



УДК 669.21

Поступила 06.08.2015

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВЕННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА УРОВЕНЬ ИХ УПРОЧНЕНИЯ

INFLUENCE OF QUANTITATIVE ALLOYING OF TOOL STEELS FOR HOT DEFORMATION ON THE LEVEL OF HARDENING

В. Н. ФЕДУЛОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь

V. N. FEDULOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

Показано влияние состава сложнолегированных инструментальных сталей: C (0,4–0,50%), Si (0,6–1,2%), Mn (0,17–0,8%), Cr (0,8–3%), W (0,9–4%), Mo (0,01–3,5%) и V (0,28–1,8%) на способность их упрочнения за счет только высокого отпуска после индукционного плавления, заливки в керамическую форму и охлаждения на воздухе (без деформации), а также после проведения по различным режимам полного цикла термической обработки.

The influence of complexly experimental tool steels: C (0,4–0,50%), Si (0,6–1,2%), Mn (0,17–0,8%), Cr (0,8–3%), W (0,9–4%), Mo (0,01–3,5%) and V (0,28–1,8%) on their ability to hardening due to only high-temperature tempering after induction melting, casting in the ceramic mold and air cooling (without deformation) and after the various modes of complete heat treatment cycle.

Ключевые слова. Инструментальная сталь, легирование компонентами в разной степени, химический состав, плавка, литье, отливка, термическое упрочнение, твердость.

Keywords. Tool steel, alloying by components in various proportions, chemical composition, melting, casting, foundry, curing, hardness.

Практический опыт показывает, что получить преимущество литого штампа для горячего формообразования весьма затруднительно [1–4]. Во-первых, необходимо обеспечить получение качественной поверхности его рабочих частей и требуемого химического состава стали в них, во-вторых, правильно выбрать режимы термического упрочнения, и, в-третьих, необходимо соблюдение режимов его эксплуатации, главным образом выполнения, например, подогрева штампа в начале работы и после перерывов. Только при выполнении этих условий можно получить стойкость литого инструмента, превышающую его стойкость при изготовлении из ковано-катаного материала.

Целью настоящей работы является установление оптимальных режимов термического упрочнения для сложнолегированных кремнием, марганцем, хромом, вольфрамом, молибденом и ванадием литых инструментальных сталей.

В связи с этим проводили исследование литых заготовок новых штамповых сталей с разным содержанием легирующих элементов при их выплавке индукционным методом и заливкой в быстроохлаждаемые керамические формы. Затем проводили сравнение их твердости в литом состоянии (после проведения только высокого отпуска при 550–700 °С) и после выполнения цикла полной упрочняющей термической обработки, включающей отжиг при 750 °С, закалку с температуры 980–1250 °С и высокий отпуск 500–700 °С.

Методическая часть работы заключалась в получении заготовок инструментальных сталей (рис. 1) диаметром 38 мм и длиной около 200 мм при заливке в керамические формы (рис. 2, толщина стенки формы – около 8–10 мм) и их порезке на образцы длиной 80 мм. Образцы стали после литья и охлаждения на воздухе сначала подвергали отпуску при температуре 550–700 °С в течение 1 ч для набора различных данных по твердости. Необходимо было выявить преимущество литой структуры в запасе твердости над термически преобразованной структурой и одновременно определить влияние на это явление



Рис. 1. Общий вид полученной литой заготовки



Рис. 2. Общий вид керамической формы

химических элементов: их присутствие и количественное содержание в составе штамповой стали. Химические составы определяли на готовых образцах по стандартным методикам спектральным методом с использованием необходимых эталонных образцов. Твердость в поверхностном слое заготовок определяли по Роквеллу ГОСТ 9013 после шлифовки на глубину не менее 2 мм.

Принципиальный характер влияния хрома, вольфрама, молибдена, ванадия, марганца и кремния на структуру и свойства сплавов на основе железа давно изучен [5], но нет окончательного мнения по присутствию и оптимальному соотношению элементов в составе штамповой стали горячего формообразования. Нам представилось наиболее интересным различное сочетание хрома, вольфрама, молибдена и ванадия (Cr: W: Mo: V) в составе стали, а также исключение из состава молибдена. В результате были выплавлены образцы следующих новых инструментальных сталей:

1. 5ХВМФС: углерод – 0,42 мас.%, кремний – 1,2, марганец – 0,5, хром – 0,9, вольфрам – 0,9, молибден – 0,75, ванадий – 0,3, железо – остальное;
2. 5Х2В2М2ФС: углерод – 0,50 мас.%, кремний – 1,0, марганец – 0,8, хром – 1,65, вольфрам – 1,4, молибден – 2,1, ванадий – 0,7, железо – остальное;
3. 5Х3В3МФС: углерод – 0,45 мас.%, кремний – 0,6, марганец – 0,4, хром – 2,9, вольфрам – 3,0, молибден – 0,9, ванадий – 1,5, ниобий – 0,08, железо – остальное;
4. 5Х2В2М3ФС: углерод – 0,5 мас.%, кремний – 1,0, марганец – 0,7, хром – 1,6, вольфрам – 1,6, молибден – 3,5, ванадий – 0,7, железо – остальное;
5. 5Х3В4М2С: углерод – 0,44 мас.%, кремний – 0,6, марганец – 0,3, хром – 2,7, вольфрам – 4,4, молибден – 1,3, ванадий – 1,8, ниобий – 0,08, железо – остальное;
6. 4Х2В4ФС: углерод – 0,42 мас.%, кремний – 0,9, марганец – 0,2, хром – 1,6, вольфрам – 4,1, молибден – нет, ванадий – 0,7, железо – остальное.

В нашем случае после литья и охлаждения на воздухе в теле отливок по всему сечению формировалась троостито-мартенситная структура стали с присутствием в разной степени остаточного аустенита. Высокий отпуск литых заготовок проводили сразу после завершения охлаждения формы, чтобы избежать образования трещин. Структуру стали в литом состоянии и при последующих превращениях при термической обработке изучали только для стали 5ХВМФС (рис. 3, 4) как наименее легированной. Интерес представляли формирование для этой стали высокого уровня механических свойств при довольно невысокой степени легированности, а также возможность изготовления образцов из полученных литых заготовок для исследования микроструктуры.

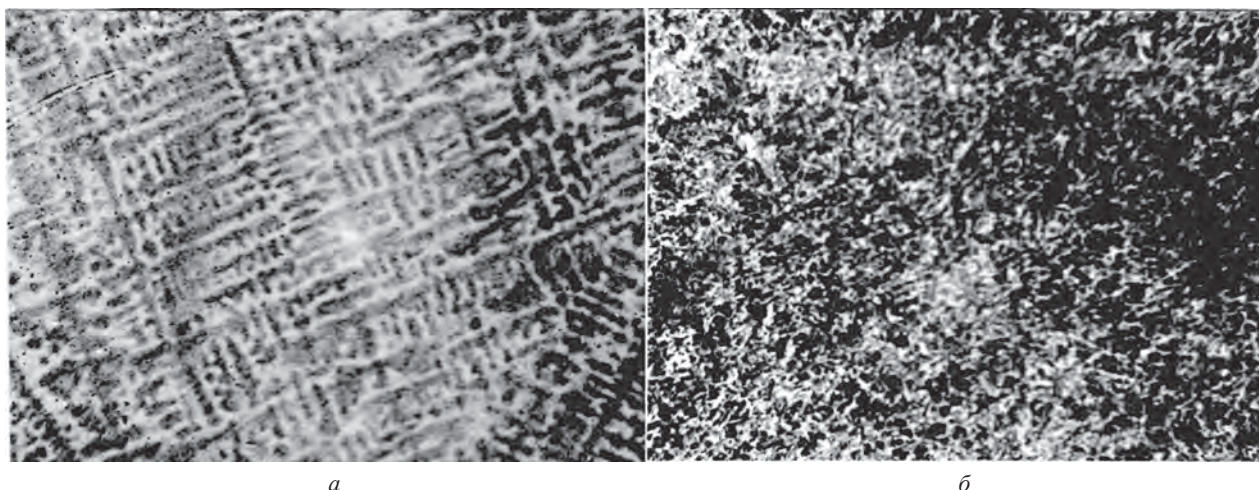


Рис. 3. Микроструктура стали 5XBMFC сразу после литья (а) и после дополнительной термической обработки: отжиг при 750 °С, закалка с нагревом при температуре 1140 °С в масле и отпуск при температуре 600 °С (б). $\times 500$

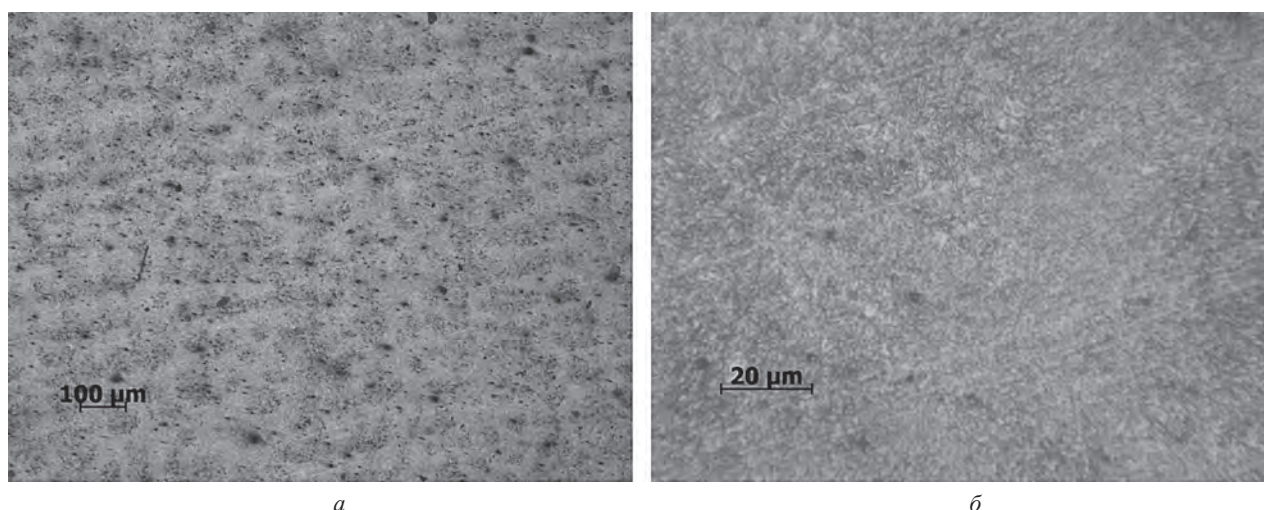


Рис. 4. Микроструктура литой стали 5XBMFC после закалки с температуры 980 °С в масле и отпуска при температуре 600 °С в течение 1 ч. а – $\times 500$; б – $\times 1000$

На начальном этапе осуществляли высокий отпуск литых заготовок, а затем исследовали твердость образцов диаметром 38×80 мм у поверхности после шлифовки с двух сторон на глубину не менее 2 мм. Результаты измерения твердости приведены в табл. 1.

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

Марка стали	Твердость HRC при режиме отпуска в течение 1 ч			
	550 °С	620 °С	675 °С	700 °С
5XBMFC	47,5–48	47–47,5	45–45,5	42,5–43
5X2B2M2FC	56–57	54–55	49,5–50	43,5–44,5
5X3B3MFC	51–52	49–50	44,5–45,5	38,5–39
5X2B2M3FC	55–56	55,5–56,5	48–49	42–42,5
5X3B4MFC	49–50	46–46,5	40–41	37–37,5
4X2B4FC	48–48,5	51–52	50–51	45–46

В состоянии непосредственно после литья при достаточно интенсивном охлаждении структура легированной литой стали 5XBMFC характеризуется значительной степенью ликвации в микрообъемах (рис. 3, а). В других сталях, возможно, несколько иное состояние структуры из-за различного соотношения легирующих элементов, но близкое к представленному на рисунке. Размер и количество образовавшихся избыточных карбидов в структуре при получении отливок легированной инструментальной стали являются определяющими для их свойств после проведения высокого отпуска.

Высокую твердость и увеличение износостойкости литых сталей ранее объясняли локальной химической микрон неоднородностью, которая образует решетку с увеличенным по сравнению с макрообъе-

мом содержанием легирующих элементов и как бы армирует основной металл [1, 2]. С этим соотносятся мнения [3, 4], объясняющие повышенную износостойкость литых штамповых сталей наличием в их структуре темной основы и высоколегированной светлой составляющей с высокой твердостью и теплоустойчивостью, что и было получено автором при литье заготовок из стали 5ХВМФС.

Как известно, отпуск при температуре 550–620 °С закаленной стали обычно вызывает протекание процесса вторичного твердения сталей с выделением карбида M_2C . Сталь 5ХВМФС имела после упрочнения по сравнению с другими сталями минимальную, но достаточно высокую твердость: сказалось несколько меньшее содержание углерода в ее составе и меньшее содержание легирующих элементов, чем, например, в сталях № 2 и 4. Для стали 4Х2В4ФС более низкая твердость по сравнению с двумя (№ 2 и 4) сталями объясняется отсутствием в ее составе молибдена, основного наряду с ванадием упрочняющего элемента при вторичном твердении при таких температурах. Также повлияло высокое содержание вольфрама, препятствующего закаливанию на воздухе при невысоком содержании углерода в пределах 0,4%. В сталях № 3 и 5 твердость также ниже, чем в сталях № 2 и 4 из-за большего содержания вольфрама в их составе.

При температуре отпуска 620 °С рост твердости по сравнению с отпуском при 550 °С произошел у сталей 4Х2В4ФС (на 2–3 единицы) и 5Х2В2М3ФС (незначительное повышение). Для стали 5Х2В2М3ФС это объясняется содержанием в ее составе самого большого количества молибдена (до 3,5%). Поэтому максимум вторичного твердения у этой стали произошел в области более высокой температуры отпуска. По всей видимости, для стали 4Х2В4ФС наблюдали повышение твердости при этой температуре отпуска из-за более высокого содержания вольфрама и меньшего – хрома. Здесь также наблюдали впоследствии очень плавное снижение твердости при повышении температуры отпуска вплоть до 700 °С по сравнению с другими сталями. Повышение содержания вольфрама и отсутствие молибдена при содержании углерода в пределах 0,4% в составе стали будет интенсифицировать процессы вторичного твердения также, как и после закалки в масле, только при температуре нагрева выше 620 °С: необходимо только правильно выбрать температуру нагрева при закалке. В других сталях происходило заметное снижение твердости во всем интервале отпуска от 550 до 700 °С.

При температурах отпуска 675–700 °С сталь 5Х2В2М2ФС имеет лучший результат по твердости среди полутеплостойких сталей в данном исследовании. Это можно объяснить только наилучшим сочетанием элементов в составе этой стали по сравнению с другими: по всей видимости, у этой стали образовались на каком-то этапе наиболее отпускостойчивые карбиды типа M_2C и M_7C_3 . Следует также выделить теплостойкость структуры к нагреву у литой стали 5ХВМФС: при температуре 700 °С твердость 42,5–43 HRC. Несмотря на значительно меньшее содержание легирующих элементов в ее составе по сравнению с другими сталями, получили достаточно высокий уровень упрочнения. Это открывает широкую перспективу использования ее при изготовлении инструмента для горячей деформации. От других сталей эту сталь может также отличать оптимальное содержание в составе кремния. Высокий результат наблюдали и для стали 4Х2В4ФС: сохранение твердости 45–46 ед. даже после отпуска при температуре нагрева до 700 °С и выдержки не менее 1 ч.

Затем заготовки подвергали полному циклу термической обработки: отжиг при 750 °С, 1 ч, закалка – загрузка при 850 °С, прогрев до 980–1140 °С, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле, отпуск при 550–650 °С (и даже 675 °С в последнем случае) в течение 1 ч и снова исследовали их твердость для сравнения. Результаты измерения твердости приведены в табл. 2, 3.

Проведение отжига при температуре 750 °С в течение 1 ч и выбор температуры нагрева под закалку сначала в пределах 980 °С были вызваны попыткой сохранения преимуществ литой структуры в исследуемых сталях. Этого удалось достичь, хотя потеря вклада литой структуры в упрочнение сталей сказалась для всех составов сталей кроме 5ХВМФС (табл. 2). Только для этой стали наблюдали повышение твердости по сравнению с данными табл. 1. При температуре отпуска 550 °С снижение твердости по сравнению с ранее рассмотренным случаем (табл. 1) произошло у всех других сталей – на 2–3 ед. HRC. Для стали 5ХВМФС наблюдали повышение твердости для данного способа упрочнения на 2 ед. по сравнению с упрочнением после литья только за счет высокого отпуска.

Повышение температуры отпуска до 620 °С способствует еще большему снижению твердости сталей по сравнению с литым состоянием: для стали 5Х2В2М2ФС – до 4 ед. HRC, для 5Х2В2М3ФС – до 5 ед., а для 4Х2В4ФС – на 3–4 ед. Повышение температуры отпуска до 650 °С делает результаты сравнения практически не сопоставимыми из-за значительной потери твердости в последнем случае (см. табл. 1, 2). Понижение твердости во всех случаях наименьшее, опять же наблюдается для стали 5Х2В2М2ФС.

Таблица 2. Твердость литых заготовок стали после их традиционного упрочнения посредством отжига, закалки с температуры 980–1080 °С в масло и отпуска

Марка стали	Твердость HRC при режиме отпуска в течение 1 ч				
	550 °С	600 °С	620 °С	650 °С	675 °С
<i>Закалка с 980 °С в масло и отпуска</i>					
5ХВМФС	50–51	50–51	47,5–48,5	43–43,5	–
5Х2В2М2ФС	53,5–54,5	52,5–53,5	48,5–49,5	43,5–44,5	–
5Х2В2М3ФС	52,5–53,5	52–53	48,5–49,5	43,5–44,5	–
4Х2В4ФС	46–46,5	46,5–47,5	44,5–45	43,5–44	–
<i>Закалка с 1030 °С в масло и отпуска</i>					
5ХВМФС	51–52	50,5–51	50–51	45–45,5	–
5Х2В2М2ФС	55–56	55–56	53–54	48,5–49	–
5Х2В2М3ФС	54,5–55	53,5–54,5	52–53	47,5–48	–
4Х2В4ФС	48–48,5	48,5–49,5	48,5–49,5	46–46,5	–
<i>Закалка с 1080 °С в масло и отпуска</i>					
5ХВМФС	52,5–53	51,5–52	50,5–51	46,5–47	40,5–41
5Х2В2М2ФС	56–56,5	55,5–56	52–52,5	48–49	43,5–44
5Х2В2М3ФС	55,5–56,5	54,5–55,5	51–51,5	47,5–48	42,5–43
4Х2В4ФС	49–50	50–50,5	50–50,5	47,5–48	44–45

Таблица 3. Твердость литых заготовок стали после их традиционного упрочнения посредством отжига, закалки с температуры 1140 °С в масло и отпуска

Номер стали	Марка стали	Твердость HRC при режиме отпуска в течение 1 ч					
		500 °С	550 °С	600 °С	650 °С	675 °С	700 °С
1	5ХВМФС	51–52	50,5–51	50–51	44,5–45	38–38,5	32,5–33
2	5Х2В2М2ФС	59–59,5	58–58,5	56–57	51–51,5	41–41,5	37–37,5
3	5Х3В3МФС	–	55,5–56	56–56,5	50–51	47–48	42,5–43
4	5Х2В2М3ФС	57,5–58,5	57,5–58	54,5–55,5	48–49	42,5–43	38–38,5
5	5Х3В4МФ2С	–	57–58	54,5–55	49–50	45,5–46	43–43,5
6	4Х2В4ФС	50–51	52,5–53	52–52,5	50–50,5	45,5–46	43–43,5

Соотношение между содержанием элементов в составе для этой стали следующее: Cr:W:Mo:V = 1:0,825:1,267:0,424. Для стали 5Х2В2М3ФС соответственно Cr:W:Mo:V = 1:1,025:2,215:0,43. Сталь, не содержащая в своем составе молибдена (№ 6), при упрочнении сразу после литья или после проведения закалки с температуры 980 °С в масло проигрывает, особенно значительно из-за низкого содержания хрома и углерода в своем составе. Но уже здесь становится отчетливо видимой перспективность теплостойкости 4Х2В4ФС, что стало еще более выраженным после повышения температуры нагрева под закалку до 1080 °С и особенно до 1140 °С и отпуска при температуре 650 °С и выше (табл. 2, 3). Для стали 5ХВМФС результаты термического упрочнения с использованием закалки и температуры отпуска 620 °С сопоставимы с упрочнением высоким отпуском сразу после литья, но при дальнейшем увеличении температуры отпуска до 650 °С твердость закаленной стали заметно ниже. Соотношение легирующих элементов у этой стали следующее Cr:W:Mo:V = 1:1:0,8:0,3. Высокие свойства этой стали и увеличение теплостойкости при применении упрочнения с использованием закалки и отпуска, по всей видимости, определяются также оптимальным содержанием в ее составе кремния, что может способствовать устойчивости к нагреву метастабильного α -твердого раствора вплоть до температуры 620 °С и оптимальным соотношением хрома, вольфрама, молибдена и ванадия в составе сложных по строению, но теплостойких карбидов, а также сохранением в достаточной мере преимуществ литого состояния структуры (рис. 3, б).

Нагрев при температуре, близкой к 1000 °С в течение 40 мин, приводит к значительному изменению литой структуры (рис. 3, б, 4). В первую очередь, это касается растворения светлой составляющей. При температуре нагрева под закалку в пределах 980 °С в литой структуре, возможно, также происходит частичная миграция границ зерен. Миграция границ при такой температуре нагрева соответствует интервалу интенсивного растворения в структуре карбида типа M_7C_3 (или $M_{23}C_6$) для деформированного со-

стояния. Карбиды типа M_3C и т. п. здесь растворяются при значительно более низких температурах [6, 7].

Для литых сталей пока этот процесс подробно не исследовали. Однако ясно, что проведение нагрева под закалку уже при температуре 980 °С приводит к смене механизма упрочнения стали по сравнению с упрочнением отпуском в литом состоянии из-за образования менее теплостойких карбидов в результате собственно закалки в масло и последующего отпуска. Этими соображениями также могут быть объяснены результаты исследования твердости при повышении температуры нагрева под закалку образцов от 1030 до 1080 °С при дальнейшем проведении нашего эксперимента по сравнению с результатами, приведенными в табл. 2. При закалке с нагревом до 1030–1140 °С, выдержке в течение 0,5 ч и последующем отпуске изменение структуры стали все более заметно нарастает и отличается от нагрева при 980 °С (рис. 3, б, 4), хотя элементы литой структуры все еще сохраняются в достаточной мере и при нагреве до 1140 °С.

С повышением температуры аустенизации до 1030 и 1080 °С твердость после отпуска и теплостойкость всех литых сталей растет по сравнению с закалкой от 980 °С. Это обусловлено увеличением легированности аустенита и соответственно мартенсита закалки. Ударная вязкость при этом может и не снижаться, как для деформированных сталей в результате увеличения зерна и появления карбидов типа MC , M_6C , M_7C_3 ($M_{23}C_6$), M_3C и M_2C . При этом в литых сталях после проведения полного цикла термической обработки присутствие в карбидах W, Mo, Cr и V может отличаться от содержания этих элементов в подобных карбидах, образовавшихся в литом состоянии после проведения только высокого отпуска сразу после литья. Это соответственно может приводить к снижению теплостойкости частично термически преобразованной структуры по сравнению с литым состоянием, но обеспечивает выигрыш в свойствах и износостойкости по сравнению с деформированными сталями такого же состава.

Повышение температуры нагрева под закалку до 1140 °С для сталей (№ 1, 2, 4 и 6) 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. 2, 3). Этот эффект можно объяснить «разрушительным» влиянием нагрева при температуре закалки 1140 °С на сохранность литой структуры для таких сталей: уменьшение преимуществ по теплостойкости за счет коагуляции вновь образовавшихся карбидов при отпуске, т. е. при нагреве под закалку при 1140 °С потеряли преимущества литой структуры, но не получили в достаточной степени развитие преимущества аустенизации структуры, чтобы при отпуске могли образоваться новые теплоустойчивые карбиды в значительном количестве.

Наиболее теплостойкими для случая закалки с температуры 1140 °С оказались стали 4Х2В4ФС, 5Х3В3МФС и 5Х3В4МФ2С, сохранив высокую твердость в пределах 42,5–43,5 HRC вплоть до нагрева при 700 °С в течение 1 ч. Причем для литой стали 5Х3В3МФС эти результаты оказались выше, чем для ее деформированного состояния, ранее приводившиеся в литературе.

Как уже отмечалось, для образцов сталей № 1, 2, 4 и 6 нагрев под закалку начали проводить с 980 и до 1140 °С, для образцов № 3 и 5 – только с температуры нагрева 1140 °С, используя при этом известный режим, как для стали 5Х3В3МФС, учитывая более высокое содержание тугоплавких элементов в их составе. Отпуск проводили при температуре 500–700 °С. Впоследствии возникла идея повышения температуры нагрева под закалку для сталей № 3–6 до 1200–1250 °С, учитывая высокую степень легированности, более устойчивое состояние литой структуры к высокой температуре нагрева и в целях повышения уровня твердости.

Таким образом, для литых сталей 4Х2В4ФС, 5Х2В2М3ФС, 5Х3В3МФС и 5Х3В4МФ2С продолжился эксперимент по повышению температуры нагрева под закалку, что оказалось определяющим для получения высокого значения, в первую очередь, уровня твердости. Начали проведение эксперимента с температуры 1200 °С при охлаждении в масло и последующем отпуске при температуре 550–700 °С в течение 1 ч. Результаты проведения исследований приведены в табл. 4. Из таблицы видно, что такой режим нагрева под закалку оптимален и для всех других сталей и позволяет получить достаточно высокую твердость вплоть до температуры отпуска 700 °С.

Для двух сталей 5Х3В3МФС и 5Х3В4МФ2С из-за более высокого содержания в их составе вольфрама и молибдена соответственно и присутствия литого состояния в структуре решили повышать нагрев при закалке до температуры 1250 °С (табл. 5). Это вполне логично также и для стали 4Х2В4ФС, которая не содержит молибдена, но имеет в своем составе до 4% вольфрама. Проведение термической обработки начали также с использования охлаждения при закалке сначала в масле, а затем перешли к охлаждению

Таблица 4. Результаты упрочнения образцов посредством закалки с 1200 °С в масло и высокого отпуска

Марка стали	Значения твердости HRC после высокого отпуска при температуре в течение 1 ч				
	550 °С	600 °С	650 °С	675 °С	700 °С
5Х2В2М3ФС	59–60	58–59	53–54	49–50	46–46,5
5Х3В3МФС	55–55,5	55–56	51–52	47–48	44–45
5Х3В4МФ2С	52–52,5	55–55,5	51–52	47–48	44–45
4Х2В4ФС	46–47	52–52,5	52–53	51–50	47–48

Таблица 5. Результаты упрочнения образцов посредством закалки с 1250 °С в масло и высокого отпуска

Марка стали	Значения твердости HRC после высокого отпуска при температуре в течение 1 ч				
	550 °С	600 °С	650 °С	675 °С	700 °С
5Х3В3МФС	55	56	52–53	49,5–50,5	44–45
5Х3В4МФ2С	57–58	57–58	52–52,5	50–50,5	45,5–46,5
4Х2В4ФС	50–52	55–55,5	52–53	52–52,5	48–48,5

Таблица 6. Результаты упрочнения образцов посредством закалки с 1250 °С в селитровую ванну (550 °С) и высокого отпуска

Марка стали	Значения твердости HRC после высокого отпуска при температуре в течение 1 ч					
	после закалки	550 °С	600 °С	650 °С	675 °С	700 °С
5Х3В4МФ2С	53–53,5	55–55,5	55–56	49–49,5	45–46	42–43
4Х2В4ФС	44–44,5	48–48,5	54–54,5	52–53	50–51	46–47

Таблица 7. Результаты упрочнения посредством закалки с 1250 °С на воздухе и высокого отпуска

Марка стали	Значения твердости HRC после высокого отпуска при температуре в течение 1 ч				
	550 °С	600 °С	650 °С	675 °С	700 °С
5Х3В4МФ2С	49–50	48–49	48–49	46–46,5	41–42
4Х2В4ФС	51–52	52–53	52–52,5	49–50	45–46

в более спокойных по скоростям охлаждения средах: селитровая ванна (табл. 6) и просто охлаждение на воздухе (табл. 7). Отпуск проводили также при температуре нагрева 550–700 °С в течение 1 ч.

Результаты проведенных исследований приведены в табл. 4–7.

Из таблиц видно, что, во-первых, режим нагрева при закалке в масло 1200 °С удовлетворяет получению высокого уровня упрочнения литых сталей 5Х3В3МФС, 5Х2В2М3ФС, 5Х3В4МФ2С и 4Х2В4ФС (см. табл. 4). Для литых сталей 4Х2В4ФС и 5Х3В4МФ2С нагрев при закалке в масло можно поднять и до температуры 1250 °С (см. табл. 5) для повышения свойств, обеспечивающих теплостойкость. Во-вторых, наибольшую теплостойкость при закалке в масло с 1200–1250 °С показала литая сталь 4Х2В4ФС: ее твердость после отпуска даже при 700 °С составляет 47–48 HRC, и она выше, чем у других сталей. В-третьих, для повышения теплостойкости литых сталей такого класса совсем не обязательно вводить в их состав молибден, особенно в значительных количествах. Стали, содержащие в своем составе вольфрам, должны одновременно иметь молибден в количестве до 1,0–1,5% либо не содержать его совсем. В-четвертых, повышение в составе теплостойкой литой стали содержания вольфрама необходимо производить до 4–5%. В-пятых, литые стали типа 5Х3В4МФ2С и 4Х2В4ФС хорошо упрочняются даже после нагрева при 1250 °С и охлаждения на воздухе. В-шестых, стали предложенного типа также хорошо закаляются в более мягких охлаждающих средах, например, в расплавленной селитре (550 °С).

Выводы

1. Впервые показано влияние состава сложнолегированных инструментальных сталей: С (0,4–0,50%), Si (0,6–1,2%), Mn (0,17–0,8%), Cr (0,8–3%), W (0,9–4%), Mo (0,01–3,5%) и V (0,28–1,8%) на способность их упрочнения за счет только высокого отпуска после индукционной плавки и заливки в керамическую форму и охлаждения на воздухе (без деформации), а также после проведения по различным режимам полного цикла термической обработки.

2. Определена степень легирования штамповых сталей для использования их в литом состоянии или с термически преобразованной структурой. Сталь 5ХВМФС, легированная по нижнему пределу, имеет

примерно одинаковую твердость, как для литой, так и для термически преобразованной структуры при нагреве до 650 °С, а при нагреве выше этой температуры выигрывает значительно литая структура. Литая структура сталей с содержанием основных легирующих элементов в пределах от 1 до 2% в результате упрочнения может повышать твердость на 5–10% от фактического ее значения при отпуске 550 °С. И этот фактор растет до 12–15% при отпуске выше 620 °С по сравнению с термически преобразованной структурой и зависит от химического состава стали. Стали, легированные вольфрамом в пределах 3–4%, хромом до 1,5–3%, молибденом до 1,5% или при полном его отсутствии и ванадием от 0,8 до 1,9%, из-за возможности значительного повышения температуры нагрева под закалку обеспечивают преимущество термически преобразованной структуры особенно значительно при отпуске 650–700 °С.

3. 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 полутеплостойкого класса может составлять до 5–10% значения твердости от фактического ее номинала при температуре отпуска 550 °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. Наиболее оптимальны с точки зрения использования легирования стали хромом, вольфрамом, молибденом и ванадием и упрочнения, включающего после литья проведение только высокого отпуска при температуре до 650 °С и выше, являются стали типа 5X3B2M3ФC и 5X2B2M2ФC (по мере возрастания эффекта упрочнения), причем лучшим является легирование с соотношением, близким к соотношению Cr:W:Mo:V = 1,2:1:1,3:0,5. Составы таких полутеплостойких сталей могут успешно применяться при изготовлении штампов и другой оснастки для горячего формообразования металлических изделий. При высокой степени сохранения литой структуры для этих сталей и близкой формы отливки к форме пуансона или матрицы рекомендовано проведение высокого отпуска при температуре 625–650 °С в течение 1–3 ч сразу же после литья.

4. Наиболее оптимальное соотношение легирующих элементов с точки зрения повышения теплостойкости структуры при традиционном термическом упрочнении с использованием закалки с температуры 980–1140 °С достигнуто в литых сталях 5XBMФC и 5X2B2M2ФC. Содержание хрома в стали от 0,8 до 2% при одновременном легировании вольфрамом, молибденом, ванадием, марганцем и кремнием в пределах 1–2% обеспечивает хорошую теплостойкость структуры при нагревах выше температуры 620–650 °С с использованием полного цикла термической обработки. Для дальнейшего повышения теплостойкости необходимо повышать содержание в стали вольфрама до 3–4% с одновременным снижением содержания в их составе молибдена до 1,0–1,5% или его полного исключения из состава и значительным повышением температуры нагрева при закалке и во время отпуска. Последний вывод наиболее характерен для теплостойких новых сталей типа 4X2B4ФC и 5X3B4MФ2C, а также известной стали 5X3B3MФC и обеспечивает высокий уровень свойств.

5. Исходная литая структура инструментальных сталей 5X3B3MФC, 5X3B4MФ2C и 4X2B4ФC и присутствие в значительном количестве в их составе таких элементов, как вольфрам, ванадий, молибден и кремний, открывают возможность повышения температуры нагрева при закалке на 50–100 °С и при отпуске на 25–50 °С выше, чем общепринятые. Этот факт позволяет значительно повысить износостойкость сталей за счет повышения их теплостойкости. При использовании таких сталей с термически преобразованной структурой необходимо проведение после литья предварительного отжига при температуре 750 °С в течение 1–2 ч и механической обработки. Затем следует проведение закалки соответственно с температуры нагрева в зависимости от состава при 1200 и до 1250 °С и охлаждения в масле и отпуска при температуре 670–680 °С и выше в течение 1–3 ч в зависимости от размеров штампа и химического состава, в частности, штамповой стали. Также необходимо рассматривать дополнительные возможности улучшения базовых свойств инструментальной стали за счет использования других более «мягких» охлаждающих сред при закалке.

6. Основные принципы для разработки новых сложнолегированных сталей при получении литых заготовок для высоконагруженного инструмента: повышение необходимых свойств за счет легирования со снижением стоимости производимых заготовок из-за использования вторичного лома; сокращение объема механической обработки и повышение себестоимости отливки (заготовки); использование отжига и повышение температуры нагрева под закалку и отпуск при одновременном увеличении параметров теплостойкости по сравнению с ковальной заготовкой; наличие вторичного лома, по своему составу близкого к составуработанной стали.

Литература

1. Коростылев В. Ф., Куниловский В. В. Локальная химическая неоднородность структуры и стойкость литых штампов // Литейное производство. 1975. № 11. С. 31–33.
2. Хазанов И. О., Жидобин В. Ф., Лозинский Ю. М. Структура, свойства и термическая обработка литых штамповых сталей // Изв. вузов. Черная металлургия. 1969. № 12.
3. Орлов А. В. Изготовление и эксплуатация литых штампов на заводах автомобильной промышленности // Кузнечно-штамповочное производство. 1986. № 10. С. 13–15.
4. Дьяченко С. С., Пикус Л. С., Тарабанова В. П., Чернявский А. И. Оптимизация режима термической обработки литого штампового инструмента из стали ДИ-32Л // Кузнечно-штамповочное производство. 1986. № 3. С. 15–17.
5. Позняк Л. А., Скрынченко Ю. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. М.: Металлургия, 1980. С. 86–135.
6. Структура и свойства теплостойких штамповых сталей 4Х3ВМФс и 3Х3ВМФ / С. И. Тишаев, Р. А. Зыкова, Ю. М. Политаев, С. П. Белый, Л. К. Оржицкая // МиТОМ. 1985. № 11. С. 38–41.
7. Леонидов В. М., Березкин Ю. А., Никитенко Э. В. Исследование предварительной термической обработки штамповой стали 4ХМ2Фч // МиТОМ. 1985. № 11. С. 41–44.

References

1. Korostylev V. F., Kunilovsky V. V. Lokal'naya himicheskaya neodnorodnost' struktury i stoykost' lityh stampov [Local chemical heterogeneity of the structure and stability of the cast dies]. *Liteynoe proizvodstvo – Foundry Production*, 1975, no. 11, pp. 31–33.
2. Khazanov Yu. M., Zhidobin V. F., Lozinski Yu. M. Struktura, svoystva i termicheskaya obrabotka lityh stampovyh staley [Structure, properties and heat treatment of cast die steels]. *Isv. Vusov. Tchernaya metallugiay – News of the Universities. Ferrous metallurgy*, 1969, no. 12.
3. Orlov A. V. Isgotovlenie i expluataziya lityh stampov na savodah avtomobil'noy promyshlennosti [Manufacture and operation of cast dies for the automotive industry plants]. *Kuznechno-stampovochnoe proizvodstvo – Forging and Stamping Production*, 1986, no. 10, pp. 13–15.
4. Dyachenko S. S., Picos L. S., Tarabanova V. P., Chernyavskii A. I. Optimisaziya regima termitheskoy obrabotki litogo stampovogo instrumenta iz stali DI-32L [Optimization of heat treatment cast punching tool steel DI-32L]. *Kuznechno-stampovochnoe proizvodstvo – Forging and Stamping Production*, 1986, no. 3, pp. 15–17.
5. Pozniak L. A., Skrynchenko Yu. M., Tishaev S. I. *Stampovye stali* [Die steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980, pp. 86–135.
6. Tishaev S. I., Zykov R. A., Politayev Yu. M., Belyi S. P., Orzhitskaya L. K. Struktura i svoystva teplostoykih stampovyh staley 4Х3ВМФс i 3Х3ВМФ [Struktura and properties of heat-resistant die steels 4Н3ВМФс and 3Н3ВМФ]. *MiTOM – Metallurgy and heat treatment*, 1985, no. 11, pp. 38–41.
7. Leonidov V. M., Berezkin Yu. A., Nikitenko E. V. Issledovanie predvaritel'noy termitheskoy obrabotki stampovoy stali 4ХМ2Фч [Investigation of thermal pretreatment die steel 4ХМ2Фч]. *MiTOM – Metallurgy and heat treatment*, 1985, no. 11, pp. 41–44.

Сведения об авторе

Федулов Владимир Николаевич, канд. техн. наук, Белорусский национальный технический университет, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, 65, тел. моб. +375 (29) 631-09-85.

Information about the author

Fedulov Vladimir, Ph. D in Engineering, Belarusian National Technical University, 65, Nezavisimosti Ave., Minsk, 220013. Belarus, tel.: +375 (29) 631-09-85.