

The comparative analysis of operation characteristics of cold heading female moulds, produced from steels P6M5 and X12M, in relation with their structure and stressed state, is carried out.

В. М. КЕНЬКО, И. Н. СТЕПАНКИН, ГГТУ им. П.О.Сухого

УДК 621.983.07

К ВОПРОСУ УЧЕТА СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МАТРИЦ ХОЛОДНОВЫСАДОЧНОЙ ОСНАСТКИ

Введение. Работоспособность холодновысадочной оснастки в большинстве случаев определяется стойкостью матриц и пуансонов. Значительные контактные нагрузки в сочетании со знакопеременными напряжениями, возникающими в материале, способствуют преобладанию усталостных процессов в механизме разрушения матриц. Высокое содержание легирующих элементов в инструментальных сталях обуславливает наличие в их микроструктуре большого количества избыточных, различных по форме первичных карбидов. Для изготовления матриц штамповой оснастки широко используются высоколегированные стали P6M5 и X12M. Формообразующая поверхность матриц для изготовления деталей сложной формы зачастую изготавливается электроэрозионным способом, что во многом определяет структуру поверхностных слоев оснастки.

Цель данной работы – исследование влияния микроструктуры поверхностного слоя гравюры матрицы на его напряженно-деформированное состояние и стойкость инструмента.

Объект и методики исследований. В качестве объектов исследования были выбраны матрицы для изготовления болтов крепежа железнодорожных рельс M22x70, M22x140 из быстрорежущей стали P6M5 и штамповой стали X12M. Рабочую полость матриц, представляющую собой сопряжение усеченной сферы с отверстием под стержень болта, изготавливали методом электроэрозионной обработки с последующей термообработкой, шлифованием и полированием рабочей поверхности.

Исследование микроструктуры проводили методами оптической (ММР-4), электронной (Jeol-50) и атомно-силовой (Нанотоп 203) микроскопии, численные исследования напряженно-деформированного состояния матриц – с использованием компьютерной программы ANSYS, реализующей метод конечных элементов. Проверку результатов численного исследования осуществляли тензометрированием.

Результаты исследований и их обсуждение. Исследования микроструктуры холодновысадочных матриц, изготовленных из высоколегированных сталей P6M5 и X12M [1], показали, что на их рабочую поверхность, полученную электроэрозионным способом, выходит большое количество крупных карбидов. Включения стали P6M5 имеют преимущественно эллиптическую форму, унаследованную от заготовки после ее прокатки. Форма частиц стали X12M близка к угловатой. Кроме того, наблюдается строчечность расположения карбидов.

Распределение включений зависит от диаметра заготовки, из которой изготавливается оснастка. Увеличение плотности и геометрических размеров частиц наблюдается в зоне сопряжения формообразующей поверхности головки с отверстием под стержень болта, т.е. в части, наиболее приближенной к центру заготовки. Длина отдельных карбидных частиц превышает 20 мкм, а поперечный размер составляет 2–3 мкм. Расположение карбидных частиц в непосредственной близости от рабочей поверхности инструмента, а также выход на нее, приводят к возникновению микротрещин на границе включение–матрица уже при первых циклах работы инструмента (рис. 1). Исследования показали, что в случае изготовления матриц из стали X12M твердостью 57–59 HRC разрушение их хрупким сколом происходит уже после первых циклов нагружения. Матрицы, изготовленные из стали P6M5 твердостью 60–61 HRC, также выходят из строя по причине образования трещин, однако их стойкость до разрушения составляет 10–15 тыс. ударов.

Ориентация продольной оси карбидных частиц в готовом изделии наследуется от текстуры заготовки. В случае сложных по форме ручьев включения располагаются под произвольным углом к гравюре матрицы, величина которого изменяется от 0 до 90°.

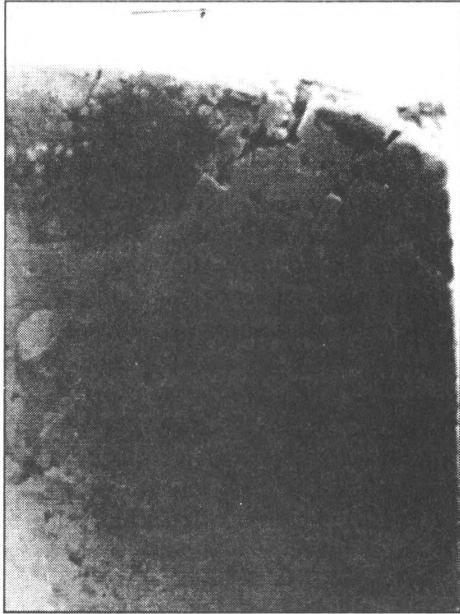


Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя матрицы, изготовленной из стали Р6М5 электроэрозионным способом. $\times 300$

Воздействие внешних нагрузок при работе матриц приводит к возникновению концентрации напряжений во включении и его окрестности.

Известно, что монокарбиды, образуемые легирующими элементами высокопрочных сталей (WC , W_2C , Mo_2C , Cr_3C_2 , VC), обладают

высокими твердостью и модулем упругости [2, 3]. Результаты атомно-силового анализа свойств карбидных частиц показали, что сложные по химическому составу включения ($(Fe, Cr, V)_7C_3$, Fe_4W_2C , $(Fe, Cr, V)_{21}W_2C_3$ [4], Fe_4Mo_2C [5] сталей Р6М5 и Х12М, так же как и их простые соединения, имеют более высокие, чем у металлической матрицы твердость и модуль упругости. Так, изменения фазы колебаний зонда при сканировании карбидной частицы стали Х12М и ее окрестности составили 50–60 ед. (рис. 2), а стали Р6М5 – 25–30 ед. Величина скачка фазы колебаний пропорциональна упругим свойствам включения [6], следовательно, карбидные частицы стали Х12М имеют твердость и модуль упругости большие, чем избыточные карбидные частицы стали Р6М5.

Различие упругих свойств включения и металлической матрицы обуславливает неравномерность деформаций частицы и окружающего металла при внешних воздействиях. Следовательно, на линии их соприкосновения будут возрастать касательные напряжения, что создает условия для ускорения накопления дислокаций на границе включение–матрица в окрестности карбидных включений. Подобное обстоятельство в совокупности с особенностями структуры во многом объясняет пониженную стойкость матриц, изготовленных из стали Х12М.

Для исследования концентрации напряжений в окрестностях карбидного включения в инструментальных материалах в условиях плоского напряженного состояния в зоне острия дефекта [7] использовали компьютерную модель в виде плоской полубесконечной пластины. В качестве переменных параметров принимали величину заглубления частицы l и угол α между осью включения и линией приложения растягивающей нагрузки. Случай технологического усечения эллиптической частицы рассмотрен на примере включения треугольной формы (рис. 3).

Поперечный размер включений принимали равным 3 мкм, длину частиц – 24 мкм, что соответствует результатам фрактографических исследований [8]. Радиусы заострений включений принимали равными минимально возможному радиусу заострения трещины в металлических материалах. Анализ имеющихся сведений показывает, что в настоящее время существуют две точки зрения о величине остроты начальной трещины. Первая основана на гипотезе возникновения трещин в порах кристаллической решетки.

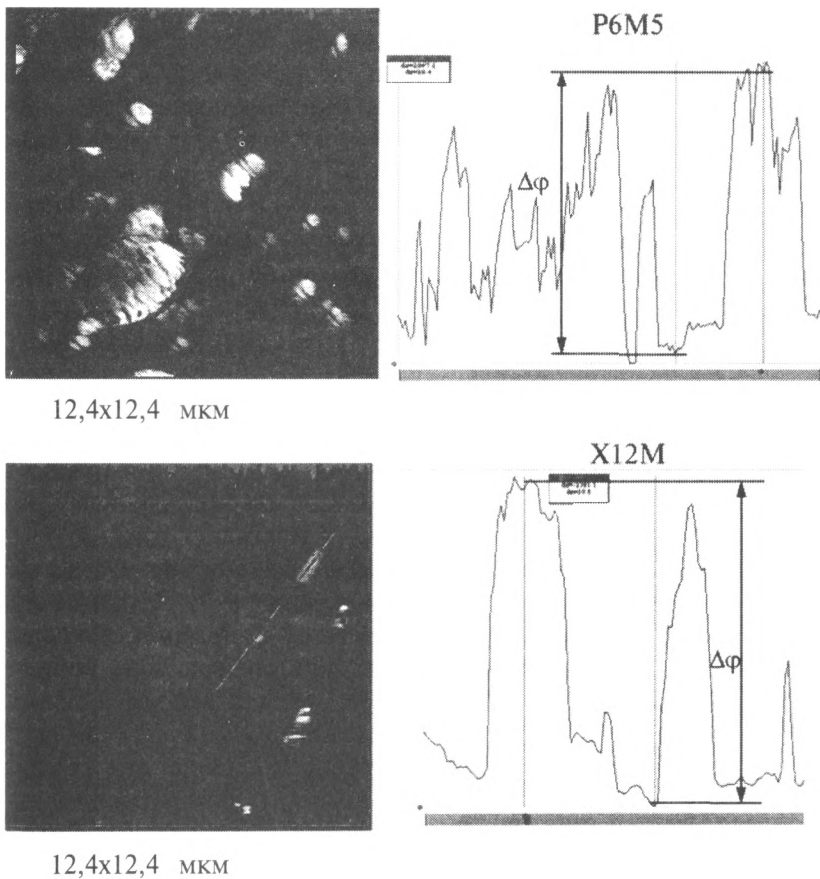


Рис. 2. Результаты атомно-силового зондирования карбидных включений и их окрестностей ($\Delta\phi$ – изменение фазы колебания зонда)

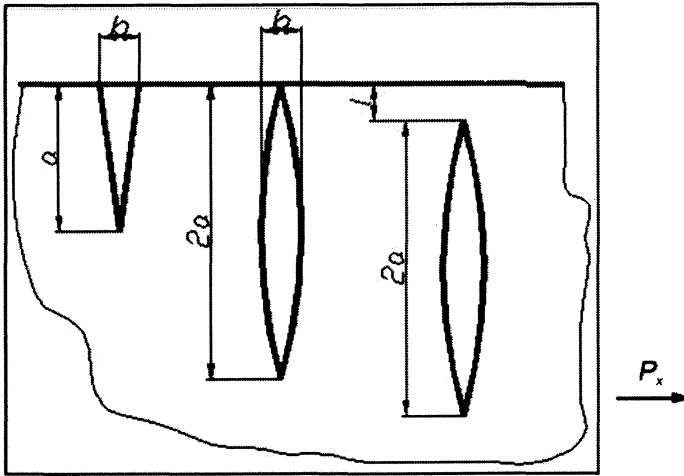


Рис. 3. Модель эллиптического включения технологически усеченного (а), расположенного под поверхностью (б) и заглубленного (в)

В этом случае за остроту трещины принимается величина, равная порядка 110% от параметра решетки [9, 10]. Однако данное значение у металлических материалов характеризует остроту вторичной трещины, возникающей в зоне пластического течения у острия основной трещины в момент максимального дислокационного упрочнения металла перед стартом хрупкой магистральной трещины [11, 12].

Второй подход учитывает интенсивность дислокационного течения в зоне острия трещины в металлических материалах. Считается, что упругая энергия, накопленная трещиной, рассеивается в результате пластического течения у ее острия. В этом случае реальная острота трещины докритической длины в металлических материалах не превышает величины порядка 0,1–0,01 мкм [13]. Учитывая, что исследование напряженного состояния в окрестности карбидного включения предполагает качественное рассмотрение влияния формы, ориентации и свойств включения, в качестве параметра заострения трещиноподобного дефекта принимали величину, равную 0,01 мкм. По нашему мнению, данное значение наиболее точно соответствует состоянию материала, имеющего первичную трещину, зародившуюся на границе включение–металлическая матрица. В этом случае до начала хрупкого разрушения часть упругой энергии трещины должна быть затрачена на ее распространение внутри зерна и преодоление границ между зернами [10]. Нагружение модели проводили растягивающим усилием, создающим напряжение величиной 600 МПа, что соответствует пределу выносливости быстрорежущей стали Р6М5 [14]. Модуль упругости частиц принимали в 2 раза выше, чем у матрицы.

Одним из наиболее благоприятных случаев для зарождения и распространения трещины яв-

ляется краевое расположение твердого эллиптического включения. Расположение включения перпендикулярно прикладываемой нагрузке приводит к высокой концентрации растягивающих напряжений во включении и его окрестности, локализующихся в точке выхода частицы на поверхность (рис. 4, а). В окрестности нижней вершины включения уровень напряжений значительно ниже.

В готовом изделии ориентация продольной оси карбидных частиц наследуется от текстуры заготовки. Рост трещины за пределы окрестности включения будет происходить в металлической матрице. В этом случае разрушение материала трещиной имеет наибольшую вероятность при расположении зоны образования начальной трещины (граница включение – матрица) перпендикулярно линии приложения растягивающего напряжения.

Таким образом, возможны два варианта развития дефекта. Первый – распространение трещины внутрь материала, второй – выход трещины наружу. При проявлении контактной усталости, характерной для деформирующего инструмента [15], вероятность выхода трещины наружу повышается в случае ее зарождения в окрестности включения, располагающегося параллельно линии приложения растягивающего напряжения. При этом упругая энергия трещины будет рассеяна локальным разрушением включения и вероятность распространения трещины во внутренние слои материала снизится. Поперечное расположение включения по отношению к линии действующей нагрузки, характеризующееся высокими растягивающими и касательными напряжениями в окрестности частицы (рис. 4), в наибольшей степени способствует росту трещины. Ориентация зародышевой трещины перпендикулярно линии приложения нагрузки обеспечивает ее распространение во внутренние слои материала.

При технологическом усечении эллиптического краевого включения и трансформации его в треугольное повышенная концентрация напряжений возникает как в зоне острия, так и в месте выхода включения на поверхность (рис. 5).

Наиболее благоприятные условия для зарождения микротрещин возникают в случае, когда угол между осью частицы и поверхностью пластины не превышает 30°, так как зона концентрации максимальных растягивающих напряжений расположена на поверхности материала. В этих условиях негативное влияние структурных факторов будет усиливаться концентрацией напряжений, возникающих в поверхностных микронеровностях.

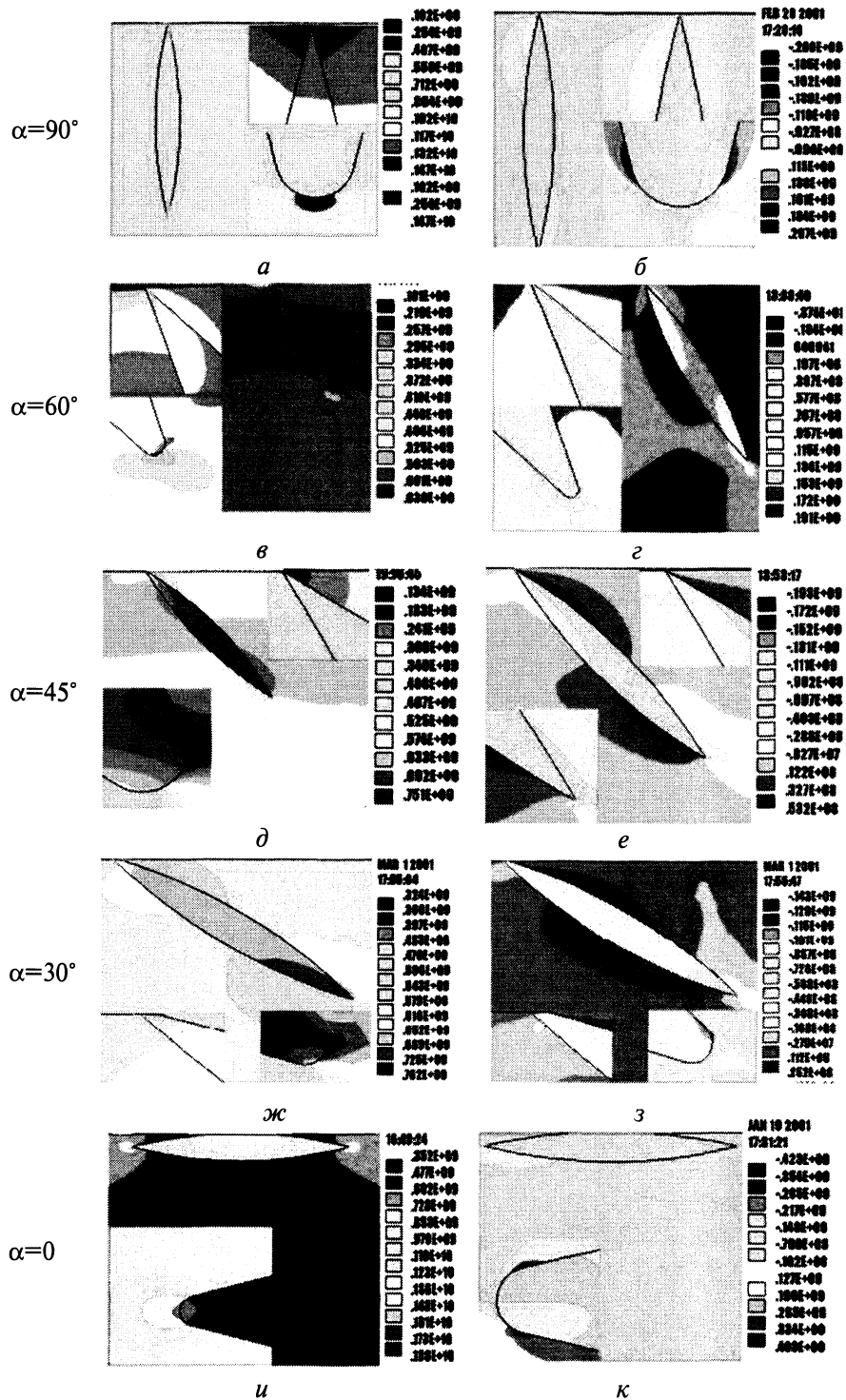


Рис. 4. Распределение растягивающих (а, в, д, ж, и) и касательных (б, г, е, з, к) напряжений (Па) в окрестности эллиптического включения в зависимости от его ориентации относительно линии действия растягивающей нагрузки: α – угол между продольной осью включения и линией действия внешней нагрузки

Распространение трещины между матрицей и включением, расположенным параллельно линии приложения растягивающего напряжения, приведет к отслаиванию частицы без распространения трещины в глубь матрицы. Любая другая ориентация частицы будет способствовать продвижению дефекта в глубь.

Изменение формы и размеров карбидных включений может быть достигнуто путем 3–5-кратного перекова заготовки матрицы. В результате обеспечивается значительное измельчение карбидных частиц, их форма становится глобулярной, размеры частиц в поперечнике не превышают 3–5 мкм, однако строчечность их расположения сохраняется.

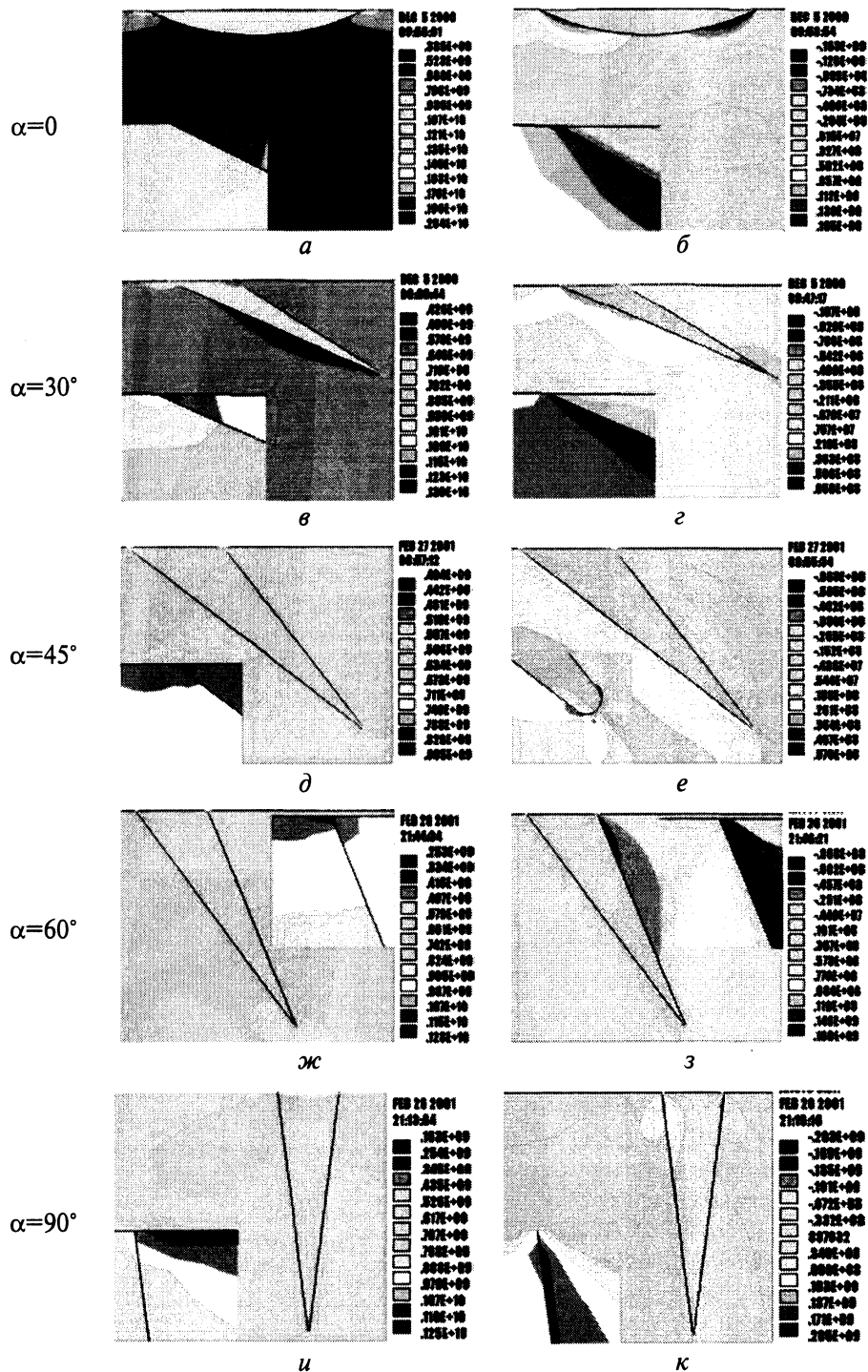


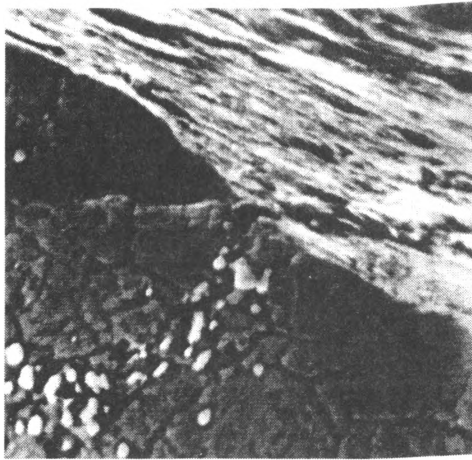
Рис. 5. Распределение растягивающих (а, в, д, ж, и) и касательных (б, г, е, з, к) напряжений (Па) в окрестности усеченного эллиптического включения в зависимости от его ориентации относительно линии действия растягивающей нагрузки: α – угол между продольной осью включения и линией действия внешней нагрузки

Скопления включений, располагающиеся по границам зерен металла (рис. 6, а), приводят к возникновению межкристаллитных трещин, увеличение которых до критического размера происходит по усталостному механизму.

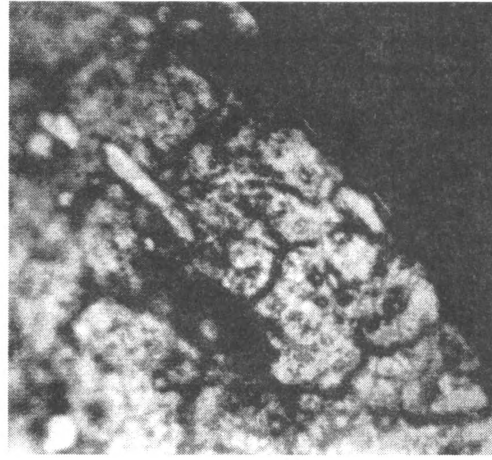
Изменение ориентации включений достигается при использовании технологии горячего выдавливания рабочих поверхностей вместо электроэрозионного способа. При этом неметаллические включения располагаются параллельно рабочей

поверхности, не выходя на нее (рис. 6, б). Их размеры достигают 10–18 мкм в длину и 2–3 мкм в поперечнике, форма включения близка к овальной [16, 17].

Численные исследования показали, что наиболее опасным случаем в этой ситуации является выход включения на поверхность, устранить вероятность которого невозможно. Разрушение в этой ситуации, по-видимому, затронет только саму частицу, выкрошив ее. Образующаяся на ее



a



б

Рис. 6. Микроструктура поверхностного слоя матриц из стали P6M5, сформированная в результате трехкратного перекова (*a*) и горячего выдавливания рабочей полости (*б*). $\times 1000$

месте лунка имеет достаточно обтекаемую форму. Величина растягивающих напряжений в зоне образовавшегося концентратора возрастает не более чем на 15% (рис. 7).

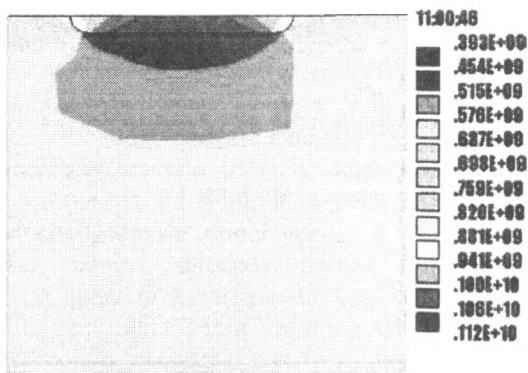
Расположение овального включения под поверхностью не изменяет характер распределения напряжений в частице и ее окрестности. Однако на поверхности пластины, непосредственно над включением, наблюдается зона разгрузки металлической матрицы. Более высокие упругие свойства частицы обеспечивают ее армирующую роль. При этом благодаря достаточно большому радиусу закругления основная концентрация растягивающих напряжений наблюдается в центральной части включения.

При углублении включения вместе с ним смещается и зона разгрузки близлежащего материала матрицы. После углубления включения на расстояние более 15–20 мкм разгружающее воздействие частицы проявляется только в окрестности включения, не затрагивая поверхность.

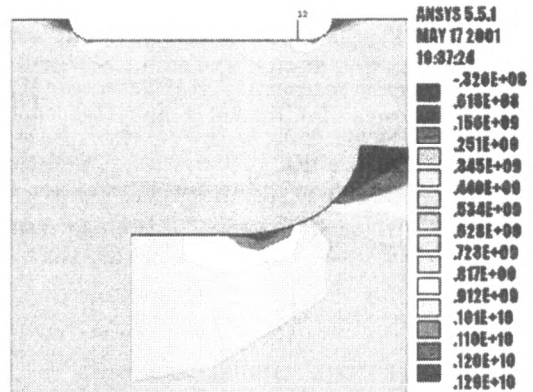
Очевидно, что основной причиной перераспределения нагрузок между металлической матрицей и частицей является более высокий модуль

упругости последней. Возрастание модуля упругости включения обеспечивает расширение зоны разгрузки, окружающего частицу материала матрицы. При этом растягивающие напряжения в теле включения возрастают по сравнению с приложенным к пластине напряжением более чем в 2,5 раза (рис. 8, *a*). Углубление включения вызывает разгрузку поверхности пластины над частицей, причем армирующая роль последней возрастает с увеличением упругих свойств (рис. 8, *б*).

Таким образом, наиболее важным фактором, снижающим локальную прочность материала с включениями овальной формы, расположенными параллельно линии растягивающего напряжения, является различие модулей упругости частицы и матрицы. В случае значительной разницы в указанных характеристиках наиболее вероятно разрушение самого включения [18]. Если же твердое включение окажется на пути распространения краевой трещины, перпендикулярной оси частицы, то дальнейшее продвижение трещины в первоначальном направлении будет затруднено [19].



a



б

Рис. 7. Распределение растягивающих напряжений (Па) в окрестности овального включения, располагающегося на поверхности пластины (*a*) и в случае отделения включения (*б*)

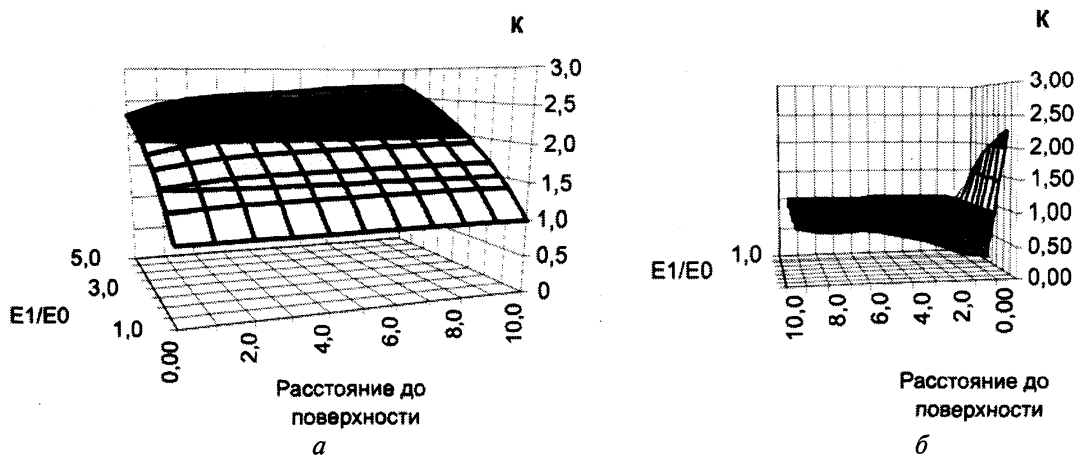


Рис. 8. Влияние модуля упругости матрицы (E_0) и включения (E_1) на коэффициент концентрации растягивающих напряжений (K) при различном углублении частицы: a – в материале включения; b – в материале матрицы на поверхности пластины

Заключение. Сравнительный анализ эксплуатационных характеристик матриц холодновысадочной оснастки со сложной формообразующей поверхностью для крупных метизов, изготавливаемых из быстрорежущей стали Р6М5 и полутеплостойкой штамповой стали Х12М, показал, что применение полутеплостойких сталей класса Х12М для изготовления тяжелонагруженных холодновысадочных матриц нецелесообразно по причине недостаточной прочности материала, обусловленной высокими упругими характеристиками первичных карбидов; при изготовлении инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 следует учитывать размеры и ориентацию карбидных включений, которые определяют характер разрушения инструмента. Повышение локальной прочности материала матриц достигается при изменении формы частиц с эллиптической на овальную и эквидистантном расположении включений относительно рабочей поверхности инструмента. Стойкость матриц увеличивается в 2–5 раз.

Литература

1. Кенько В.М., Пинчук В.В., Степанкин И.Н. Оптимизация технологии изготовления холодновысадочных матриц // Кузнечно-штамповочное производство. 1998. №11. С. 22–24.
2. Тот Л. Карбиды и нитриды переходных металлов. М.: Мир, 1974.
3. Сверхтвердые материалы / И.Н.Францевич, Г.Г.Гнедин, А.В.Курдюмов, Г.Г.Карюк и др.; Под общ. ред. И.Н.Францевича. Киев: Наукова думка, 1980.
4. Скрынченко Ю.М., Позняк Л.А. Работоспособность и свойства инструментальных сталей. Киев: Наукова думка, 1979.

включением

5. Геллер Ю.А. Инструментальные стали: Справ. М.: Металлургия, 1984.
6. Чижик С.А. Трибомеханика прецизионного контакта (сканирующий зондовый анализ и компьютерное моделирование): Автореф. дис. ... д-р тех. наук. Гомель, 1998.
7. Иванова В.С. Усталостное разрушение металлов. М.: Metallurgizdat, 1963.
8. Кенько В.М., Степанкин И.Н. Влияние микроструктуры штамповой холодновысадочной оснастки на ее износостойкость // Трение и износ. 2000. Т.21. С. 323–328.
9. Макмиллан Н. Идеальная прочность твердых тел // Атомистика разрушения: Сб. ст. / Под ред. А.Ю. Ишлинского. М.: Мир, 1987.
10. Энгель Л., Клигеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справ. М.: Металлургия, 1986.
11. Кремнев Л.С. Критический коэффициент интенсивности напряжений и вязкость разрушения высокопрочных инструментальных материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 1. С. 30–35.
12. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов. М.: Металлургия, 1990.
13. Гуляев А.П. О прочности // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. № 7. С. 2–6.
14. Исследование влияния напряженного состояния и поверхностного упрочнения матриц холодновысадочной оснастки на их стойкость / В.М.Кенько, И.Н.Степанкин, В.М.Ткачев и др. // Кузнечно-штамповочное производство. 1999. № 11. С. 15–17.
15. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях. М.: Мир, 1984.
16. Кенько В.М., Степанкин И.Н. Прогрессивная технология изготовления холодновысадочных матриц // Материалы, технологии, инструменты. 1999. Т. 4, № 4. С. 96–100.
17. Ken'ko V., Stepankin I. Microstructure and Tension Influence on the Wear of Coldupsetting Matrix Tooling // Tribology 2000. Plus: 12th International Colloquium, Ostfildern, 11–13 January 2000 / Technische Akademie Esslingen. Ostfildern, 2000. Vol. 2. P. 1077–1083.
18. Композиционные материалы: В 8 т. Т.5. Разрушение и усталость. Л., 1978.
19. Прикладные вопросы вязкости разрушения / Под ред. Б.А.Дроздовского. М.: Мир, 1968.