

УДК 621.785.5

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ УПРОЧНЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ СТАЛЕЙ ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА С МОДИФИЦИРОВАННЫМИ СЛОЯМИ В ХОЛОДНОМ СОСТОЯНИИ

И. А. ПАНКРАТОВ

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

Введение

Работоспособность чеканочной оснастки в значительной степени обуславливается структурой и механическими свойствами наружных слоев рабочих поверхностей. Наиболее ответственные детали тяжело нагруженной чеканочной оснастки изготавливают из дорогостоящих высоколегированных сталей.

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], является альтернативой эрозионной обработке и 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. Последний из перечисленных способов – борирование, резко повышает 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 низкая 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 изучение и определение степени технологической пластичности высоколегированных инструментальных сталей и разработка технологии предварительного упрочнения, обеспечивающей максимальную пластичность материала и упрочненного слоя, создавая условия для формирования сложных рабочих поверхностей холодным выдавливанием «по упрочненному слою».

В работе исследовано влияние режимов химико-термической обработки, предварительной термической и совмещенной с ней химико-термической обработок на структуру и технологическую пластичность высоколегированных сталей.

Объекты и методики исследования

Объектом исследования являлись высоколегированные инструментальные стали X12M и P6M5 с модифицированными слоями.

Балл карбидной неоднородности стали X12M составил 5 по ГОСТ 5950–73. Поверхностное упрочнение образцов из стали X12M осуществляли посредством борирования в порошковых смесях [4]. Во всех случаях в качестве активатора использовали фторборат калия (KBF₄). Оценку толщины борированного слоя проводили по распределению микротвердости, определенной на приборе ПМТ-3. Исследование микроструктуры проводили с помощью оптической микроскопии. Травление образцов проводили в 5%-м растворе азотной кислоты.

Термообработку образцов проводили по следующим режимам: закалка от температуры 970 °С, охлаждение в масле, отпуск при температуре 180 °С в течение 1,5 ч.

Исследовали влияние режимов формирования упрочненных слоев на их структуру и свойства. Деформированное состояние исследовали на образцах без термообработки, а также образцах, подвергнутых закалке и последующему отпуску. Нагружение кубических заготовок размерами 5 × 5 × 5 мм осуществляли на гидравлическом прессе ПСУ-10.

Ориентация текстуры металла – карбидных строчек составляла 0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75°, 90° по отношению к линии приложения внешней нагрузки (рис. 1).

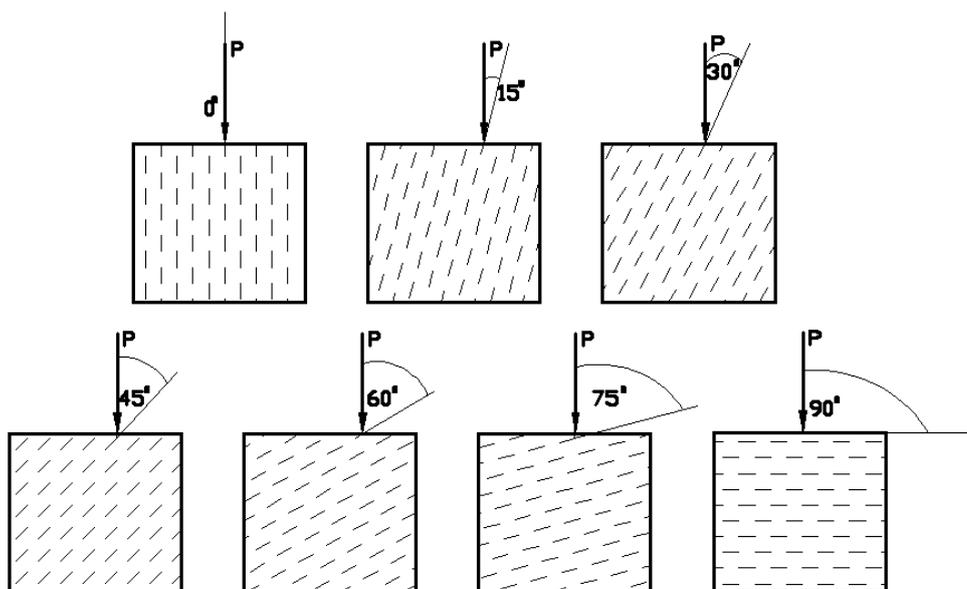
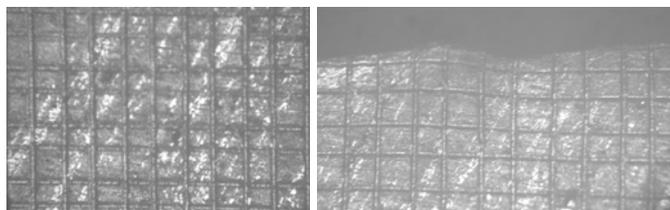


Рис. 1. Ориентация текстуры образцов из стали X12M по отношению к линии приложения внешней нагрузки

Для выявления характера взаимодействия структурных составляющих материала на предварительно полированную поверхность образца индентором Виккерса нанесли взаимноперпендикулярные линии с шагом 100 мкм (рис. 2). Количественная оценка деформированного состояния проводилась путем регистрации параметров координатной сетки, а также изменением внешних размеров образцов.



а)

б)

Рис. 2. Вид координатной сетки на образцах:

а – до деформации; б – после деформации (при напряжении > 1600 МПа)

Упрочнение образцов из стали Р6М5 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 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.

Результаты исследований и их обсуждение

Варьирование времени выдержки при борировании образцов из стали Х12М не привело к изменению толщины слоя, она составила 10 мкм. При обогащении смеси путем введения 50 % карбида бора глубина слоя не изменилась, но вдвое уменьшилось время насыщения образцов. В результате насыщения были получены слои с различной структурой, а именно слой, структура которого представляет собой двухфазный композиционный материал с достаточно равномерным распределением мелкодисперсных боридов в материале матрицы – α -фазе, и слой с непрерывным строением боридного слоя, который формирует отдельную фазу (рис. 3).

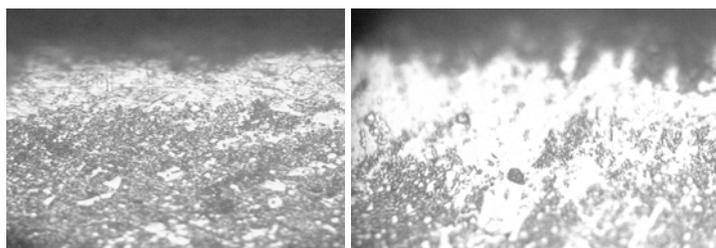


Рис. 3. Структура борированных слоев в зависимости от режима борирования ($\times 650$)

Деформация всех образцов, подвергнутых борированию, но не прошедших окончательную термообработку, в диапазоне внешних сжимающих напряжений 1000–1100 МПа сопровождается проявлением заметной пластичности материала (рис. 4). Во всех исследованных случаях отмечено возрастание величины деформации до 50 % при незначительном увеличении внешнего сжимающего напряжения, без разрушения образцов.

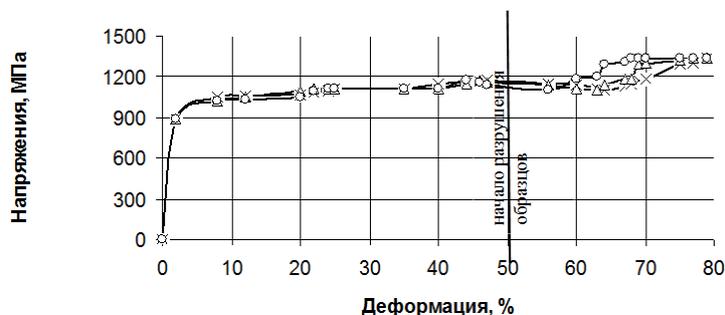


Рис. 4. Диаграмма сжатия образцов из стали X12M, сформированных при борировании:
 × – поперечные деформации вдоль оси OX; Δ – поперечные деформации вдоль оси OY;
 ○ – продольные деформации вдоль оси OZ

Дальнейшее увеличение напряжений сопровождается небольшим снижением пластичности и значительным изменением размеров образца. На этой стадии происходит зарождение трещин и разделение металла на отдельные фрагменты (рис. 5).

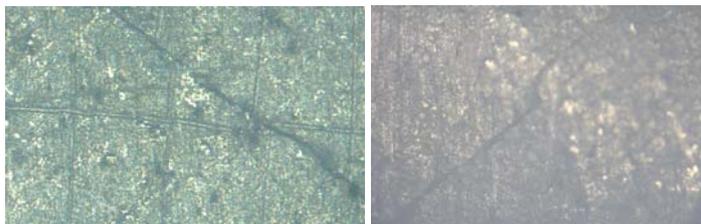


Рис. 5. Начальные дефекты, возникшие в исследованных образцах (×125)

Расположение карбидных строчек под углом 30° к линии приложения внешних напряжений ускоряет процесс зарождения и развития дефектов. Интенсивное развитие трещин происходит после увеличения внешнего напряжения свыше 1100 МПа. Это происходит при увеличении степени деформации свыше 50–60 %.

Таким образом, механизм разрушения исследованных образцов можно представить в следующем виде: зарождение трещины происходит на границе включение–матрица, что обусловлено различием свойств матрицы и включения. Дальнейший рост трещины происходит преимущественно в направлении действия максимальных касательных напряжений. Карбидные частицы способствуют развитию макродефектов. Степень деформации стали X12M, не прошедшей термическую обработку без развития дефектов, достигает 50 % и определяется в первую очередь пластичностью матрицы – α -фазы. Наличие упрочненного боридного слоя не вносит каких-либо особенностей в механизм деформирования и разрушения образца.

Последующая термообработка с достижением твердости основного материала 50–52 HRC не привела к изменению структуры и твердости упрочненных слоев.

Анализ деформированного состояния образцов из стали X12M, подвергнутых порошковому борированию и последующей термообработке, показал, что прочность материала возросла (рис. 6).

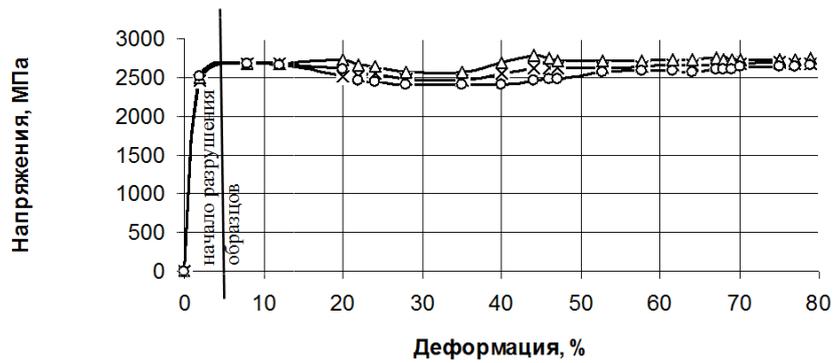


Рис. 6. Диаграмма сжатия образцов из стали X12M, сформированных при порошковом борировании и термической обработке:
 × – поперечные деформации вдоль оси OX ; Δ – поперечные деформации вдоль оси OY ; \circ – продольные деформации вдоль оси OZ

Деформация образцов начинается при достижении величин сжимающих напряжений порядка 2000 МПа. При напряжениях свыше 2500 МПа и деформациях более 5 % возникают первые микродефекты, зарождающиеся в упрочненном слое (рис. 7).

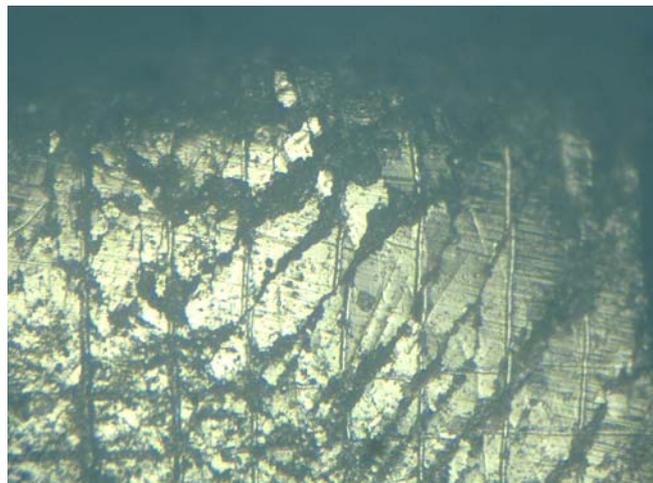


Рис. 7. Зарождение макродефектов в упрочненном слое ($\times 250$)

Их дальнейшее распространение разделяет материал на отдельные фрагменты (рис. 8).



Рис. 8. Деформированное состояние образцов из стали X12M после химико-термической и термической обработок ($\times 250$)

Зарождение начальных трещин и их рост происходит по плоскостям, ориентированным перпендикулярно направлению действия главных деформаций. Это свиде-

тельствует о том, что наиболее хрупкой фазой является упрочненный слой. В результате проведения окончательной термообработки различие между механическими свойствами матрицы и карбидных включений уменьшено и механизмом разрушения металла является отрыв, а не скольжение.

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 X12M, 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 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 крупногабаритного 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 X12M, 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 до 3500 МПа (рис. 9). 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 HV, что приводит к увеличению интегрального показателя твердости упрочненного 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. 9. Распределение микротвердости по глубине от поверхности образца из стали Р6М5 после науглероживания: ○ – совмещенного с полным отжигом; Δ – совмещенного с циклическим отжигом

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. 10). Глубина упрочненного слоя составляет 0,2–0,3 мм.

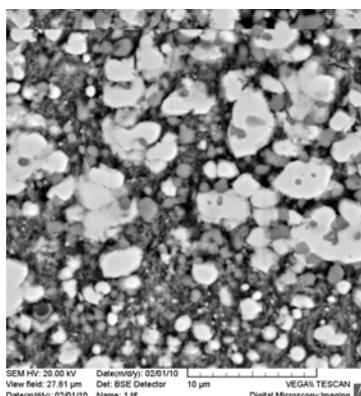


Рис. 10. Микроструктура науглероженного слоя быстрорежущей стали Р6М5, сформированного при совмещении технологии науглероживания с полным отжигом

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, разнотекстурность 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, которое можно назвать напряжением технологической пластичности ($\sigma_{пл}$) (рис. 11). 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 %.

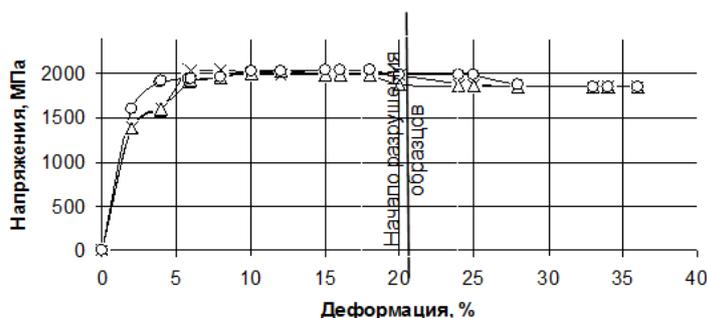


Рис. 11. Диаграмма сжатия образцов из стали Р6М5, сформированных при совмещении технологии науглероживания и полного отжига:
 × – поперечные деформации вдоль оси OX ; Δ – поперечные деформации вдоль оси OY ;
 o – продольные деформации вдоль оси OZ

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. 12).

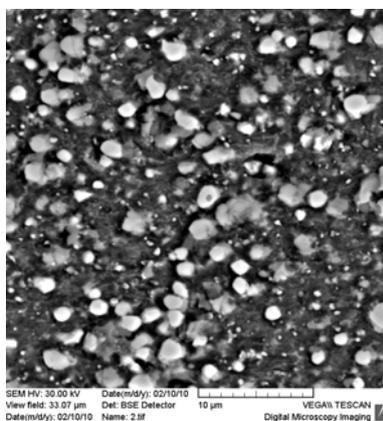


Рис. 12. Микроструктура науглероженного слоя быстрорежущей стали Р6М5, сформированного при совмещении технологии науглероживания и циклического отжига

Как следствие, величина внешнего сжимающего напряжения, при котором отмечается площадка текучести на диаграмме сжатия, значительно снижается и составляет 1100–1200 МПа. Образование структурных дефектов не наблюдается при деформации образцов до уровня 40–45 % (рис. 13), 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, которые на первом этапе деформирования упрочняют материал, что проявляется на диаграмме сжатия приростом внешнего усилия.

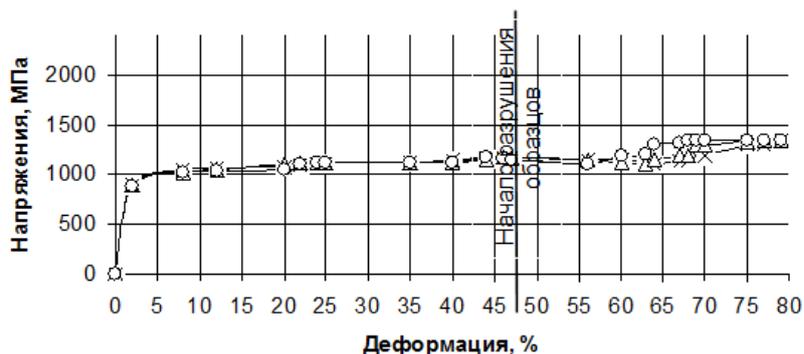


Рис. 13. Диаграмма сжатия образцов из стали Р6М5, сформированных при совмещении технологии науглероживания и циклического отжига: x – поперечные деформации вдоль оси OX; Δ – поперечные деформации вдоль оси OY; o – продольные деформации вдоль оси OZ

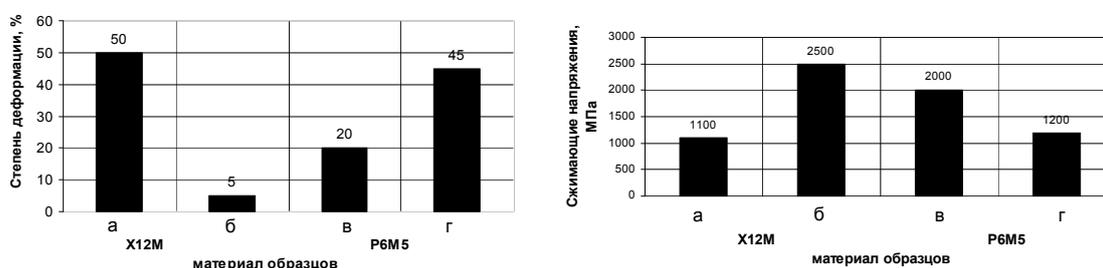


Рис. 14. Гистограммы образцов из стали X12M и Р6М5, сформированных при: а – технологии борирования, без окончательной термообработки образцов из стали X12M; б – совмещении технологии борирования и термической обработки образцов из стали X12M; в – совмещении технологии науглероживания и полного отжига образцов из стали Р6М5; г – совмещении технологии науглероживания и циклического отжига образцов из стали Р6М5

Заклучение

Механизм зарождения микротрещин в процессе предварительного деформирования стали X12M определяется направлением текстуры материала. Наибольшая технологическая пластичность достигается в случае, когда текстура металла располагается под углом 30° и 60° к линии приложения внешней силы. При этом степень предварительной деформации достигает порядка 40 %, что позволяет определить граничные условия для изготовления инструмента со сложным профилем формообразующей поверхности методом выдавливания.

Определенно, что деформирование стали X12M, упрочненной посредством борирования, без проведения окончательной термообработки выявляет высокую пластичность металла. Предельная величина деформации образца без разрушения превышает 40 %. Свойства упрочненного слоя не оказывают влияния на поведение материала под нагрузкой. Его разрушение начинается при деформациях свыше 50 %. Начальные дефекты возникают по всему объему металла на границах между карбидными частицами и металлической матрицей. Распространение дефектов происходит по механизму скольжения по плоскостям, в которых главные касательные напряжения достигают максимальной величины.

Исследована технологическая пластичность быстрорежущей стали Р6М5 с диффузионно-упрочненным слоем, а также влияние комбинированной термической и химико-термической обработок на особенности ее деформирования. Показана возможность значительного увеличения пластичности материала при деформации

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

На основании полученных результатов сформулированы требования для получения заготовок с предварительно ориентированной карбидной неоднородностью материала матрицы основного материала, перед выдавливанием гравюры чеканочного штампа. Данные рекомендации приняты при изготовлении государственных наград Республики Беларусь и ювелирных изделий потребительского назначения на РУП «Кристалл».

Литература

1. Бунатян, Г. В. Холодное выдавливание деталей формующей технологической оснастки / Г. В. Бунатян, В. А. Скуднов, А. И. Хыбеяги. – 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 // *Кузнеч.-штампов. пр-во*. – 1987. – № 12. – С. 18–19.
4. Степанкин, И. Н. К вопросу деформации сталей ледебуритного класса с диффузионным упрочнением поверхности / И. Н. Степанкин, И. А. Панкратов // *Актуальные проблемы прочности : сб. материалов XLVI Междунар. конф.*, Витебск, 2007. – Витебск : ВГТУ, 2007. – С. 312–318.
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.-штампов. 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.

Получено 22.10.2012 г.