

УДК 620:621.78

**РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ РУБИЛЬНЫХ НОЖЕЙ,  
ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ***д-р техн. наук, проф. А.В. АЛИФАНОВ; В.В. ЦУРАН**(Барановичский государственный университет);**канд. техн. наук Г.П. ГОРЕЦКИЙ; канд. техн. наук А.М. МИЛЮКОВА**(Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск)*

*Демонстрируются экспериментальные исследования режимов термообработки рубильных ножей, изготовленных из различных инструментальных сталей. Установлено, что в образцах рубильных ножей с небольшими размерами и относительно большой толщиной после термической обработки остаточные деформации не проявляются; в более тонких образцах прямоугольной формы (длиной более 300 мм) после термической обработки имеет место остаточная деформация в виде прогиба. При этом величина прогиба тем больше, чем меньше отношение толщины образца к его длине и ширине. Определено, что образцы, изготовленные из стали марки 6ХВ2С, обладают меньшей величиной прогиба, чем образцы из стали марок У8А и 9ХФ.*

**Введение.** Стоимость сырья имеет тенденцию к увеличению. Щепя для производства древесных гранул переживает настоящий бум спроса. Цена на неё за последние 10 лет утроилась. Соответственно, изменилось и отношение деревообрабатывающих предприятий к тому, что еще недавно называлось отходами лесопиления (опилки, стружка, щепа) [1]. Все эти предприятия оснащены рубильными машинами иностранного производства, рубильные ножи для которых также приходится приобретать за рубежом, используя для этого немалые бюджетные средства. Перед учеными и специалистами Беларуси стоит задача – разработать технологию и освоить производство рубильных ножей на отечественных предприятиях.

Для изготовления ножей с заданными эксплуатационными характеристиками необходимо использовать высоколегированные стали и определенные режимы термической обработки, обеспечивающие в готовых изделиях мелкодисперсную, однородную структуру и необходимое соотношение аустенита, мартенсита и карбидных включений. Это необходимо для обеспечения высокой прочности ножей в условиях ударных нагрузок, и что важно, сохранения высокой остроты режущего лезвия ножа в процессе эксплуатации. Главное препятствие для организации производства рубильных ножей на белорусских предприятиях – отсутствие необходимых знаний и опыта для проведения качественной термической обработки легированных инструментальных сталей, обеспечивающих необходимые эксплуатационные свойства изделий (высокие показатели твердости, ударной вязкости, периода стойкости и др.) [2].

**Анализ влияния легирующих элементов на свойства инструментальных сталей.** Требования, предъявляемые к сталям, используемым для рубильных ножей, схожи с требованиями, предъявляемыми к пружинным сталям и сталям для холодной штамповки (HRC 50...62). Поэтому способы и режимы термообработки (ТО) для них необходимо назначать таким образом, чтобы получить оптимальное сочетание таких свойств, как прочность, пластичность и вязкость.

Высокую стойкость и надежность рубильных ножей можно обеспечить, если для конкретных условий будет получено оптимальное сочетание сопротивления стали пластической деформации (твердость HRC 50...60), в том числе при повышенных температурах (теплостойкость), и хрупкому разрушению (вязкость). Заданный уровень твердости можно получить либо с помощью дисперсионного твердения после мартенситного превращения, либо в результате только мартенситного превращения. Для этого стали должны быть легированы элементами, имеющими большее химическое сродство к углероду, чем железо (Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb и др.), что позволяет образовывать в них соответствующие карбиды.

Такие элементы, как V, Ti, Nb, образуя карбид типа MeC, имеют две стадии легирования.

На первой стадии (для примера рассмотрим ванадий) при соотношении V/C  $\approx$  1 происходит слабое обогащение твердого раствора ( $\alpha$ ) легирующим элементом и связывание основной его доли в карбиды. При этом увеличивается количество карбидов легирующего элемента и снижается количество цементита. На второй стадии (V/C > 1) процесс характеризуется переходом от образования цементита Fe<sub>3</sub>C к карбиду VC. Это характерно и для Ti, Nb, Cr. При этом снижается содержание углерода в феррите, диспергируется размер зерна феррита и других карбидов, а также активно обогащается твердый раствор легирующим элементом.

Для Mo на первом этапе первой стадии легирования при соотношении Mo/C  $\approx$  1 образуется Me<sub>3</sub>C  $\rightarrow$  Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. На второй стадии легирования при соотношении Mo/C > 2 молибден переходит в твердый раствор.

Для хрома вторая стадия легирования стали наступает при соотношении Cr/C > 10.

На второй стадии легирования, когда легирующий элемент накапливается в феррите, свойства стали определяются свойствами феррита. Повышаются прочностные свойства, однако понижаются вязкость и хладостойкость.

Изменения в фазовом и структурном состоянии, происходящие на первой стадии легирования (уменьшение размеров карбидов, измельчение зерна и снижение содержания углерода в феррите), благоприятно сказываются на механических свойствах сталей – повышается их прочность и вязкость. Такое изменение свойств наблюдается и при увеличении содержания легирующего элемента в пределах соотношения, отвечающего первой стадии.

Все это учитывается при обработке легированных сталей, и последующая термическая обработка проводится для оптимизации свойств, отвечающих предъявляемым требованиям.

Легированные стали упрочняются путем мартенситного превращения при закалке. Однако предел упругости оказывается весьма низким, если при закалке исключены процессы перераспределения атомов углерода в решетке мартенсита, в структуре стали фиксируется большое количество остаточного аустенита. В обычных условиях закалки, когда во время ее проведения или после неизбежно протекают процессы диффузионного перераспределения атомов углерода, отмечается рост прочностных свойств. При этом чем мельче зерно и меньше количество остаточного аустенита, тем выше прочность. Типичные температуры закалки находятся в интервале 760...870 °С. Максимальные свойства изделия из легированной стали достигаются после отпуска при температуре в интервале 250...450 °С за регламентированное время, когда в структуре стали уже нет остаточного аустенита, в результате распада мартенсита образовалось большое число когерентно связанных с матрицей карбидных частиц, а дислокации образовали субструктуру полигонизационного типа. Количество остаточного аустенита необходимо регулировать температурой и временем выдержки при отпуске.

Если использовать изотермическую закалку на нижний бейнит, то можно получить более высокие свойства инструмента. Так, при равной твердости стали после обычной и изотермической закалки и отпуска в последнем случае достигаются более высокие значения усталостной прочности и трещиностойкости. Изотермическая закалка имеет ряд технологических преимуществ – меньше деформация изделий и меньше опасность возникновения закалочных трещин. Режимы изотермической закалки определяются для каждой марки стали индивидуально.

**Разработка режимов термообработки для рубильных ножей, изготовленных из различных сталей.** С целью изготовления ножей для рубки щепы на различных рубильных машинах в Физико-техническом институте НАН Беларуси разработана конструкторская документация на наиболее применяемые на деревообрабатывающих предприятиях Беларуси рубильные ножи. Также разработаны технологические процессы их изготовления совместно с Барановичским государственным университетом.

В зависимости от разновидности рубильных машин предложено для изготовления некоторых ножей использовать:

- инструментальную легированную сталь марки 6ХВ2С ГОСТ 5950-73, из которой рекомендуется изготавливать ножи для холодной резки металла, резьбонакатных плашек, пуансонов и обжимных матриц при холодном деформировании, штампов сложной формы, работающие с повышенными ударами нагрузками;

- сталь марки У8А ГОСТ 1435-74, применяемую для инструмента, работающего в условиях, не вызывающих разогрева режущей кромки: фрез, зенковок, топоров, стамесок, долот, пил продольных и дисковых, накатных роликов, кернеров, отверток, комбинированных плоскогубцев, боковых кусачек;

- сталь марки 9ХФ ГОСТ 5950-73, применяемую для производства рамных, ленточных, круглых строгальных пил; штемпелей при холодной работе; ножей для холодной резки металла, обрезных матриц и пуансонов при холодной обрезке заусенцев; кернеров.

Инструментальная легированная сталь марки 6ХВ2С относится к сталям повышенной прокаливаемости, её химический состав представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав стали 6ХВ2С, %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	W	Cu
0,55...0,65	0,5...0,8	0,15...0,45	до 0,4	до 0,03	до 0,03	1...1,3	2,2...2,7	до 0,3

Режимы термической обработки применительно к стали 6ХВ2С определяются ГОСТ 5950-73 (оптимальная температура закалки 860...900 °С, среда закалки – масло) и обеспечивают твердость не менее HRC 57...62, а также механические свойства, представленные в таблице 2. Рекомендуемая термическая обработка также пригодна для изотермической закалки, что позволяет осуществлять прокаливание до 50...60 мм.

Таблица 2

Механические свойства стали 6ХВ2С при  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

Сортамент	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	КСУ, кДж/м <sup>2</sup>	Термическая обработка
Сталь	1770	1680	7	18	260	Закалка, 880 °С, масло, отпуск 450 °С, 2 ч

Сталь марки У8А относится к углеродистым сталям, но по значению предела упругости после закалки она не уступает легированным сталям. Как недостаток следует отметить низкую прокаливаемость. Из-за низкой устойчивости переохлаждаемого аустенита закалку даже деталей малого сечения следует осуществлять при значительных скоростях охлаждения, что приводит к получению высоких остаточных напряжений. Закаленные углеродистые стали отличаются малой устойчивостью против отпуска, поэтому повышенные температуры отпуска для увеличения пластических свойств и более полного снятия остаточных напряжений приводят к сильному понижению прочностных свойств. Эти стали характеризуются повышенным значением температурного коэффициента модуля упругости и отличаются низкой теплоустойчивостью. Режимы термической обработки применительно к стали марки У8А (табл. 3) определяются ГОСТ 1435-74 (оптимальная температура закалки 780...800 °С; среда закалки – вода) и обеспечивают твердость не менее HRC 60...63, а также механические свойства, представленные в таблице 4.

Таблица 3

Химический состав стали, %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu
0,75...0,84	0,17...0,33	0,17...0,28	до 0,25	до 0,018	до 0,025	до 0,2	до 0,25

Таблица 4

Механические свойства стали У8А при  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

Сортамент	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	КСУ, кДж/м <sup>2</sup>	Термическая обработка
						Температура критических точек, °С
Лента нагартованная, ГОСТ 2283-79	740...1180	–	–	–	–	Ac <sub>1</sub> = 720 Ar <sub>1</sub> = 700 Mn = 245
Лента отожженная, ГОСТ 2283-79	640...740	–	10...15	–	–	Закалка 780 °С, вода, отпуск 150...220 °С, 2 ч

Сталь 9ХФ относится к низколегированным. Благодаря ее химическому составу (табл. 5) сохраняются преимущества углеродистых сталей и снижаются их недостатки – низкая закаливаемость и чувствительность к перегреву. Для предупреждения низкой закаливаемости она легируется Mn и Cr. Вторым недостатком уменьшается при легировании Cr и V. Из-за лучшей закаливаемости эта сталь по сравнению с углеродистой обладает более высокой, а главное – однородной твердостью в тонких сечениях.

Таблица 5

Химический состав стали 9ХФ, %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	V	Cu
0,8...0,9	0,1...0,4	0,3...0,6	до 0,4	до 0,03	до 0,03	0,4...0,7	0,15...0,3	до 0,3

Режимы термической обработки применительно к стали 9ХФ определяются ГОСТ 5950-73 (оптимальная температура закалки 850...880 °С; среда закалки – масло) и обеспечивают твердость не менее HRC 61, а также механические свойства, представленные в таблице 6.

Таблица 6

Механические свойства стали 9ХФ при  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

Сортамент	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	КСУ, кДж/м <sup>2</sup>	Термическая обработка
						Температура критических точек, $^{\circ}\text{C}$
Лента отожженная, ГОСТ 2283-79	930	–	–	–	–	Ac <sub>1</sub> = 700 Mn = 215
						Закалка 780 $^{\circ}\text{C}$ , вода, отпуск 150...220 $^{\circ}\text{C}$ , 2 ч

**Исследование влияния режимов термической обработки на остаточную деформацию модельных образцов ножей для рубки щепы.** В связи с тем, что процесс изготовления готовых рубильных ножей отличается большой трудоемкостью и, соответственно, немалой стоимостью, модельные образцы исследуемых рубильных ножей были изготовлены из такой же марки сталей, с такими же габаритными размерами, как и у оригиналов. В отдельных случаях модельные образцы изготавливались в двух экземплярах из альтернативных марок сталей, которые могут быть использованы для получения некоторых рубильных ножей.

**Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1670 (77×44×15).** Модельные образцы были изготовлены из сталей 6ХВ2С и У8А с соответствующей этим сталям термообработкой (для стали 6ХВ2С – максимальная температура нагрева составляла 880  $^{\circ}\text{C}$ ; для стали У8А – 800  $^{\circ}\text{C}$ ). Сталь У8А выбрана как альтернатива стали 6ХВ2С из-за ее значительно меньшей стоимости и хороших эксплуатационных характеристик при изготовлении из них режущих элементов для сельскохозяйственной техники.

После термической обработки модельных образцов в соответствии с требованиями для каждой стали проводились измерения габаритных размеров образцов, а также отклонений от плоскостности (далее – прогиб  $h$ ) их опорных поверхностей с помощью индикатора часового типа, закрепленного на магнитной стойке.

Измерения показали, что после термической обработки образцов как из стали 6ХВ2С, так и из стали У8А (рис. 1) все контролируемые их размеры, а также неплоскостность находятся в допустимых пределах в соответствии с ГОСТ 17342-81 [3]: разнотолщинность ножа составила не более 0,1 мм; неравномерность ширины ножа не более 0,5 мм на всей длине; допуск прямолинейности режущей кромки и нижней поверхности 0,3 мм на всей длине ножа; допуск плоскостности передней и опорной поверхностей 0,3 мм на всей длине ножа, но не более 0,1 мм на 100 мм длины; допуск перпендикулярности торцевых поверхностей ножа относительно нижней поверхности равен допуску на длину ножа.

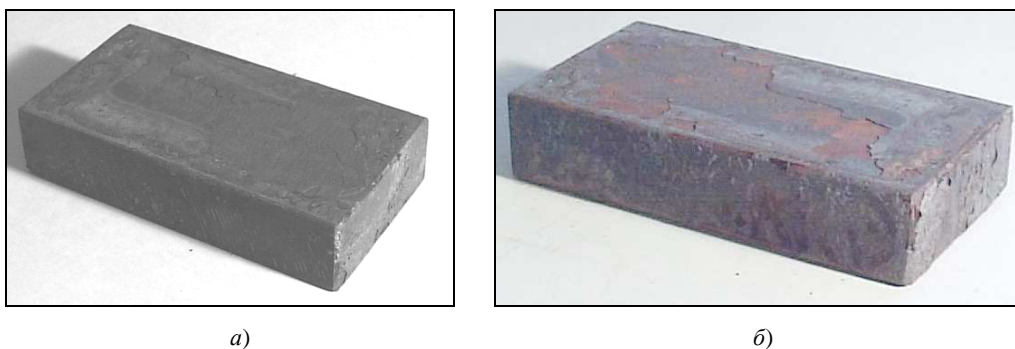
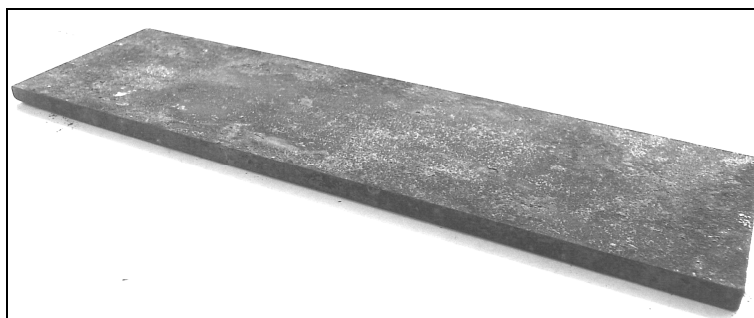


Рис. 1. Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1670 (77×44×15) после термической обработки:  
а – образец из стали 6ХВ2С; б – образец из стали У8А

**Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1671 (460×85×10).** Для изготовления образцов использовались стали 6ХВ2С и У8А (рис. 2). Температура нагрева для стали 6ХВ2С составила 860  $^{\circ}\text{C}$ , для стали У8А – 780  $^{\circ}\text{C}$ . Величина прогиба  $h$  определяет максимальное отклонение плоскости образца от горизонтали в модельных образцах после термообработки. Прогиб  $h$  у образцов из стали 6ХВ2С и стали У8А составил 3,3 и 1,8 мм соответственно. Большее значение величины  $h$  у образца из стали 6ХВ2С объясняется влиянием легирующих элементов, из-за которых при нагреве происходят сложные структурно-фазовые превращения, приводящие к возникновению остаточных напряжений практически ко всему объему образца. Сталь У8А относится к малолегируемым сталям пониженной прокаливаемости. Для устранения дефекта в виде прогиба модельные образцы рихтовались: нагревались до температуры от-

пуска (200...220 °С) и под давлением  $P = 15$  тс на гидравлическом прессе ПД-476 выдерживались между стальными плитами до полного охлаждения.



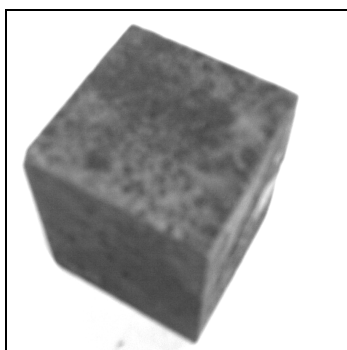
а)



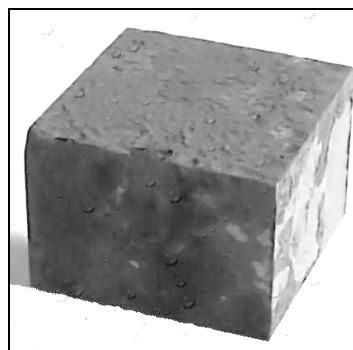
б)

Рис. 2. Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1671 (460×85×10) из стали 6ХВ2С:  
а – до термической обработки; б – после термической обработки

**Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1672 (40×40×23).** Модельные образцы изготовлены из стали марок 6ХВ2С и У8А (рис. 3) с соответствующей этим сталям термообработкой (для стали 6ХВ2С – температура нагрева составила 880 °С; для стали У8А – 800 °С). Измерения габаритных размеров и неплоскостности образцов после термообработки показали их соответствие требованиям чертежа ФТИ 5.001.1672.



а)



б)

Рис. 3. Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1672 (40×40×23) после термической обработки  
а – из стали 6ХВ2С; б – из стали У8А

**Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1673 (300×120×14).** Для изготовления модельных образцов ножа использовались стали 6ХВ2С и У8А. Температура нагрева для образца из стали 6ХВ2С (рис. 4, а) составляла 880 °С, для образца из стали У8А – 780 °С. После термообработки в модельных образцах, так же как и в случае ножа ФТИ 5.001.1671, была обнаружена остаточная деформация в виде прогиба. Величина прогиба  $h$  для стали 6ХВ2С составила 1,5 мм (рис. 4, б), для стали У8А – 3,0 мм (рис. 4, в).

Для устранения дефекта в виде прогиба модельные образцы нагревались до температуры отпуска (200...220 °С) и выдерживались под давлением  $P = 10$  тс на гидравлическом прессе ПД-476 между стальными плитами до полного охлаждения образцов.

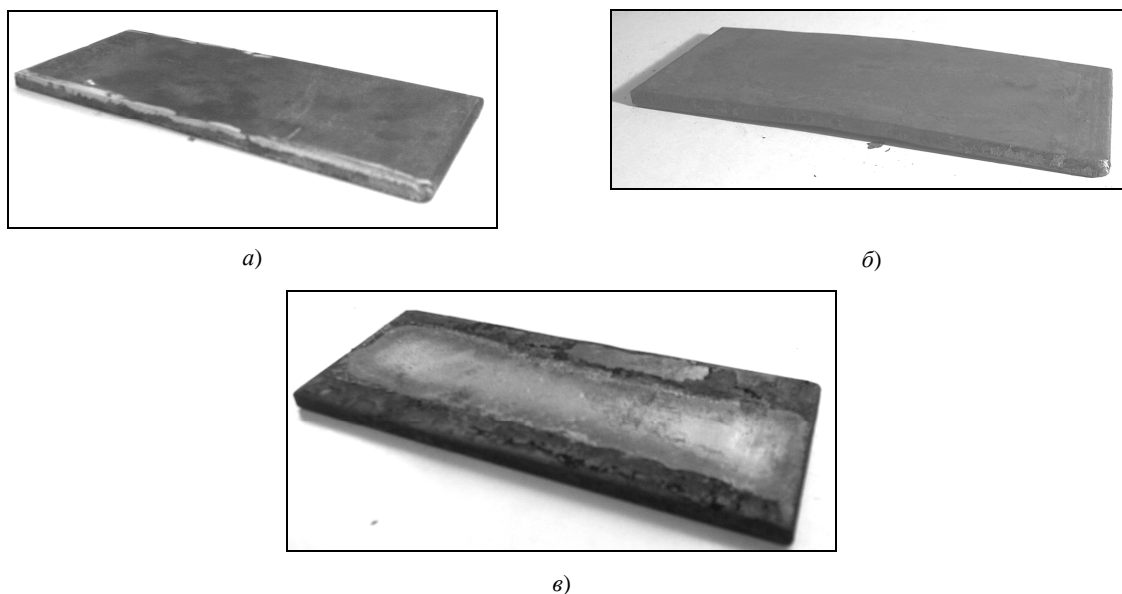


Рис. 4. Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1673 (300×120×14):  
*a* – образец из стали 6ХВ2С до термической обработки;  
*б* – образец из стали 6ХВ2С после термической обработки;  
*в* – образец из стали У8А после термической обработки

**Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1674 (300×85×6).** Для изготовления модельных образцов выбраны стали 6ХВ2С и 9ХФ. Сталь 9ХФ применяется для изготовления некоторых почворезущих элементов сельскохозяйственных машин и проявляет устойчивость к ударным нагрузкам, отличается невысокой стоимостью и поэтому выбрана как альтернатива стали 6ХВ2С.

Для образцов из стали 9ХФ с учетом их небольшой толщины (6 мм) температура нагрева составила 850 °С. Для образцов из стали 6ХВ2С из тех же соображений (малая толщина) температура нагрева выбиралась по минимальной (860 °С) рекомендуемой для этой стали. После термической обработки в модельных образцах обнаружилась остаточная деформация в виде прогиба. Величина  $h$  прогиба составила для стали 6ХВ2С 2,8 мм, а для стали 9ХФ – 4,3 мм.

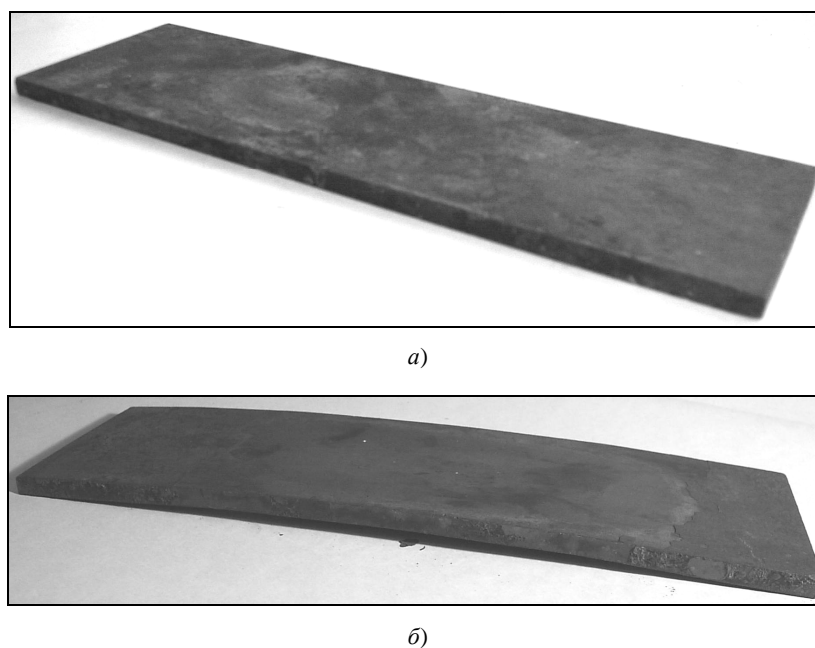


Рис. 5. Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1674 (300×85×6) из стали 6ХВ2С:  
*a* – до термической обработки; *б* – после термической обработки

**Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1675 (700×92×20).** Для изготовления модельного образца использовалась только сталь 6ХВ2С. Температура нагрева составляла 900 °С. Величина прогиба  $h$  после термообработки – 4 мм.

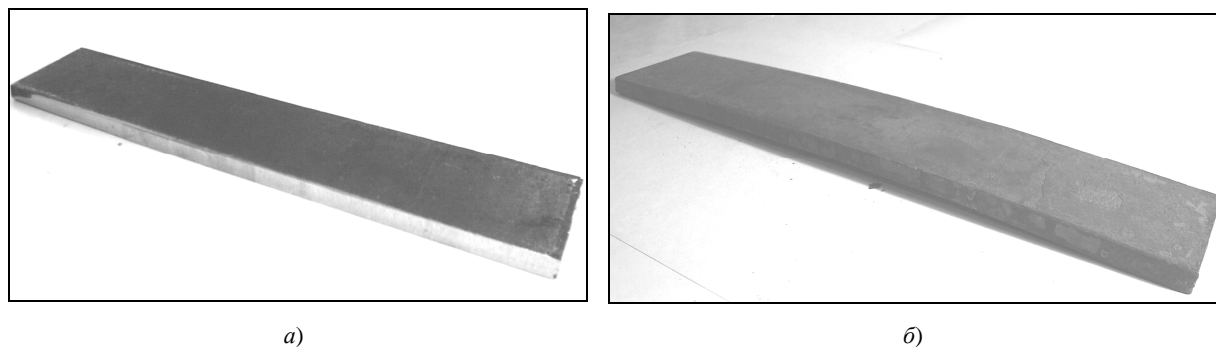


Рис. 6. Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1675 (700×92×20) из стали 6ХВ2С  
а – до термической обработки; б – после термической обработки

**Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1676 (408×130×15).** Для изготовления модельных образцов использовались стали 6ХВ2С и У8А с соответствующими температурами нагрева. После термообработки в модельных образцах образовался прогиб: для стали 6ХВ2С  $h = 1,5$  мм, для стали У8А  $h = 2,0$  мм.

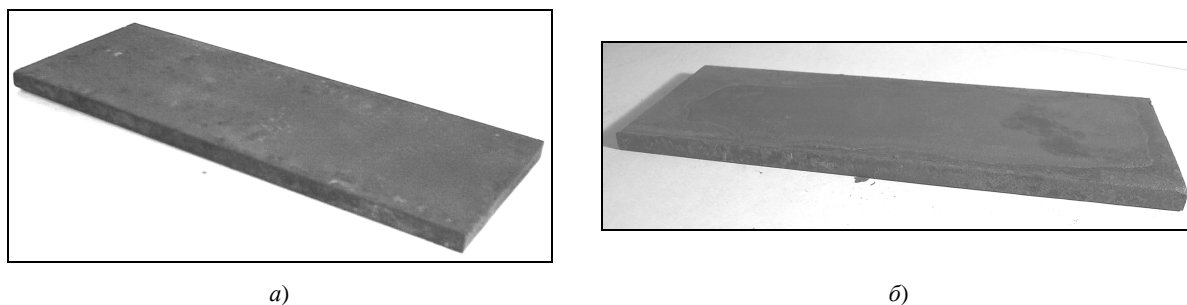


Рис. 7. Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1676 (408×130×15) из стали 6ХВ2С:  
а – до термической обработки; б – после термической обработки

**Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1677 (40×30×15).** Для изготовления модельных образцов (рис. 8), так же как и в предыдущем случае, использовались стали 6ХВ2С и У8А с соответствующими температурами нагрева.

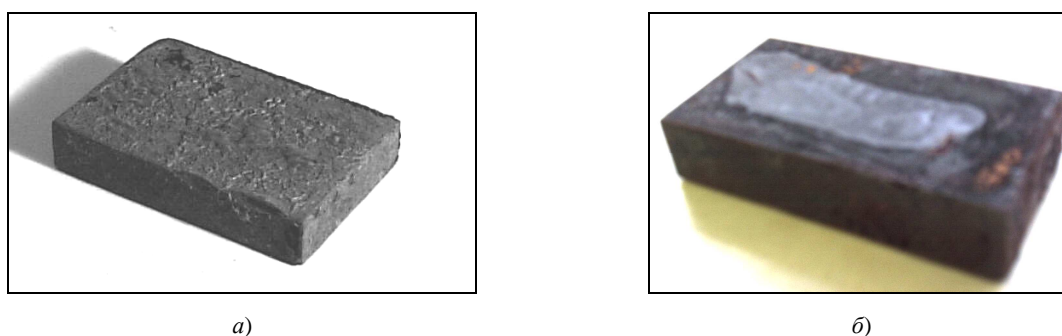


Рис. 8. Модельный образец ножа ФТИ 5.001.1677 (40×30×15) после термической обработки:  
а – образец из стали 6ХВ2С; б – образец из стали У8А

Измерения габаритных размеров и прогиба образцов после термообработки показали их соответствие требованиям чертежа ФТИ 5.001.1677.

**Заключение.** Для проведения экспериментальных исследований влияния температурных режимов на остаточную деформацию образцов ножей изготовлены модельные образцы рубильных ножей из ста-

лей марок 6ХВ2С (базовой), У8А и 9ХФ, каждый из которых по своим размерам полностью соответствует своему аналогу (готовому ножу). Термическая обработка проведена по режимам, рекомендованным для этих сталей.

Результаты экспериментальных исследований показали, что образцы с небольшими размерами и относительно большой толщиной после термической обработки не имеют остаточных деформаций. Образцы относительно тонкие прямоугольной формы (длиной более 300 мм) после термической обработки имеют остаточную деформацию в виде прогиба. При этом величина прогиба тем больше, чем меньше отношение толщины образца к его длине и ширине. Установлено, что образцы, изготовленные из стали марки 6ХВ2С, имеют величину прогиба меньшую, чем образцы из стали марок У8А и 9ХФ. Устранить выявленные дефекты в виде прогибов удается путем разогрева искривленных образцов до температуры отпуска и последующей выдержки между стальными плитами на гидравлическом прессе под нагрузкой до остывания заготовки.

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что остаточная деформация (прогиб) образцов ножей из различных марок сталей (6ХВ2С, 9ХФ, У8А) характеризуется различной величиной и зависит от геометрических параметров ножей (длина, толщина, ширина) и марок сталей. Прогиб легко устраняется путем дополнительной рихтовки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Новости деревообработки. – 2014. – № 1(157). – С. 1.
2. Алифанов, А.В. Определение оптимальных режимов термической и термомеханической обработки рубильных ножей / А.В. Алифанов, А.М. Милокова, В.В. Цуран // Вестн. БарГУ. Серия Технические науки. – 2014. – Вып. 2. – С. 17–22.
3. Ножи для рубильных машин. Технические условия: ГОСТ 17342-81. – Введ. 11.03.1981. – М.: Госкомитет СССР по стандартам, 1983. – 8 с.

Поступила 23.06.2015

#### DEVELOPMENT OF HEAT TREATMENT CONDITIONS OF CHIPPING KNIVES MADE FROM VARIOUS TOOL STEELS

A. ALIFANOV, V. TSURAN, G. GORETSKY, A. MILUKOVA

*Experimental studies of heat treatment conditions of chipping knives made from various tool steels are demonstrated. It is found that in the samples of chipping knives with small dimensions and a relatively large thickness after heat treatment permanent deformation isn't shown; in thinner samples of rectangular shape (with length of more than 300 mm) after such treatment there is permanent deformation in the form of the deflection. The smaller the ratio of the thickness of the sample to its length and width is the greater the amount of the deflection. It was determined that the samples made of steel 6HV2S have lesser amount of deflection than the samples of steel U8A and 9HF.*