

**ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ**

УДК 621.78.001, 621.793.18

*Академик П. А. ВИТЯЗЬ, А. А. ШМАТОВ, О. Г. ДЕВОЙНО***УПРОЧНЕНИЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ И ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ  
МЕТОДОМ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ***Белорусский национальный технический университет, Минск**Поступило 23.06.2014*

Уровень развития современной техники характеризуется высокой интенсивностью эксплуатации стальных инструментов. Особо актуальна проблема повышения стойкости тонких, мелко-размерных, длинномерных и ударных инструментов с малым ресурсом работы, поскольку любое значительное повышение твердости и прочности сталей закономерно увеличивает их хрупкость. Поэтому ученые вынуждены создавать принципиально новые материалы с композиционными структурами, в которых оптимально сочетаются взаимно противоположные критерии прочности и надежности. С помощью упрочняющей обработки можно сформировать такие композиционные структуры, которые присущи нанокompозитным, градиентным, дискретным и мозаично-дискретным материалам [1–11].

В настоящее время известны различные технологии упрочнения стальных режущих и штамповых инструментов, однако не все методы могут сформировать необходимые композиционные структуры. Наибольший научный и практический интерес в этом плане представляет простой и производительный способ упрочняющей термоциклической обработки (УТЦО), который повышает взаимно противоположные свойства сталей: прочность (твердость) наряду с вязкостью разрушения [2–5].

При УТЦО инструментальных сталей реализуется теория метастабильности систем, согласно которой наилучшие показатели свойств достигаются при получении метастабильных структур [12]. В отличие от традиционной термообработки при УТЦО появляются дополнительные источники воздействия на структуру сталей, основными из которых являются циклические твердофазные превращения, градиенты температур, термические и межфазовые напряжения. Авторами настоящей работы предложена гипотеза создания при УТЦО метастабильных структур сталей путем быстрой циклической смены параметров процесса и твердофазных превращений. При многократном повторении операций нагрева и охлаждения выше и ниже температуры фазовых превращений протекают два противоположных процесса: фазового наклепа и рекристаллизации, что в итоге приводит к измельчению всех составляющих структуры сталей [13; 14]. При этом проявляется эффект структурной наследственности, когда от цикла к циклу накапливаются положительные изменения в структуре, которые существенно улучшают эксплуатационные свойства сталей.

В настоящей работе все исследования проведены на быстрорежущих сталях P18, P6M5 и ударно-штамповой стали У8, которые подвергали УТЦО. Этот процесс осуществляли путем многократного нагрева и охлаждения сталей выше и ниже критической точки  $A_1$  с окончательным закалочным охлаждением и последующим традиционным отпуском [2–5]. Максимальная температура цикла соответствовала температуре нагрева сталей под закалку: 1270 °С для P18, 1220 °С для P6M5, 810 °С для У8, а минимальная температура цикла была не ниже комнатной (20 °С). Для термоциклирования сталей применяли две соляные ванны или печи.

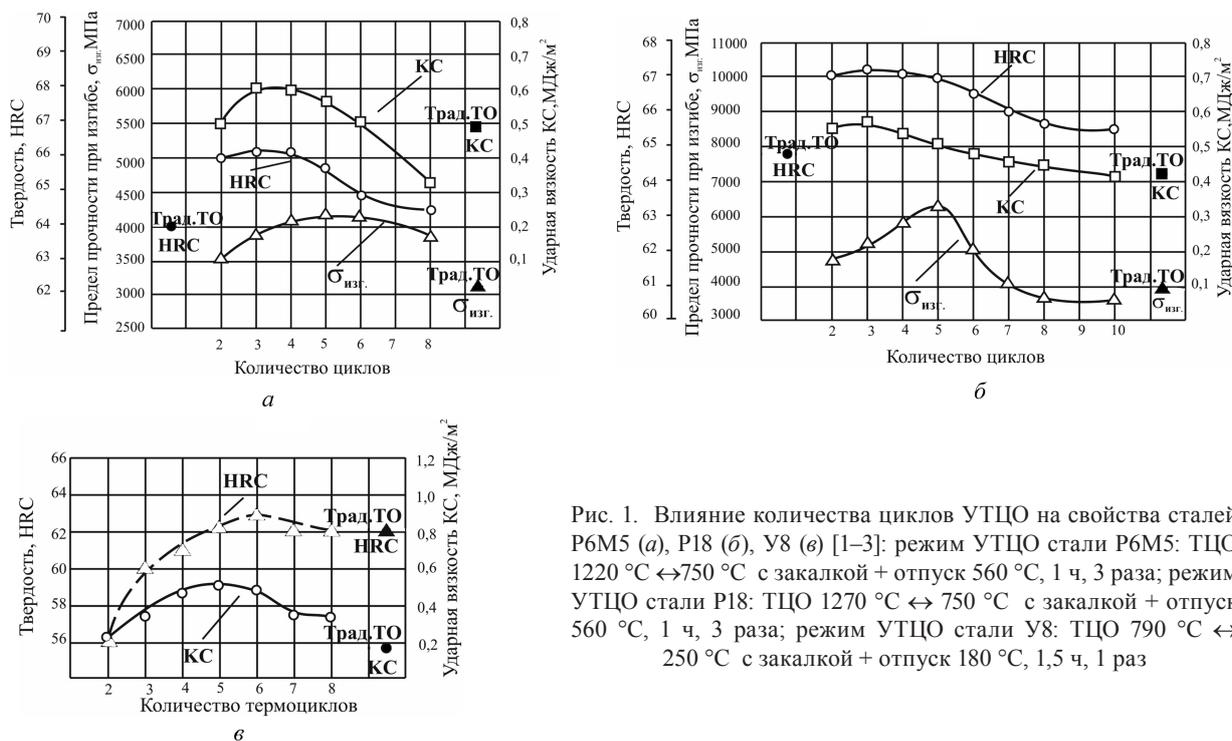


Рис. 1. Влияние количества циклов УТЦО на свойства сталей P6M5 (а), P18 (б), У8 (в) [1–3]: режим УТЦО стали P6M5: ТЦО 1220 °С ↔ 750 °С с закалкой + отпуск 560 °С, 1 ч, 3 раза; режим УТЦО стали P18: ТЦО 1270 °С ↔ 750 °С с закалкой + отпуск 560 °С, 1 ч, 3 раза; режим УТЦО стали У8: ТЦО 790 °С ↔ 250 °С с закалкой + отпуск 180 °С, 1,5 ч, 1 раз

На основании изучения влияния параметров процессов УТЦО на механические свойства сталей P18, P6M5, У8 впервые установлен новый детерминированный по времени эффект упрочнения инструментальных сталей в условиях циклически повторяющихся твердофазных превращений и создания большого градиента температур (450–550 °С) [2–4]. Это означает, что свойства сталей: ударная вязкость КС, прочность при изгибе  $\sigma_{изг}$  и твердость HRC повышаются только в начальный период циклической обработки, в частности, для быстрорежущих сталей P18, P6M5 при проведении 3–5 термоциклов, для штамповой стали У8 при 4–6 термоциклах; а затем с увеличением времени процесса рабочие характеристики сталей снижаются из-за деградации их структуры (рис. 1).

С помощью синтез-технологий определены оптимальные температурно-временные режимы УТЦО инструментальных сталей P18, P6M5 и У8. В результате оптимизации этого процесса достигнуто, по сравнению с традиционной термообработкой, увеличение предела прочности при изгибе инструментальных сталей на 31–56 %, наряду с повышением ударной вязкости – в 1,2–

Т а б л и ц а 1. Содержание элементов в матрице стали P18

Элемент	Содержание элементов в мартенсите ± ошибка прибора, % по массе	Среднее значение
Традиционная термообработка		
W	8,1 ± 0,9; 8,9 ± 0,9; 7,7 ± 0,9; 8,9 ± 0,9; 9,0 ± 0,9; 7,7 ± 1,0; 9,0 ± 1,0; 9,2 ± 1,1; 8,2 ± 1,1; 8,6 ± 1,1; 7,0 ± 1,0; 8,7 ± 1,3; 9,3 ± 1,4; 7,9 ± 1,4; 7,3 ± 0,1	8,4 (7,0–9,2)
Cr	4,2 ± 0,2; 4,3 ± 0,2; 4,4 ± 0,2; 4,6 ± 0,2; 4,7 ± 0,2; 4,6 ± 0,2; 4,9 ± 0,2; 4,7 ± 0,2; 4,5 ± 0,2; 4,4 ± 0,2; 5,0 ± 0,2; 4,6 ± 0,2; 4,4 ± 0,2; 4,6 ± 0,3; 4,8 ± 0,2	4,6 (4,2–5,0)
V	1,0 ± 0,1; 0,9 ± 0,1; 0,9 ± 0,1; 1,2 ± 0,1; 0,9 ± 0,1; 0,9 ± 0,1; 0,9 ± 0,1; 1,1 ± 0,1; 0,9 ± 0,1; 0,7 ± 0,1; 0,8 ± 0,1; 1,1 ± 0,2; 1,0 ± 0,2; 0,9 ± 0,1; 1,0 ± 0,1	0,9 (0,7–1,2)
Оптимальный режим УТЦО (2 цикла)		
W	9,4 ± 1,1; 16,2 ± 1,2; 13,9 ± 1,2; 11,7 ± 0,7; 10,1 ± 0,7; 12,3 ± 0,7; 16,5 ± 1,4; 7,4 ± 1,0; 13,9 ± 1,2; 9,3 ± 1,0	12,1 (7,4–16,5)
Cr	4,5 ± 0,2; 4,7 ± 0,2; 4,3 ± 0,2; 4,6 ± 0,1; 4,8 ± 0,1; 4,7 ± 0,1; 4,4 ± 0,2; 4,6 ± 0,2; 4,6 ± 0,2; 4,7 ± 0,2	4,6 (4,3–4,8)
V	1,3 ± 0,1; 0,9 ± 0,1; 1,0 ± 0,1; 1,2 ± 0,1; 1,2 ± 0,1; 1,1 ± 0,1; 1,2 ± 0,2; 0,9 ± 0,1; 1,2 ± 0,1; 1,2 ± 0,1	1,1 (0,9–1,3)

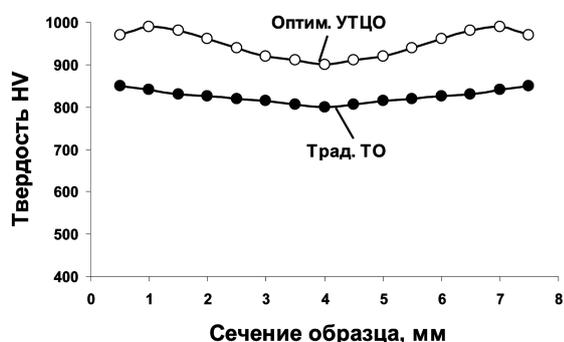
Т а б л и ц а 2. Измерения микротвердости в матрице стали У8

Микротвердость $H_{\mu}$ в мартенситной матрице $\pm$ ошибка прибора, МПа	Среднее значение $H_{\mu}$ , МПа
Традиционная термообработка	
6360 $\pm$ 700; 7130 $\pm$ 700; 6360 $\pm$ 700; 7130 $\pm$ 700; 7130 $\pm$ 700; 5700 $\pm$ 500; 7130 $\pm$ 700; 6360 $\pm$ 700; 7130 $\pm$ 700; 6360 $\pm$ 700; 7130 $\pm$ 700; 8050 $\pm$ 800; 7130 $\pm$ 700; 7130 $\pm$ 700	6870 (5700–8050)
Оптимальный режим УТЦО (4 цикла)	
3300 $\pm$ 250; 7130 $\pm$ 700; 4670 $\pm$ 450; 9150 $\pm$ 800; 8050 $\pm$ 800; 10510 $\pm$ 900; 6360 $\pm$ 700; 7130 $\pm$ 700; 8050 $\pm$ 800; 7130 $\pm$ 700; 8050 $\pm$ 800; 3300 $\pm$ 250; 5700 $\pm$ 500; 8050 $\pm$ 800; 1890 $\pm$ 200; 7130 $\pm$ 700; 6360 $\pm$ 700; 4260 $\pm$ 400; 7130 $\pm$ 700; 2630 $\pm$ 250; 9150 $\pm$ 800; 7130 $\pm$ 700; 9150 $\pm$ 800; 10510 $\pm$ 900; 7130 $\pm$ 700; 8050 $\pm$ 800; 7130 $\pm$ 700; 9150 $\pm$ 800	6910 (1890–10510)

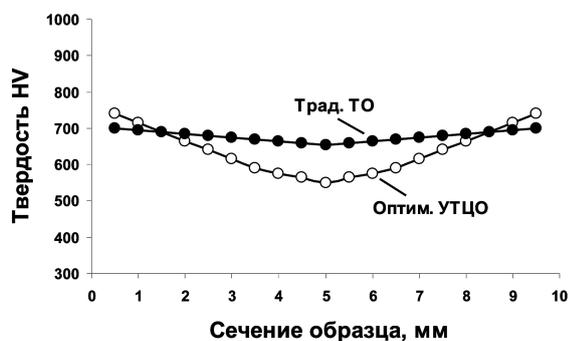
П р и м е ч а н и е. \* – микротвердомер – ПМТ-3; нагрузка индентора – 0,1 Н.

13 раз при подъеме твердости сталей Р6М5, Р18 на 1–2 единицы (HRC 65-67) и сохранении прежней твердости (HRC 59-60) стали У8 [2–5].

При УТЦО реализуются структурно-энергетические механизмы упрочнения и выполняются все условия формирования композиционных структур, обеспечивающих синергизм критериев прочности и надежности [6–15]. Исследования показали, что от поверхности к сердцевине образцов из сталей Р18 и У8 их твердость HV снижается (рис. 2). Также формируется композитная структура, в которой зерна имеют значительный разброс по содержанию легирующих элементов W, V, С и др. (табл. 1) с гораздо большим диапазоном изменения микротвердости (табл. 2, рис. 3), чем при традиционной термообработке.



а



б

Рис. 2. Распределение твердости HV по сечению образцов из стали Р18 (а) и стали У8 (б), подвергнутых традиционной ТО и оптимальной УТЦО: режим традиционной ТО стали Р18: закалка от 1270 °С + отпуск 560 °С, 1 ч, 3 раза; режим УТЦО стали Р18: ТЦО 1270 °С  $\leftrightarrow$  750 °С, 3 цикла с закалкой + отпуск 560 °С, 1 ч, 3 раза; режим традиционной ТО стали У8: закалка от 790 °С + отпуск 200 °С, 2 ч; режим УТЦО: ТЦО 780 °С  $\leftrightarrow$  230 °С, 4 цикла, с закалкой + отпуск 200 °С, 2 ч. Условия измерения твердости: автоматический прибор «Zwick», нагрузка индентора – 10 Н

При УТЦО формируются два типа композиционных структур: мозаично-дискретная структура матрицы (рис. 4, а), состоящая из оптимально чередующихся микро- и мезоэлементов (зерен и субзерен размером более 100 нм) с разным содержанием элементов и уровнем твердости; функ-

Таким образом, согласно классификации [1; 6; 7], при УТЦО формируются два типа композиционных структур: мозаично-дискретная структура матрицы (рис. 4, а), состоящая из оптимально чередующихся микро- и мезоэлементов (зерен и субзерен размером более 100 нм) с разным содержанием элементов и уровнем твердости; функ-

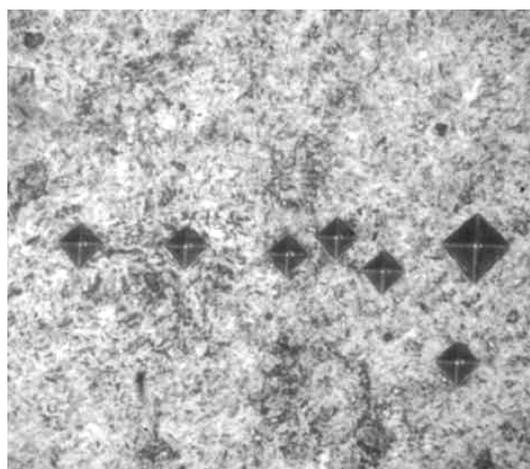


Рис. 3. Распределение средней твердости  $H_{\mu}$  по сечению образца (10 мм  $\times$  10 мм) из стали У8, подвергнутой оптимальной УТЦО: режим УТЦО: ТЦО 780 °С  $\leftrightarrow$  230 °С, 4 цикла, с закалкой + отпуск 200 °С, 2 ч. Условия измерения микротвердости: прибор ПМТ-3, нагрузка индентора – 0,1 Н

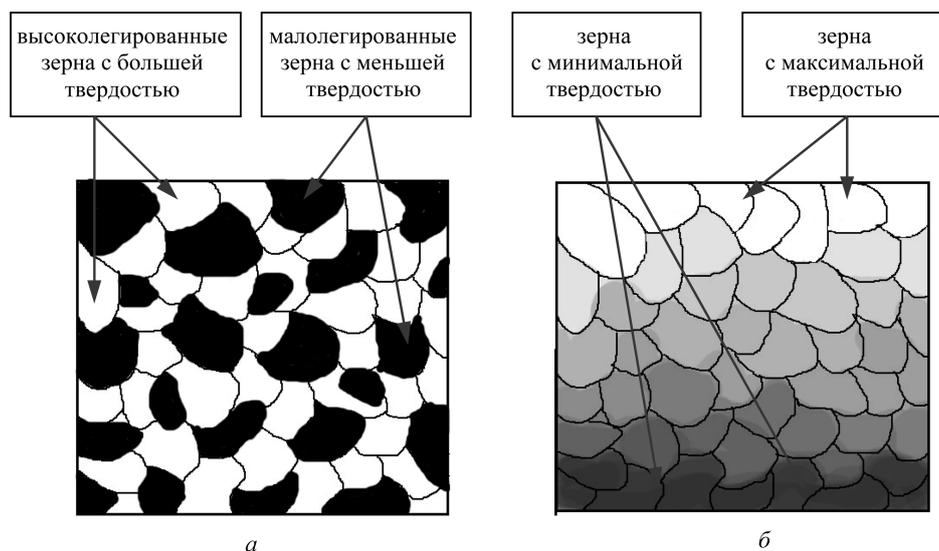


Рис. 4. Схематическое изображение композиционных структур, создаваемых при УТЦО: *а* – композиционная структура стали, состоящая из чередующихся зерен мало- и высоколегированного мартенсита; *б* – функционально-градиентная структура стали, в которой твердость и хрупкость снижаются от поверхности к сердцевине

ционально-градиентная структура (рис. 4, *б*), в которой микроэлементы (зерна) направленно меняют свои свойства, а именно, от поверхности к сердцевине снижается их твердость и хрупкость.

Экспериментально доказано, что наибольший эффект упрочнения быстрорежущих и штамповых сталей при УТЦО создается благодаря максимальному дроблению зерен и снижению содержания остаточного аустенита; образованию бесструктурного мартенсита; из-за сфероидизации и измельчения вторичных карбидных частиц; значительного увеличения доли дисперсных карбидов и их равномерного распределения в матрице; а также за счет высокого насыщения легирующими элементами дисперсных карбидов и матрицы, что увеличивает уровень структурных напряжений в их кристаллической решетке [5; 13; 14].

В результате исследований разработана технология УТЦО для упрочнения инструментальных сталей с применением стандартного термического оборудования. Производственные испытания показали, что УТЦО позволяет увеличить стойкость различных видов инструментов в 1,4–12 раз, по сравнению с традиционно термообработанными. Причем наивысшие показатели стойкости достигнуты на тонких, длинномерных и ударных инструментах, используемых для резания труднообрабатываемых сплавов. Процесс внедрен в Беларуси и России на предприятиях «БелАЗ», «КЗТШ», «АГУ», «Экран», «ВТЗ» и др.

## Литература

1. Витязь П. А., Шматов А. А., Девойно О. Г. // Докл. НАН Беларуси. 2013. Т. 57, № 1. С. 113–117.
2. Шматов А. А. и др. // Вестн. Полоц. гос. ун-та. Сер. В. Промышленность. 2009. № 8. С. 19–25.
3. Шматов А. А. и др. // Вестн. Брест. гос. техн. ун-та. Сер. Машиностроение. 2009. № 4. С. 53–58.
4. Шматов А. А. и др. // Вестн. Белорус. нац. техн. ун-та. Сер. Машиностроение. 2009. № 6. С. 20–25.
5. Шматов А. А. // Порош. металлургия. 2007. № 30. С. 309–316.
6. Шматов А. А. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 2. С. 33–40.
7. Шматов А. А., Жавнерко Г. К., Лисовская Ю. О. // Материаловедение. 2013. № 1. С. 43–50.
8. Щерба В. Я., Лисовский А. Л. Новые композиционные материалы. Новополоцк, 2009. – 220 с.
9. Антонюк В. С., Ляшенко Б. А., Сорока Е. Б. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 3. С. 49–50.
10. Лыгденов Б. Д. Фазовые превращения в сталях с градиентными структурами, полученными химико-термической и химико-термоциклической обработкой: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01. Новокузнецк, 2004. – 226 с.
11. Верецака А. С., Третьяков И. П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. М., 1986. – 192 с.
12. Martin J. W., Doherty R. D. Stability of microstructure in metallic systems. London; New York; Melbourne, 1978. – 280 p.
13. Федюкин В. К. Научное обоснование и разработка технологий улучшающей термоциклической обработки металлических материалов: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.01. Санкт-Петербург, 1993. – 323 с.

14. *Гурьев А. М.* Экономнолегированные стали для литых штампов горячего деформирования и их термоциклическая и химико-термическая обработка: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01. Томск, 2001. – 484 с.

15. *Приходько В. М., Петрова Л. Г., Чудина О. В.* Металлофизические основы упрочняющих технологий. М., 2003. – 384 с.

*P. A. VITIAZ, A. A. SHMATOV, O. G. DEVOINO*

shmatov@cosmostv.by

**STRENGTHENING OF HIGH SPEED AND STAMP STEELS  
BY THE THERMOCYCLING HEAT TREATMENT METHOD**

**Summary**

The composite structure, mechanisms and nature of strengthening of tool steels subjected to strengthening thermo-cycling treatment are presented (STCT). The influence of the STCT process on the structure and mechanical properties of tool steels are examined. The developed technology permits increasing the wear resistance of steel tools by a factor of 1.4–12 in comparison with traditionally heat-treated ones.