

## **Повышение стойкости штампов холодной штамповки закалкой с промежуточным отпуском**

Д.М. Бердиев, Р.К. Ташматов, Г.М.Камилова

*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. Учитывая, что плотность дислокации мало изменяется при 1100÷1150 °С, было решено рекомендовать для термической обработки именно этот интервал температур. Промежуточный отпуск при 450 °С наиболее предпочтителен, так как обеспечивает не только стабилизацию дислокационной структуры, но в большей степени снижает внутренние напряжения после первой закалки. 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÷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.

Низкий отпуск стали (150÷200 °С) после закалки на мартенсит приводит к небольшому снижению твердости (до  $HRC=60$ ) материала, но при этом повышает его вязкость.

Для вырубных штампов используют углеродистые стали с небольшой прокаливаемостью, имеющие невысокую твердость ( $HRC=58÷60$ ), но достаточную для данных операций вязкость.

Анализ штампового инструмента на предприятии АО «Узметкомбинат» показал, что для изготовления инструмента для холодной штамповки широко используют стали У8, У8А, У10, У10А, 9ХС и Х12М, в некоторых случаях применяют вставки из твердого сплава. Данный инструмент применяют на операциях пробивки, вырубки, отрезки и холодной высадки. Анализ отработавшего инструмента показал, что его ресурс в основном определяет процесс изнашивания. Однако имеет место и хрупкое разрушение,

обусловленное не только неточной центровкой, а и недостаточной вязкостью материала.

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 [4], что сопряжено со значительными затратами.

Наиболее эффективный метод упрочнения основан на использовании нестандартных режимов термической обработки [5, 6], повышающие предел текучести стали в результате эффекта структурного наследования, при котором в материале создается максимальная дефектность кристаллической решетки [6–8].

Исследования зависимостей между параметрами структуры стали и ее износостойкостью показали, что эксплуатационные свойства стали во многом определяются тонкой структурой материала [9]. 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  $T_{31}=820; 900; 1000; 1100; 1150; 1200; 1260$  °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.

Из полученных образцов изготавливали шлифы травлением: в 4 %-ом растворе азотной кислоты в этиловом спирте, насыщенным раствором никрановой кислоты в этиловом спирте, насыщенным раствором никрановой кислоты с добавками моющих веществ. Величину зерна аустенита определяли по ГОСТ 5639–65.

Металлографический анализ выполняли на микроскопе МИМ-8М [10], а рентгеноструктурный анализ – на дифрактометре ДРОН-2.0 [11]. Исследовали тонкую структуру стали, т. е. плотность дислокаций, количество остаточного аустенита, период кристаллической решетки, количество углерода в фазах закаленной стали. Прокаливаемость стали определяли по ГОСТ 5657–69 на установке торцевой закалки [12].

На рис. 1 представлены зависимости изменения среднего диаметра  $d_{cp}$  зерна аустенита в стали У8 после термической обработки от температуры  $T_{31}$  предварительной закалки.

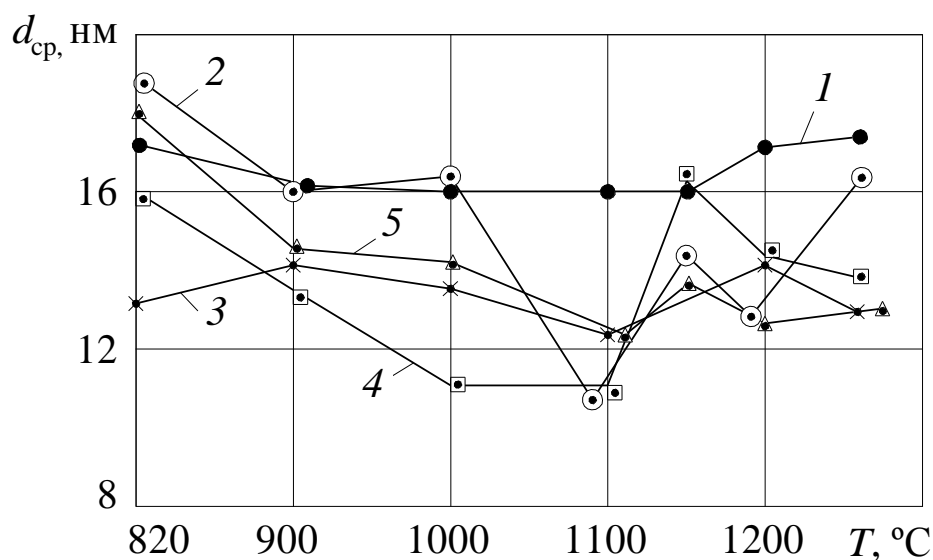


Рисунок 1. Зависимости изменения среднего диаметра  $d_{ср}$  аустенитного зерна в стали У8 после термической обработки от температуры  $T$  предварительной закалки без отпуска (1) и при  $T_{п.от}=200$  (2); 300 (3); 350 (4); 450 °C (5)

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 °C обеспечивает дополнительное уменьшение зерна на 1–2 балла. Оптимальные температуры промежуточного отпуска  $T_{п.от}=200$ ; 350 и 450 °C, они обеспечивают стабильность зерна аустенита при температурах первой закалки  $T_{з1}=1100\div1150$  °C. Первая закалка и высокие температуры способствуют росту зерна аустенита и игл мартенсита (до 1 балла при  $T_{з1}=1260$  °C).

Вторая закалка при  $T_{з2} = 820$  °C после промежуточного отпуска при  $T_{п.от}=450$  °C обеспечивает получение мелкоигльчатого мартенсита. Причем наиболее мелкий мартенсит получают при  $T_{з1}=1100$  °C. 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  $T_{з1}=1100$  °C и промежуточный отпуск при  $T_{п.от}=200$ ; 350 и 450 °C.

Результаты рентгеновских исследований приведены на рис. 2. Установлено увеличение плотности дислокации при предварительной закалке с температур 1100–1200 °C. Наиболее устойчивые результаты в этом интервале температур показали образцы, прошедшие после первой закалки промежуточный отпуск при  $T_{п.от}=450$  °C. Оптимальная температура нагревания при предварительной закалке  $T_{з1}=1100\div1150$  °C, так как она обеспечивает растворение тугоплавких примесей: нитридов, оксидов, окисульфидов. 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.

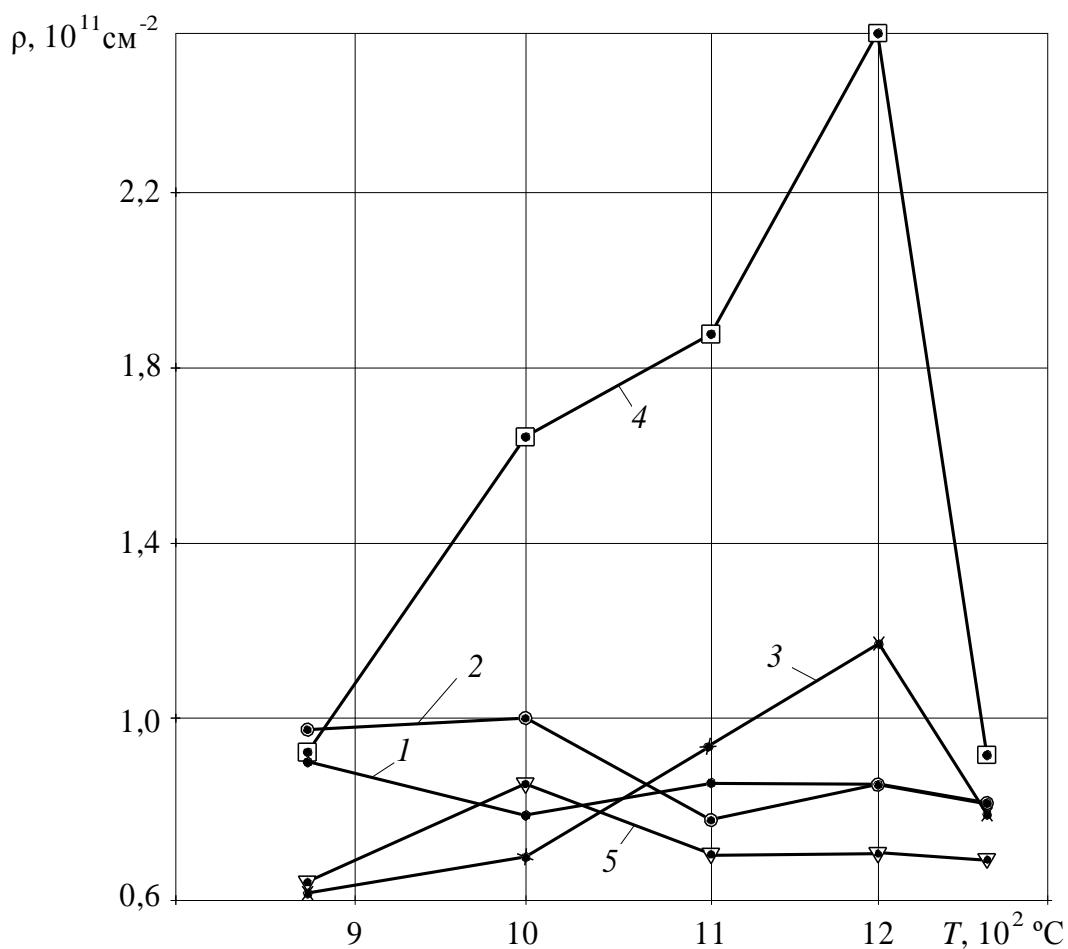


Рисунок 2. Зависимости изменение плотности  $\rho$  дислокаций в стали У8 от температуры  $T$  предварительной закалки и отпуска при  $T_o = 200$  °С, без отпуска (1) и при  $T_{n.от} = 200$  (2); 300 (3); 350 (4); 450 °С (5)

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 [13] 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.

Поскольку полумартенситная зона в присутствии остаточного аустенита при большой дисперсности структуры не является пределом прокаливаемости инструментальных сталей, прокаливаемость определяли по толщине закаленного слоя с мартенситной структурой, т. е. по толщине слоя с

твердостью  $HRC = 60$ . Предварительная закалка образцов независимо от температуры первого нагревания не вносит существенных изменений в прокаливаемость стали У8 при повторной закалке. Результаты показали, что прокаливаемость по мартенситной зоне составляет  $\approx 3$  мм, что соответствует реальному критическому диаметру (10 мм) при охлаждении в воде.

Исследования [6, 9, 13] показали, что есть прямая связь между износостойкостью и состоянием тонкой структуры.

Учитывая, что плотность дислокации мало изменяется при  $T_{31}=1100\div 1150$  °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 инструмент измеряли до и после термической обработки.

Были изготовлены матрицы просечного инструмента ШМС–12709 (АО «Узметкомбинат») для отверстия с диаметром 6 мм. Допуск на диаметр определяли по последней операции – развертке отверстия. Пуансоны просечного инструмента ШМС–12709 изготовили с припуском по диаметру под окончательную шлифовку.

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  $30\div 50$  °С выше критической температуры  $A_{c1}$ , с отпуском при температуре  $T_0=180\div 200$  °С).

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

## Выводы

1. Первая высокотемпературная закалка в условиях ускоренного нагрева в соляной ванне приводит к образованию максимума дефектности кристаллического строения.

2. Промежуточный отпуск ведет к выделению примесных фаз, также способствуя термической устойчивости дислокаций.

3. Вторая закалка с температуры 820 °С способствует дроблению зерна аустенита. Это дробление максимально, если первая закалка была 1100 °С.

4. Ускоренный нагрев в соляных ваннах (в данном случае) максимальная дефектность кристаллического строения всегда наблюдается, если температура первой закалки 1100 – 1150 °С, а промежуточного отпуска – 200 и 450 °С.

5. Обработка инструментальных сталей закалкой с промежуточным отпуском увеличивает стойкости инструмента в 2-3 раза по отношению термообработанных по стандартной технологии.

## 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. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векелер Ю.Г. Специальные стали. М.: МИСиС, 1999. 408 с.
4. 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. pp. 482–487.
5. 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.
6. Berdiev D. M., Umarova M. A., Toshmatov R. K. Phase and structural transformations of structural steels in nontraditional heat treatment // *Russian Engineering Research*. 2021. Vol. 41. N. 1. pp. 46–48.
7. Sagaradze V.V., Zuev Yu.N., Bondarchuk S.V. Structural heredity in the U – 6 Nb Alloy and Conditions for its Elimination. *The Physics of Materials and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 4, pp. 299–307.
8. 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. pp. 122–126.
9. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Нестандартные режимы термической обработки и их влияние на износостойкость стальных изделий // *Вестник машиностроения*. 2021. № 5. С. 61–63.
10. Батаев В. А., Батаев А. А., Алхимов А. П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей. М.: Наука, 2007. 224 с.
11. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС, 1994. 328 с.
12. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. М.: МИСиС, 1998. 400 с.
13. Бердиев Д.М., Юсупов А.А. Повышение износостойкости стальных изделий методом нестандартных режимов термической обработки // *Литьё и металлургия*. 2021. № 2. С. 100–104. [https:// doi.org/10.21122/1683-6065-2021-2-100-104](https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-2-100-104).