

МАШИНОСТРОЕНИЕ И МАШИНОВЕДЕНИЕ

УДК 669.14.018.252.3:620.17

ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ИНСТРУМЕНТА В УСЛОВИЯХ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ИЗНОСА И УСТАЛОСТИ СТАЛИ

Г.А. Околович, Т.Г. Шарикова, Е.В. Петрова

Статья посвящена проблеме повышения долговечности инструмента в условиях взаимного влияния износа и усталости стали. Испытания указывают на существование определенной зависимости между твердостью ряда сталей и сопротивлением усталостному разрушению. Опытным путем установлено, что химико-термическая обработка инструмента затрудняет деформацию поверхности, повышает твердость и износостойкость, а также циклическую прочность вследствие поверхностных напряжений сжатия.

Ключевые слова: усталостное разрушение, повышение долговечности, химико-термическая обработка, износостойкость, циклическая прочность.

Анализ литературных данных показал, что единственным предельным состоянием рабочих деталей штампов холодного деформирования считается износ. Однако расчёты и экспериментальные данные выявили, что инструмент работает в условиях сочетания двух разрушающих процессов – износа и усталости.

При назначении мер повышения долговечности инструмента, необходимо учитывать взаимное влияние этих процессов. Часто меры, призванные устранить (уменьшить) отрицательное влияние износа, ускоряют усталостную деградацию, например, хромирование или многослойное покрытие.

Следовательно, применительно к штампам холодного деформирования нельзя рекомендовать методы поверхностной обработки по повышению долговечности без проведения износоусталостных испытаний.

Стали для этих целей должны обладать оптимальным сочетанием износостойкости и сопротивления усталостному разрушению. Упор только на один аспект не позволяет достичь оптимального результата. Полученный вывод можно распространить на все материалы и виды их термо- и поверхностных разработок, которые используются для изготовления деталей, работающих в сочетании нескольких разрушающих процессах.

Штампы холодного деформирования (высадка, вырубка, пробивка, выдавливание) работают в условиях высоких знакопеременных динамических нагрузок.

Рабочие элементы штамповой оснастки листовой вырубкой толщиной более 6 мм изготавливаются из сталей повышенной износостойкости и пределом текучести при сжатии

X12M и P6M5. Для них характерна большая карбидная неоднородность в крупных сечени-

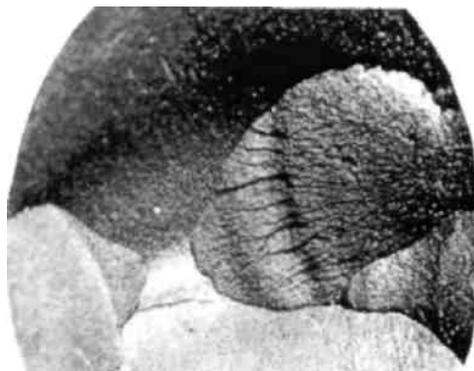


Рис. 1. Макрофотография излома пробивного пуансона

ях, что резко снижает прочность и вязкость.

Так для стали X12M прочность ($\sigma_{изг}$) снижается с 2200-2500 Мпа в диаметре 20...30 мм до 1100...1250 Мпа диаметром более 100 мм. Основной причиной выхода из строя матриц из стали X12M является выкашивание, сколы, которые происходят по карбидной строчечности волокон (Рис. 1). Разрушение начинается в местах скопления карбидов и вдоль их расположения.

Основной причиной выхода из строя вырубных пуансонов из стали P6M5 является выкашивание и сколы рабочих кромок, т.е. инструмент не работает до износа или потери размера, а преждевременно выходит из строя по причине их разрушения.

Сопротивление хрупкому разрушению инструмента характеризуется прочностью при изгибе ($\sigma_{изг}$). С увеличением содержания уг-

лерода в мартенсите до 0,5 % прочность возрастает, при большей концентрации - снижается, в отличие от твёрдости, которая продолжает расти. Прочность снижается почти пропорционально увеличению размеров зерна и усилению неоднородности в распределении карбидов.

При вырубке пластин из высокопрочной стали 30XН3А толщиной 6 мм, главным критерием стойкости является износ инструмента, поэтому вырубные пуансоны из стали обрабатывают на повышенную твердость 62...64HRC. Однако увеличение стойкости инструмента можно достичь путем снижения твердости до 58...59 HRC (для стали Р6М5).

Для подтверждения этого предположения нами были проведены стойкостные испытания вырубных пуансонов после дополнительного отпуска при 580 °С, 600 °С, 620 °С на твердость 60...61 HRC, 59...60 HRC, 58...59 HRC соответственно.

Результаты испытаний показали повышение стойкости вырубных пуансонов от 7 тысяч ходов при твердости 62...64 HRC до 10 тысяч при твердости 60...61 HRC; 12 тысяч при твердости 59...60 HRC и 15 тысяч ходов при твердости 58...59 HRC. То есть наблюдается увеличение стойкости при снижении твердости за счет повышения прочности и вязкости стали Р6М5.



Рис. 2. Микроструктура стали X12M. Ø 255 мм × 500

Чрезвычайно редки и нетипичны случаи поломки инструмента в результате приложения однократной нагрузки. Разрушение происходит, как правило, после десятков и сотен

тысяч циклов нагружений. На разрушившихся пуансонах не заметны следы пластической деформации, а на поверхности изломов можно увидеть характерный усталостный рисунок (Рис. 2). Все это надежно свидетельствует о том, что разрушение инструмента происходит от малоциклового усталости.

Нами был определен предел выносливости сталей различных структурных классов: быстрорежущей стали Р12 в сравнении заэвтектоидной 7ХГ2ВМ и ледебуритной Х12М, а также сталей Р6М5 и 6Х4М2ФС.

Испытания указывают на существование определенной зависимости между твердостью ряда сталей и сопротивлением усталостному разрушению. Предел выносливости стали 7ХГ2ВМ с повышением твердости с 49 до 54 и 58 HRC возрастает соответственно с 700 до 750 и 900 МПа. У стали Х12М увеличение предела выносливости при повышении твердости с 56 до 59 HRC несколько меньше: с 750 до 800 МПа.

Весьма значительное влияние оказывают количество и размер частиц карбидной фазы. Поэтому для сталей ледебуритных по структуре, в частности быстрорежущих, указанная зависимость между твердостью и пределом выносливости проявляется в значительно меньшей степени. Это не позволяет по данным о пределе выносливости и твердости сталей одного структурного класса прогнозировать эту характеристику для сталей другого структурного класса. Так, повышение твердости стали Р12 с 64 до 65 HRC, не изменившее заметно количества и распределения карбидной фазы, сопровождалось лишь небольшим увеличением предела выносливости с 750 до 800 МПа. Рост твердости был достигнут выбором более высокой температуры закалки. Следовательно, влияние величины зерна на предел выносливости в присутствии большого количества карбидов не очень значительно.

Значительное влияние крупных карбидов (в данном случае в сталях Х12М и Р12) несомненно, состоит в том, что присутствуя в пограничных слоях, в которых возникает наибольший изгибающий момент, они служат зародышами для зарождения трещин и очагов усталости. Этот вывод подтверждается также анализом вида излома. У ледебуритных сталей, а также стали 7ХГ2ВМ при повышении твердости до 58 HRC, излом неровный, что является признаком хрупкого разрушения. При более низкой твердости излом стали вязкий.

ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ИНСТРУМЕНТА В УСЛОВИЯХ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ИЗНОСА И УСТАЛОСТИ СТАЛИ

Испытания позволили также установить роль остаточного аустенита. Обработка холодом стали 7ХГ2ВМ при $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ после закалки и отпуска на твердость 55 HRC привела к повышению предела усталости от 750 МПа до 800 МПа по сравнению для такой же стали без обработки холодом.

Снижение температуры закалки стали Р6М5 от 1220 до $1140\text{ }^{\circ}\text{C}$, несмотря на уменьшение твердости от 64 HRC до 60 HRC, привело к значительному повышению усталостной долговечности от $\sigma_{-1} 700$ МПа до $\sigma_{-1} 800$ МПа. Это связано с более мелким зерном и возрастанием прочности у образцов, закаленных от $1140\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Следовательно, закалка от $1140\text{ }^{\circ}\text{C}$ стали Р6М5 более предпочтительна для инструмента холодной объемной штамповки, от которого по условиям работы, требуется повышенная усталостная прочность. Сказанное подтверждается и опытом эксплуатации пуансонов из стали Р6М5, у которых снижение температуры закалки уменьшило количество аварийных поломок.

Усталостная прочность образцов из стали 6Х4М2ФС оказалась выше, чем у образцов из стали Р6М5, закаленных от $1140\text{ }^{\circ}\text{C}$ и составила 900 МПа, а у стали Р6М5 – 800 МПа. Повышенная усталостная прочность стали 6Х4М2ФС по сравнению с быстрорежущими сталями объясняется отсутствием в этой стали крупных скоплений карбидов, служащих внутренними концентраторами напряжений; однородностью эвтектоидной структуры и высокой прочностью ($\sigma_{изг} \approx 4500$ МПа). На пуансонах холодной высадки, испытывающих нагрузки до 160-180 кгс/мм², сталь 6Х4М2ФС обеспечила повышение стойкости инструмента в 1,5-2.

Следовательно, предел выносливости при высокой твердости стали 58-60 HRC (определяемых в стандартных испытаниях при кручении с изгибом на базе 10^7 циклов) зависит во многом подобно прочности на изгиб от различных причин:

1) карбидов, их количества, размеров и расположения. Карбидные частицы у поверхности быстрее выкрашиваются в участках контакта и создают очаги усталостного разрушения;

2) остаточного аустенита. Обработка холодом, снижающая количество аустенита, повышает предел выносливости, но при условии, выполнения последующего отпуска для снятия возникающих напряжений при превращении аустенита в мартенсит;

3) состояние поверхности инструмента; При наличии рисок на поверхности и большой её шероховатости предел усталости существенно снижается;

4) напряжений, создаваемых закалкой или шлифованием. Отпуск после шлифования повышает сопротивление усталостному разрушению.

Таким образом, основными условиями повышения усталостной прочности являются создание однородной структуры при отсутствии напряжений и получении ровной поверхности. Тогда предел выносливости возрастает с повышением твердости до 60 HRC. При дальнейшем росте твердости предел выносливости снижается аналогично прочности на изгиб.

Испытание пробивных пуансонов ($\varnothing 12$ мм) стали 6Х4М2ФС (Ди-55) при твердости 58-60 HRC отверстий в стали 30ХН3А толщиной 6 мм после газового азотирования в течение 12 мин. при $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ показали увеличение стойкости инструмента в 1,5 - 2,0 раза по сравнению со стойкостью пуансонов из быстрорежущей стали Р6М5 при твердости 60 - 62 HRC без азотирования. Стойкость пуансонов из стали Р6М5 10-15 тыс. ходов, а стойкость пуансонов из стали Ди-55 составила 27 тыс. ходов. При этом выкрашивания и сколов не наблюдалось, пуансоны сняли с эксплуатации из-за износа рабочей части (притупления рабочей кромки).

Отсутствие сколов у пуансонов из стали 6Х4М2ФС объясняется ее высокой вязкостью и прочностью. Недостаточная износостойкость (без азотирования) - отсутствием избыточной карбидной фазы.

Опыт промышленных испытаний шлиценкатных роликов из стали Р6М5 (закалка $1140 - 1160\text{ }^{\circ}\text{C}$, отпуск при $580\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 - 3 раза по 1 часу на твердость 56 - 58 HRC) показал, что стойкость составляет 18-25 тыс. ходов. После карбонитрации стойкость инструмента достигает 56 - 90 тыс. накатки валов, т.е. повышается в 3 - 4 раза.

ВЫВОДЫ

1. Преждевременное разрушение инструмента холодной штамповки (поломки, сколы, выкрашивание) не определяют эксплуатационную стойкость, а показывают на несоответствующие условиям эксплуатации выбор сталей и режимов термической обработки.

2. Экспериментально установлено, что максимальные значения малоциклового усталости достигаются при твердости инструмен-

та 56 - 60 HRC и высокой прочности, $\sigma_{изг} \leq 4000 \text{ МПа}$. При этом наивысшие значения усталости и прочности обеспечиваются при дисперсионном твердении.

3. Химико-термическая обработка инструменты (азотирование, карбонитрация, осаждение нитридов титана при диффузионном насыщении поверхности) из-за высокой твердости ($\approx 700 \text{ HRC}$) затрудняет деформацию поверхности инструмента, повышает износостойкость и циклическую прочность вследствие поверхностных напряжений сжатия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Околович Г.А., Семичастная А.В., Моисеев В.Ф. О сопротивлении сталей усталостному разрушению // *Металлорежущий и контрольно-измерительный инструмент*. - № 6, 1973. - 3 С.

2. Кальнер В.Д., Шор И.Ф., Суворова С.И. Статическая и усталостная прочность сталей Р6М5 и 6Х4М2ФС при растяжении и сжатии // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1977 - № 9, - С. 47-52.

3. Околович Г.А. Высокопрочные штамповые стали для холодного деформирования металлов // *Материаловедение, пластическая и термическая обработка металлов*. - С.-Петербург, 2004. - С.90-95.

4. Пат. 2109075 Российская Федерация, МПК⁷С31Д9/22С23, С8/26. Способ упрочнения поверхностей стальных изделий / Г.А. Околович, Л.Т. Аксенова, Т.Г. Шарикова, И.В.Околович; Заявитель и патенообладатель АлтГТУ им. И.И. Ползунова. - № 96105231/02, Заявл. 19.03.96; Опубл. 20.04.98.

Околович Геннадий Андреевич, д.т.н., профессор, Алтайский государственный технический университет.

Шарикова Татьяна Геннадьевна, к.т.н., доцент, Алтайский государственный технический университет.

Петрова Елена Владимировна, инженер-технолог ООО «БРИЗ».

E-mail: tgs_xx@rambler.ru

Тел. 8 913 215 5314