

Theoretical and practical aspects of production of the Belorussian instrumental steels on the base of the steel of type 70K are considered. The ways of working out of the alloy complex for receiving of the die steels in the conditions of RUP "BMZ" are shown.

Д. М. КУКУЙ, В. Н. ФЕДУЛОВ, БНТУ

УДК 621.74

РАЗРАБОТКА ЛЕГИРУЮЩЕЙ МАТРИЦЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ БЕЛОРУССКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ НА БАЗЕ СТАЛИ 70К (У7А) ПРОИЗВОДСТВА РУП «БМЗ» (ОБЗОР И ИССЛЕДОВАНИЕ)

Широкое распространение получило направление научных исследований, базирующееся на достижении эффекта повышения износостойкости оснастки из углеродистых сталей за счет легирования состава малыми добавками различных элементов, которые способствовали бы улучшению характеристик стали, наряду с их стабилизацией и воспроизводимостью, что является наиболее серьезным недостатком углеродистых сталей [5, 10, 12–14]. К числу наиболее перспективных элементов для легирования углеродистых сталей отнесены бор, хром, алюминий, молибден, ванадий, кальций, марганец, никель. Рассматривалось ранее и совместное легирование указанными элементами в различных сочетаниях [10, 13] и др.

Несмотря на достаточное количество научных публикаций, в зарубежных стандартах имеются углеродистые стали только с добавками ванадия, хрома и марганца [15, 16], а в отечественном стандарте ГОСТ 1435-89 предусмотрены стали только с добавками марганца, кремния, ванадия и хрома. Этот факт подтверждает актуальность исследования влияния малых добавок Cr, Ni, W, V, Mo, Cu, Si, Ti, Al, Mn и B на улучшение механических свойств стали У7А, разработки и обоснования выбора легирующего комплекса стали и режимов термического упрочнения технологической оснастки, в частности штампов холодного деформирования.

Исследования [17–20], посвященные влиянию легирующих элементов на свойства сталей, показали, что упрочнение стали происходит либо вследствие искажения кристаллической решетки железа (образование с α -железом твердых растворов замещения – Si, Mo, V, Cr, Al и др.; образование твердых растворов внедрения – C), либо вследствие образования карбидных фаз [21] (Cr, Mo, W, V, Ti и др.), либо за счет образования скоплений на дислокациях (B, V и

др.) и увеличения энергии дислокаций [22], что связывают со снижением подвижности дислокации в структуре либо за счет измельчения зеренной структуры (B, Ti, V).

По мнению авторов [23–26], содержание хрома в углеродистых сталях в пределах 0,4–0,7 % повышает закаливаемость и прокаливаемость, сдерживает рост зерна при закалке, что обеспечивает улучшение механических свойств и увеличение сопротивления стали к истиранию.

Молибден [27] понижает критическую скорость закалки сталей, что способствует значительному увеличению прокаливаемости. Кроме того, он способствует повышению износостойкости и устойчивости против отпуска [28], снижает склонность стали к росту аустенитного зерна при нагреве под закалку, повышает прочность сталей [26]. Значительное улучшение свойств стали достигается уже при введении его в состав в пределах 0,2–0,3% [29].

Диапазон рекомендуемых содержаний ванадия в стали довольно широк: от 0,03 до 0,3% [30]. Основной целью введения ванадия в инструментальную сталь является защита от перегрева при проведении термической обработки [28]. При малых содержаниях ванадия в стали (от 0,1%) «барьерами», препятствующими росту зерна аустенита, служат нитриды (карбонитриды) ванадия, а при большем содержании – карбиды ванадия [31, 32], которые при обычном нагреве под закалку не растворяются.

Роль бора в микролегировании [33] заключается во влиянии на процесс кристаллизации, приводящий к значительному измельчению первоначальных зерен – кристаллитов, в раскислении и деазотировании, что существенно изменяет склонность стали к старению, и в повышении прокаливаемости. Положительное влияние бора характерно при его содержании в стали в пределах до 0,003%. Влияние бора на прокаливаемость

стали падает с увеличением содержания в составе углерода: заметное влияние на прокаливаемость стали отмечали при содержании углерода не более 0,6% [33], не более 0,9% [22], а в работе [34] утверждается, что влияние бора на прокаливаемость стали не зависит от содержания в ней углерода. В инструментальных сталях применение бора, по мнению автора [28], не дало до настоящего времени каких-либо преимуществ, а положительное влияние было обнаружено лишь при совместном легировании с молибденом.

Алюминий при малых добавках в сталь (0,03–0,06%) влияет на величину зерна аустенита, что связывают [33] с наличием в структуре субмикроскопических частиц нитридов алюминия: его вводят в ковш после раскисления стали ферромарганцем и ферросилицием перед самой разливкой.

Кремний задерживает образование цементита при низком отпуске (выше 200°C) закаленных сталей, что способствует повышению отпускостойчивости и стабилизации ϵ -карбидов (температуру низкого отпуска можно повышать до 300°C) [35]. Кремний воздействует на твердый α -раствор: создает в твердом растворе направленные ионные связи и упорядочение, что должно повысить напряжения трения решетки и сопротивление движению дислокаций на стадии микропластической деформации [36].

Влияние никеля на свойства сталей проявляется главным образом в повышении ударной вязкости [36], что является весьма важным фактором для инструментальных сталей, испытывающих при работе значительные ударные нагрузки. Однако сведений применения малых добавок никеля при легировании углеродистых сталей обнаружить не удалось.

Данные об использовании меди при легировании углеродистых сталей отсутствуют. Для конструкционных сталей [35] введение в состав меди ($\approx 0,7\%$) не только улучшало прокаливаемость, но также замедляло отпуск закаленной стали.

Легирование марганцем ($\approx 0,5\%$) углеродистой стали У10А заметного влияния на свойства не оказывает, положительно воздействует лишь на улучшение пластичности при горячей деформации [8].

Влияние на свойства углеродистых сталей малых добавок титана (0,04–0,08%) способствует измельчению аустенитного зерна, снижению склонности стали к перегреву, что проявляется в виде небольшого повышения ударной вязкости [36].

Применение вольфрама для легирования стали в настоящее время не рекомендуют из-за его высокой цены, хотя отмечается, что он может способствовать в малых количествах повышению прокаливаемости и износостойкости всех видов стали [35].

Помимо легирования углеродистых сталей малыми добавками «полезных» элементов, наи-

лучшей гарантией повышения износостойкости штампов является чистота стали по неметаллическим включениям, что в первую очередь должно быть связано с содержанием в составе сталей серы и фосфора.

Эффективность влияния малых добавок на свойства углеродистых сталей типа У7А–У8А зависит не только от свойств вводимого в состав элемента и его количества, но и от режима последующей термической обработки [8].

В последние годы наметился ряд общих тенденций к изменению химического состава стали: переход к комплексному легированию, обеспечивающему получение оптимальных структур и эксплуатационных свойств (А.П.Гуляев – принцип предельного легирования [37]). Оптимизация химического состава штамповых сталей должна основываться на следующих принципах:

- схема легирования и конкретный состав отдельных марок должны выбираться с целью достижения максимальных свойств, преимущественно определяющих работоспособность данного типа инструмента, при сохранении остальных характеристик на удовлетворительном уровне;

- всякое усложнение схемы и повышение общего уровня легирования является оправданным только тогда, когда приводит к соразмерному увеличению срока службы и надежности работы инструмента.

В результате проведения обзора работ можно сделать следующие выводы.

1. Целенаправленные исследования влияния малых добавок Cr, Ni, Mo, V, Cu, Ti, Si, Mn, W, Al и B на свойства стали У7А следует продолжить.

2. Не установлено приоритета влияния малых добавок каждого из легирующих элементов на изменение уровня свойств стали У7А. Поэтому нет возможности судить о перспективности создания комплексно-легированной штамповой стали на базе У7А (70К) производства РУП «БМЗ».

3. В ряду инструментальных сталей, используемых для изготовления штампов холодного деформирования, имеется резкий разрыв в химических составах углеродистых и легированных сталей, т.е. отсутствуют марки сталей переходного типа от углеродистых к легированным.

4. Необходимо разработать легирующую матрицу для создания последовательного ряда белорусских инструментальных сталей на базе стали 70К: бесхромистой, с содержанием хрома $\approx 0,5$, $\approx 1,5$, $\approx 3,0$ и $\approx 4,5\%$ для штампов холодного и горячего деформирования, а также другого инструмента.

Повышение комплекса механических свойств и прокаливаемости стали У7А (70К) за счет легирования малыми добавками

Результаты выплавки опытных плавок сталей приведены в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав, мас.%, опытных плавков сталей с одной добавкой

Номер плавки	C	Mn	Si	Ti	V	B	Cu	Mo	Ni	Cr	W	Al
1-я база	0,72	0,47	0,19									0,10
2	0,73	0,44	0,20	0,06								0,12
3	0,79	0,54	0,18		0,09							0,11
4	0,75	0,49	0,16			0,002						0,11
5	0,77	0,56	0,62									0,12
6	0,80	0,54	0,18				0,78					0,11
7	0,81	0,56	0,19					0,3				0,11
8	0,83	0,55	0,24						0,35			0,08
9	0,82	0,57	0,22							0,50		0,11
10	0,78	0,45	0,22						0,6			0,05
11	0,70	0,49	0,20								0,17	0,12

Примечание. Содержание серы во всех плавках составляло 0,03%, фосфора – 0,03%.

После выплавки слитков размерами 70x200 мм производили их отжиг, черновую обдирку, ковку на заготовки сечением диаметром 40 и 16x16 мм (квадрат) и отжиг. После отжига твердость металла каждой из плавков была примерно одинакова: $d_{отп} = 4,3$ мм (HВ \geq 200).

Результаты определения механических свойств (твердость и ударная вязкость) после упрочнения опытных сталей приведены в табл. 2.

Исследования механических свойств опытных плавков после проведения упрочняющей термической обработки показали что:

1. Наибольший эффект повышения твердости после закалки и отпуска при 150°C (2,5 ч) получили на опытных сталях, легированных никелем (~0,35%) и молибденом (~0,3%) – 63,0–63,5 HRC₃ (закалка в воде) и 61,5–62,0 HRC₃ (закалка вода–масло). В этом случае приоритетный ряд легирующих элементов выглядит следующим об-

разом: Ni – 0,35%, Mo, V, Si, B, Cu, Cr, Ni – 0,6%, Ti, W.

2. Повышение температуры отпуска до 250°C (2,5 ч) показало, что наибольшее влияние на отпускостойчивость имеет кремний: твердость при закалке в воде – 58,5 HRC₃, при закалке вода–масло – 57,5–58,0 HRC₃. Приоритетный ряд в данном случае выглядит следующим образом: Si, Ni – 0,35%, Mo, Cu, Cr, V, Ni – 0,6%, B, Ti, W.

3. Положительное влияние на ударную вязкость оказали следующие малые добавки: Ni – 0,6%, Mo, V, Cr. Остальные элементы не влияли на изменение значений ударной вязкости, что могло быть связано с повышенным содержанием в металле серы и фосфора (~0,03%). При дальнейшем проведении опытных работ следует добиваться присутствия серы и фосфора в количествах, не превышающих соответственно 0,02 и 0,025%.

Таблица 2. Механические свойства образцов 11x11x60 мм опытных плавков сталей с одной добавкой после закалки при 800°C (0,5 ч) и отпуска при 150–250°C

Номер плавки	Закалка в воде					Закалка вода – масло					
	150°C, 2,5 ч	180°C, 2,5 ч	⊕210°C, 1,5 ч	⊕235°C, 1,5 ч	⊕250°C, 1,5 ч	150°C, 3 ч		180°C, 3 ч		250°C, 2,5 ч	
	HRC ₃	HRC ₃	HRC ₃	HRC ₃	HRC ₃	HRC ₃	KCU, кгс·м/см ²	HRC ₃	KCU, кгс·м/см ²	HRC ₃	KCU, кгс·м/см ²
1-я база	62,5	59,5–60	58	56	56	61	0,75; 1,00	58–58,5	1,0; 1,1	55	1,2; 1,0
2	62,5	60	58–58,5	56,5	56–56,5	61	0,75	58	1,0	55–55,5	1,0; 1,2
3	62,5–63	60,5	59–59,5	57–57,5	57	61–61,5	0,75	58,5–59	1,25	55,5	1,4; 1,3
4	62,5	60,7	59–59,5	56–56,5	56	61–61,5	0,6; 0,75	58	1,25	55,5	1,2; 1,0
5	62,5–63	60,7–61	59–59,5	58,5–59	58,5	61	0,7; 1,0	58,5–59	1,0	55,5	1,0; 1,0
6	62,7–63	61	59–59,5	58–57,5	57,5	61	0,75	58,5	1,0	57,5–58	1,0; 1,2
7	63–63,5	61	59–59,5	58	57,5	61,5–62	1,1	58,5–59	1,4	56,5	1,4; 1,4
8	63–63,5	61–61,5	59–59,5	58,5	57,5–58	61,5–62	0,5; 0,6	59	1,0; 1,1	56,5	1,0; 1,2
9	63	61	59–59,5	57,5–58	57,5	60–60,5	0,9; 1,2	58,5	1,4	56	1,2; 1,4
10	63	60,5	58,5–59	57–57,5	57	60,5–61	0,7; 0,9	58–58,5	1,25	55,5	1,4; 1,5
11	62–62,5	59,5–60	58	56–56,5	56	60	0,75	58	1,2	55	1,0; 1,2

⊕ – 150°C, 3 ч + доп. отпуск.

Следующий этап исследования – выявление влияния малых добавок и температуры нагрева под закалку и условий охлаждения на закаливаемость опытных сталей (табл. 3). Под закаливаемо-

стью в данном случае понимали глубину упрочнения в поперечном сечении заготовки диаметром 35x120 мм после проведения закалки при 800 и 840°C и отпуска: 250°C.

Таблица 3. Глубина упрочнения в сечении диаметром 35 мм (заготовка диаметром 35x120 мм)
Закалка – 800°C, 1 ч, вода–масло +250°C, 2,5 ч

Место замера твердости	Твердость HRC, для заготовок плавков										
	Номер плавки										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
На поверхности	55,5–56	55–56	56,5–57	55,5–56	55	56,5–57	57	57,5–58	55,5	56,5–57	55–56
2 мм от края	55,5–56	55–56	56,0	55,5	50	56,5	57	57–57,5	55	56	55
5 мм от края	41–42	36	46,5	47	34	55	57	49	54	44	53
10 мм от края	35,5	32,5	36	34,5	25,5	40	56	35,5	39	36	36,5
Середина сечения	35	32,5	36	34,5	25,5	40	56	35	39	35	36

Закалка – 840°C, 1 ч, вода–масло +250°C, 1,5 ч

Место замера твердости	Твердость HRC, для заготовок плавков										
	Номер плавки										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
На поверхности	58,5–58,5	58–58,5	58,5–59	59	59,5–60	58,5	59,5–60	59,5–59,5	59–59,5	59,5	58
2 мм от края	58	58	58,5–59	58,5	59	58	59,5–60	59,5	58,5	59	57,5
5 мм от края	45	49	54	58	56,5	58,5	58,5	58,5	58,5	54	56
10 мм от края	37	38	40	41,5	54,5	55,5	59,5	43	57,5	39	42
Середина сечения	35,5	37	38,5	38	50	53	59,5	40	57,0	38,5	39

Закалка – 840°C, 1 ч, вода–масло +250°C, 3 ч

Место замера твердости	Твердость HRC, для заготовок плавков										
	Номер плавки										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
На поверхности	56,0	57	57,5	56,5	58,5	57,5–58	58–58,5	58–58,5	57,5–58	57	56,5
2 мм от края	56	56,5–57	57	56,5	58,5–58,5	57,5	58–58,5	58	57,5–58	57	56
5 мм от края	45	49	54	56	58	57–57,5	58–58,5	57,5	57,5–58	53	55
10 мм от края	37	38	40	41	54	55	58–58,5	43	57	39,5	42
Середина сечения	36	37	39	38	50	53	58	40	56,5	38,5	39

Приведенные исследования прокаливаемости показали.

1. Повышение температуры нагрева под закалку от 800 до 840°C во всех случаях позволило увеличить закаливаемость и глубину упрочненной зоны в заготовках диаметром 35x120 мм для всех углеродистых сталей. Особенно значительным этот эффект оказался для сталей, легированных кремнием (~0,6%), медью (~0,7%), хромом (~0,5%) и менее значительным для малых добавок других

элементов, что свидетельствует о необходимости корректировки режима закалки углеродистых сталей при их легировании малыми добавками Si, Cu и Cr.

2. Наибольшее положительное влияние на повышение закаливаемости углеродистых сталей оказывают (расположены в порядке уменьшения эффекта) Mo(~0,3%), Cr(~0,5%), Cu(~0,7%) и Si(~0,6%), а далее менее значительно Ni(~0,35%), V(~0,09%), W(~0,15%), Ni(~0,6%), B(~0,002%), Ti(~0,06%).

Разработка легирующего комплекса для углеродистой стали типа У7А (70К)

При выборе правильной комбинации легирующих элементов в составе углеродистой стали У7А (У8А) исходили из следующих соображений:

- достижение высокой закаливается стали с целью открытия возможности проведения многоходовых перешлифовок рабочих частей вырубных штампов и повышения износостойкости;
- повышение общего уровня твердости стали с целью повышения износостойкости рабочих частей штампов;
- повышение ударной вязкости стали с целью исключения возможности выкрашивания кромок режущих частей штампов и их преждевременного выхода из строя из-за непредвиденных ударных нагрузок;
- обеспечение требуемой степени замедления отпуска закаленной стали при температуре нагрева 250°С с целью использования стали при

изготовлении штампов для высокоскоростных прессов.

Исходя из этих соображений, произвели выплавку пяти опытных плавков комплексно-легируемых углеродистых сталей, принципы легирования которых приведены ниже.

№12 – У7А + Мо(0,3%) + Si(0,6%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%),

№13 – У7А + Мо(0,3%) + Si(0,6%) + Ni(0,4%) + V(0,1%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%),

№14 – У7А + Мо(0,3%) + Si(0,6%) + V(0,1%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%),

№15 – У7А + Мо(0,3%) + Cr(0,5%) + V(0,1%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%),

№16 – У7А + Мо(0,3%) + V(0,1%) + B(0,001–0,03%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%).

Химический состав комплексно-легируемых сталей приведен в табл. 4, а результаты испытания механических свойств – в табл. 5.

Таблица 4. Химический состав опытных плавков, мас.%

Номер плавки	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	B	Al
12	0,66	0,40	0,51	0,06	–	0,27	–	–	0,08
13	0,76	0,58	0,53	0,05	0,40	0,26	0,06	–	0,11
14	0,79	0,59	0,52	0,05	–	0,28	0,06	–	0,12
15	0,74	0,40	0,17	0,46	0,08	0,26	0,07	–	0,06
16	0,77	0,53	0,17	0,06	–	0,27	0,07	0,003	0,10
У8А	0,79	0,25	0,24	0,11	0,15	–	–	–	–

Примечание. Содержание серы – 0,018%, фосфора – 0,025%.

Таблица 5. Механические свойства образцов 11х11х60 мм опытных плавков комплексно-легируемых сталей, упрочненных закалкой при 840°С (0,5 ч, вода–масло) + отпуск

Номер плавки	Значение твердости HRC, и ударной вязкости KCU после отпуска									
	150°С, 3 ч		180°С, 3 ч		250°С, 3 ч		275°С, 3 ч		350°С, 3 ч	
	HRC,	KCU	HRC,	KCU	HRC,	KCU	HRC,	KCU	HRC,	KCU
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
12	60,5	4,4–6,0	58,5–59	6,6–9,0	57	6,0–6,6	56,5	4,5–4,8	51	4,4–5,4
13	61,5	3,3–3,8	59,5	4,6–5,0	58,5–59	3,4–4,4	58	3,8	53	3,8–4,0
14	62	3,3–3,8	60–60,5	3,8–4,1	59–59,5	3,6–3,8	58,5	3,6–3,8	53,5	3,6–3,8
15	61	3,8–4,6	58,5–59	5,0–6,7	57	4,1–4,5	55–55,5	3,9–4,4	50,5	4,4
16	61,5–62	3,3–3,8	59–60	3,3–4,6	58	3,6–3,8	55,5–56	3,8–4,4	50,5	4,4–4,7
У8А	61	1,8–2	59,5	2,0–2,4	57–57,5	2,9–3,3	55,5	3,0–3,2	49	4,5–5,0

* Закалка с 800°С.

Наиболее перспективны комплексно-легируемые углеродистые стали с химическими составами, которые соответствуют плавкам 13 и 14 (табл. 6, 7).

Таким образом, было показано, что наиболее перспективно легирование углеродистой стали У7А (У8А) комплексами малых добавок: У7А + Мо(0,3%) + Si(0,65%) + V(0,07%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%); У7А + Мо(0,3%) + Si(0,65%) + V(0,01%) + Ni(0,4%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%).

Положительный эффект комплексного легирования в данных случаях обусловлен тем, что введение молибдена в количестве 0,30 мас.% в

состав стали способствует повышению прокаливаемости стали более чем в 5 раз по сравнению со сталью У8А при проведении закалки с охлаждением по схеме вода–масло из-за повышения устойчивости аустенита во время охлаждения и появления из-за этого возможности реализации превращения «аустенит→мартенсит» при более низких скоростях охлаждения, что невозможно достичь для стали У7А–У8А. Одновременное введение в состав стали ванадия в количестве 0,07 мас.% способствует сохранению размеров зерна аустенита во время нагрева под закалку при температуре 840–860°С. Повышение содержания

Таблица 6. Глубина упрочнения в сечении диаметром 35 мм (заготовка диаметром 35x120 мм) после термического упрочнения

Закалка – 840°C, вода–масло +250°C, 1,5 ч, твердость HRC_с

Номер плавки	На поверхности	2 мм от края	5 мм от края	10 мм от края	В середине
12	58–58,5	58–58,5	58–58,5	57,5	56,5–57
13	59	59	58,5–59	58,5	58,5
14	60	59,5–60	59,5–60	59–59,5	59
15	59	58,5	58–58,5	57,5	56,5–57
16	59,5–60	59,5–60	59,5	59–59,5	57,5

Закалка – 840°C, вода–масло +250°C, 3 ч, твердость HRC_с

Номер плавки	На поверхности	2 мм от края	5 мм от края	10 мм от края	В середине
12	57,5	57,5	57,5	57	56,5
13	58,5	58,5	58,5	58,5	58
14	59	59	59	59	58,5–59
15	56,5–57	56,5–57	56,5–57	56–56,5	55,5
16	57,5	57,5	57	57	56
У8А*	56	56	46	35	33

* 800°C, вода–масло +250°C, 3 ч.

Закалка – 840°C, масло +250°C, 3 ч, твердость HRC_с

Номер плавки	На поверхности	2 мм от края	5 мм от края	10 мм от края	В середине
12	57	56–57	55–55,5	54,5	53,0
13	58,5–59	58,5	58,5	58–58,5	58,0
14	59	59	58,5	58,5	58,0
15	56–56,5	55–56	53,5	50	50
16	57	48	41	40	40

Таблица 7. Твердость на поверхности заготовок диаметром 100x80 мм

850°C, вода–масло +250°C, 3 ч					850°C, масло +250°C, 3 ч				
12	13	14	15	16	12	13	14	15	16
57–57,5	58–59	58,5–59	56,5–57	57–57,5	44	47	48	41	41

кремния в стали до 0,60 мас.% способствует повышению устойчивости мартенсита стали к нагреву при отпуске и обеспечивает сохранение высокой твердости стали при температуре отпуска вплоть до 250°C в течение 3 ч. В то же время повышение содержания в стали марганца до 0,50 мас.% и введение молибдена, а в плавке №13 и Ni(0,4%) позволяют

обеспечить повышение пластичности и ударной вязкости стали по сравнению со сталью У8А.

Как видно из табл. 6–8, например, сталь плавки №14 по сравнению со сталью У8А имеет более высокие значения механических свойств. Одновременно достигается повышение глубины упрочненной зоны почти в 6 раз.

Таблица 8. Значения механических свойств образцов диаметром 11x11x60 мм после упрочнения по режиму: 840°C, 0,5 ч, вода–масло +350°C, 2 ч

Номер плавки	Значения механических свойств			
	σ _в , кгс/мм ²	σ _{0,2} , кгс/мм ²	δ, %	ψ, %
1	158–164	149–156	10–10,5	35–36
2	158–166	145–147	10,5–12	39–42
3	160–165	146–147	10,5–11	34–37
4	152–154	139–142	10–11	36–37
5	176–180	160–164	9,5–13	32–34
6	156–164	143–149	9,5–12	36–28
7	178	165	12–14	26,5
8	159–164	144–147	12–13	33–35
9	167–174	157–161	9–11	27–29
10	158–159	146–149	12–13	30–39
11	155–153	137–140	12–13	32–35
12	183	171	9–11,5	36–36,5
13	172–183	158–167	11–12	36–39
14	186–187	174–176	9–10	26–35
15	164–165	147–149	11	34–38
16	169–170	156–160	11–13	33–35
У8А*	160	147	11	26,5

* Закалка с 800°C.

Выводы

1. Наиболее благоприятно на повышение свойств стали У7А (У8А) влияют добавки Мо (~0,3%), Si (~0,6%), V (~0,1%), Ni (~0,35%), Cr (~0,5%). Повышению прокаливаемости способствуют в наибольшей степени добавки Мо, Cr, Cu и Si, а теплостойкости (отпускоустойчивости) – введение добавок Si.

2. Разработаны два легирующих комплекса для легирования углеродистой стали У7А (У8А): Мо(0,3%) + Si(0,65%) + V(0,1%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%); Мо(0,3%) + Si(0,65%) + Ni(0,4%) + V(0,1%) + Mn(0,5%) + Al(0,1%), которые ранее в практике изготовления инструмента не применялись.

3. Для промышленного опробования рекомендован следующий легирующий комплекс стали У8А: Мо (~0,3%) + Si (~0,65%) + V (~0,10%) + Mn (~0,5%) + Al (~0,1%).

В литературе ранее не было данных по одновременному легированию сталей Мо и Si в таких концентрационных пределах и без легирования Cr.

4. Режим упрочнения стали: сечение оснастки до 35 мм, закалка – 840°C, масло + отпуск 160–250°C, в.в. 3 ч; сечение оснастки свыше 35 мм, закалка – 840°C, вода–масло + отпуск: 160–250°C, в.в. 3 ч.

Разработка последовательного ряда инструментальных сталей с содержанием хрома 0,5, 1,5, 3,0 и 4,5%

С использованием легирующего комплекса (плавка 14) были выплавлены инструментальные стали с различным содержанием хрома (табл. 9).

Результаты определения свойств приведены в табл. 10, 11 (закалка – 950°C, масло + отпуск: 150°C, 3ч).

Таблица 9. Химический состав инструментальных сталей

Номер плавки	Содержание элементов, мас.%										
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	V	Mo	Cu	Al
17	0,78	0,64	0,86	0,81	0,07	0,02	0,01	0,08	0,22	0,07	0,08
18	0,80	0,55	0,82	1,54	0,07	0,02	0,01	0,09	0,21	0,08	0,08
19	0,75	0,61	0,82	3,05	0,06	0,02	0,01	0,10	0,18	0,08	0,08
20	0,78	0,55	0,78	4,50	0,06	0,02	0,01	0,10	0,19	0,08	0,08

Таблица 10. Закаливаемость и глубина упрочнения по сечению диаметром 40 мм сталей с различным содержанием хрома после закалки и отпуска образцов диаметром 40x100 мм

Номер плавки	Твердость HRC _c на расстоянии от края по сечению диаметром 40 мм после разрезки образца пополам по размеру 100 мм				
	2 мм	5 мм	10 мм	15 мм	Середина сечения
17	63,5; 64; 64,5; 64; 64; 64	64; 64; 63,5; 63; 63,5; 63	63; 64; 63,5; 63,5; 63,5,64	64; 63,5; 63; 63,5;64;63,5	63,5; 63,5; 63;63,5;63,5
	ср. 64	ср. 63,5	ср. 63,5	ср. 63,5	ср. 63,5
18	64; 64; 63,5;64	64; 63,5; 64; 64	64; 64; 63,5; 64	64; 64; 64; 63,8; 64;63,5	63,5;63,5; 64; 63,5
	ср. 64	ср. 64	ср. 64	ср. 64	ср. 63,5
19	62,5; 62,5; 62,5; 62,5	62,5; 62,5; 62,5; 62,5	62,5; 62,5; 62,5; 62,5	62; 62; 62; 62,5; 62,5	62; 62,5; 62; 62,54 62,5
	ср. 62,5	ср. 62,5	ср. 62,5	ср. 62–62,5	ср. 62–62,5
20	59,5; 59; 59,5; 59,5; 59,5	59,5; 59,5; 59,5; 59,5	59,5; 59,5; 59,5; 59,5	59,5; 59,5; 59,5; 59,5	59,5; 59,5; 59,5; 59,5
	ср. 59,5	ср. 59,5	ср. 59,5	ср. 59,5	ср. 59,5

Таблица 11. Значения твердости HRC_c и ударной вязкости (KCU, кгс/см²) образцов 10x10x55 мм сталей с различным содержанием хрома после закалки и отпуска и шлифовки (на глубину 0,5 мм)

Номер плавки	Значения свойств образцов после отпуска					
	150°C, 3 ч		200°C, 3 ч		250°C, 3 ч	
	HRC _c	KCU	HRC _c	KCU	HRC _c	KCU
17	64,0	0,85	59,5	1,5	58,5	1,15
18	64	0,90	59,5	1,75	58,5	1,25
19	62,5	1,75	59	2,5	58	2,0
20	60,5	2,0	58	2,5	57	2,0

Таким образом, разработан последовательный ряд инструментальных сталей 75ГМФС, 75ХГМФС, 75Х2ГМФС, 75Х3ГМФС, 75Х4ГМФС для инструмента холодной обработки металлов типа вырубных, обрезных и гибочных штампов, которые прошли полную стадию лабораторных исследований, а номенклатура проката из названных сталей диаметром 30–100 мм может быть с успехом изготовлена в условиях РУП «Белорусский металлургический завод».

Литература

1. Потапов В.М. Конструктивная прочность стали У8А со структурой бейнита // Структура и свойства металлических материалов. Новосибирск, 1987. С. 90–99.
2. Owaku Spigeo. Материалы штампов, прессформ и их термическая обработка // Непу Сери. J. Jap.: Soc Heat. Treat. 1987. Vol.27. N.2. P. 65–90.
3. Birser Franz. Выбор материала и режима термической обработки штампов для точной вырубки // Stahl und Eisen. 1985. Vol.105. N.2. P. 19–30.
4. Адзава Тикора. Термообработка штамповых сталей // Киндзаку пурасу. 1982. Vol.14. N5. С. 96–101.
5. Villa Francesco. Сопоставление предприятий по производству стали, термической обработке и изготовлению штампов // Штамповые стали и термическая обработка. Lamiera. 1991. Vol.28. §3. P. 60–63.
6. Jmbert С., McQuilen Н.Ј. Влияние морфологии карбидов на горячую прочность, пластичность и микроструктуру инструментальных сталей // CJM Bull. 1989. Vol.82. N.926. P. 126.
7. Попандопуло А.Н., Жукова Л.Т., Лошкова Е.Г. Повышение качества, надежности и эксплуатационных характеристик инструмента из низкоуглеродистой высокоуглеродистой стали // Новые стали и сплавы и режимы их термической обработки. Л.: ЛДНТП, 1989. С. 48–49.
8. Об остаточных элементах и легирующих добавках в инструментальных углеродистых сталях / Р.А.Зыкова, Ю.М.Политаев, В.И.Щербина и др. // Сталь. 1989. №10. С. 82–85.
9. Goto T., Sato T. Инструментальные материалы и их поверхностная обработка // Деформационная обработка перспективных материалов. Т.4. / Дзайре. J.Soc.: Mater. Sei. Jap., 1989. Т.38. № 434. С. 1353–1359.
10. Фетисова М.М., Пачковский Э.Ф. Влияние экономного легирования на свойства стали У8А // Технология и организация производства. Киев, 1988. №1. С. 37–38.
11. Семина И.И. Влияние размера зерна аустенита и условий его формирования на прочность стали У8А // МиТОМ. М., 1987.
12. Закаливается в воде инструментальная сталь HJS1 типа W1-1 // Columbia Special: Alloy Dig, 1986.

13. Окино Тосио. Специальные стали для штампов // Сеймишу Кикай. J.Jap. Soc. Precis. Eng. 1985. Т.51. №5. С. 911–915.
14. Абэ Мототока, Какамура Хидэки. Стали марки QCM8 и QHS фирмы «Санье Токусюко» // Токусюко Steel. 1985. Т.34. №3. С. 42–43.
15. BS4659: 1983. Specification for Tool Steels.
16. NFA35-590. Asier a Ontils.
17. Проблемы металловедения и физики металлов / Под ред. В.Я.Любова. М.: Металлургиздат, 1958.
18. Юм-Розери В., Рейнор Г. Структура металлов и сплавов. М.: Металлургиздат, 1959.
19. Котрелл А.Х. Строение металлов и сплавов. М.: Металлургиздат, 1961.
20. Структура металлов и свойства / Под ред. Э.Р.Паркер и Т.Х.Хэзлет. М.: Металлургиздат, 1957.
21. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. 5-е изд. М.: Металлургия, 1984.
22. Меськин В.С. Основы легирования стали. М.: Металлургия, 1964.
23. Блантер М.Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. М.: Металлургиздат, 1962.
24. Энтин Р.И. Превращение аустенита в стали. М.: Металлургиздат, 1960.
25. Геллер Ю.А. Современные штамповые стали для холодного деформирования. М.: НТО «Машпром», 1964.
26. Бейн Э. Влияние легирующих элементов на свойства стали. М.: Металлургиздат, 1945.
27. Позняк Л.А., Скрыпченко Ю.М., Тишарев С.И. Штамповые стали. М.: Металлургиздат, 1980.
28. Гудремон Э. Специальные стали. В 4-х т. М.: Металлургиздат, 1963. Т.2.
29. Вязников Н.Ф. Легированная сталь. М.: Металлургиздат, 1963.
30. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979.
31. Голиков И.Н. Ванадий в стали. М.: Металлургия, 1968.
32. Михалев М.С., Гольдштейн М. И. Низколегированная сталь с ванадием для вагоностроения и строительства // Сталь. 1960. №11. С. 1026–1028.
33. Гольдштейн Я.Е. Микролегирование стали и чугуна. М.: Машгиз, 1989.
34. Simcol C.R., Elsea A.P., Manung G.K. Further Work on the Boron. – Hardenability Mechanism // J. Of Metals. 1956. Vol.8. N.8. P. 984–988.
35. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982.
36. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1971.
37. Гуляев А.П. Теория предельного легирования // МиТОМ. 1965. №8. С. 20–25.