

*Жолдошов Б.М.*

**ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВАРИАНТОВ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА ШТАМПОВОЙ СТАЛИ 4ХЗВМФ**

*B.M. Zholdoshev*

**EFFECT OF VARIOUS OPTIONS OF THERMAL CYCLING TREATMENT ON THE PROPERTIES OF DIE STEELS 4H3VMF**

УДК: 669.14.018.254.

*Показано положительное влияние различных вари- термоциклической обработки на работоспособ- - жсть изделий из штамповой стали 4ХЗВМФ*

**Ключевые слова:** *штамповал сталь, закалка, отпуск выдержка, структура, превращение, теплостой- ахть.*

*A positive effect of thermal cycling treatment options on < performance of products from steel die 4H3VMF is shown.*

**Key words:** *die steel, hardening, tempering, shutter structure, transformation, heat resistance.*

Наиболее наглядные структурные изменения в высокоуглеродистых и легированных сталях, наблюдаемые световой оптикой, проявляются не столь заметно. Однако и в этом случае, положительное влияние ТЦО на свойства сталей очевидно.

Исследуемая научная работа является продолжением предыдущих работ [1, 2], в которых для определения возможности значительного сокращения длительности отжига штамповой стали рекомендовано использовать многократные циклы нагрева и охлаждения вблизи точки  $A_1$ .

Дана оценка возможным структурным изменениям в штамповых сталях при различных вариантах ТЦО с диффузионными и бездиффузионными  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращениями, и была проведена серия экспериментов на образцах из стали 4ХЗВМФ. Образцы использовались двух типов: в виде цилиндра  $d = 20$  мм и сектора (четверть цилиндра). Последние вырезались из цилиндрических поковок  $d = 60$  мм и длиной  $l=50$  мм. Предварительно все образцы нагревались в камерной печи до  $1250$  °С и после 30 мин выдержки половина из них охлаждалась в масле (серия М), а другая - на воздухе (серия В). Структура, полученная после такого охлаждения, была мартенситной на образцах серии М и мартенситно-бейнитной на образцах серии В. Твердость цилиндрических образцов  $50 - 52$  HRC<sub>3</sub> после охлаждения на воздухе и  $52 - 55$  HRC<sub>3</sub> после охлаждения в масле. Секторные (более массивные) образцы имели более низкую твердость:  $42 - 45$  HRC<sub>3</sub> и  $50 - 53$  HRC<sub>3</sub> после охлаждения на воздухе и в масле соответственно.

Заключительная термообработка образцов для серий М и В включала различные варианты однократных нагревов и охлаждений, а также термоциклической обработки. Нагрев осуществлялся в камерной печи. Верхняя температура нагрева всех образцов принималась одинаковой -  $1050$  °С. После достижения указанной температуры осуществлялась выдержка  $t = 3$  мин.

При реализации ТЦО с диффузионным характером  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения температура распада аустенита принималась  $600$  и  $730$ °С, а длительность изотермической выдержки составляла  $1,5$  либо  $3$  часа (см.рис. 1, а). Число  $\alpha \rightarrow \gamma$ - переходов перед окончательным охлаждением варьировалась от  $1$  до  $3$ , после чего часть образцов охлаждалась на воздухе, а другая в масле. Варианты ТЦО с мартенситным характером распада  $\gamma \rightarrow \alpha$  включали два закалочных цикла с промежуточным отпуском между ними. При этом варьировалась температура этого отпуска, которая принимала значения  $500, 600, 700$  и  $800$ °С (см. рис. 1,б). При этом фиксировалась длительность изотермической выдержки в течение  $15$  мин, после чего охлаждались в масле. Параллельно осуществлялась термообработка по режимам, представленным на рис. 1, в. Они включали кратковременный отпуск при температурах  $500, 600, 700$  и  $800$ °С в течение  $15$  мин, с последующим охлаждением в масле. Как и при реализации диффузионных  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращений, в вариантах обработки согласно рис. 1,б и рис. 1,в, после окончательного нагрева на  $1050$  °С охлаждение осуществлялось на воздухе и в масле.

Проведен анализ структурных изменений показал, что, как и ожидалось, процессы измельчения зерна в легированной штамповой стали протекают затрудненно. Однократный нагрев до температуры  $1050$ °С приводит к восстановлению исходного зерна, полученного при высокотемпературном нагреве, как для серий М, так и для серий В (см. рис. 2).

Исследования ТЦО по режимам, представленным на рис. 1 (с диффузионными  $\gamma \rightarrow \alpha$  - переходами), показал, что измельчение после одного цикла проявляется лишь в виде рекристаллизованных зерен по границам исходных (см. рис. 3, а) зерен. Вблизи поверхности образцов рекристаллизация протекает полнее - новые зерна прорастают через объем многих исходных зерен, причем наряду с зернограницными проявляются центры и в объеме зерна (см. рис. 3, б). С увеличением числа циклов до трех происходит более значительное измельчение зерна.

Реализация промежуточного отпуска при температурах  $500, 600, 700$  и  $800$ °С перед последующей закалкой приводит к заметному дроблению отдельных зерен, причем с ростом температуры отпуска доля измельченных

зерен меняется монотонно. Минимальный размер зерен и наибольшее измельчение наблюдается при  $T_0 = 800$  и  $600^\circ\text{C}$  (см. рис. 4, а и в), и достигается на образцах серии В. На серии М измельчение несколько меньше.

При проведении ТЦО с  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходами мартенситного типа по режимам, представленным на рис. 1, в, интенсивного измельчения зерен не наблюдается. Однако здесь отчетливо проявляется эффект более полного выравнивания состава по объему зерна. Наиболее мелкокристаллический мартенсит появляется при проведении промежуточного высокотемпературного отпуска ( $T_0 = 600^\circ\text{C}$ ) на образцах серии М (см. рис. 4, б). При проведении ТЦО по вариантам 1, б дисперсная структура получается в том случае, когда осуществляется одинаковый отпуск с  $T_0 = 600^\circ\text{C}$  перед закалками (см.рис. 4,в). Здесь следует подчеркнуть, что приведенное выше описание структурных изменений подчеркивает их основные тенденции при ТЦО. Однако вопрос о целесообразной структуре и режиме термообработки должен решаться для каждого конкретного случая на основе либо механических, либо специальных, либо натуральных испытаний. В частности, одной из важнейших специальных характеристик штамповых сталей для горячего деформирования является теплостойкость - способность сопротивляться разупрочнению при повышенных температурах. Поэтому нами на образцах серии М и В были проведены форсированные испытания теплостойкости путем измерения кинетики изменения твердости при  $T_{\text{и}} = 630$  и  $T_{\text{и}} = 700^\circ\text{C}$ . Графики  $\text{HRC}_3(t)$  для различных вариантов обработки представлены на рис. 5 и 6.

Твердость при  $700^\circ\text{C}$  определялась на тех же образцах, на которых осуществлялся отпуск при  $630^\circ\text{C}$  в течение 30 минут. Такой ступенчатый отпуск позволил вычислить эффективную энергию активации разупрочнения  $U_p$  и постоянную времени разупрочнения  $\tau_p(T)$ . В основе обработки эксплуатационных данных лежит формула:

$$\Delta\text{HRC}_3(t) = \text{HRC}_3(t) - \text{HRC}_3(2) = A e^{-t/\tau_p(T)}, \quad (1)$$

$$\text{где } \tau_p(T) = B e^{U_p/RT}. \quad (2)$$

Здесь в качестве  $\text{HRC}_3(2)$  принималась твердость после изотермической выдержки в течение 2 часов; А и В - коэффициенты; R - газовая постоянная. Из (1) и (2) получены расчетные формулы для вычисления  $U_p$  и  $\tau_p(T)$

$$U_p = \frac{RT_1T_2}{T_2 - T_1} \ln \frac{\tau_p(T_1)}{\tau_p(T_2)} \quad (3)$$

$$\tau_p(T) = \frac{t_2 - t_1}{\ln \frac{\Delta\text{HRC}_3(t_1)}{\Delta\text{HRC}_3(t_2)}}. \quad (4)$$

Результаты математической обработки экспериментальных данных по формулам (3) и (4) представлены в таблице. Предварительно кривые аппроксимировались по формулам (1) и (2) методом средних квадратов. Индексы В и М относятся к сериям В и М. Следует отметить, что вычисленные значения  $U_p$  носят приближенный характер, так как скорость снижения  $\text{HRC}_3(t)$  не монотонная, тем не менее значения  $U_p$  качественно правильно отражают активационные барьеры к разупрочнению стали при длительном ( $\tau \geq 30$  мин) тепловом воздействии.

Энергия активации разупрочнения стали 4ХЗВМФ после различных вариантов ТЦО

Вариант обработки	1	2	3	4	5	6	7
$U_p^B$ , Дж/моль	8836	8107	8263	6794	7215	6870	7416
$U_p^M$ , Дж/моль	11499	10900	11024	7806	9611	7477	8060

Анализируя характер изменения  $\text{HRC}_3(t)$ , можно заметить, что скорость снижения твердости зависит как от исходного (перед ТЦО) состояния материала, так и от режима ТЦО. Тем не менее, практически для всех вариантов термообработки конечная твердость стали выше у образцов, закаленных с высокой температуры (серия М). Отмеченное указывает, что одним из возможных путей дополнительного увеличения теплостойкости является закалка с высоких температур перед окончательной термообработкой. Вместе с тем видно, что в некоторых случаях начальная стадия разупрочнения стали серии М протекает более интенсивно, чем для серии В. Поэтому приспособляемость ее к внешним воздействиям большая, что должно благоприятно влиять на работоспособность стали.

Заключения и выводы:

-Сравнение эффективности различных вариантов ТЦО показывает, что наибольшей теплостойкостью обладает сталь после обработки по вариантам, представленным на рис. 1, б. Для них характерно, что перед закалкой осуществляется средне- и высокотемпературный отпуск стали. Оказалось, что среднетемпературный отпуск при 500 °С (режим 1) приводит к получению минимальной теплостойкости. Этому режиму соответствует и максимальное значение  $U_p$ .

-По варианту ТЦО, близкому к режиму 2, была обработана партия матриц второй операции для штамповки клапанов на КГШП ( кривошипный горячештамповочный пресс). Средняя стойкость матриц составила 2100 шт. по сравнению с типовой составляла 1370 шт, что указывает на целесообразность проведения ТЦО в соответствии с режимами, представленными на рис. 1, б.

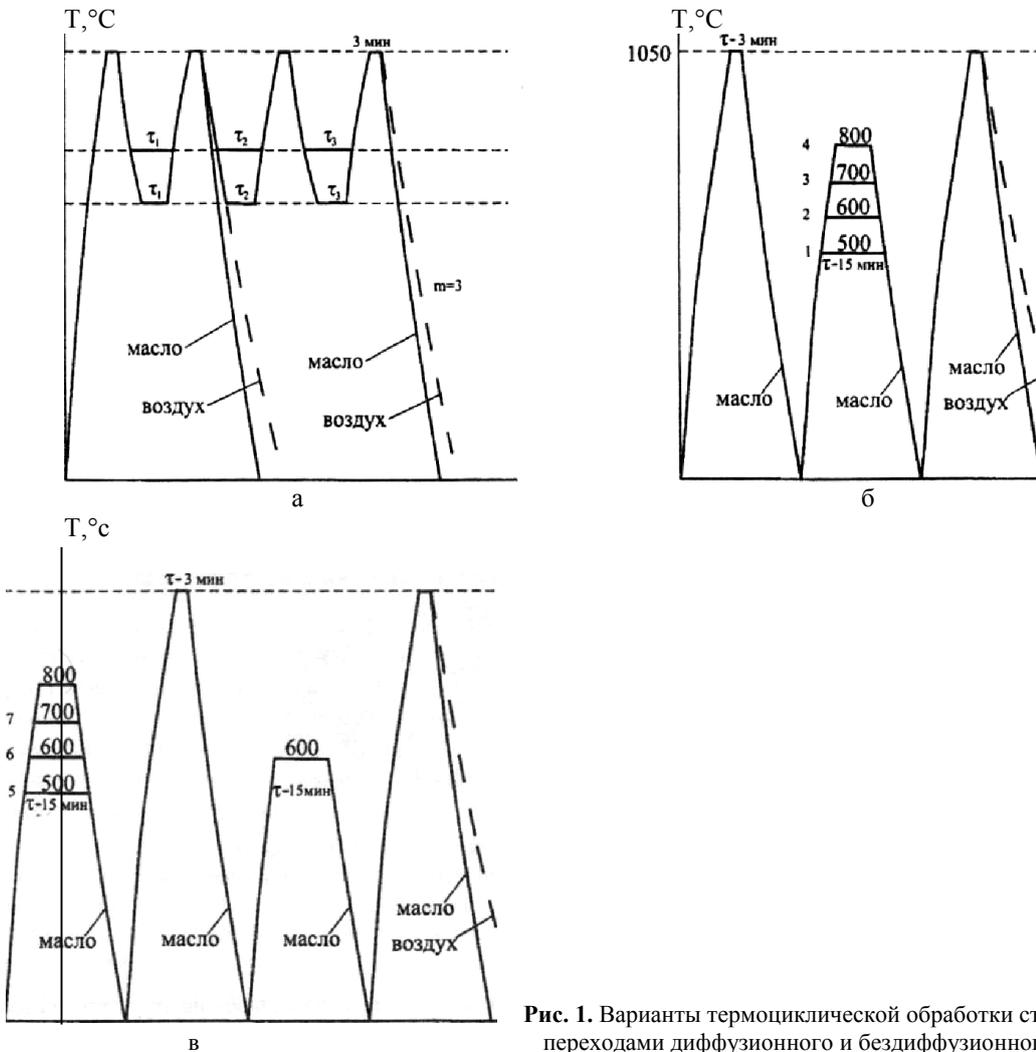
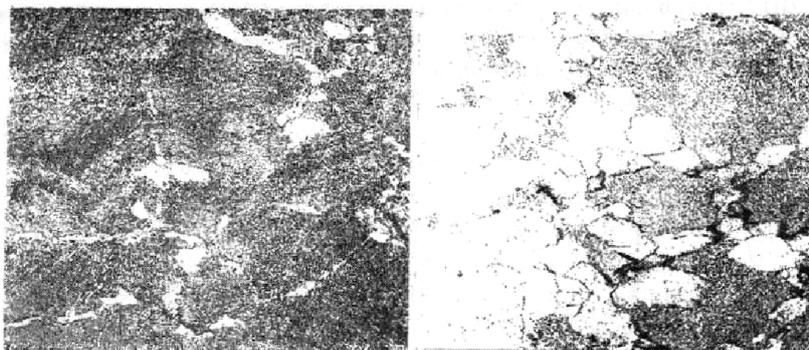


Рис. 1. Варианты термоциклической обработки стали 4ХЗВМФ с  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходами диффузионного и бездиффузионного типов



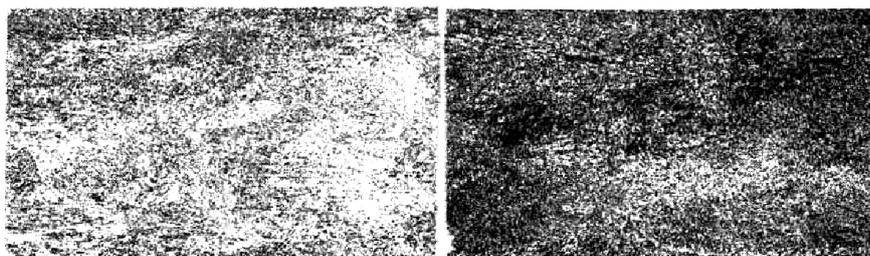
Рис.2. Структура стали 4X3VMФ серии В и М после закалки с  $T_z=1050^{\circ}\text{C}$



а

б

Рис. 3. Структура стали 4X3VMФ после ТЦО по режиму, представленному на рис. 1 а



в

Рис. 4. Структура стали 4X3 VMФ после ТЦО, а и б - режим представленный на рис. 1, б с  $T_0 = 800^{\circ}\text{C}$ , в - режим на рис. 1, б с  $T_0 = 600^{\circ}\text{C}$ , а - образцы серии М; б и в - серии В.

**Литература:**

1. Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С. Влияние форсированного охлаждения отливок на структуру и свойства штамповой стали 2Х5МФНС //Современные наукоемкие технологии, №7, 2010. С.140-141.
2. Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С. и др. Форсированная обработка стали 1ХН3А //Журнал прикладных и фундаментальных исследований, №11, 2010. С.22-23.

**Рецензент: д.ф-м.н., профессор Выбойщик М.А.**