



УДК 669.58

Поступила 22.01.2014

В. Н. ФЕДУЛОВ, БНТУ

## ВКЛАД ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ В УРОВЕНЬ УПРОЧНЕНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ФОРМООБРАЗОВАНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ ПЛАВЛЕНИИ

*Рассмотрены вопросы влияния литой структуры на уровень упрочнения инструментальных сталей типа 4X2BMC с различным соотношением элементов в их составе. Показано, что присутствие литой структуры может обеспечивать повышение твердости до 5-15% от практического значения, что особенно необходимо при температурах отпуска 600 °C и выше.*

*The matters of influence of cast structure on level of hardening of tool steel of type 4X2BMC with various proportions of elements in their structure are considered. It is shown that presence of cast structure can provide hardness increase up to 5-15% of the experience value that is especially necessary at tempering temperatures of 600 °C and over.*

Главную ответственность за высокую стойкость штампов (или другого инструмента) несут химический состав и исходная структура используемых для их изготовления инструментальных сталей. Весьма важным фактором также является чистота металла по неметаллическим включениям, содержанию серы, фосфора, а также содержанию остаточного водорода, соблюдение которых в условиях производства штампов может увеличить их стойкость весьма значительно. Следующим по значимости следует считать фактор выбора режима термической и химико-термической обработки, затем идет соблюдение условий эксплуатации инструмента и квалификация штамповщика и выполнение профилактических работ во время эксплуатации [1–17]. Таким образом, решение проблемы повышения стойкости штампов, в первую очередь, по мнению большинства исследователей, связывают с составом инструментальных сталей и режимами их термической и химико-термической обработки для создания износостойкой структуры для каждого из видов инструмента, опираясь на необходимость повышения того или иного комплекса свойств.

При изготовлении штампов горячего формования эта проблема, по мнению отдельных авторов [2–7], может быть дополнительно решена посредством использования литых частей инструмента и создания после термического упрочнения (высокого отпуска) нетипичных износостойких

структур, ориентированных определенным образом относительно направлений максимального нагружения при эксплуатации. Однако не было попыток оценки вклада такой структуры в процесс упрочнения стали при использовании литого инструмента по сравнению с термически преобразованной структурой.

Цель настоящей работы состоит в сравнении уровня твердости новых штамповых сталей при использовании их в литом состоянии и после полноценной упрочняющей термической обработки.

Методическая часть работы заключалась в получении методом индукционного плавления и литья в керамические формы заготовок инструментальных сталей, проведении в последующем их упрочнения по двум схемам и сравнение твердости для двух видов структур: литая и термически преобразованная. Этого достигали посредством проведения после литья и охлаждения только высокого отпуска заготовок сталей, а для сравнения использовали полный цикл термической обработки: отжиг, закалку с нагревом при разных температурах и отпуск. Необходимо было выявить преимущество присутствия литой структуры в запасе твердости над термически преобразованной структурой и одновременно определить влияние на это явление химических элементов: их присутствие и количественное содержание в составе штамповой стали.

Считается, что наиболее значительное повышение стойкости штампов горячей обработки металлов происходит при использовании легированных хромом инструментальных сталей за счет введения в их состав кремния, вольфрама, молибдена и ванадия [8–11]. Содержащиеся в стали все эти элементы влияют, прежде всего, на сопротивление износу и теплостойкость, определяющим степень потери формы инструментом во время эксплуатации. Содержание углерода также повышает твердость стали за счет легирования перлита и образования карбидов и снижает износ инструмента посредством истирания. Однако его содержание в составе стали должно быть не более 0,55%. В противном случае этот факт приводит к снижению твердости при нагреве выше 600 °С во время эксплуатации: потере теплостойкости. Присутствие кремния в разумных пределах повышает невосприимчивость стали к горячему трещинообразованию. Так как с повышением твердости и теплостойкости материала штампа сопротивление истиранию повышается, то в нашей работе в первую очередь интересовались фактором исследования твердости после упрочнения по разным режимам.

Принципиальный характер влияния хрома, вольфрама, молибдена, ванадия и кремния на структуру и свойства сплавов на основе железа давно изучен, но по-прежнему значительный интерес представляет влияние их процентного соотношения в составе комплекснолегированной стали с содержанием углерода 0,4–0,55%, в частности, на твердость и теплостойкость [9]. К тому же нет окончательного мнения по оптимальному присутствию и соотношению элементов в составе штамповой стали горячего формообразования. Нам представляется наиболее интересным их сочетание, близкое к составу стали Р6М5 – Ст: W: Мо: V = 1: 1,477: (1,25–1,316): 0,477. Исходя из высказанных сообщений, разработали и использовали для исследований следующие составы инструментальной стали с различным сочетанием хрома, вольфрама, молибдена при примерно равном содержании углерода и марганца (за исключением № 4 и 5) и ванадия:

1) сталь 4Х2В2М2ФС, химический состав: углерод – 0,55 мас.%, кремний – 1,0, марганец – 0,8, хром – 1,65, вольфрам – 1,4, молибден – 2,1, ванадий – 0,7, железо – остальное [13];

2) сталь 4Х3В2МФС, химический состав: углерод – 0,5 мас.%, кремний – 1,45, марганец – 0,75, хром – 3,5, вольфрам – 1,93, молибден – 1,2, ванадий – 0,6, железо – остальное [14];

3) сталь 4Х2В2М3ФС, химический состав: углерод – 0,51 мас.%, кремний – 1,0, марганец – 0,71,

хром – 1,58, вольфрам – 1,62, молибден – 3,5, ванадий – 0,68, железо – остальное;

4) сталь 4Х3В2ФС, химический состав: углерод – 0,42 мас.%, кремний – 1,2, марганец – 0,17, хром – 3,2, вольфрам – 2,54, молибден – нет, ванадий – 0,55, железо – остальное.

5) сталь 4Х2В4ФС, химический состав: углерод – 0,42 мас.%, кремний – 0,9, марганец – 0,17, хром – 1,56, вольфрам – 4,07, молибден – нет, ванадий – 0,72, железо – остальное [15].

На начальном этапе осуществляли выплавку образцов диаметром 35×100 мм из этих штамповых сталей с заливкой их в керамические формы (толщина стенки формы около 4–5 мм), охлаждением на воздухе и последующий высокий отпуск заготовок с исследованием первоначально их поверхностной твердости в таком состоянии. Выплавку образцов сталей массой около 1 кг проводили с помощью печи плавильной ИСВ 0.00.4 по известной технологии. В качестве исходной шихты применяли прутки армкожелеза, металлические хром, вольфрам, молибден, ванадий, кремний и марганец и графит. Содержание серы и фосфора в составе сталей было в пределах 0,023 и 0,006%. Образцы стали после охлаждения на воздухе подвергали отпуску при температуре 560–720 °С в течение 1 ч для набора различных данных по твердости. Результаты измерения твердости приведены в табл. 1.

Таблица 1. Твердость литых заготовок стали после их упрочнения посредством высокого отпуска

№ стали	Марка стали	Режим отпуска			
		560°С, 1 ч	620°С, 1 ч	675°С, 1 ч	720°С, 1 ч
1	4Х2В2М2ФС	57–58	55–56	50,5–51	35,5–36,5
2	4Х3В2МФС	57,5–58	56–56,5	47,5–48,5	30–31
3	4Х2В2М3ФС	56–57	56,5–57,5	50	33–33,5
4	4Х3В2ФС	54–55	–	–	–
5	4Х2В4ФС	48–48,5	–	–	–

В состоянии непосредственно после литья при достаточно интенсивном охлаждении обычно структура легированной литой стали представляет собой троостомартенсит (возможны и другие сочетания) с включениями карбидов, расположенных в междендритных зонах, и характеризуется значительной степенью ликвации в микрообъемах. При выплавке и получении отливок легированной инструментальной стали размер избыточных карбидов, не растворившихся в твердом растворе, является определяющим для свойств. Высокую твердость и увеличение износостойкости литых сталей объясняют локальной химической микронеоднородностью, которая образует решетку с увеличенным по сравнению с макрообъемом содержанием

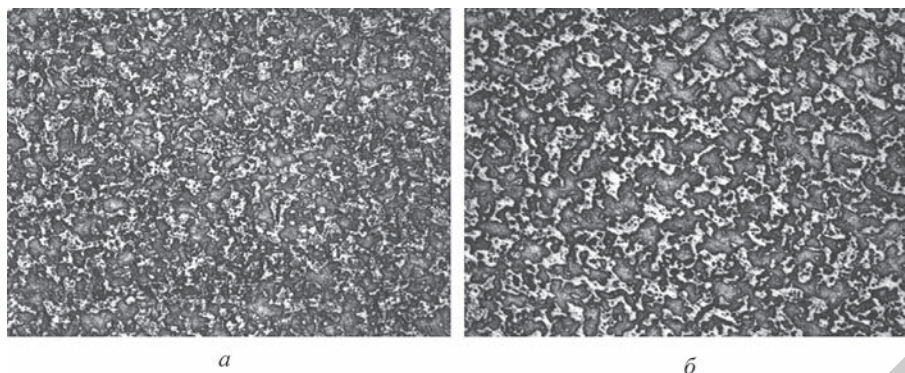


Рис. 1. Микроструктура литой стали 5XVMFC после отжига с нагревом 720 °С на поверхности (а) и в середине отливки (б),  $\times 100$

легирующих элементов и как бы армирует основной металл [2, 3]. С этим соотносятся мнения [4,7], объясняющие повышенную износостойкость литых штамповых сталей наличием в их структуре темной основы и высоколегированной светлой составляющей с высокой твердостью и теплостойкостью (рис. 1, было получено автором при литье заготовок из стали 5XVMFC). Также высказывается мысль о меньшей анизотропии свойств литой стали по сравнению с ковальной и благоприятным расположением кристаллитов в поверхностном слое отливки.

Данные табл. 1 подтверждают ранее исследованные результаты. Как известно, отпуск закаленной стали при температуре 560–620 °С обычно вызывает протекание процесса вторичного твердения сталей с выделением карбида  $M_2C$ . В данном случае для температуры отпуска 560 °С происходит понижение твердости по сравнению с литым состоянием за счет распада метастабильной составляющей в структуре литой стали: интенсивное растворение светлой составляющей структуры на фоне менее интенсивного выделения карбида  $M_2C$  при вторичном твердении. Наиболее выражен процесс распада метастабильной фазы для стали 4X3B2MFC по сравнению другими сталями. Этот момент может быть объяснен тем, что сталь с 3,5% хрома в данном исследовании является наиболее закаливаемой сталью при охлаждении на воздухе после литья в керамическую форму и более подверженной структурным преобразованиям при последующем отпуске. Сталь 4X2B4FC имела после упрочнения по сравнению с другими сталями минимальную, но достаточно высокую, твердость: сказалось несколько меньшее содержание углерода в ее составе и отсутствие молибдена, основного, наряду с ванадием и вольфрамом, упрочняющего элемента при вторичном твердении.

При температуре отпуска 620 °С рост твердости по сравнению с отпуском при 560 °С произо-

шел только у стали 4X2B2M3FC, что объясняется содержанием в ее составе самого большого количества молибдена. Поэтому максимум вторичного твердения у этой стали произошел в области более высокой температуры отпуска. Второе характерное явление – у стали 4X3B2MFC твердость все еще выше, чем у других сталей: продолжает сказываться большее содержание хрома и вольфрама в ее составе по сравнению с другими сталями из-за более интенсивного протекания процесса вторичного твердения на этом этапе, например, чем у стали 4X2B2M2FC. Стали 4X3B2FC и 4X2B4FC при этой температуре отпуска исследовать сочли нецелесообразным. Хотя последующие исследования показали большую перспективность стали 4X2B4FC из-за ее высокой твердости при температуре отпуска 650 °С, по всей видимости, из-за присутствия в ее составе до 4,5% вольфрама. Повышение содержания вольфрама в составе стали интенсифицирует процесс вторичного твердения при температуре нагрева выше 620 °С.

При температурах отпуска 675–720 °С сталь 4X2B2M2FC имеет лучший результат по твердости по сравнению со сталями 4X3B2MFC и 4X2B2M3FC. Это можно объяснить только наилучшим сочетанием элементов в составе этой стали: по всей видимости, у этой стали наиболее устойчивые карбиды типа  $M_2C$  и  $M_7C_3$ . Хром в количестве 3,5% при этих температурах нагрева снижает устойчивость к распаду ранее образовавшихся в стали 4X3B2MFC при заливке и охлаждении карбидов типа  $M_7C_3$ . Они образуют менее твердые карбиды другого состава и после отпуска карбидов типа  $M_2C$ , более легированных хромом: они при таком нагреве коагулируют в большей степени. То же, по всей видимости, можно сказать и по поводу более высокого содержания молибдена в этих карбидах для стали 4X2B2M3FC. Однако действие молибдена при его содержании в стали выше 2% на снижение твердости менее выражено, чем влияние хрома. В общем

случае высокую теплостойкость литых сталей при данном виде упрочнения обеспечивает присутствие в ее структуре большего количества трудно-растворимых карбидов типа  $M_6C$  и  $MC$  и значительно меньшего количества карбидов типа  $M_7C_3$ ,  $M_3C$  и  $M_2C$ .

Затем эти же заготовки подвергали полному циклу термической обработки: отжиг  $760^\circ C$ , 1 ч, закалка – загрузка при  $850^\circ C$ , прогрев до  $980$ – $1080^\circ C$ , выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле, отпуск при  $560$ – $650^\circ C$  (и даже  $675^\circ C$  в последнем случае) в течение 1 ч, и снова исследовали их твердость для сравнения. Результаты измерения твердости приведены в табл. 2–4.

Проведение отжига при температуре  $760^\circ C$  в течение 1 ч и выбор температуры нагрева под закалку сначала в пределах  $980^\circ C$  были вызваны попыткой хотя бы частично сохранить преимущества литой структуры исследуемых сталей. Этого удалось достичь, хотя потеря вклада литой структуры в упрочнение сталей сказалась в значительной степени (табл. 2). При температуре отпуска  $560^\circ C$  снижение твердости по сравнению с ранее рассмотренным случаем наиболее ощутимо произошло у стали 4X3B2MФC – на 5–6 ед. HRC, для других сталей – 3–4 ед. HRC. Здесь опять же наибольшая потеря связана с более высоким содержанием в составе этой стали хрома (3,5%): при нагреве во время отжига и особенно под закалку при  $980^\circ C$  структура стали 4X3B2MФC претерпевает самые значительные изменения по содержанию в структуре карбидов типа  $M_7C_3$  и  $M_6C$  по сравнению с литым состоянием. Повышение температуры отпуска до  $620^\circ C$  еще больше снижает твердость сталей по сравнению с литым состоянием: для ста-

ли 4X2B2M2ФC – до 6 ед. HRC, для 4X2B2M3ФC – до 7 ед. HRC, а для 4X3B2MФC – до 10 ед. HRC. Повышение температуры отпуска до  $650^\circ C$  делает результаты сравнения практически не сопоставимыми из-за значительной потери твердости в последнем случае (табл. 2). Понижение твердости во всех случаях наименьшее опять же наблюдается для стали 4X2B2M2ФC. Соотношение между содержанием элементов в составе для этой стали следующее: Cr: W: Mo: V = 1: 0,825: 1,267: 0,424. Для сталей 4X3B2MФC и 4X2B2M3ФC это соотношение более далекое от состава стали P6M5: соответственно Cr: W: Mo: V = 1: 0,576: 0,358: 0,179 и Cr: W: Mo: V = 1: 1,025: 2,215: 0,43. Стали, не со-

Т а б л и ц а 2. Твердость литых заготовок стали после их традиционного упрочнения посредством отжига, закалки с температуры  $980^\circ C$  в масле и отпуска

№ стали	Марка стали	Режим отпуска			
		$560^\circ C$ , 1 ч	$600^\circ C$ , 1 ч	$620^\circ C$ , 1 ч	$650^\circ C$ , 1 ч
1	4X2B2M2ФC	53,5–54,5	52,5–53,5	48,5–49,5	43,5–44,5
2	4X3B2MФC	51,5–52,5	50,5–51,5	45,5–46,5	40–41
3	4X2B2M3ФC	52,5–53,5	52–53	48,5–49,5	43,5–44,5
4	4X3B2ФC	50,5–51,5	49–50	44,5–45,5	39,5–41
5	4X2B4ФC	46–46,5	46,5–47,5	44,5–45	43,5

Т а б л и ц а 3. Твердость литых заготовок стали после их традиционного упрочнения посредством отжига, закалки с температуры  $1030^\circ C$  в масле и отпуска

№ стали	Марка стали	Режим отпуска			
		$560^\circ C$ , 1 ч	$600^\circ C$ , 1 ч	$620^\circ C$ , 1 ч	$650^\circ C$ , 2 ч
1	4X2B2M2ФC	55–56	55–56	53–54	48,5–49
2	4X3B2MФC	55,5–56	53,5	49,5–50,5	43,5–44,5
3	4X2B2M3ФC	54,5	53,5–54,5	52–53	47,5–48
4	4X3B2ФC	52–53	51–51,5	47,5–49	43,5
5	4X2B4ФC	48–48,5	48,5–49,5	48,5–49,5	46,5

Т а б л и ц а 4. Твердость литых заготовок стали после их традиционного упрочнения посредством отжига, закалки с температуры  $1080^\circ C$  в масле и отпуска

№ стали	Марка стали	Режим отпуска				
		$560^\circ C$ , 1 ч	$600^\circ C$ , 1 ч	$620^\circ C$ , 1 ч	$650^\circ C$ , 2 ч	$675^\circ C$ , 1,5 ч
1	4X2B2M2ФC	56,5	55,5–56	52,5	48–49	44
2	4X3B2MФC	56,5–57,5	54,5–55	50,5	44,5–45	38–39
3	4X2B2M3ФC	55,5–56,5	54,5–55,5	51,5	47,5–48	42,5–43
4	4X3B2ФC	53,5–54,5	51,5	48	43–43,5	38,5–39
5	4X2B4ФC	49–50	50,5	50–50,5	47,5	44–45

Т а б л и ц а 5. Твердость литых заготовок стали после их традиционного упрочнения посредством отжига, закалки с температуры  $1140^\circ C$  в масле и отпуска

№ стали	Марка стали	Режим отпуска					
		$500^\circ C$ , 1 ч	$550^\circ C$ , 1 ч	$600^\circ C$ , 1 ч	$650^\circ C$ , 2 ч	$675^\circ C$ , 2,5 ч	$700^\circ C$ , 1,5 ч
1	4X2B2M2ФC	59–59,5	58–58,5	56–57	51–51,5	41–41,5	37–37,5
2	4X3B2MФC	57,5–58,5	57,5–58	54–55	45–46	35,5–36	32,5
3	4X2B2M3ФC	57,5–58,5	57,5–58	54,5–55,5	48–49	42,5–43	38,5
4	4X2B4ФC	50–51	52,5–53	52–52,5	50–50,5	43,5–45	38–39

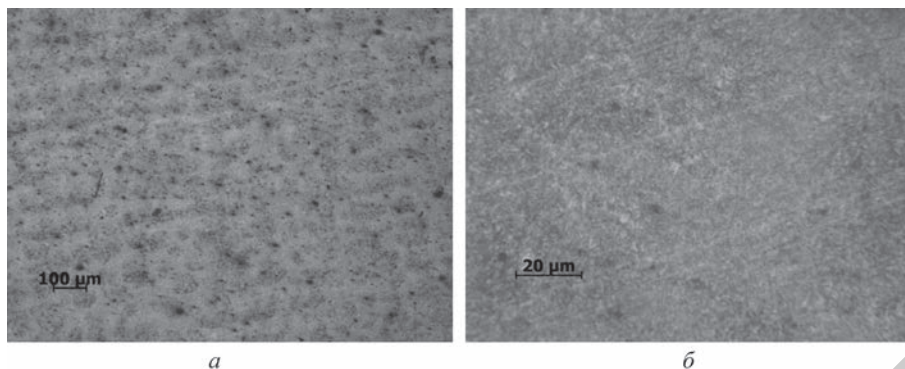


Рис. 2. Микроструктура литой стали 5XVMFC после закалки с температуры 980 °С в масле (а) и отпуска при температуре 600 °С в течение 1 ч (б). а –  $\times 100$ ; б –  $\times 1000$

держающие в своем составе молибдена (№ 4 и 5), при упрочнении сразу после литья или после проведения закалки с температуры 980 °С в масло проигрывают, особенно значительно из-за содержания хрома менее 3% и более низкого содержания углерода в своем составе. Но уже здесь становится отчетливо видна перспективность теплоустойчивости стали 4X2B4FC, что более выраженным стало после повышения температуры нагрева под закалку до 1080 °С и особенно до 1140 °С и отпуска при температуре 650 °С и выше (табл. 4, 5).

Проведение нагрева при температуре, близкой к 1000 °С (рис. 2), в течение 40 мин приводит к значительному изменению литой структуры и, в первую очередь, к растворению светлой составляющей (сравните с рис. 1). На основании ранее полученных результатов высокотемпературных металлографических исследований подобных инструментальных сталей после проведения их деформации и последующего нагрева выделены три стадии роста зерна аустенита, превалирующие в определенных температурных интервалах [16, 17]. При температуре нагрева под закалку в пределах 980 °С в литой структуре, возможно, также происходит миграция границ зерен, которая при такой температуре нагрева соответствует интервалу интенсивного растворения в структуре карбида типа  $M_7C_3$  (или  $M_{23}C_6$ ). Карбиды типа  $M_3C$  растворяются при значительно более низких температурах [16, 17].

Для деформированных инструментальных сталей при дальнейшем повышении температуры нагрева (выше 1000 °С) [24, 25] происходит «рассасывание» границ (его связывают с растворением карбидов карбида  $M_6C$ ) и возникновение новых границ с тройными стыками под углом около 120°, что связывают с растворением карбида типа  $M_3C$ . Наиболее интенсивный рост зерна аустенита наблюдается при одновременном протекании всех его стадий, но определяющим, по-видимому, явля-

ется процесс формирования новых зерен. Для литых сталей пока этот процесс не исследовали. Однако ясно, что проведение нагрева под закалку при температуре 980 °С приводит к смене механизма упрочнения стали по сравнению с литым состоянием из-за образования менее теплоустойчивых карбидов в результате собственно закалки в масло и последующего отпуска. С повышением температуры аустенитизации до 1030 и 1080 °С твердость после отпуска и теплоустойчивость всех сталей растет. Это обусловлено увеличением легированности аустенита и соответственно мартенсита закалки. Ударная вязкость при этом должна снижаться в результате увеличения зерна и появления карбидов типа  $M_3C$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$  ( $M_{23}C_6$ ),  $M_3C$  и  $M_2C$ . Причем присутствие в этих карбидах W, Mo, Cr и V может отличаться от содержания этих элементов в подобных карбидах, образовавшихся в литом состоянии после проведения отпуска, что приводит к снижению теплоустойчивости сталей по сравнению с литым состоянием.

Эти соображения подтверждаются и результатами исследования твердости (табл. 3, 4) для сталей с литой исходной структурой при повышении температуры нагрева под закалку до 1030–1080 °С при проведении нашего исследования.

Дальнейшее повышение температуры нагрева под закалку до 1140 °С сталей с литой исходной структурой отмечено двумя различными эффектами влияния на твердость. После отпуска при температуре 500–650 °С ее значения выше по сравнению с закалкой с 980–1080 °С, а после отпуска с нагревом 675 °С – ниже (табл. 5).

Любопытным является также тот момент, что соотношения значений твердости в сталях после упрочнения с присутствием литой структуры в различной мере (для случаев упрочнения только посредством высокого отпуска или отжига, закалки и высокого отпуска) при температурах нагрева 560 °С и выше отличаются между собой. При на-

личии в наиболее значительной степени литой структуры (см. табл. 1) заметное снижение твердости наблюдали только при нагреве выше 675 °С (700 °С). Для закалки с 980 °С (см. табл. 2) после термического упрочнения по полному циклу повышение температуры отпуска вызывает заметное снижение твердости уже после нагрева выше 600 °С, при закалке с 1030 °С (табл. 3) – выше 620 °С и при закалке с 1080 °С (табл. 4) и 1140 °С (табл. 5) – выше 650 °С. Причем для сталей с присутствием хрома в составе около 3,5% во всех случаях упрочнения снижение твердости происходит более значительно, чем для сталей с содержанием хрома 1,56–1,68%.

### Выводы

1. Проведена оценка вклада присутствия в разной мере литой структуры в уровень упрочнения штамповых сталей горячего деформирования. Вклад литой структуры в упрочнение штамповых сталей горячего деформирования теплостойкого класса может составлять до 5–10% твердости от фактического её значения при температуре отпуска 560 °С и растет до 12–15% при температуре отпуска 620 °С и выше и зависит от химического состава и особенно от соотношения элементов Cr: W: Mo: V.

2. Наиболее оптимальное соотношение легирующих элементов с точки зрения повышения теп-

лостойкости структуры при традиционном термическом упрочнении инструмента достигнуто в сталях 4X2B2M2ФС и 4X2B4ФС. Повышение содержания хрома в стали до 3,5% при одновременном легировании вольфрамом, молибденом, ванадием и кремнием в пределах 1–2% снижает теплостойкость структуры при нагревах выше температуры 620–650 °С.

3. Разработанные составы сталей могут успешно применяться при изготовлении штампов и другой оснастки для горячего формообразования металлических изделий: сталь 4X2B2M2ФС, например, для прошивников при получении стальных цапф автомобиля, а сталь 4X2B4ФС – для формовки потайной шестигранной головки для болтов диаметром от 12 мм. В литом состоянии для этих сталей рекомендовано проведение высокого отпуска при температуре 625–650 °С в течение 1–2 ч. При использовании с термически преобразованной структурой необходимо проведение предварительного отжига при 760 °С в течение 1–2 ч, а затем закалки соответственно с температуры нагрева 1080 и 1140 °С в масле и последующего отпуска при температуре 620–650 °С в течение 1–3 ч в зависимости от размеров штампа.

### Литература

1. Бельский Е. И., Томилин Р. И. Повышение стойкости штампов при объемной штамповке. Минск. 1962.
2. Коростылев В. Ф., Куниловский В. В. Локальная химическая неоднородность структуры и стойкость литых штампов // Литейное производство. 1975. № 11. С. 31–33.
3. Хазанов И. О., Жидобин В. Ф., Лозинский Ю. М. Структура, свойства и термическая обработка литых штамповых сталей // Изв. вузов. Черная металлургия. 1969. № 12.
4. Орлов А. В. Изготовление и эксплуатация литых штампов на заводах автомобильной промышленности // Кузнечно-штамповое производство. 1986. № 10. С. 13–15.
5. Структура и свойства штампов, полученных из отходов сталей 5ХНМ и Р6М5 электрошлаковым переплавом / Е. И. Тимченко, Л. М. Семенова, Ю. А. Березкин, И. Д. Зайцева // МиТОМ. 1987. № 5. С. 44–47.
6. Тишаев С. И. Влияние металлургических факторов на качество штамповых сталей для горячего деформирования // Сталь. 1985. № 7. С. 65–69.
7. Оптимизация режима термической обработки литого штампового инструмента из стали ДИ-32Л / С. С. Дьяченко, Л. С. Пикус, В. П. Тарабанова, А. И. Чернявский // Кузнечно-штамповое производство. 1986. № 3. С. 15–17.
8. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983.
9. Позняк Л. А., Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. Штамповые стали. М.: Металлургия, 1980. С. 86–135.
10. K o r t m a n W. Werkzeugstähle und Werkzeuge für das Stranqpressen von Rohren und Profilen aus NE-Vetallen // International Steel & Metalle Magazine/. 1988. Bd.26. N 11. S.1079–1086.
11. Федулов В. Н. Перспективы использования существующих и создания новых инструментальных сталей для производства технологической оснастки горячего формообразования изделий // Литье и металлургия. 2006. № 1 (37). С. 125–129.
12. Бельский Е. И., Пиколо В. М. К вопросу о механизме износа материалов кузнечных штампов. // Структура металлов и сплавов. Минск: Наука и техника, 1974.
13. Патент № 17311 от 27.03.2013 г. Инструментальная сталь / В. Н. Федулов, И. О. Сазоненко. Заявитель БНТУ / Афіційны бюлетэнь // Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2013. № 3. С. 108–109.
14. Заявка на изобретение № а 20120189 от 10.02.12 г. Инструментальная сталь / В. Н. Федулов, И. О. Сазоненко. Заявитель – БНТУ.
15. Заявка на изобретение № а 20130540 от 25.04.2013 г. Инструментальная сталь / В. Н. Федулов. Заявитель – БНТУ.
16. Структура и свойства теплостойких штамповых сталей 4X3BMФС и 3X3BMФ/ С. И. Тишаев, Р. А. Зыкова, Ю. М. Политаев, С. П. Белый, Л. К. Оржицкая // МиТОМ. 1985. № 11. С. 38–41.
17. Леонидов В. М., Березкин Ю. А., Никитенко Э. В. Исследование предварительной термической обработки штамповой стали 4ХМ2Фч // МиТОМ. 1985. № 11. С. 41–44.