

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ P18

Настоящая работа раскрывает возможности использования кратных закалок из надкритической и субкритической областей с целью активизации перераспределения легирующих элементов в стали, изменения дисперсности и, возможно, состава фаз при распаде твердого раствора в процессе отпуска.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, теплостойкость, закалка, отпуск, термоциклирование, твердость.

B.M. Zholdoshev – d. of t. s., prof. OshTU

MECHANICAL PROPERTIES OF FAST STEEL R18

In a scientific paper we consider the possibility of using multiple hardenings of the under critical and subcritical regions with a view to enhancing the Redistribution of alloying elements in steel, changes in dispersion and possible Composition of the phases in the decay of solid solution in the vacation.

Key words: rapid machining steel, thermal endurance, hardness, hardening, tempering, thermo cycling, hardness.

В предыдущих трудах [1,2] показаны эффективности использования термоциклической обработки (ТЦО) маятникового типа для повышения прочностных свойств быстрорежущих сталей (литых и пластически деформированных). Рекомендуемые режимы характеризуются достаточно большим числом термоциклов (от 8 и более), что существенно увеличивает энергозатраты и удлиняет процесс термической обработки. С этой точки зрения представляет интерес проверить и убедиться в возможностях использования кратных закалок из надкритической и субкритической областей с целью активизации перераспределения легирующих элементов в стали, изменения дисперсности и, возможно, состава фаз при распаде твердого раствора в процессе отпуска.

Эксперимент проведен с использованием экстремального планирования на режущем инструменте сверле из быстрорежущей стали P18.

Таблица 1

Химический состав стали после химического анализа

Элементы	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Ni
%-содерж.	0,81%	0,15%	0,33%	3,77%	0,44%	18,25%	1,07%	0,12%

Исследовано сверло с диаметром 1,89 мм. На рисунке приведены исследуемые варианты термоциклической обработки. Нагрев под закалку и отпуск осуществлялся в соляных ваннах. В качестве варьируемых параметров ТЦО использованы: температура T_n нагрева из субкритической области (фактор x_1); температура T_3 закалки из надкритической области (фактор x_2); число $m \rightarrow (x_3)$ нагревов до T_n и T_3 ; температура T_o отпуска $\rightarrow (x_4)$ и количество циклов отпуска $n \rightarrow (x_5)$. Ниже в таблице представлена матрица планирования 2^{5-2} линейно-экстремального плана с определяющим контрастом $x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 \cdot x_4 = 1$, $x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 \cdot x_4 = -1$ и результаты эксперимента. В качестве выходных параметров рассматривались: твердость после ТЦО при комнатной температуре НВ; теплостойкость $НВ_T$ - определена измерениями холодной твердости, для определения

теплостойкости образцы после исследуемых режимов дополнительно нагревали на 4 ч до температуры 625°C, после чего измеряли твердость H_{VT} ; коэрцитивная сила H_c ; максимальная магнитная проницаемость μ_{max} ; индукция насыщения B_s ; N - число изделий, обработанных одним сверлом.

Для сравнения с табличными данными отметим результаты испытаний для P18, полученные после типового варианта обработки ($T_3 = 1280$ °C, $T_0 = 560$ °C, $\tau_0 = 1$ ч, $n = 3$);

$HV = 7600$ МПа, $H_{VT} = 6940$ МПа, $H_c = 4460$ А/м, $\mu_{max} = 97,72$, $B_s = 2,92$ Тл, $N = 1200$, шт.

По данным таблицы построены регрессионные уравнения:

$$HV = 7729 + 135x_2 + 76x_3 - 128x_4 - 98x_5 - 45x_1x_2 + 108x_2x_3, \text{ МПа (1)}$$

$$H_{VT} = 6239 + 90x_1 + 76x_2 - 279x_3 + 178x_5 + 185x_1x_2 - 182x_2x_3, \text{ МПа (2)}$$

$$H_c = 4294 - 233x_1 + 314x_2 - 103x_3 - 103x_4 + 118x_5 + 214x_1x_2 - 86x_2x_3, \text{ А/м (3)}$$

$$\mu_{max} = 94 - 7,4x_4 + 2,2x_5 \text{ (4)}$$

$$B_s = 2,86 - 0,01x_1 - 0,032x_2 - 20,01x_4 - 0,029x_1x_2 - 0,01x_2x_3, \text{ Тл (5)}$$

$$N = 2620 + 438x_1 - 432x_3 - 232x_4 + 130x_5 + 775x_1x_2, \text{ шт. (6)}$$

Эти уравнения построены для доверительных интервалов коэффициентов (при 0,05 уровне значимости); $\Delta b_j(HV) = 65$ МПа; $\Delta b_j(H_{VT}) = 55$ МПа; $\Delta b_j(H_c) = 22$ А/м; $\Delta b_j(\mu) = 0,36$;

$\Delta b_j(B_s) = 4 \cdot 10^{-3}$ Тл; $\Delta b_j(N) = 70$.

На основе анализа полученных табличных данных и уравнений регрессии показывает, что предварительный нагрев перед закалкой в низкотемпературной (субкритической) области с последующим ускоренным охлаждением полезен. При этом важно отметить, что для повышения стойкости N необходимо T_H поддерживать на верхнем уровне. В то же время одновременно желательно повышение T_3 до 1270 °C при сохранении T_0 на нижнем уровне (520 °C), а кратность окончательного отпуска n должна быть равна 3. В целом длительность отпуска не превышала 60 мин, что в 3 раза короче типового отпуска. Из уравнения (1) видно, что взаимодействие факторов x_1x_2 весьма эффективно для увеличения стойкости инструмента, и это имеет место в то время, когда линейное слагаемое, отражающее влияние x_2 мало значимо. Сравнивая коэффициенты уравнений (1 – 6) видно, что теплостойкость инструмента коррелирует со стойкостью, однако о стойкости N по данным для H_{VT} следует судить с определенной осмотрительностью. Тем не менее видно, что в целом действие основных параметров и их взаимодействий одновременно повышают или понижают и H_{VT} и N .

Из анализа характера изменения параметров H_c , μ_{max} и B_s , из которых первые два структурно-чувствительны, а B_s – структурно нечувствительная характеристика, можно отметить следующее. При нагреве под закалку до T_3 растворяются карбиды, содержащие Cr и частично W и V. Чем выше T_3 , тем, при равных условиях, выше содержание легирующих элементов в твердом растворе. В результате после закалки увеличивается количество остаточного аустенита, а при распаде мартенсита из раствора выделяются более дисперсные карбиды. Отсюда можно ожидать увеличения теплостойкости и коэрцитивной силы H_c , величина которой определится, согласно Е.И. Кондорскому, по формуле

(7)

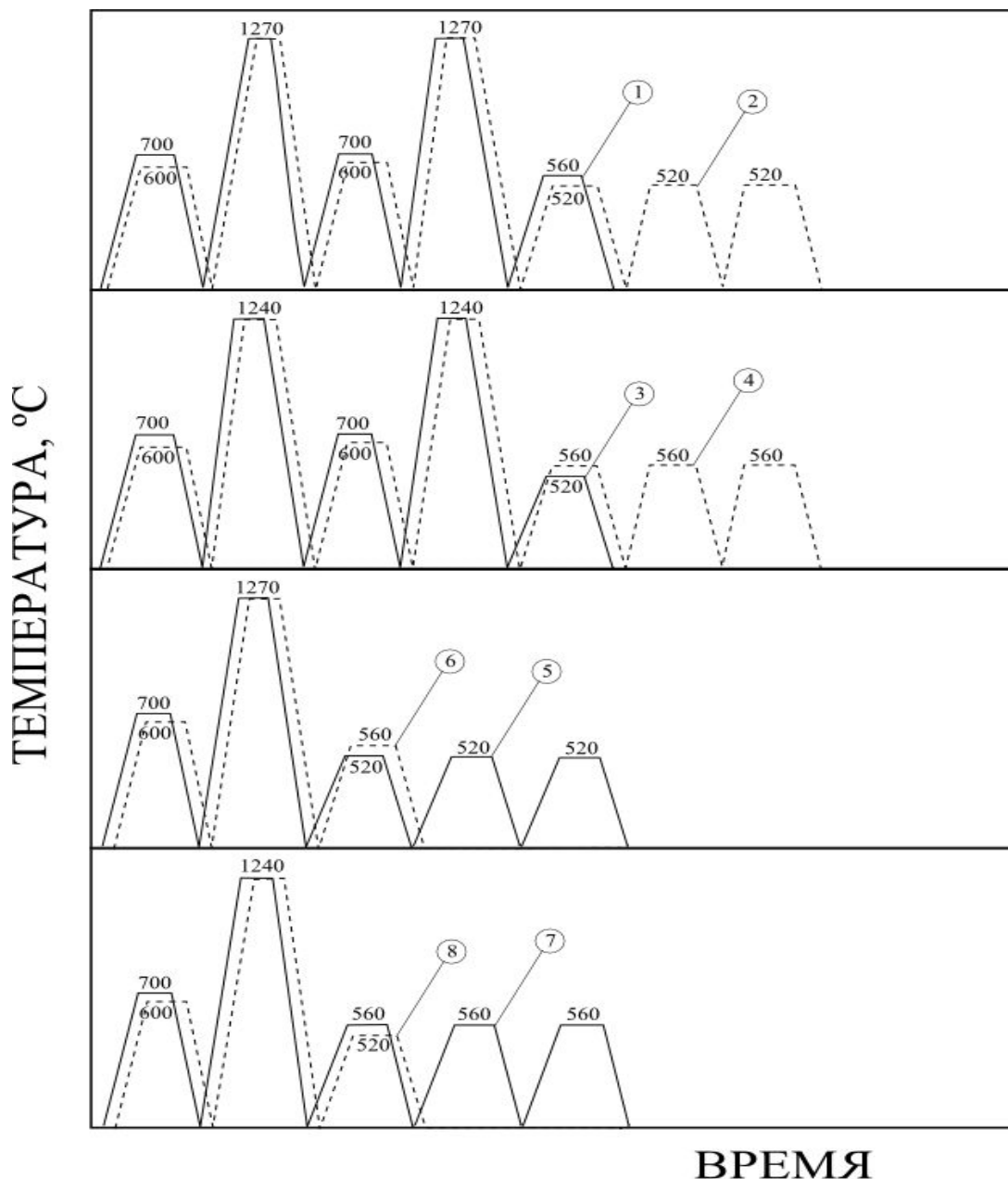
где k_1 – константа анизотропии, δ – толщина границы домена, J_s – намагниченность насыщения, d – размер включений в матрице, v – объемная доля включений, μ_0 – проницаемость вакуума.

С увеличением дисперсности выделений и роста количества $A_{ост}$ уменьшается d и увеличивается v , что приводит к росту H_c и снижению μ_c одновременно. Действие предварительного нагрева перед закалкой сводится: к снятию остаточных напряжений в поверхностных зонах после пластической деформации при изготовлении; полигонизационным процессам, конкурирующим с рекристаллизацией матрицы при закалке; к наведению

дополнительных центров роста аустенита при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении (за счет пластической деформации при ускоренном охлаждении после низкотемпературного нагрева). Режим типа 5 (см. таблицу 2) был применен при термообработке опытной партии сверл $d=10$ мм из стали P18. Параметры обработки следующие: $T_n = 700$ °C с охлаждением в масле; $T_s = 1270$ °C, $m = 1$, $T_o = 520$ °C, $\tau_o = 30$ мин, $n = 3$ (общая длительность отпуска 1 час).

Выводы:

1. В итоге предварительного нагрева до T_n обеспечивается неупорядоченная перекристаллизация при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении. Это должно способствовать росту НВ, НВ_т и N и снижению Н_с.
2. На основании эксперимента и исследования показали повышение стойкости сверл из быстрорежущей стали P18 в 2 раза при сверлении отверстий в стали 40X по сравнению с типовой термической обработкой.



Варианты термоциклической обработки стали P18

Таблица 2

Матрица планирования и результаты испытаний стали P18

№ п/п	Факторы					НВ, МПа	НВт, МПа	Нс, А/м	μ_{\max}	Вс, Тл	N, шт
	T _н , °С	T _з , °С	m, циклы	T _о , °С	n, циклы						
1	700	1270	2	560	1	7930	5990	4201	93,22	2,78	3100
2	600	1270	2	520	3	8170	5720	4652	82,70	2,84	1400
3	700	1240	2	520	1	7790	5760	3494	92.65	2,90	1890
4	600	1240	2	560	3	7340	6380	4467	111,22	2,89	2360
5	700	1270	1	520	3	7620	7190	5006	79,97	2,79	4590
6	600	1270	1	560	1	7740	6360	4632	90,25	2,88	1440
7	700	1240	1	560	3	7400	6380	3572	110,90	2,91	2650
8	600	1240	1	520	1	7850	6140	4437	91	2,85	3530

Литература:

1. **Жолдошов, Б.М.** Разработка термоциклической обработки быстрорежущей стали [Текст] / В.С. Муратов // Сб.межд.науч.конф. «Прочность и разрушение материалов и конструкций», 20-22. окт. 2010. –с.110-112. Оренбург, РФ.
2. **Жолдошов, Б.М.** Влияние температуры и времени отпуска на свойства стали P18 [Текст] «Наука и новые технологии», №6, 2011. -с.40-44.