

И. Н. СТЕПАНКИН, канд. техн. наук (Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь)
E-mail: igor-stepankin@mail.ru

Влияние свойств диффузионно-упрочненных карбонитридных слоев тяжелонагруженного инструмента на его стойкость

Исследовано влияние свойств диффузионно-упрочненных карбонитридных слоев на механизм разрушения и стойкость холодновысадочных матриц со сложной формообразующей поверхностью, упрочненных путем низкотемпературной нитроцементации.

It is investigated the influence of properties of diffusion-hardened carbonitride layers on fracture mechanism and resistance of cold-stamping matrixes with complex forming surfaces strengthened by low-temperature nitro-carburizing.

Ключевые слова: холодная объемная штамповка; матрицы; нитроцементация; предел выносливости; быстрорежущая сталь; карбонитридный слой.

Key words: cold bulk stamping; matrixes; nitro-carburizing; endurance limit; high-speed steel; carbonitride layer.

При изготовлении инструмента для холодной объемной штамповки, работающего в условиях действия высоких контактных знакопеременных нагрузок, абразивного и контактного трения, в качестве инструментального

материала широко используют быстрорежущие стали. Для повышения износостойкости и выносливости указанного инструмента применяют диффузионное упрочнение его поверхности [1]. Благодаря этому повышается

твердость инструмента и обеспечивается создание остаточных напряжений сжатия, что повышает сопротивляемость материала инструмента развитию усталостных процессов.

При упрочнении инструмента, изготовленного из сталей ледебуритного класса, его выносливость во многом зависит от напряженно-деформированного состояния макроструктурных составляющих материала — первичных эвтектоидных карбидов и металлической матрицы.

Цель настоящей работы — исследование свойств карбонитридных слоев, влияния диффузионного упрочнения на напряженно-деформированное состояние системы «карбид — металлическая матрица» на рабочих поверхностях холодновысадочных матриц из стали Р6М5 со сложной гравюрой, подвергаемых воздействию знакопеременных нагрузок.

Объект исследований и методики испытаний

В качестве объекта исследований выбраны матрицы из стали Р6М5 (ГОСТ 19265), упрочненные путем низкотемпературной нитроцементации и применяемые для холодной высадки головок железнодорожных болтов.

Величину и характер распределения остаточных напряжений в диффузионно-упрочненном слое определяли путем замера стрелы прогиба пластинчатого образца после электрохимического растворения слоя металла с одной из сторон образца. База измерения прогиба образца обеспечивалась конструкцией индикаторной планки и составляла 100 мм. Диффузионному насыщению подвергали одновременно группу образцов. Толщину образцов до и после травления определяли прямым измерением с точностью $\pm 0,01$ мм.

Упругие характеристики упрочненных слоев — модуль Юнга и коэффициент Пуассона — определяли при одноосном растяжении специально подготовленных пластинчатых образцов толщиной 0,5 мм. После диффузионного насыщения этих образцов, с учетом абсорбции азота и углерода обеими сторонами образца, была получена физическая модель упрочненного слоя.

Достоверность полученных значений модуля Юнга оценивали с помощью метода вдавливания индентора. Модуль упругости рассчитывали в соответствии с зависимостями, приведенными в работах [2—4], по углу наклона ветви разгрузки диаграммы «нагрузка — перемещение».

Численные исследования проводили с использованием метода конечных элементов. Напряженное состояние в окрестности карбидных включений оценивали на модели, представляющей собой пластину размером 100×2000 мкм с упрочненным слоем толщиной 500 мкм, которую подвергали воздействию растягивающих и сжимающих напряжений путем приложения сил к боковым поверхностям пластины. Нижняя сторона пластины имела жесткую заделку.

Напряженное состояние определяли с учетом остаточных напряжений, возникающих в карбонитридном слое в результате химико-термической обработки. Для этого пластину подвергали одноосному нагружению напряжением, копирующим результирующую эпюру, которая возникла при суммировании равномерно распределенного знакопеременного напряжения, соответствующего амплитуде предела выносливости стали Р6М5 с карбонитридным упрочненным слоем (650 МПа), и остаточных напряжений в карбонитридном слое.

Карбидные включения овальной формы размером 3×18 мкм располагали параллельно одной из сторон пластины в соответствии со структурой стали Р6М5 при изготовлении из нее крупного инструмента методом горячего выдавливания [5]. В качестве граничных условий принимали глубину расположения включения и соотношение модулей упругости включения и металлической матрицы.

Результаты исследований

Результаты исследований показали, что диффузионное насыщение образцов из быстрорежущей стали Р6М5, проведенное в продуктах диссоциации триэаноламина при температуре 560 °С в течение 6...7 ч после стандартной термообработки, привело к фор-

мированию упрочненного слоя глубиной 0,5...0,6 мм. Твердость поверхности составила более 15 ГПа.

Оценка упругих характеристик упрочненного слоя показала, что при упрочнении поверхности посредством низкотемпературной нитроцементации эти характеристики не изменяются. Модуль упругости упрочненного слоя составил $2,25 \cdot 10^5$ МПа, коэффициент Пуассона — 0,27. Эти значения соответствуют справочным данным для стали Р6М5 [6] и определяются свойствами металлической матрицы, которая вне зависимости от количества карбонитридной фазы представляет собой легированный мартенсит.

Проверочная оценка модуля упругости упрочненных слоев с помощью метода внедрения индентора подтвердила полученные результаты. Площадь контакта между индентором и испытываемым образцом при нагрузке 30 Н составила $A = 9,4622 \cdot 10^{-10}$ м и более чем в 5 раз превысила суммарную площадь зерна и первичного карбидного включения для стали Р6М5 [7]. Это соотношение является необходимым граничным условием для проведения испытания материалов методом внедрения индентора [2].

Исследование распределения фазовых напряжений в упрочненном слое показало, что величина остаточных напряжений сжатия в поверхностном карбонитридном слое достигает 330 МПа (рис. 1, кривая *a*). Эпюры напря-

жений, возникающих при действии внешней нагрузки сжатия и растяжения, представлены на рис. 1 кривыми *b* и *в* соответственно. Видно, что при растяжении в поверхностном слое металла, испытывающем существенное локальное разупрочнение в результате концентрации напряжений в микронеровностях шероховатостей, результирующее растягивающее напряжение не превышает 320 МПа.

Анализ напряженного состояния в окрестности карбидного включения показал, что наибольшее влияние на величину напряжений в теле частицы оказывает ее модуль упругости, с увеличением которого напряжения возрастают. Глубина расположения включения также оказывает воздействие на напряженное состояние. Так, включения, расположенные непосредственно у поверхности (на глубине $h = 1$ мкм) и под упрочненным слоем (на глубине $h = 500$ мкм), характеризуются различным напряженным состоянием.

Для оценки напряженного состояния инструментальной оснастки, работающей в условиях знакопеременных нагрузок, рассматривали численные модели, поочередно подвергавшиеся воздействию растягивающих и сжимающих напряжений.

Для карбидного включения, расположенного под упрочненным слоем, цикл напряжений, возникающих во включении и в его окрестности, практически симметричен (рис. 2). Включение, расположенное в упрочненном

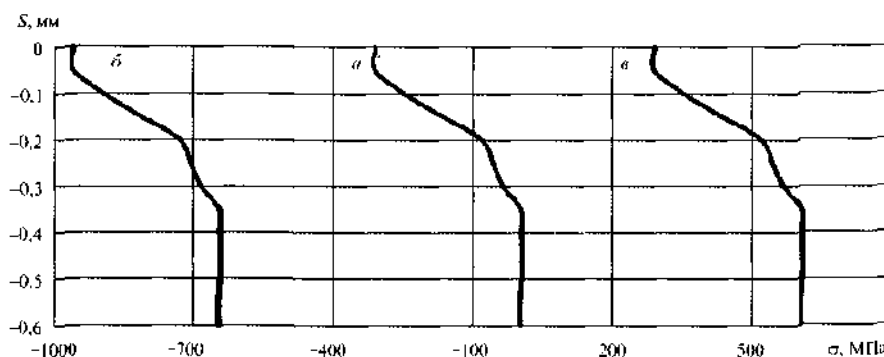


Рис. 1. Распределение напряжений σ по сечению образца с карбонитридным упрочненным слоем (S — расстояние от поверхности, мм): *a* — без приложения нагрузки; *b* — при действии сжимающего напряжения $\sigma_c = 650$ МПа; *в* — при действии растягивающего напряжения $\sigma_p = 650$ МПа

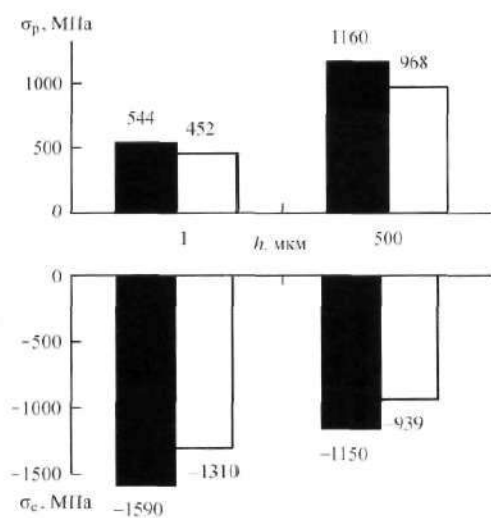


Рис. 2. Напряженное состояние карбидного включения (■) и его окрестности (□)

слое, нагружается по асимметричному циклу с преобладанием сжимающих напряжений $\sigma_c = 1590$ и 1310 МПа во включении и его окрестности соответственно.

При этом в случае расположения карбидного включения у поверхности величины растягивающих напряжений σ_p во включении и его окрестности значительно ниже, чем при расположении включения под упрочненным слоем. В таких условиях опасность возникновения микротрещин в окрестности карбидных частиц, находящихся в упрочненном слое, уменьшается, что должно увеличить период стойкости инструмента до его отказа из-за разрушения магистральной трещиной.

Результаты усталостных испытаний подтвердили данное предположение. Упрочнение поверхности путем низкотемпературной нитроцементации обеспечивает повышение предела выносливости стали Р6М5, который при вероятности разрушения 95 % составил порядка 650 МПа (у образцов без упрочнения — 570 МПа).

Анализ изломов образцов, подвергнутых испытаниям, показал, что неупрочненные образцы разрушаются краевой трещиной, при развитии которой наблюдаются участки разрушения с распространением трещины на некоторых участках под углом, близким к 45° , к

оси образца (рис. 3, а). Очевидно, что механизм разрушения образца во многом определяется появлением краевых трещин, зарождающихся во впадинах шероховатостей.

Влияние микропрофиля поверхности образцов усиливается при наличии структурных концентраторов напряжений — карбидных частиц. Жесткие включения транслируют фронт начальной трещины вдоль своих границ, что приближает общую длину дефекта к критическому значению и повышает вероятность разрушения металла вследствие скола. Многочисленные участки ветвления устья магистральной трещины, расположенные под углом 45° к оси образца, отражают циклический характер роста дефекта.

Разрушение упрочненных образцов происходит в результате развития пластического сдвига под действием максимального напряжения. Его величина складывается из величин приложенных извне напряжений и внутренних напряжений, возникающих в материале в результате упрочнения. Как видно из рис. 1, зона наибольших растягивающих напряжений расположена ниже упрочненного слоя, максимальное значение σ_p наблюдается в сердцевине образца.

На изломе упрочненного образца (рис. 3, б) видна ярко выраженная область с металлическим блеском, что, по мнению авторов работы [8], свидетельствует о протекании внутрикристаллического наклепа, обеспечивающего предельную степень упрочнения металла вплоть до появления микротрещин под упрочненным слоем. Морфология излома упроч-

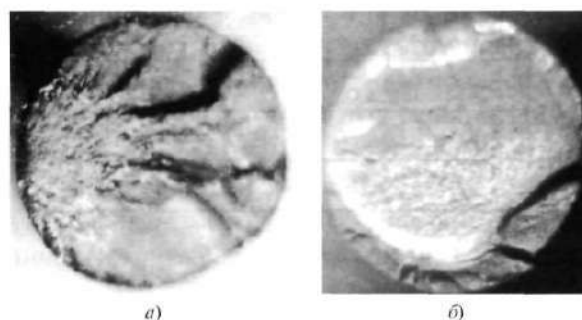


Рис. 3. Изломы неупрочненного (а) и упрочненного (б) образцов после усталостных испытаний

ненного слоя имеет множество ступенчатых участков, свидетельствующих о возможности разрушения упрочненного слоя многократно разветвляющейся трещиной.

Промышленная апробация результатов исследований

Влияние диффузионного упрочнения исследовали на матрицах, применяемых на третьем переходе высадки болтов М22×70 железнодорожного крепежа (рис. 4). Установлено, что стойкость матриц, упрочненных путем низкотемпературной цементации, более чем в 2 раза выше стойкости неупрочненных матриц (рис. 5).

Гравюра матриц с упрочненной поверхностью на момент выхода из строя не имела локальных дефектов в виде сколов и трещин, форма рабочей полости практически не изменилась (рис. 4, б). Причиной прекращения эксплуатации упрочненных матриц стало увеличение диаметра отверстия под стержень



Рис. 4. Характер разрушения неупрочненной (а) и упрочненной (б) матриц

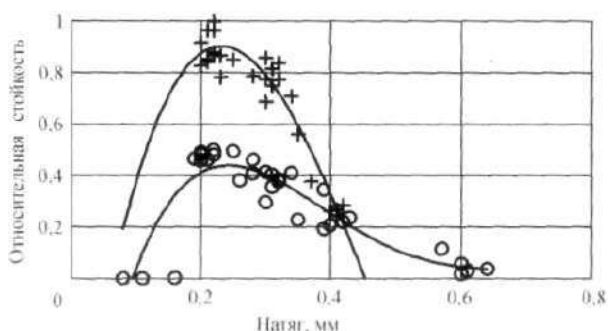


Рис. 5. Влияние натяга и упрочнения на относительную стойкость матриц:

○ — матрицы без упрочнения; + — матрицы, упрочненные низкотемпературной нитроцементацией

болта до предельно допустимого значения. Гравюра неупрочненных матриц на момент выхода из строя имела значительные повреждения рабочей поверхности в виде трещин и сколов (рис. 4, а).

Выводы. 1. Показано, что упрочнение инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 путем низкотемпературной нитроцементации не изменяет упругих характеристик упрочненного слоя. В то же время, возникающие фазовые напряжения сжатия в упрочненном слое способствуют повышению усталостной долговечности материала.

2. Применение низкотемпературной нитроцементации позволяет значительно повысить стойкость инструмента, гравюра которого испытывает преимущественно контактные нагрузки (без перемещения материала заготовки по рабочей поверхности инструмента).

Список литературы

1. Сарело С. Б., Кенько В. М., Степанкин И. Н. К вопросу повышения стойкости холодновысадочной оснастки // Вісник ЖДГУ. 2003. № 2 (26). Т. 2. Технічні науки. С. 157—161.
2. Бульчев С. И., Алексин В. П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.
3. Бульчев С. И. Соотношение между восстановленной и невосстановленной твердостью при испытании наномикроиндентированием // ЖТТ. 1999. Т. 69. Вып. 7. С. 42—48.
4. Oliver W. C., Pharr G. P. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // J. Mater. Res. 1992. Vol. 7. № 6. P. 1564—1575.
5. Кенько В. М., Пичук В. В., Степанкин И. Н. Оптимизация технологии изготовления холодновысадочных матриц // Кузнечно-штамповочное производство. 1998. № 11. С. 22—24.
6. Таблицы стандартных справочных данных. Сталь инструментальная быстрорежущая. Механические свойства. ГСССД 9-79. М.: Изд-во стандартов, 1980. 7 с.
7. Кенько В. М., Степанкин И. Н. Оценка модуля упругости поверхностных слоев высоколегированных сталей ледебуритного класса микроиндентированием // Сб. науч. трудов VI Междунар. науч.-техн. конф. «Материалы, технологии и оборудование в производстве, эксплуатации, ремонте и модернизации машин». В 3 т. / Под общ. ред. П. А. Витязя, С. А. Астапчика. Новополюк: УО «ПГУ», 2007. Т. 1. С. 227—231.
8. Химико-термическая обработка: Справочник / Под ред. Л. С. Ляховича. М.: Металлургия, 1981. 424 с.