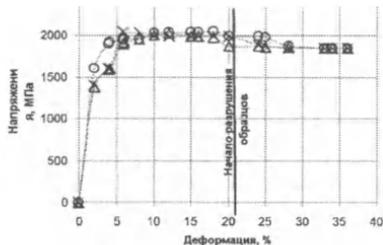


Рис. 3. Диаграмма сжатия образцов, сформированных при совмещении технологии науглероживания и полного отжига:

× — поперечные деформации вдоль оси OX; Δ — поперечные деформации вдоль оси OY; o — продольные деформации вдоль оси OZ

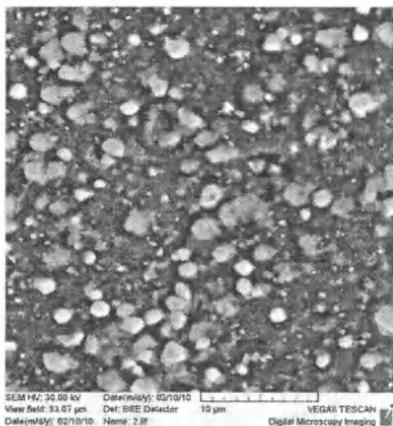


Рис. 4. Структура науглероженного слоя быстрорежущей стали Р6М5, сформированного при совмещении технологии науглероживания и циклического отжига

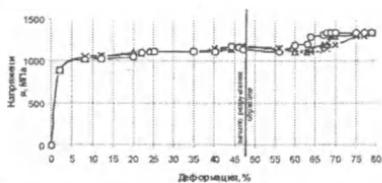


Рис. 5. Диаграмма сжатия образцов, сформированных при совмещении технологии науглероживания и циклического отжига:  
 × — поперечные деформации вдоль оси OX; Δ — поперечные деформации вдоль оси OY; ○ — продольные деформации вдоль оси OZ

Как видно из рис. 5, технологическая пластичность данного материала характеризуется более низким пределом текучести, который составляет порядка 1100–1200 МПа. Образование структурных дефектов не наблюдается при деформации образцов до уровня 40–45 % (рис. 5). Многочисленные карбидные частицы округлой формы в процессе деформирования перемещаются в перлитной матрице, вызывая ее постепенное уплотнение и упрочнение, которое проявляется на диаграмме сжатия приростом внешнего напряжения.

Совмещение процесса науглероживания с маятниковым отжигом способствует образованию более однородной карбидной фазы, равномерно распределенной в материале матрицы. Глубина диффузионного слоя составляет порядка 0,6–0,7 мм. При этом незначительные различия твердости поверхностного слоя и сердцевины обеспечивают повышение технологической пластичности металла с упрочненным слоем. Это объясняется тем, что в процессе фазовых превращений, протекающих при неоднократной перекристаллизации материала матрицы, создаются условия для формирования мелких равноосных карбидных частиц в упрочненном слое. При этом практически исчезают следы текстуры первоначальной заготовки, а пластичность металлической матрицы сохраняется на высоком уровне.

### Заключение

Исследовано влияние комбинированной термической и химико-термической обработок на особенности деформирования быстрорежущей стали Р6М5 с диффузионным науглероженным слоем. Показана возможность значительного увеличения пластичности материала при деформации «по упрочненному слою» в холодном состоянии. Величина технологической пластичности в результате совмещения науглероживания с операцией циклического отжига достигает до 40 %, что в 2 раза превышает подобный показатель для науглероживания, совмещенного с полным отжигом. Достигнутые показатели пластич-

ности позволяют разработать технологический процесс изготовления чеканочного инструмента со сложной формообразующей поверхностью на заготовках с предварительно упрочненной поверхностью перед ее профилированием.

### Список использованных источников

1. Бунатян, Г.В. Холодное выдавливание деталей формирующей технологической оснастки / Г.В. Бунатян, В.А. Скуднов, А.И. Хыбемяги. — М.: Машиностроение, 1998. — 182 с.: ил.
2. Кенько, В.М. Прогрессивная технология изготовления холодновысадочных матриц / В.М. Кенько, И.Н. Степанкин // *Материалы, технологии, инструменты*. — 1999. — Т. 4, № 4. — С. 96–100.
3. Ушаков, Ю.С. Повышение работоспособности штампов холодного деформирования химико-термической обработкой / Ю.С. Ушаков // *Кузнечно-штамповочное производство*. — 1987. — № 12. — С. 18–19.
4. Петрова, Л.Г., Чудина О.В. Применение методологии управления структурообразованием для разработки упрочняющих технологий / Л.Г. Петрова, О.В. Чудина // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2010. — № 5 (659). — С. 31–41.
5. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. — М.: Металлургия, 1975. — 584 с.
6. Степанкин, И.Н. Технологическая регламентация диффузионного упрочнения инструмента для холодной объемной штамповки / И.Н. Степанкин // *Кузнечно-штамповочное производство*. 2010. №11. — С. 28–32.