

ЭКСПЛУАТАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ХОЛОДНОШТАМПОВОЧНОГО ИНСТРУМЕНТА

Г.А. Околович

Одной из основных причин выхода из строя холодноштамповочного инструмента является хрупкое разрушение. Сопротивление хрупкому разрушению инструмента характеризуется прочностью при изгибе ($\sigma_{изг}$). С увеличением содержания углерода в мартенсите до 0,5 % прочность возрастает, при большей концентрации – снижается, в отличие от твердости, которая продолжает расти. Особенно значительно влияние зерна и карбидов. Прочность снижается почти пропорционально увеличению размеров зерна и усилению неоднородности в распределении карбидов.

Высокие контактные нагрузки, перемещение металла заготовок с поверхности инструмента вызывает смятие и износ, в связи с этим твердость повышают до 60 – 64 HRC. При такой твердости инструмент выходит из строя из-за образования трещин вблизи концентраторов напряжений и поломок.

На разрушившихся пуансонах не заметны следы пластической деформации, а на поверхности изломов можно увидеть характерный усталостный рисунок (рисунок 1). Все это надежно свидетельствует о том, что разрушение инструмента происходит от малоциклового усталости.

Фрактографические исследования подтвердили, что в очаге зарождения и развития

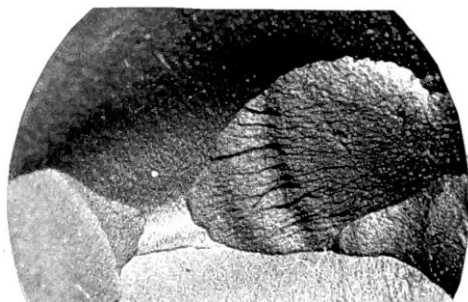


Рисунок 1 – Макрофотография излома пробивного пуансона Ø 12, сталь Р6М5

трещины четко просматриваются два участка разрушения. Первый участок от края пуансона имеет типичную структуру циклической перегрузки. Площадь данной зоны уменьшается с увеличением нагрузки на пуансон и

при некоторой критической амплитуде напряжения исчезает совсем. В этом случае стойкость пуансонов исчисляется несколькими десятками ходов.

Поэтому разработка методики оценки сопротивления инструментальных сталей усталости и установлением взаимосвязи между этой характеристикой и показателями твердости и прочности представляет актуальную задачу.

Таблица 1 – Предел выносливости инструментальных сталей в зависимости от твердости и прочности

Температура, °С								
Закалка	Отпуск	Обработка холодом, °С	Твердость HRC	Карбидный балл (Объемы)	Количество карбидов, % (вес.)	Остаточный аустенит, А _{ост} , %	Прочность на изгиб, σ _{изг} , МПа	Предел усталости, σ ₋₁
Сталь X12M								
1030	200	-	59	3-4	17	20	2500	800
	350	-60	56	3-4	17	4	2300	700
	350	-	55	3-4	17	12	2200	640
Сталь 7ХГ2ВМ								
875	180	-	58	1	2	16	2800	850
	350	-60	55	1	2	2	3200	800
	350	-	54	1	2	6	3100	760
	500	-	49	1	2	1	3000	700
Сталь Р6М5								
1200	580	-	62	2-3	20	4	3400	800
1140	580	-	60	2-3	20	3	3800	900
Сталь 6Х4М2ФС								
1060	540	-	60	1	8	2	4500	950

Нами были проведены исследования усталостной прочности инструментальных сталей трёх структурных классов: заэвтектоидной 7ХГ2ВМ с карбидным баллом 1 и ледебуритной X12M, Р6М5 с карбидным баллом 3 и эвтектоидной 6Х4М2ФС с карбидным баллом 1 после отпуска на различную твердость от 59 до 49 HRC с целью установить зависимость предела выносливости от твердости и структурного состояния (таблица 1) (рисунок 2) [1].

Испытания выполнялись на установке УКИ – 10М при кручении с изгибом на базе 10⁷ циклов.

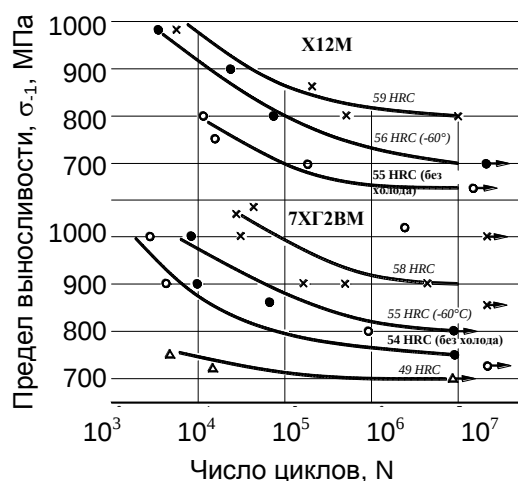


Рисунок 2 – Предел выносливости (σ_{-1}) стали X12M (а) и стали 7XГ2BM (б) в зависимости от твердости

Испытания свидетельствуют о существовании определенной зависимости между твердостью и сопротивлением усталостному разрушению. Так предел выносливости стали 7XГ2BM с повышением твердости с 49 до 54 и 58 HRC возрастает от 700 до 750 и 850 МПа, соответственно. У стали X12M увеличение предела выносливости при повышении твердости от 55 до 59 HRC несколько меньше: от 650 до 800 МПа, вследствие структурной неоднородности из-за присутствия избыточных карбидов.

Усталостные испытания на изгиб с вращением сталей Р6М5 и 6Х4М2ФС проводили на машинах типа НУ (1500 об/мин) [2].

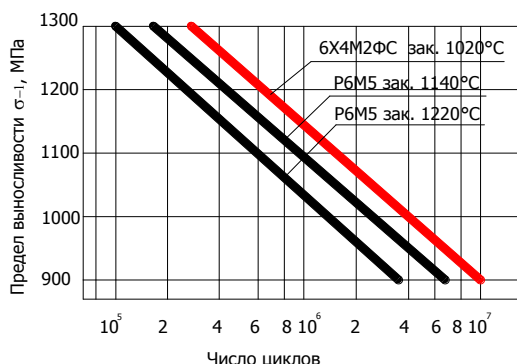


Рисунок 3 – Результаты усталостных испытаний стали 6Х4М2ФС и Р6М5

Результаты усталостных испытаний приведены на рисунке 3. Снижение температуры закалки стали Р6М5 от 1220 до 1140°С, несмотря на уменьшение твердости от 64 HRC до 60 HRC, привело к значительному повышению усталостной долговечности от σ_{-1} 700 МПа до σ_{-1} 800 МПа [3]. Это связано с более

мелким зерном и возрастанием прочности у образцов, закаленных от 1140°С. Следовательно, закалка от 1140°С стали Р6М5 более предпочтительна для инструмента холодной объемной штамповки, от которого, по условиям работы, требуется повышенная усталостная прочность. Это подтверждается и опытом эксплуатации пуансонов из стали Р6М5, у которых снижение температуры закалки уменьшило количество аварийных поломок.

Сопротивление усталости образцов из стали 6Х4М2ФС оказалась выше, чем у образцов из стали Р6М5, закаленных от 1140°С и составила ≤ 950 МПа. Повышенное сопротивление усталости 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 ($\sigma_{изг} \leq 4500$ МПа). На пуансонах холодной высадки, испытывающих нагрузки до 1600-1800 МПа, сталь 6Х4М2ФС обеспечила повышение стойкости инструмента в 1,5-2 раза и принята в качестве основного материала для изготовления этих пуансонов на ЗИЛе.

На роторно-конвейерных линиях ОАО «Барнаульский станкостроительный завод» применение стали 6Х4М2ФС повысило стойкость штампов в 2 – 3 раза.

Таким образом, основными условиями повышения сопротивления усталости являются создание однородной структуры при отсутствии напряжений и получении ровной поверхности. Тогда предел выносливости, при симметричном цикле нагружений, возрастает с повышением твердости до 60 HRC. При дальнейшем росте твердости предел выносливости снижается аналогично прочности на изгиб. Так при твердости 58-60 HRC в эвтектоидной стали 6Х4М2ФС достигаются максимальные значения прочности на изгиб ($\sigma_{изг} \leq 4500$ МПа), а сопротивление усталости прочности ($\sigma_{-1} \leq 950$ МПа).

При удельных силах > 2000 МПа наиболее характерной причиной выхода из строя инструмента холодного выдавливания являются хрупкое разрушение, причиной которого могут быть случайные перегрузки, неизбежные в эксплуатации; необоснованный выбор материала инструмента, обладающего недостаточным запасом прочностных свойств, а также нетехнологическая конструкция пуансона.

Однако, даже в случае качественного изготовления разрушение наблюдается в инструменте, прошедшем длительный период эксплуатации (5000-10000 штамповок). Это обстоятельство свидетельствует о том, что хрупкое разрушение связано не только с уровнем исходных механических свойств инструментальных материалов, а с их необратимым изменениям в процессе эксплуатации [6, 7, 8].

Показано, что еще задолго до появления усталостной микротрещины при определенных значениях напряжений циклического сжатия наступает резкое уменьшение прочностных свойств и в процессе дальнейшей эксплуатации хрупкое разрушение наступает при напряжениях, значительно меньших, чем исходные характеристики материала. Отсюда следует, что критериями оценки сопротивления усталостной повреждаемости материала тяжело нагруженного инструмента холодного объёмного деформирования должны служить не только исходные механические свойства, определяемые при однократном нагружении, но и показатели, отображающие их изменение в процессе эксплуатации. Установлено, что в качестве показателей могут быть использованы такие характеристики, как предел упругости ($\sigma_{0,02}$) при сжатии и прочность при изгибе ($\sigma_{изг}$).

Из результатов экспериментов следует, что изменение послещиклической прочности при изгибе для рассматриваемых групп сталей носит общий характер: до определенных значений напряжений циклического сжатия прочность прошедших циклирование образцов, незначительно отличается от исходной. При повышении критических напряжений начинается разупрочнение. Интенсивность разупрочнения для каждой марки стали определяется пределом упругости при сжатии ($\sigma_{0,02}$).

Обращает на себя внимание повышенная чувствительность к концентрату напряжений всех быстрорежущих сталей. В этой ситуации особенно выгодно отличаются стали ЭП761 и ДИ37, которые при радиусах надреза $r = 1\text{ мм}$, $r = 2\text{ мм}$ имеют более высокие значения $\sigma_{кр}^{сж}$, чем стали Р6М5 и Р18, что, вероятно, связано с повышенной способностью матрицы ЭП761 и ДИ37 к релаксации возникающих напряжений и к рассасыванию скоплений дислокаций. Полученные данные свидетельствуют ещё раз о наличии прямой зависимости между пределом упругости при сжатии сталей и разупрочнением в ходе повторноциклического нагружения, что позво-

ляет выбрать предел упругости в качестве одного из критериев для оценки допускаемого уровня удельных давлений, обеспечивающих удовлетворительную работоспособность реального инструмента.

Для всех рассмотренных марок сталей установлена резко отрицательная роль остаточного аустенита, понижающего в значительной степени уровень критического напряжения при циклическом сжатии.

Главное влияние на предел упругости оказывает содержание углерода (хрома) в мартенсите. Увеличение его концентрации повышает $\sigma_{0,02}$ (аналогично росту твёрдости). Измельчение зерна аустенита повышает $\sigma_{0,02}$ на 20-30% [9]. Дисперсионное твердение увеличивает $\sigma_{0,02}$ [10].

Следовательно, для инструмента, испытывающих высокие удельные силы ($>2000\text{ МПа}$) необходимо применять дисперсионно-твердеющие стали высокой твёрдости 62-65 HRC.

Для этих целей в настоящее время применяются, в основном, быстрорежущие стали Р6М5, Р6М5К5 и др. Тем, не менее, предпочтительно использовать стали 8Х4В2С2МФ (ЭП-761) и повышенной износостойкости 11Х4В2С2МФЗ (ДИ-37), которые как отмечалось, менее чувствительны к концентраторам напряжений (меньшая карбидная неоднородность).

Кроме того, твёрдость этих сталей на 1,0-1,5 ед. HRC можно повысить предварительной термической обработкой (ПТО). Закалкой из межкритического интервала температур $A_{C1} + (10-15^\circ\text{C})$ и высоким отпуском при 720°C , 1 час. Эффект ПТО сопровождается увеличением плотности и твердости стали за счёт закрытия микропор и дефектов.

Выводы

1. Общие закономерности усталостного разрушения инструментальных сталей при знакопеременных нагрузках переносятся и на малоцикловую усталость. Однако предел выносливости тем выше, чем больше твердость, то малоцикловая усталость находится в другой зависимости от твердости и это соотношение неоднозначно.

2. Экспериментально установлено, что максимальные значения малоцикловой усталости достигаются при твердости инструмента 56 – 60 HRC и высокой прочности, $\sigma_{изг} \approx 4000\text{ МПа}$. При этом наивысшие значения усталости и прочности обеспечиваются

при дисперсионном твердении в сталях эвтектоидного состава.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Околович Г.А. О сопротивлении инструментальных сталей усталостному разрушению / Г.А. Околович, А.В. Семичастная, В.Ф. Моисеев // *Металлорежущий и контрольно-измерительный инструмент*. – 1973. – №6. – С. 6-9.

2. Кальнер В.Д. Статическая и усталостная прочность сталей Р6М5 и 6Х4М2ФС при растяжении и сжатии / В.Д. Кальнер, Ф.И. Шор, С.О. Суворова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1977. – №9. – С. 47-50.

3. А.с. 1477752 СССР, МКИ³ С21Д9/22. Способ обработки инструмента из быстрорежущей стали / Г.А. Околович, Л.А. Шеина, Г.П. Ананьев, В.В. Зенин (СССР). – № 4268533/31-02; заявл. 20.04.87; опубл. 07.05.89, Бюл. №17. – С. 95.

4. Позняк Л.А. О работоспособности штамповых сталей для холодного деформирования / Л.А. Позняк, Ю.М. Скрынченко, В.А.

Брайко, Г.Н. Кованько // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1972. – №1. – С. 57-58.

5. Скрынченко Ю.М. Влияние циклических напряжений сжатия на прочностные свойства инструментальных сталей / Ю.М. Скрынченко, Л.А. Позняк, Г.Н. Кованько. – М.: *Металлургия*, 1973, С. 34-38.

6. Скрынченко Ю.М. Работоспособность и свойства инструментальных сталей / Ю.М. Скрынченко, Л.А. Позняк. – Киев: *Наукова думка*, 1979. – 167 с.

7. Бух А. Корреляционная связь между пределом усталости, пределом прочности и другими механическими характеристиками сталей и сплавов / А. Бух // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1962. – № 10. – С. 12-16.

8. Жмихарский Э. Усталостная прочность при сжатии инструментальных сталей / Э. Жмихарский // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1962. – №10. – С. 24-28.

9. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы / А.Г. Рахштадт. – М.: *Металлургия*, 1971. – 495 с.

10. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: *Металлургия*, 1983. – 525 с.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова