

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ДИФфуЗИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

И. Н. СТЕПАНКИН, В. М. КЕНЬКО, И. А. ПАНКРАТОВ

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого»,
Республика Беларусь*

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, так как 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 красностойкости 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.

Целью данного исследования является разработка технологии предварительного упрочнения стали Р6М5 путем науглероживания, которая обеспечит высокую технологическую пластичность материала в холодном состоянии и позволит изготовить прецизионные гравюры чеканочного инструмента холодным выдавливанием «по упрочненному слою».

В работе исследовано влияние режимов предварительной термической и совмещенной с ней химико-термической обработок на структуру и технологическую пластичность быстрорежущей стали Р6М5.

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 в течение 10 ч. Одновременно с проведением отжига осуществляли науглероживание одной из поверхностей экспериментальных кубических образцов.

Исследования влияния технологических режимов диффузионного науглероживания на структуру поверхностного слоя осуществляли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 с использованием рентгеновской трубки 2,ОБСВ27-Со при напряжении 40 кВ, силе тока 30 мА и сканирующем электронном микроскопе VEGA II LSH фирмы TESCAN (Чехия). Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 200 гс.

Сравнительную оценку технологической пластичности стали при холодном деформировании проводили на образцах кубической формы с размером грани 5 мм при испытании на сжатие на машине INSTRON при скорости деформирования 1 мм/мин. Пластичность металла оценивали путем осадки кубических образцов с регистрацией изменения их размеров по трем координатам. Внешнее сжимающее усилие прикладывали к грани с упрочненным слоем.

Необходимость проведения науглероживания на стадии предварительной термообработки обусловлена требованиями конструкторской документации на изготовление 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.

Результаты исследований и их обсуждение

Известно, что увеличение содержания углерода в легированных карбидообразующими элементами сталях приводит к росту количества карбидной фазы и повышению их износостойкости. Типичным представителем таких материалов является широко используемая штамповая сталь Х12, содержащая около 2,0 % углерода [5]. Количество карбидной фазы в данной стали составляет порядка 15–17 %, что обеспечивает высокую износостойкость материала. Но по этой же причине она обладает пониженной прочностью, особенно при изготовлении инструмента сечением 40 мм и более, что является типичным для чеканочного и холодновысадочного инструмента. Заготовки соответствующего диаметра имеют высокий балл карбидной неоднородности. Карбидные частицы $Cr_{23}C_6$, имеют угловатую форму и размеры в продольном направлении 20 мкм и более. Применение перекова для снижения балла карбидной неоднородности требует высокой квалификации кузнеца и применения жестких режимов охлаждения поковок, что не всегда выполняется 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. Это обусловлено более высокой прочностью данного класса материалов. Форма карбидных частиц быстрорежущих сталей близка к глобулярной и, несмотря на достаточно большой объем (более 20 % в отожженном состоянии и порядка 8 % в термически обработанном состоянии [5]), в меньшей степени снижает локальную прочность металла. Цементация быстрорежущих сталей с увеличением содержания углерода свыше 2 % в поверхностном

слое позволяет увеличить объем карбидной фазы, повысить износостойкость поверхности при сохранении высокой прочности металла.

Кроме того, управление технологическими режимами термической обработки позволяет создавать заданную величину остаточных напряжений сжатия в науглероженном слое без изменения его твердости [6], [7]. 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 быстрорежущей стали, насыщенной углеродом до уровня стали Х12, определяют 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 поверхности образцов из быстрорежущей стали Р6М5, совмещенное с полным отжигом, приводит к повышению микротвердости диффузионного слоя. По отношению к сердцевине она возрастает с 2500 МПа до 3000–3500 МПа (рис. 1). Это обусловлено тем, что в структуре слоя возрастает объем и суммарная поверхность карбидных частиц. При длительной выдержке в процессе отжига увеличивается вероятность образования в поверхностном слое карбидов типа M_2C и MC . Их собственная твердость достаточно высока – 1500–2000 НV, что приводит к увеличению интегрального показателя твердости упроченного слоя по сравнению с сердцевиной. В сердцевине содержится около 17 % карбидов M_6C , 9 % $M_{23}C_6$, 1,5 % MC [5]. При этом наиболее твердые карбиды типа MC имеют более мелкие размеры и распределяются в матрице равномернее, чем карбиды $M_{23}C_6$ и M_6C .

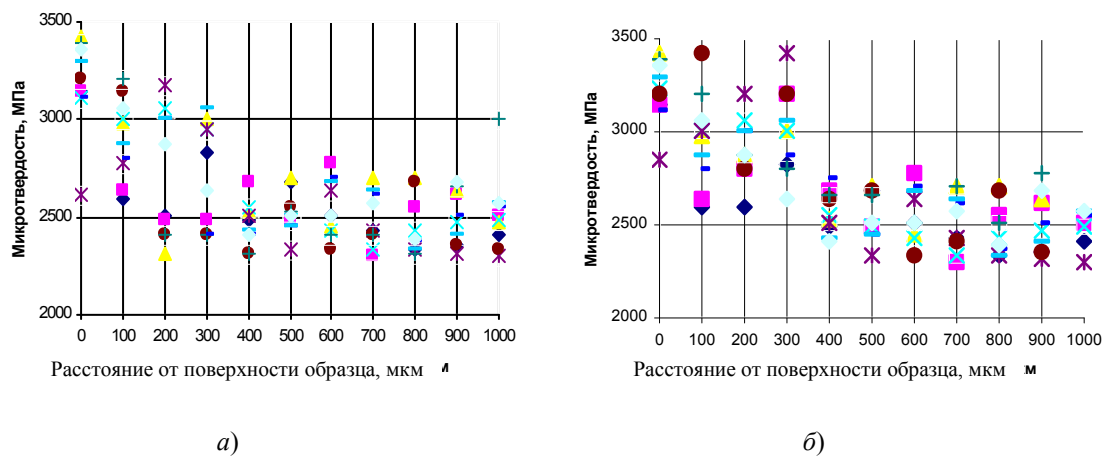


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине от поверхности образца после науглероживания: а – совмещенного с полным отжигом; б – совмещенного с циклическим отжигом

При измерении микротвердости отмечен разброс значений, что объясняется периодическим взаимодействием индентора с карбидными частицами либо с металлической матрицей. Причиной разброса 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 строчками карбидов существенно снижается [5].

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, состоящей

преимущественно из зернистого перлита (рис. 2). Глубина упрочненного слоя составляет 0,2–0,3 мм.

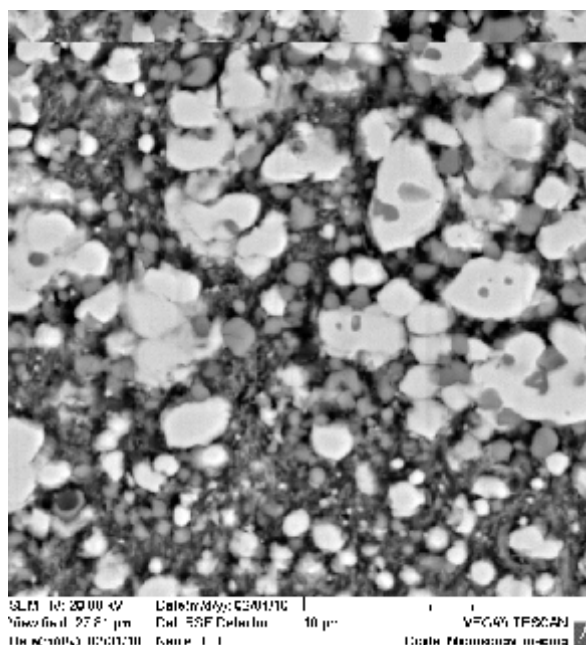


Рис. 2. Микроструктура науглероженного слоя быстрорежущей стали P6M5, сформированного при совмещении технологии науглероживания с полным отжигом

Морфология карбидной фазы определяется первоначальной текстурой заготовки и представляет собой ярко выраженные скопления крупных включений в окружении более мелких частиц. Фазовый состав включений представлен эвтектическими карбидами, сформировавшимися при кристаллизации сплава, и вторичными, которые выделились из аустенита при отжиге. Размеры, форма и расположение избыточной карбидной фазы предопределены условиями перекристаллизации и деформирования образцов при перековах. Мелкие и равномерно распределенные карбиды не нарушают сплошности металла матрицы, в отличие от крупных включений, образующих скопления. Кроме того, разноразмерность структуры способствует неравномерности деформации и образованию трещин.

При действии внешнего сжимающего напряжения порядка 2000 МПа деформация образцов, упрочненных в процессе полного отжига, до величины около 20 % протекает без образования видимых дефектов при постоянной нагрузке, которую можно назвать напряжением технологической пластичности ($\sigma_{пл}$) (рис. 3). При дальнейшем увеличении деформации в материале появляются микротрещины, в результате чего на диаграмме сжатия наблюдается некоторое снижение величины внешнего напряжения. Окончательное разделение образцов на фрагменты происходит при деформации более 35 %.

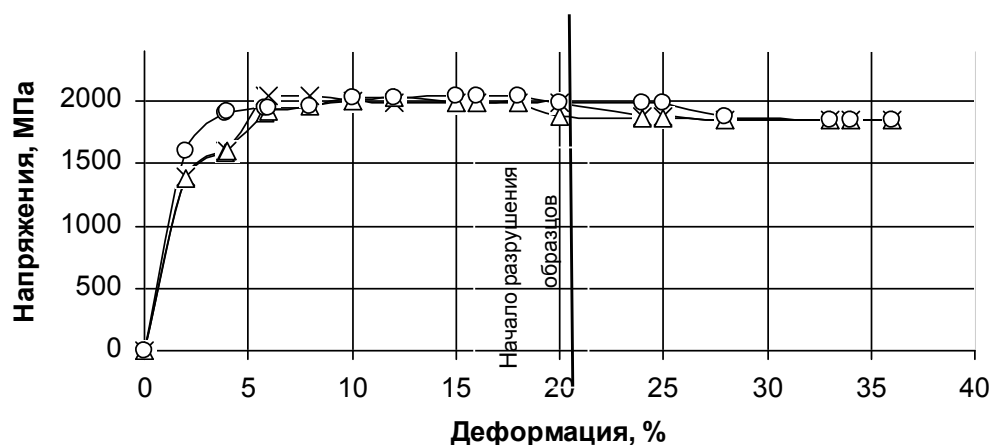


Рис. 3. Диаграмма сжатия образцов, сформированных при совмещении технологии науглероживания и полного отжига: \times – поперечные деформации вдоль оси OX ; Δ – поперечные деформации вдоль оси OY ; o – продольные деформации вдоль оси OZ

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

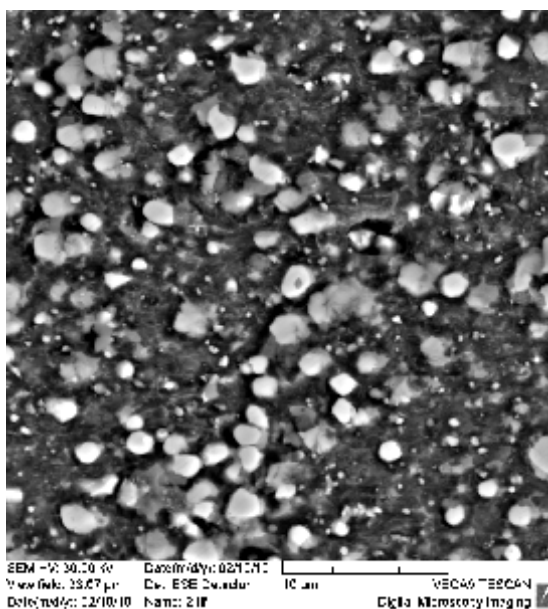


Рис. 4. Микроструктура науглероженного слоя быстрорежущей стали P6M5, сформированного при совмещении технологии науглероживания и циклического отжига

При циклическом отжиге каждый цикл высокотемпературной обработки протекает в течение меньшего промежутка времени, чем длительность полного отжига. При этом происходит дробление первичных карбидов и их сфероидизация (рис. 4).

Увеличение в 1,7 раза интенсивности пиков рентгеновского отражения при углах 2θ $41,3974^\circ$; $46,6861^\circ$; $49,7730^\circ$ и $54,5623^\circ$, соответствующих карбидам типа M_6C , свидетельствует об увеличении количества карбидов этого типа в поверхностном диффузионно-насыщенном углеродном слое. Происходит также смещение пиков отражения этих карбидов в сторону меньших углов 2θ , что связано с некоторыми изменениями их химического состава (рис. 5 и 6). Наблюдается также смещение максимального пика отражения 2θ α -фазы с $52,4730^\circ$ до $52,4012^\circ$ и уменьшение его

полуширины с $0,5492$ до $0,4218^\circ$, что свидетельствует об уменьшении степени легированности α -фазы и увеличении размеров кристаллических образований в α -фазе с $20,8148$ до $27,0933$ мкм [8] при термоциклической обработке.

Подобные структурные изменения, по-видимому, уменьшают степень полигонизации α -фазы, увеличивая ее пластичность. Как следствие, величина внешнего сжимающего напряжения, при котором отмечается площадка текучести на диаграмме сжатия, значительно снижается и составляет $1100\text{--}1200$ МПа. Образование структурных дефектов не наблюдается при деформации образцов до уровня $40\text{--}45\%$ (рис. 7), чему способствует, по-видимому, более равномерное распределение напряжения в окрестностях мелких округлых карбидов. Многочисленные карбидные частицы округлой формы в процессе деформирования перемещаются в перлитной матрице, вызывая постепенное накопление внутрикристаллических дефектов, которое на первом этапе деформирования упрочняет материал, что проявляется на диаграмме сжатия приростом внешнего усилия.

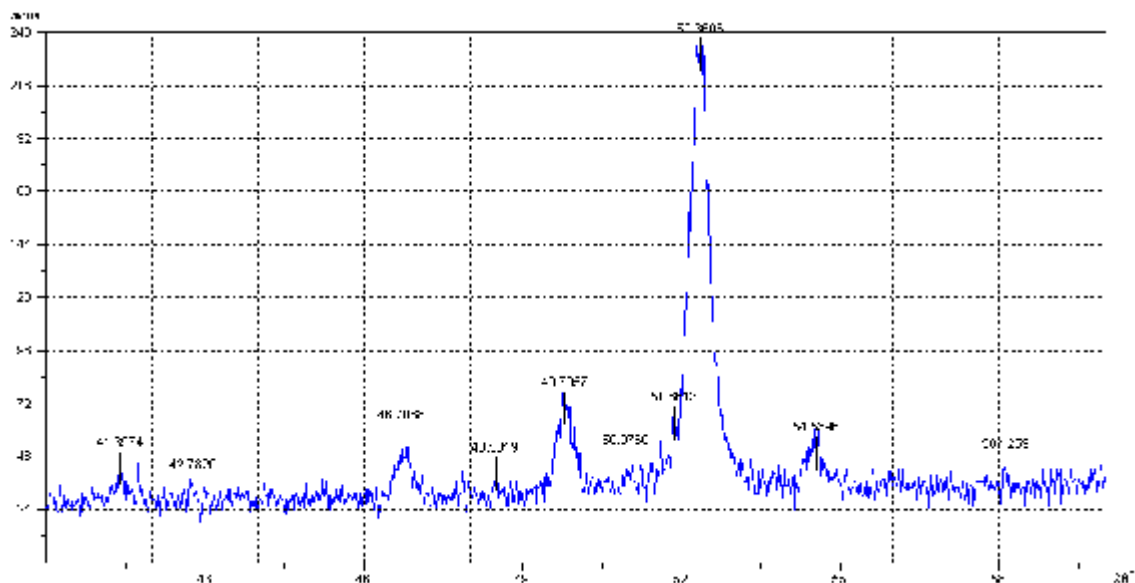


Рис. 5. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев стали Р6М5 после науглероживания поверхности, совмещенного с полным отжигом

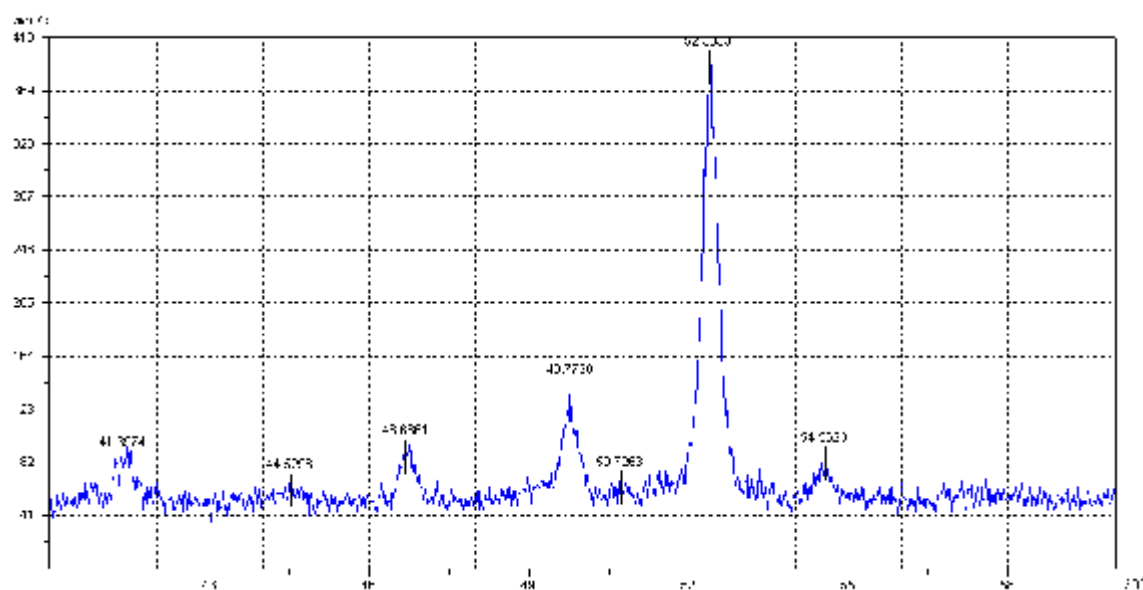


Рис. 6. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев стали Р6М5 после науглероживания, совмещенного с циклическим отжигом

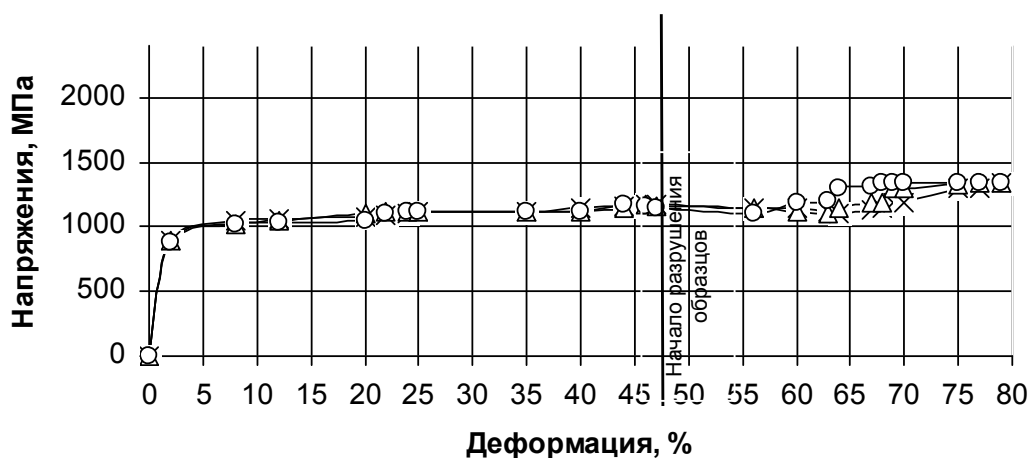


Рис. 7. Диаграмма сжатия образцов, сформированных при совмещении технологии науглероживания и циклического отжига: x – поперечные деформации вдоль оси OX; Δ – поперечные деформации вдоль оси OY; o – продольные деформации вдоль оси OZ

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 40 %, что в 2 раза превышает подобный показатель для науглероживания, совмещенного с полным отжигом. Достигнутые показатели пластичности позволяют разработать технологический процесс изготовления чеканочного инструмента со сложной формообразующей поверхностью на заготовках с предварительно упрочненной поверхностью перед ее профилированием.

Литература

1. Бунатян, Г. В. Холодное выдавливание деталей формующей технологической оснастки / Г. В. Бунатян, В. А. Скуднов, А. И. Хыбемяги. – М. : Машиностроение, 1998. – 182 с.
2. Кенько, В. М. Оптимизация технологии изготовления холодновысадочных матриц / В. М. Кенько, В. В. Пинчук, И. Н. Степанкин // Кузнеч.-штамповоч. пр-во. – 1998. – № 11. – С. 22–24.
3. Ушаков, Ю. С. Повышение работоспособности штампов холодного деформирования химико-термической обработкой / Ю. С. Ушаков // Кузнеч.-штамповоч. пр-во. – 1987. – № 12. – С. 18–19.
4. Ляхович, Л. С. Повышение стойкости штампового инструмента методами химико-термической обработки / Л. С. Ляхович, Л. Г. Ворошнин, Д. П. Карпенко. – Минск : Выш. шк., 1971. – 56 с.
5. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1975. – 584 с. : ил.
6. Степанкин, И. Н. Технологическая регламентация диффузионного упрочнения инструмента для холодной объемной штамповки / И. Н. Степанкин // Кузнеч.-штамповоч. пр-во. – 2010. – № 11. – С. 28–32.
7. Тарасов, А. Н. Структура и свойства диффузионных слоев, формирующихся на легированных сталях при цементации в активированных древесно-угольных смесях

/ А. Н. Тарасов // Металловедение и термообработка металлов. – 2007. – № 2 (620). – С. 17–22.

8. Алешина, Л. А. Рентгенография кристаллов / Л. А. Алешина, О. Н. Шиврин. – Петрозаводск : ПетрГУ, 2004. – 320 с.

Получено 05.10.2011 г.