

*The basis of perfecting of the known steels composition with the purpose of using for solving of concrete production problem, in particular increase of instrument resistance, are examined in the article.*

В. Н. ФЕДУЛОВ, БНТУ

УДК 621.74

## НАУЧНО-МЕТОДИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ К РАЗРАБОТКЕ СОСТАВОВ СТАЛИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ ШТАМПОВ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В настоящее время в Республике Беларусь имеется собственная база для изготовления проката из штамповых сталей для оснастки холодного деформирования. Потребность предприятий республики в материале подобного рода составляет несколько тысяч тонн в год. Особую актуальность состояние данного вопроса приобрело в условиях экономической самостоятельности республики из-за увеличения стоимости металлопроката и транспортных перевозок. Предварительный анализ и проведение исследований показали, что на базе РУП «БМЗ» возможно освоение и выпуск проката низко- и среднелегированных штамповых сталей исходя из существующих возможностей предприятия и наличия необходимого количества легирующих добавок.

Использование оснастки для холодного деформирования из известных малолегированных углеродистых сталей сопряжено с недостаточной стойкостью, а также низкой технологичностью при термообработке или механической обработке. Одновременно из известных марок среднелегированных сталей нет таких, которые могли бы приблизиться по стойкости к высоколегированным штамповым сталям, потребность в которых на предприятиях республики составляет около тысячи тонн. К тому же основным недостатком высоколегированных сталей является сильная избыточная карбидная неоднородность структуры, которая служит причиной снижения стойкости оснастки и низкой технологичности сталей.

Таким образом, решение задачи создания новых штамповых сталей для оснастки холодного деформирования применительно к производству РУП «БМЗ» весьма актуально и должно проводиться, по крайней мере, по двум направлениям. Во-первых, это разработка экономнолегирован-

ных (малолегированных) штамповых сталей, для которых должно быть характерно отсутствие неоднородности карбидов хрома в структуре и высокая прокаливаемость, что создаст, таким образом, предпосылки для повышения стойкости оснастки. Наиболее вероятным способом решения задачи здесь могло бы стать комплексное легирование углеродистой стали малыми добавками, позволяющее получать после термического упрочнения структуру достаточно легированного, мелкодисперсного и теплоустойчивого мартенсита или троостита отпуска. Во-вторых, следует идти по пути разработки среднекомплекснолегированных сталей, основой высокой стойкости которых могло бы стать создание в результате термического упрочнения структуры, состоящей из сильнолегированного мартенсита (троостита) и равномерно распределенных в пределах зерна высокотвердых дисперсных включений [1].

Как известно [2, 3], стойкость (долговечность и надежность) штампов холодного деформирования определяется, в первую очередь, предназначением и условиями их эксплуатации и износостойкостью (сочетание прочности и вязкости) сталей, применяемых для изготовления пуансонов и матриц. Условия эксплуатации штампов изменить весьма трудно. Основной упор в повышении стойкости (долговечности) штампов следует искать в правильном выборе конструктором конструкции штампа и марки инструментальной стали применительно к условиям эксплуатации, а также постоянной работой по совершенствованию и выбору режимов термической и химико-термической обработки рабочих частей. Весьма серьезным аспектом в данной проблеме остается момент предпочтительного выбора марки стали для рабочего инструмента. В первую очередь здесь следует

учитывать серийность изготовления изделия, т.е. как часто и длительно будет использоваться инструмент и как будут осуществляться его профилактический осмотр и реабилитация. Зачастую конструктор «перестраховывается» и вводит в чертежную документацию марку инструментальной стали с более высокими свойствами, чем требуется. Вызвано такое действие отсутствием необходимой информации по инструментальным сталям в справочной литературе, которая уже достаточно длительное время не пополняется новыми разработками, а также отсутствием полноты сведений по новым разработкам, если таковые были выявлены. В то же время научные исследования по разработке составов новых сталей и совершенствованию составов и режимов термической обработки известных марок сталей следует продолжить на постоянной основе.

Основными требованиями, предъявляемыми к доэвтектоидным и эвтектоидным сталям для высоконагруженного инструмента холодного деформирования, являются сочетание высокой вязкости с повышенной износостойкостью в условиях динамических нагрузок. По мнению автора [4], закалкой здесь, по возможности, должен обеспечиваться достаточно полный переход легирующих компонентов в твердый раствор (мартенсит). Наиболее эффективно улучшают вязкость мартенсита кобальт, никель и хром. Экономически выгоднее использовать хром. Уровень легирования устанавливается в зависимости от содержания углерода (рабочей твердости и вязкости) и не должен превышать концентрации, вызывающей образование вторичных (или эвтектических) карбидов. Стали такого структурного класса (доэвтектоидные и эвтектоидные) предназначены для изготовления слесарно-монтажного инструмента, холодновысадочных и чеканочных штампов.

Высокая прочность у заэвтектоидных сталей создается за счет присутствия в структуре карбидов цементитного типа (5–15%). Уровень легирования в данном случае должен выбираться с учетом следующих соображений: количество остаточного аустенита в структуре не должно превышать 15–20%, а содержание карбидообразующих элементов (хром, молибден, ванадий) должно находиться в пределах, не вызывающих образования специальных карбидов ( $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ , MC). При выполнении последнего условия легирующие компоненты частично переходят при закалке в мартенсит, повышая его прочность. Основными легирующими компонентами заэвтектоидных сталей должны быть хром, молибден, ванадий в пределах, не превышающих их растворимость в цементите. Стали этого структурного класса предназначены для вырубных, гибочных штампов, а также для инструмента, деформирующего мягкие материалы.

У ледобуритных сталей высокая износостойкость в сочетании с повышенной прочностью

достигается при условии легирования, вызывающего образование специальных карбидов типа  $M_7C_3$  (до 20–25 общ.%) для вырубного инструмента и типа MC +  $M_7C_3$  (до 75%) — для вытяжного инструмента и инструмента с абразивным изнашиванием. Одним из основных условий получения в этом случае высокой износостойкости является создание при закалке мартенсита высокой твердости (HV 950–1000). Содержание хрома при этом должно быть ниже 3%, количество ванадия устанавливается в зависимости от того, какой тип карбидов должен преобладать в структуре, а содержание углерода должно ограничиваться для сталей 1,8–2,0%. Молибден и вольфрам здесь вводятся в сталь в пределах, не превышающих их растворимость в карбиде  $M_7C_3$  [4].

В износостойких сталях важно правильно выбрать режимы закалки, устанавливающие в структуре рациональное количество остаточного аустенита. Положительное влияние в отдельных случаях заключается в его превращении частично в мартенсит (упрочнения), которое протекает на поверхности рабочих частей при эксплуатации. Не превратившийся же аустенит задерживает распространение образовавшихся трещин, снижая тем самым вероятность выкрашивания. В сталях, предназначенных для инструментов, работающих в условиях высоких удельных нагрузок (холодное выдавливание, чеканка, накатка и т.п.), остаточный аустенит не допускается, так как он снижает предел текучести при сжатии.

Научные принципы общего подхода к исследованию при разработке новых малолегированных и среднелегированных инструментальных сталей достаточно подробно применялись в работе [1]. В настоящей работе будут рассмотрены основы совершенствования состава известных сталей в целях использования для решения конкретной производственной задачи, в частности, повышения стойкости инструмента для чеканки монет. Для материала чеканочных штампов наиболее важное значение имеет высокая контактная прочность. Повысить контактную прочность известной стали, используемой после проведения закалки и низкого отпуска, возможно за счет повышения твердости при одновременном повышении сопротивления стали пластической деформации [5]. Достигнуть этого возможно при проведении дополнительного легирования малыми добавками элементов, приводящими к уменьшению размеров аустенитного зерна, увеличению легированности и дефектности кристаллической решетки твердого раствора (мартенсита) и за счет увеличения количества и дисперсности частиц второй фазы. В случае наличия структуры мелкопластинчатой ферритно-цементитной смеси (троостит) и второй фазы также можно достичь положительного эффекта. Дисперсные пластины цементита являются эффективными источниками зарождения

дислокаций, поэтому такая структура обеспечивает плавное понижение твердости при удалении от зоны контакта к не наклепанному материалу.

В некоторых странах достаточно широко для этих целей применяют сталь типа 50ХНЗМ,

например, следующего состава, мас. %: углерод – 0,52, марганец – 0,47, хром – 0,93, никель – 2,99, молибден – 0,19, сера – 0,016, фосфор – 0,0025, кремний – 0,28 (табл. 1, 2). Твердость стали после проведения различных видов термической обработки приведена в табл. 3.

Таблица 1. Химический состав оригинала стали, мас. %

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
0,52	0,47	0,28	0,93	2,99	0,19	0,016	0,025

Таблица 2. Результаты легирования стали 50ХНЗМ малыми добавками Ti, V, Al, B. Химический состав опытных плавок, мас. %

Номер плавки	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	V	Al	Ti	B
База	0,5	0,5	0,13	1,08	3,6	0,24	0,014	–	0,05	–	–
1	0,48	0,5	0,17	1,10	3,7	0,30	0,014	–	0,07	0,05	0,004
2	0,52	0,62	0,21	1,18	3,6	0,27	0,012	–	0,08	0,10	0,004
3	0,53	0,52	0,17	1,10	3,8	0,28	0,014	0,07	0,08	–	0,004
4	0,50	0,59	0,18	1,12	3,6	0,25	0,018	0,16	0,06	–	0,004

Таблица 3. Механические свойства образцов опытных сталей после термического упрочнения (кованый квадрат 12x12 мм)

Номер плавки	Режим закалки	Твердость после закалки HRC <sub>s</sub>	Твердость (HRC <sub>s</sub> ) после отпуска					
			150 °С, 2 ч		250 °С	350 °С	450 °С	550 °С
			HRC <sub>s</sub>	KCV, кгс/м <sup>2</sup>	1,5 ч	1,5 ч	1,5 ч	1,5 ч
База	850 °С, 0,5ч, масло	61,5	59	7,5–9,0	53,5	51	46	40–41
	880 °С, 1 ч, масло	61,5	59	–	–	–	–	40
	920 °С, 1 ч, масло	61,5	59	–	–	–	–	40
	960 °С, 0,5ч, масло	61,5	59	–	–	–	–	40,5–41,0
1	850 °С, 0,5ч, масло	61	58,5	7,2–8,3	–	–	–	40,5
	880 °С, 1 ч, масло	61	58,5	–	–	–	–	40
	920 °С, 1 ч, масло	61	58,5	–	53	49,5	46	40,0–40,5
	960 °С, 0,5ч, масло	61	58,5	–	–	–	–	41
2	850 °С, 0,5ч, масло	61,5–62,0	59	7,0–7,5	–	–	–	40,5–41
	880 °С, 1 ч, масло	61,5–62,0	59	–	–	–	–	40,5
	920 °С, 1 ч, масло	61,5–62,0	59	–	–	–	–	41,0–41,5
	960 °С, 0,5ч, масло	61,5–62,0	59	–	53,5	51	46,5–47	41,0–41,5
3	850 °С, 0,5ч, масло	61,5–62,0	59	7,1–8,3	–	–	–	43,5–44,0
	880 °С, 1 ч, масло	61,5–62,0	59	–	–	–	–	43
	920 °С, 1 ч, масло	61,5–62,0	59	–	53,5	51	47–47,5	43,5
	960 °С, 0,5ч, масло	61,5–62,0	59	–	–	–	–	43,0–43,5
4	850 °С, 0,5ч, масло	61,5–62,0	59	7,6–8,5	–	–	–	45
	880 °С, 1 ч, масло	61,5–62,0	59	–	–	–	–	45
	920 °С, 1 ч, масло	61,5–62,0	59	–	53,5	51	47,5–48	46
	960 °С, 0,5ч, масло	61,5–62,0	59	–	–	–	–	45,5–46,0

Исходя из традиционных подходов, на первом этапе исследования решили проводить легирование базовой стали добавками Ti, V, Al, B для повышения твердости стали посредством изменения режимов термической обработки (табл. 2, 3), что одновременно должно было привести к уменьшению размеров аустенитного зерна и повышению предела текучести стали при сжатии. Известно [5], что легирование ванадием, бором, алюминием и титаном в отдельности в малых количествах приводит к эффективному измельчению аустенитного зерна и способствует тем самым

повышению контактной выносливости стали [5], но только в отсутствии крупных скоплений нитридов упомянутых элементов. Нитриды должны являться только зародышами аустенитных зерен, но не структурными составляющими.

Результаты проведенных исследований твердости и ударной вязкости не выявили заметных преимуществ составов сталей на базе стали 50ХНЗМ, легированной малыми добавками Ti, V, Al, и B, при температурных отпусках от 150 до 350 °С и изменении температуры нагрева под закалку от 850 до 960 °С. При повышении

температуры отпуска до 450–550 °С преимущество по свойствам имел состав стали, дополнительно содержащей 0,16% V и 0,004% В. Некоторое снижение твердости стали состава 1, вероятнее всего, было связано с содержанием углерода в ней 0,48%. Как известно [4], введение в состав стали V и Ti приводит к образованию дополнительного количества первичных труднорастворимых карбидов, что и способствует в целом небольшому повышению твердости стали, но должно приводить к снижению содержания углерода в мартенситной основе и снижению тем самым предела текучести стали при сжатии, а это для чеканочного инструмента нежелательная prerogative. Определение предела текучести стали при сжатии весьма хлопотливое и требующее достаточных навыков и дотошности дело, а также современного испытательного оборудования, которого в наличии в настоящее время практически нет. По результатам первого этапа исследования, тем не менее, следует предположить, что введение в состав стали 50ХНЗМ малых добавок V и Ti (в пределах 0,1–0,2%), а также В (0,001–0,003%) перспективно для повышения износостойкости гравюры чеканочных штампов при контактном трении.

На втором этапе исследования (табл. 4) следовало добиться повышения легированности мартенситной основы стали, чтобы повысить контактную прочность. В первую очередь необходимо было рассмотреть по изложенным выше соображениям возможность повышения содержания углерода в составе стали до 0,75%. В работе [1] было показано положительное влияние Si (до 0,9%) на повышение предела текучести сталей с содержанием углерода до 0,75%, что следовало бы принять во внимание. При увеличении содержания углерода до 0,75% перспективно выглядело бы и одновременное повышение содержания в составе стали Mo до 0,3%, а также выявление влияния добавок Mn (до 1,3%) (табл. 4). Для сталей, содержащих углерод в своем составе до 0,75%, повышение содержания марганца может способствовать увеличению количества карбидов при одновременном уменьшении расстояния между ними. Повышение контактной прочности стали за счет увеличения дефектности кристаллической решетки твердого раствора (мартенсита) может быть достигнуто (в меньшей степени) за счет увеличения температуры нагрева под закалку и интенсивности охлаждения, что одновременно способствует созданию остаточных напряжений сжатия в структуре и является положительным фактором.

Таблица 4. Результаты легирования стали 50ХНЗМ добавками С, Mn, Si, Ti, V, Al, В, Мо. Химический состав опытных плавок, мас.%

Номер плавки	С	Mn	Si	Cr	Ni	W	S	Ti	Mo	V	В
База	0,52	0,42	0,28	0,93	2,99	–	0,012	–	0,19	–	–
5	0,50	0,40	0,13	1,31	3,05	–	0,024	–	0,31	–	0,001
6	0,59	0,78	0,51	0,92	2,75	–	0,022	0,08	0,29	0,24	0,001
7	0,74	1,35	0,85	1,17	2,97	–	0,014	0,12	0,33	–	–
8	0,70	1,30	0,90	1,10	2,95	–	0,016	0,13	0,20	0,04	0,001
9	0,73	0,84	0,78	1,10	3,20	–	0,014	0,09	0,31	0,17	0,001
X12Ф1	1,30	0,46	0,37	1,25	0,40	–	0,016	–	0,1	0,82	–
X6ВФ	1,15	0,68	0,31	5,83	0,30	1,25	0,017	–	0,4	0,75	–

Результаты проведения термического упрочнения образцов опытных сталей приведены в табл. 5. Из таблицы видно, что все изложенные выше умозаключения позволили достичь нужного результата. Сталь, состав которой отвечает плавке № 9, полностью удовлетворил потребность в материале для чеканочных штампов (для матриц и пуансонов). Одновременно по результатам ис-

пытаний стали опытной плавки № 9, использованной для изготовления рабочих частей других штампов холодного деформирования, ее можно рекомендовать как заменитель высоколегированных сталей X6ВФ и X12Ф1 для высоконагруженных деталей мелкого и среднего инструмента, работающего в условиях одновременных ударных нагрузок и истирания.

Таблица 5. Механические свойства опытных сталей после термического упрочнения кованных заготовок диаметром 45х60 мм

Номер плавки	Режим нагрева при закалке в масле, °С	Значения механических свойств после отпуска				
		160 °С, 2 ч		180 °С, 2 ч		210 °С, 2 ч
		твердость HRC <sub>s</sub>	KCV, кгс·м/см <sup>2</sup>	твердость HRC <sub>s</sub>	KCV, кгс·м/см <sup>2</sup>	
База	850	58–58,5	7,8–9,0	55–55,5	–	54,5
5	850	58	7,1–7,2	55	–	54,5
6	960	58,5–59,5	5,0; 5,0	56	6,5; 6,3	55,5–56
7	870	58,5–59	2,6; 2,8	55,5–56	2,5; 2,0	55
8	870	58	2,0; 2,5	55,5–56	3,1; 3,4	55
9	920	59,5–60	4,3; 4,7	57,5–58	5,7; 6,0	56–56,5
X12Ф1	1000	60,5–61,5	0,7; 0,8	59,5–60	1,0; 1,0	57,5–58
X6ВФ	1030	60,5	1,0–1,2	59–59,5	1,2; 1,4	58–58,5

**Литература**

1. Кукуй Д.М., Федулов В.Н. Разработка легирующей матрицы для создания белорусских инструментальных сталей на базе стали 70К (У7А) производства РУП «БМЗ» (обзор и исследование) // Литье и металлургия. 2004. № 2 (30). С. 109–116.

2. Бельский Е.И., Ситкевич М.В., Рогов В.А. Повышение износостойкости холодноштампового инструмента // Повышение стойкости инструментальной и технологической оснастки: Тез. Мн., 1980. С. 33–36.

3. Влияние микроструктуры штамповых сталей на износостойкость пуансонов разделительных штампов. /А.Э.Паварас, С.А.Хадочинская, Ц.И.Киселяускас, П.И.Амброза // Повышение стойкости инструментальной и технологической оснастки: Тез. Мн., 1980. С. 40–42.

4. Моисеев В.Ф. Особенности легирования современных штамповых сталей для холодного деформирования // Повышение стойкости инструментальной и технологической оснастки: Тез. Мн., 1980. С. 11–13.

5. Шур Е.А. Структура и контактно-усталостная прочность стали // МиТОМ. 1978. № 8. С. 37–43.