

Повышение стойкости штампов холодной штамповки методом термической обработки

Д.М. Бердиев, Р.К. Ташматов, А.Х. Абдуллаев

*Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова,
г. Ташкент, Узбекистан*

На основании исследований характера износа инструмента для холодной штамповки установлена целесообразность применения термической обработки закалкой с промежуточным отпуском. Данная обработка повышает стойкость штампового инструмента в 2–3 раза.

Ключевые слова: *термическая обработка, твердость, плотность дислокаций, промежуточный отпуск, низколегированная сталь.*

При холодной штамповке рабочий инструмент (штамп) испытывает очень высокие контактные напряжения ($3\div 5$ кПа) [1], поэтому материалы, из которых изготавливают штампы, должны обладать определенными физическими свойствами, характеризующие комплексом таких показателей, как твердость, вязкость, предел прочности [1].

Только высокая твердость материала не обеспечивает требуемый ресурс инструмента, так как материал, например, с низкой вязкостью склонен к хрупкому разрушению. Эффективная работа инструмента обеспечивается сочетанием высокой твердости, достаточной вязкостью и прочностью.

Штамповый инструмент изготавливают из углеродистой стали, которую закаляют, нагревая на $30\div 50$ °С выше критической температуры A_{c1} , с отпуском при температурах $T_0 = 180\div 200$ °С, что повышает износостойкость и прочность инструмента [2]. Однако иногда этого недостаточно [3], поэтому применяют различных способы дополнительного упрочнения: химико-термическую обработку, лазерную, что сопряжено со значительными затратами.

Наиболее эффективный метод упрочнения основан на использовании нестандартных режимов термической обработки [4, 5], повышающие предел текучести стали в результате эффекта структурного наследования, при котором в материале создается максимальная дефектность кристаллической решетки [5, 6].

Исследования зависимостей между параметрами структуры стали и ее износостойкостью показали, что эксплуатационные свойства стали во многом определяются тонкой структурой материала [7]. Поэтому при оптимизации термической обработки использовали рентгеноструктурный и металлографический анализы. Для этих целей исследовали эвтектоидную углеродистую сталь У8 (ГОСТ 8559–75) промышленной выплавки, которая широко используется при производстве инструмента для холодной штамповки.

Чтобы сохранить мелкое зерно в структуре при окончательной термической обработке и исключить отпуск, сталь нагревали в соляных ваннах, а закалку осуществляли в селитровой ванне при температуре 180 °С.

Образцы нагревали до разных температур $T_{з1} = 820; 900; 1000; 1100; 1150; 1200; 1260$ °С; время нагревания составляло 5 мин. Для образования мартенситной структуры после первой закалки образцы охлаждали в воде, а затем в масле.

Закаленные образцы подвергали промежуточному отпуску при температурах $T_{п.от} = 200; 300; 350; 450$ °С. Образцы нагревали в соляной ванне до температуры 820 °С и выдерживали в течение 5 мин. При охлаждении образцов по границам зерна аустенита выделялась сетка троостита.

Металлографический анализ выполняли на микроскопе МИМ-8М [8], а рентгеноструктурный анализ – на дифрактометре ДРОН-2.0 [9].

Результаты исследования показывает, имеется зависимости изменения среднего диаметра $d_{ср}$ зерна аустенита в стали У8 после термической обработки от температуры $T_{з1}$ предварительной закалки [10]. Установлено, что величина зерна аустенита в образцах, прошедших обработку, на 1–2 балла мельче по сравнению с зёрнами в металле после печного нагревания.

Кроме того, первая закалка после нагревания образца до 1100 °С обеспечивает дополнительное уменьшение зерна на 1–2 балла. Оптимальные температуры промежуточного отпуска $T_{п.от} = 200; 350$ и 450 °С, они обеспечивают стабильность зерна аустенита при температурах первой закалки $T_{з1} = 1100\div 1150$ °С. Первая закалка и высокие температуры способствуют росту зерна аустенита и игл мартенсита (до 1 балла при $T_{з1} = 1260$ °С).

Вторая закалка при $T_{з2} = 820$ °С после промежуточного отпуска при $T_{п.от} = 450$ °С обеспечивает получение мелкоигльчатого мартенсита. Причем наиболее мелкий мартенсит получают при $T_{з1} = 1100$ °С. При этом нерастворившихся частиц цемента не обнаружено, что указывает на полный переход углерода в твердый раствор.

Таким образом, для получения минимального размера зерна аустенита предпочтительным является предварительная закалка при $T_{з1} = 1100$ °С и промежуточный отпуск при $T_{п.от} = 200; 350$ и 450 °С.

Результаты рентгеновских исследований приведены на рисунке. Установлено увеличение плотности дислокации при предварительной закалке с температур 1100÷1200 °С. Наиболее устойчивые результаты в этом интервале температур показали образцы, прошедшие после первой закалки промежуточный отпуск при $T_{п.от} = 450$ °С. Оптимальная температура нагревания при предварительной закалке $T_{з1} = 1100\div 1150$ °С, так как она обеспечивает растворение тугоплавких примесей: нитридов, оксидов, оксисульфидов. Химическая однородность в аустените приводит при закалке к дроблению блоков и повышению микронапряжений. Дальнейшее повышение температуры сопровождается гомогенизацией аустенита, а при закалке плотность дефектов кристаллической решетки фазы уменьшается.

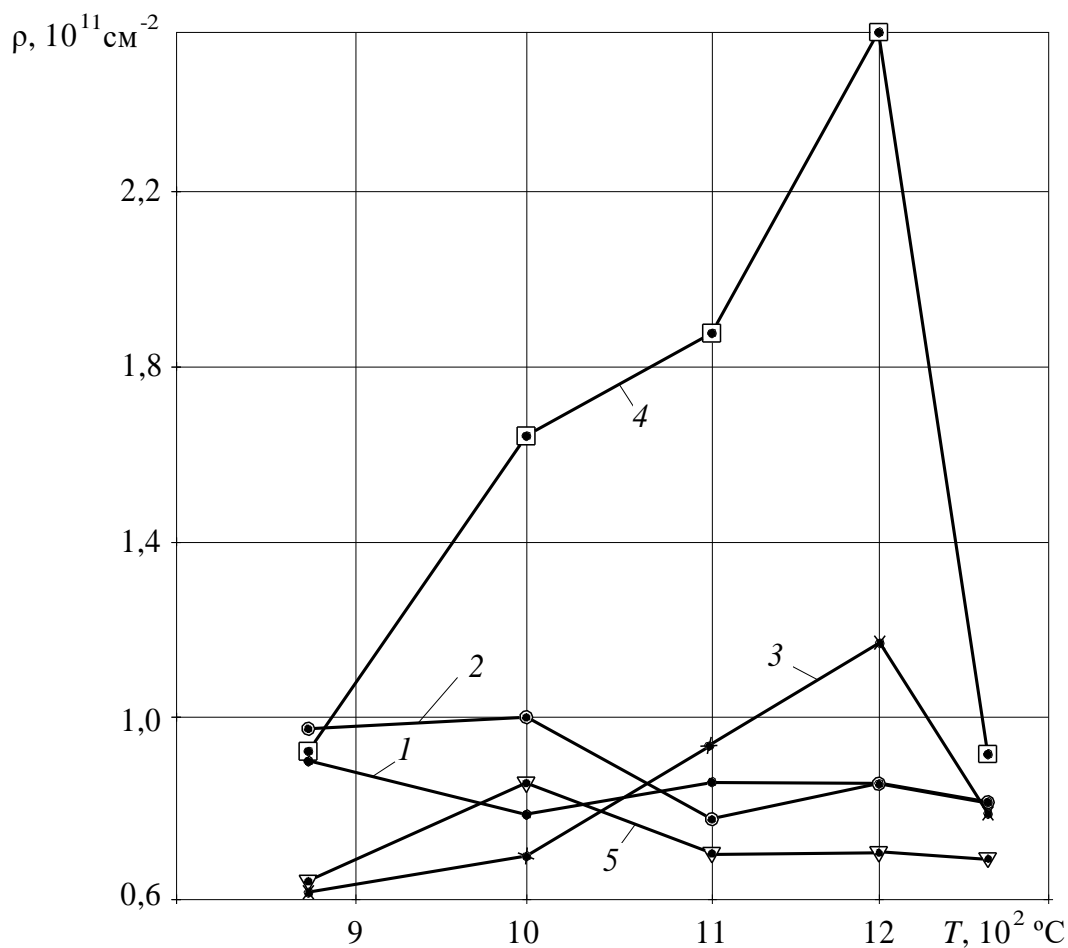


Рисунок. Зависимости изменение плотности ρ дислокаций в стали У8 от температуры T предварительной закалки и отпуска при $T_o = 200$ °С, без отпуска (1) и при $T_{n,от} = 200$ (2); 300 (3); 350 (4); 450 °С (5)

Растворение примесных фаз при высокой температуре обеспечивает их фиксацию в твердом растворе после закалки. При этом атомы примесей переходят на дислокации и закрепляют их.

Таким образом, в отличие от представленных в работе [11] данных было установлено, что максимальная дефектность кристаллического строения (при принятой технологии термической обработки) приходится на те же температуры, при которых она наблюдалась при первой закалке. Смещения максимума дефектности кристаллического строения в зону более высоких температур не наблюдается. Следовательно, с позиций максимального повышения сопротивления стали пластическому деформированию при трении оптимальными температурами предварительной закалки являются $T_{з1} = 1100 \div 1150$ °С, а для промежуточного отпуска $T_{п,от} = 200$ и 450 °С.

Исследования [5, 11] показали, что есть прямая связь между износостойкостью и состоянием тонкой структуры.

Учитывая, что плотность дислокации мало изменяется при $T_{з1} = 1100 \div 1150$ °С, было решено рекомендовать для термической обработки именно этот интервал температур.

Промежуточный отпуск при $T_{п.от} = 450$ °С наиболее предпочтителен, так как обеспечивает не только стабилизацию дислокационной структуры, но в большей степени снижает внутренние напряжения после первой закалки.

Для оценки влияния закалки с промежуточным отпуском на деформацию инструмента в производственных условиях (АО «Узметкомбинат») инструмент измеряли до и после термической обработки.

После термообработки изменение диаметра пуансона не превышало 0,02 мм, изменение диаметра матрицы составило не более 0,08 мм, что не превышает допустимые границы деформации при одинарной термической обработке (нагревание на 30÷50 °С выше критической температуры A_{c1} , с отпуском при температуре $T_0 = 180$ ÷200 °С).

Стойкость обработанных в стандартном режиме штампов составляла 6÷10 тыс. штамповок. Стойкости просечного инструмента, обработанного закалкой с промежуточным отпуском, составили: 27÷34 тыс. штамповок для матрицы с твердостью $HRC = 60$ ÷62, 16÷30 тыс. штамповок для матрицы с $HRC = 58$ ÷60.

Таким образом, стойкость инструмента из инструментальных сталей, обработанных закалкой с промежуточным отпуском, в 2–3 раза выше стойкости сталей, прошедших стандартную термообработку.

Библиографический список

1. Околович Г. А. Штамповые стали для холодного деформирования металлов: Монография. Барнаул: АлтГТУ, 2010. 202 с.
2. Брыков М. Н., Ефременко В. Г., Ефременко А. В. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании. Херсон: Гринь Д. С., 2014. 364 с.
3. Mukhamedov A. A. The Influence of the Thermal History on the structure and Properties of Steel // The physics of Metals and Metallography. 1992. Vol. 74. N. 5. P. 482–487.
4. Структурная наследственность в низкоуглеродистых мартенситных сталях / С. С. Югай, Л. М. Клейнер, А. А. Шоцев, И. Н. Митрохович // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 12. С. 24–29.
5. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Тошматов Р. К. Увеличение стойкости штампов холодной штамповки методом закалки с промежуточным отпуском // Вестник машиностроения. 2022. № 7. С. 61–64.
6. Dyuchenko S. S. Heredity in phase transformation: mechanism of the phenomenon and effect on the properties // Metall Science and heat treatment. 2000. Vol. 42. N. 3–4. P. 122–126.
7. Бердиев Д. М., Тошматов Р. К., Абдулаев А. Х. Повышение стойкости штампов холодной штамповки закалкой с промежуточным отпуском // Литьё и металлургия научно-производственный журнал, 2022. №3. С. 91-93. Белоруссия, Минск
8. Батаев В. А., Батаев А. А., Алхимов А. П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей. М.: Наука, 2007. 224 с.
9. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС, 1994. 328 с.

10. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Повышение износостойкости стальных изделий методом нестандартных режимов термической обработки // Литье и металлургия. 2021. № 2. С. 100–104.

11. Бердиев Д. М., Тошматов Р.К., Абдулаев А.Х., Камилова Г.М. Повышение стойкости штампов холодной штамповки методом термического обработки // Unīversum: Технический наук: научный журнал – № 10(103). 2022. С.66-69, Россия, Москва.