

Канд. техн. наук Т. А. Оприщенко¹, д-р техн. наук С. С. Дьяченко²,
канд. техн. наук Кузьменко Е. А.¹, канд. техн. наук А. И. Христофоров¹,
канд. техн. наук В. О. Костик¹

¹Национальный технический университет «ХПИ»,

²Национальный автомобильный университет; г. Харьков

РОЛЬ ПАРАМЕТРОВ ПЕРВОГО ОТПУСКА В ПОВЫШЕНИИ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА ИЗ СТАЛИ Р6М5

Исследовано влияние температурно-временных параметров первого отпуска на структуру и свойства закаленной быстрорежущей стали Р6М5 после второго отпуска. Предложен принцип выбора температуры и выдержки при первом отпуске в зависимости от условий работы инструмента.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, стойкость режущего и штампового инструмента, отпуск, температурно-временные параметры, условия эксплуатации инструмента.

Введение

Применение быстрорежущих сталей высокой твердости и теплостойкости не ограничивается режущим инструментом. С внедрением в производство таких технологических процессов как холодная объемная штамповка быстрорежущие стали начали применять в качестве материала для штамповой оснастки. К материалу штампов, помимо высокой твердости и теплостойкости, предъявляется целый ряд дополнительных требований, которые определяются конкретными условиями работы инструмента.

Для определения критерия качества материала режущего или штампового инструмента необходимо знать условия его эксплуатации, характер разрушающих напряжений и причину выхода инструмента из строя. Режущий инструмент работает до определенного износа или затупления режущей кромки. Большинство пуансонов, как правило, также изнашивается [1], однако в случае пуансонов для обратного выдавливания глубоких полостей возможно разрушение от циклических сжимающе-растягивающих напряжений или изгибающих нагрузок [2]. Некоторые рабочие детали штампов холодного деформирования (матрица, выталкиватели, опоры) также выходят из строя вследствие появления усталостных трещин. То есть в каждом конкретном случае конструкционная прочность материала будет определяться либо уровнем твердости, либо пределом текучести при изгибе или растяжении, либо каким-то другим критерием.

Логично предположить, что один и тот же режим стандартной термической обработки стали Р6М5, который проводится в соответствии с требованиями ГОСТ 19265-73 (закалка и двукратный отпуск при 560 °С по 1 часу), не может удовлетворять различным требованиям, предъявляемым к разным видам инструмента.

Поскольку эта сталь подвергается многократному отпуску, исследования были начаты с изучения изме-

нений ее свойств при различных температурах и выдержках *первого* отпуска, а затем оценивалось влияние параметров *первого* отпуска на механические свойства после *второго* отпуска. Это позволило предложить принцип выбора режимов первого отпуска стали Р6М5 с учетом требуемого комплекса эксплуатационных свойств.

Материалы и методика проведения исследований

Выбор материала исследования объясняется тем, что сталь Р6М5 наиболее широко применяется в классе быстрорежущих сталей. Химический состав стали соответствовал ГОСТ 19265-73.

Закалку образцов диаметром 10 мм проводили от 1220 ± 5 °С в масле. Температуру первого отпуска варьировали от 350 °С до 700 °С, а время изотермической выдержки при каждой температуре – от нескольких секунд до 8 часов. Продолжительность нагрева до заданной температуры с учетом ее выравнивания по сечению определяли при помощи двух термопар, одну из которых приваривали к поверхности, а вторую размещали в центре образца. Температуру и время выдержки второго отпуска не изменяли. Они соответствовали стандартному режиму – 560 °С, один час.

После первого и второго отпуска измеряли значения твердости HRC, предела текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^c$ и предела прочности при изгибе σ_u .

Твердость определяли на приборе Роквелла (ГОСТ 9013-59) алмазным конусом по шкале С с нагрузкой 1471 Н по 5–6 измерениям.

Предел текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^c$ оценивали согласно ГОСТ 25.503-97 на цилиндрических образцах типа III по шести замерам.

Предел прочности при изгибе σ_u измеряли по пяти замерам на образцах 6×6×175 мм с расчетной длиной 60 мм, согласно ГОСТ 14019-80, путем разрушения изгибающим моментом при нагружении сосредоточенной силой.

Период решетки определяли на установке ДРОН-3 в излучении Сг. Измерения проводили по линии (211) для α - фазы и (220) для γ - фазы.

Проводились также сравнительные производственные испытания опытных партий различных режущих и штамповых инструментов, термообработанных по разным режимам.

Обсуждение результатов исследования

Твердость стали Р6М5 после закалки в масле соответствовала 64–64,5 HRC.

На рисунке 1 кривой 1 представлено изменение твердости закаленной стали Р6М5 в процессе первого отпуска при 560 °С в зависимости от времени выдержки. На этой кривой можно выделить три характерных стадии. На стадии I происходит *первичное разупрочнение*, когда твердость по сравнению со значениями для закаленной стали (64–64,5 HRC) снижается до 62,5 HRC и в течение определенного времени сохраняется постоянной. На стадии II наблюдается *упрочнение*, и твердость достигает максимальных значений 66 HRC. Стадия III соответствует *вторичному разупрочнению*, при котором фиксируется снижение твердости до 64 HRC.

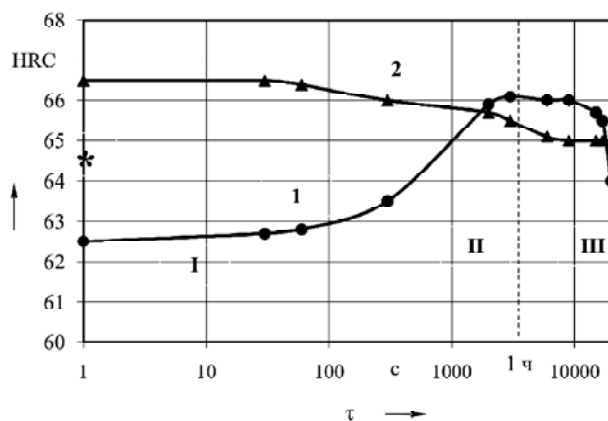


Рис. 1. Изменение твердости стали Р6М5 в зависимости от времени выдержки в процессе первого отпуска при 560 °С (кривая 1) и после второго отпуска (кривая 2) при 560 °С в течение 1 часа. На оси ординат отмечена твердость закаленной стали (*) (I, II, III – стадии первого отпуска)

Аналогичный характер изменения твердости наблюдается при всех исследованных температурах первого отпуска. Однако, чем ниже температура первого отпуска, тем продолжительнее стадия I и тем заметнее снижение твердости на стадии первичного разупрочнения. Так, длительность стадии I при температуре 560 °С составляет порядка 30 с; при 500 °С – до 5 мин (твердость снижается до 61,5 HRC); при 400–350 °С достигает 1 ч и более (твердость снижается до 59 HRC).

Из приведенных на рис. 1 данных следует, что стандартный режим первого отпуска (560 °С, 1 час) предполагает его завершение на стадии 2, для которой характерна самая высокая твердость 66 HRC.

На рисунке 1 кривой 2 представлено изменение твердости стали Р6М5 после второго отпуска при 560 °С в течение 1 часа. Как видно, максимальные значения твердости (66,5 HRC) получаются не после одночасовой выдержки в ходе первого отпуска, как это требует ГОСТ 19265-73, а после прерывания первого отпуска на стадии I. Если первый отпуск проводить по стандартному режиму (560 °С, 1 ч), твердость стали после второго отпуска не превышает 65,5 HRC. Характер изменения твердости после второго отпуска не меняется для всех исследованных температур первого отпуска, но снижение температуры первого отпуска до 450–500 °С дополнительно повышает твердость после второго отпуска до 67 HRC. Следует отметить, что возможность снижения температуры первого отпуска имеет важное практическое значение, так как позволяет добиться более равномерного прогрева и выравнивания температуры по сечению массивных заготовок и садки изделий.

На рис. 2 приведено изменение твердости, предела текучести при сжатии и предела прочности при изгибе после первого отпуска при температуре 560 °С, прерванного на разных стадиях (кривые 1), и после второго отпуска по стандартному режиму – 560 °С, 1 час (кривые 2). Как и следовало ожидать, $\sigma_{0,2}^c$ изменяется аналогично твердости и его максимальные значения после окончательного отпуска достигаются при прерывании первого отпуска на стадии I. Для σ_u наблюдается обратная зависимость – предел прочности при изгибе приобретает максимальное значение после прерывания первого отпуска на стадии III.

Обнаруженные закономерности позволяют управлять комплексом механических свойств в быстрорежущей стали Р6М5, меняя параметры первого отпуска. Для достижения максимального значения твердости и предела текучести при сжатии длительность первого отпуска следует ограничивать первой стадией, а для достижения максимальных значений предела прочности при изгибе – стадией III. И в том, и в другом случае параметры рекомендуемых режимов отпусков не соответствуют стандартному.

Для изучения структурных изменений, происходящих в закаленной стали при отпуске, были проведены рентгеновские и электронно-микроскопические исследования.

Сравнительный электронно-микроскопический анализ стали, отпущенной по стандартному режиму (двукратный отпуск в течение 1 часа при 560 °С) и после двукратного отпуска с прерыванием первого на стадии I (в дальнейшем будем называть его «новым»), показал следующее (рис. 3). И в первом, и во втором случае в структуре наблюдаются крупные и мелкие карбиды. При этом размер крупных карбидов практически одинаков, а мелкие карбиды во втором случае по размеру заметно однороднее и дисперснее (средний размер мелких карбидов уменьшился с 75 нм до 40 нм), общее их количество увеличилось, расположены они в матрице плотнее.

На рисунке 4 представлено изменение параметра решетки (d_{211}) мартенсита после стандартного и нового режимов отпуска. Как видно из приведенных данных, по мере развития процессов отпуска в ходе стандартного режима значение d_{211} уменьшается (кривая 1). При проведении отпуска по новому режиму первый нагрев, заверченный на стадии I, также уменьшает межплоскостное расстояние, однако последующий отпуск не изменяет значения d_{211} (кривая 2), и оно остается существенно больше величины d_{211} после стандартного режима. Это свидетельствует о том, что легированность α -раствора после нового режима отпуска остается более высокой, чем после стандартного.

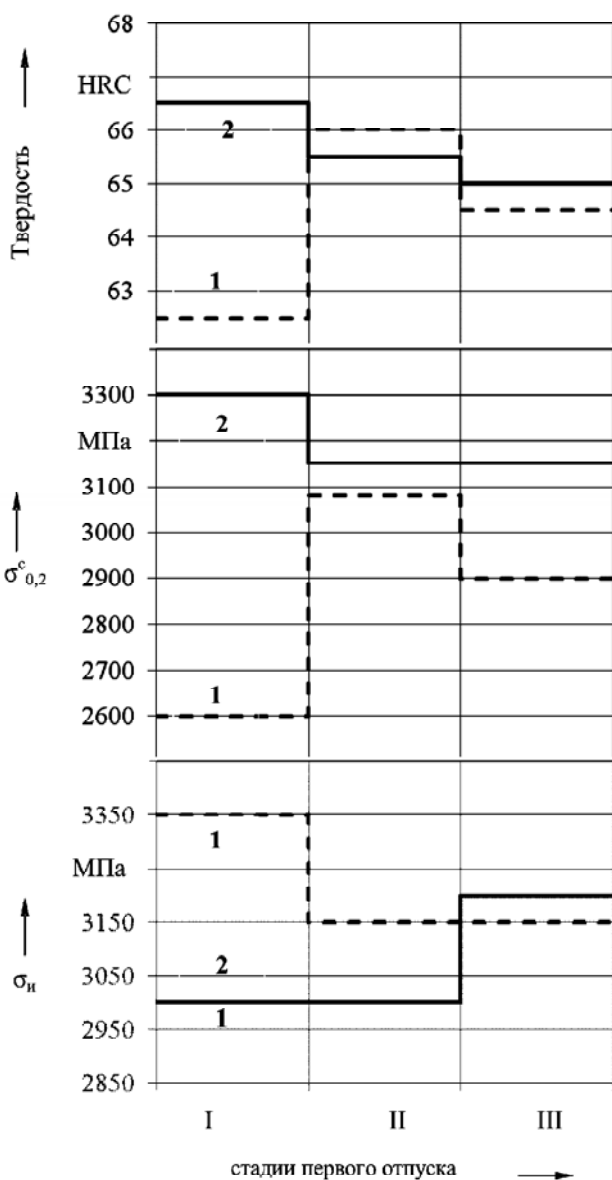


Рис. 2. Изменение твердости HRC, предела текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^c$ и предела прочности при изгибе σ_n в зависимости от стадии завершения первого отпуска:

- 1 – первый отпуск при 560 °С;
- 2 – второй отпуск при 560 °С, 1 ч

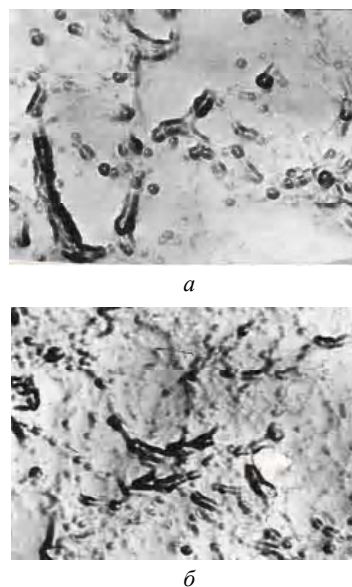


Рис. 3. Структура стали Р6М5 после стандартного (а) и нового (б) режимов термической обработки; $\times 40000$

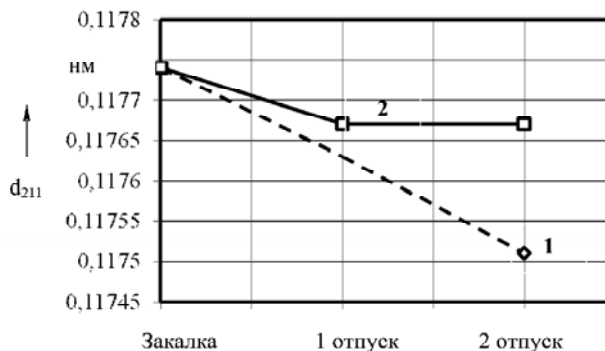


Рис. 4. Изменение межплоскостного расстояния d_{211} для стандартного (1) и нового (2) режимов отпуска

Увеличение степени легированности металлической матрицы и наличие большого количества мелких и равномерно распределенных карбидов должны привести к повышению теплостойкости стали [3], что и наблюдали на практике. Твердость стали Р6М5 после нагрева до 600 °С в течение 4 часов была выше на 1–1,5 HRC после отпуска по новому режиму.

Увеличение твердости при первом отпуске по стандартному режиму (стадия II) объясняется дисперсионным твердением и распадом остаточного аустенита. При этом протекают следующие процессы карбидообразования: выделение метастабильных ϵ -карбидов Fe_2C с гексагональной решеткой, когерентно связанных с матрицей [3, 4], образование стабильных карбидов Fe_3C , их коагуляция и последующее формирование и коагуляция легированных карбидов отпуска. Цементит либо образуется путем перестройки решетки ϵ -карбида, либо выделяется из твердого раствора, что сопровождается растворением частиц ранее образовавшегося и менее стабильного ϵ -карбида.

Включения цементита до начала выделения специальных карбидов успевают коагулировать, что приводит к уменьшению их количества в матрице. Наиболее вероятным механизмом образования специальных карбидов в быстрорежущих сталях считается механизм «in situ» [3], то есть специальные карбиды выделяются на готовых центрах кристаллизации (частицах цементита), повторяя распределение их в матрице.

Первичное падение твердости закаленной стали на первой стадии отпуска связано с обеднением металлической матрицы углеродом в ходе выделения ϵ -карбидов. Если прервать отпуск на стадии I и произвести охлаждение до комнатной температуры, будет зафиксирована структура с большим числом мельчайших ϵ -карбидов. Во время второго отпуска цементит, а затем и специальные карбиды будут выделяться на многочисленных дисперсных ϵ -карбидах, что приведет к получению структуры с более высокой плотностью распределения высокодисперсных карбидов в матрице. Это иллюстрирует микроструктура (рис. 3).

Чем дольше длится первый отпуск, тем большее развитие успевают получить процессы коагуляции цементита и тем крупнее будут специальные карбиды после второго отпуска.

Коагуляция карбидов сопровождается падением твердости. Этим объясняется снижение твердости на стадии вторичного разупрочнения при первом отпуске или после второго отпуска.

Более высокую степень легированности твердого раствора после нового режима отпуска можно объяснить с позиции работ А. Х. Коттрелла, развитых С. Т. Конобеевским, согласно которым выделение высокодисперсных карбидных частиц сдвигает равновесное состояние твердого раствора в сторону увеличения легированности мартенсита.

Опытно-промышленные испытания

Проведенные исследования позволили сделать важные выводы:

- если материал инструмента должен иметь высокие значения твердости и предела текучести при сжатии и теплостойкости, первый отпуск закаленной быстрорежущей стали необходимо прерывать на стадии I;
- если от материала инструмента требуется высокое сопротивление изгибающим нагрузкам, то первый отпуск следует завершать на стадии III.

Этот принцип выбора температурно-временных параметров отпуска был применен к термической обработке режущего и штампового инструмента для проведения опытно-промышленных испытаний. При испытании различного режущего инструмента (зенкеров, сверл, разверток, отрезных ножей) в качестве обрабатываемого материала брали мало- и среднеуглеродистые стали 45, 15X, 40X, 34XM, 36XГСА, а также нержавеющей стали 12X18H9T и X17H5M3.

Упрочняющая термическая обработка по новому режиму с завершением первого отпуска на стадии I

показала повышение стойкости исследуемого инструмента как минимум в 2–3 раза. Особенно заметный эффект был получен при резании трудно обрабатываемых нержавеющей сталей. Так, при обработке шпоночными фрезами стали 12X18H9T не только возросла вдвое их стойкость, но и заметно улучшилось качество обрабатываемой поверхности.

Была также исследована стойкость пуансонов из стали Р6М5 при двухпереходном процессе холодного выдавливания тормозной втулки велосипеда. На первом переходе пуансоны разрушаются от изгибающих нагрузок, а на втором выходят из строя из-за циклических сжимающе-растягивающих напряжений. Согласно разработанному принципу выбора температурно-временных параметров первого отпуска, для пуансонов первого перехода первый отпуск необходимо завершать на стадии III, а для пуансонов второго перехода – на стадии I. Для проверки этих положений пуансоны, обработанные по указанным режимам, были подвергнуты испытаниям в промышленных условиях. Стойкость пуансонов оценивали по количеству выдавленных деталей до их выхода из строя. Результаты испытаний показали, что стойкость пуансонов на первом переходе возросла в 1,6 раза, а на втором – в 2 раза.

Таким образом, изменение режима первого отпуска позволило значительно повысить стойкость как режущего, так и штампового инструмента, изготовленного из стали Р6М5. Естественно предположить, что разработанный подход к выбору параметров отпуска можно применять ко всему классу быстрорежущих сталей высокой твердости с карбидным упрочнением, корректируя температуру и продолжительность первого отпуска с учетом химического состава.

Выводы

1. Установлено, что при фиксированном режиме закалки главными факторами, определяющими свойства стали Р6М5 после второго отпуска, являются температурно-временные параметры первого отпуска.
2. Предложен принцип выбора температурно-временных параметров первого отпуска в зависимости от условий работы инструмента. Для инструмента, который должен иметь высокие значения твердости, предела текучести при сжатии и теплостойкости, первый отпуск закаленной быстрорежущей стали необходимо прерывать на стадии I. Для инструмента, от которого требуется высокое сопротивление изгибающим нагрузкам, первый отпуск следует завершать на стадии III.

Список литературы

1. Алиев А. А. Повышение качества пуансонов из стали X12 / А. А. Алиев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004. – № 3. – С. 38–40.
2. Разрушающие напряжения и термическая обработка пуансонов обратного выдавливания. / [В. А. Евстратов, Т. А. Оприщенко, А. И. Христофоров, С. С. Дьяченко] // Кузнечно-штамповочное производство. – 1995. – № 8. – С. 21–22.

3. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1983. – 527 с.

4. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов : учебник для вузов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 2003. – 297 с.

Одержано 22.02.2011

Опріщенко Т. А., Дяченко С. С., Кузьменко О.О., Христофоров А. І., Костік В.О.

Роль параметрів першого відпуску у підвищенні стійкості інструменту зі сталі Р6М5

Досліджений вплив температурно-часових параметрів першого відпуску на структуру та властивості загартованої швидкорізальної сталі Р6М5 після другого відпуску. Запропонований принцип вибору температури і часу витримки при першому відпуску залежно від умов роботи інструменту.

Ключові слова: швидкорізальна сталь, стійкість різального та штампового інструменту, відпуск, температурно-часові параметри, умови експлуатації інструменту.

Oprishchenko T., Dyachenko S., Kuzmenko O., Christoforov A., Kostik V. Role of the first tempering parameters in the increase of tool resistance from the high-speed steel P6M5

The influence of the first tempering time-temperature parameters on the structure and properties of the conditioning high-speed steel P6M5 after second tempering was investigated. The principle of choosing the first tempering temperature and holding time depending on the tool operating conditions is proposed.

Key words: high-speed steel, cutting and stamping tool resistance, tempering, time-temperature parameters, tool operating conditions.

УДК 533.924

Д-р техн. наук А. В. Ершов, С. В. Сейдаметов, канд. техн. наук И. М. Коцур,
д-р техн. наук Г. И. Камель

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ПОГРАНИЧНОГО СЛОЯ НА ЗОНДОВЫЕ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В ПЛОТНОЙ ПЛАЗМЕ АРГОНА

Предложена физическая модель влияния параметров температурного пограничного слоя плоского зонда, которая по-новому интерпретирует результаты зондовых измерений ионного тока в плазме высокого давления. Показано сопоставление аналитических зависимостей с результатами численного расчета.

Ключевые слова: ионизация, рекомбинация, амбиполярная диффузия, пограничный слой, парциальное давление, равновесная плазма.

Применение плазменных технологий для нанесения покрытий или модификации поверхности требует оптимизации режимов технологического процесса по плотности тока, температуре плазмы и другим рабочим параметрам состояния. Однако контроль параметров, в первую очередь температуры плотной плазмы, представляет сложную научно-техническую проблему. Значительный интерес представляют зондовые методы измерения параметров плотной плазмы, разработки которых непосредственно связаны с исследованиями процессов взаимодействия плазмы с поверхностью металла.

Метод зондовых измерений температуры электронов и концентрации ионов, разработанный для плазмы низкого давления [1], позволяет определить локальные параметры плазмы в точке контакта с поверхностью зонда. Если учесть, что в плазме низкого давления

столкновениями частиц можно пренебречь, то измеренные локальные параметры отражают состояние плазмы на значительном расстоянии от поверхности зонда, которое сопоставимо с длиной свободного пробега заряженных частиц.

В плазме высокого давления применение данного метода позволяет определить только параметры пристеночной кнудсеновской зоны, в которой концентрация частиц может отличаться на порядок величины от концентрации частиц в невозмущенной плазме. Причинами указанного отличия является возникновение диффузионного и температурного пограничных слоев в окрестности зонда, для которых характерно наличие термической и ионизационной неравновесности плазмы. Возникновение ионного тока термодиффузии связано с ионизационными процессами в пристеночной зоне разряда. Несмотря на актуальность, пробле-