

$$y_3 = K_{1c} = 0,427y_1 - 0,91 = 0,427H_{\mu} - 0,91; \quad (9)$$

$$y_3 = K_{1c} = 0,0157y_2 - 1,774 = 0,0157\sigma_{изг} - 1,774 \quad (10)$$

($\sigma_{изг}$, МПа; H_{μ} , ГПа и K_{1c} , МПа·м^{-0,5}).

Следовательно, зная, например, значение H_{μ} (ГПа), можно рассчитать $\sigma_{изг}$ или K_{1c} ; ошибка не превышает 6%.

Таким образом, использование силановой керамики, обработанной лазером в режиме модулированной добротности с последующим высокотемпературным отжигом в среде азота, позволяет получить достаточно высокие значения твердости, предела прочности на изгиб и коэффициента вязкости разрушения ($H_{\mu} = 13,5$ ГПа, $\sigma_{изг} = 440$ МПа и $K_{1c} = 6,4$ МПа·м^{-0,5}).

ЛИТЕРАТУРА

1. Коваленко И. С., Лавринович А. В. Лазерная обработка керамических материалов. – Киев: Техника, 1991. – 118 с.
2. Хикс Ч. Основные принципы эксперимента. – М.: Мир, 1967. – 407 с.

УДК 669.019.02.09

Г. И. КЛЕЩЕНАК, канд. техн. наук,
В. А. СТЕФАНОВИЧ, канд. техн. наук,
В. Е. ЛИВЕНЦЕВ, О. Г. КЛЕЩЕНАК (БНТУ)

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННАЯ СТАЛЬ ДЛЯ РАБОЧЕГО СЛОЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ, ВОССТАНОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБОГРЕВА

В настоящее время для изготовления штампов горячего деформирования используется сталь 5ХНМ, которая не обеспечивает их высокую эксплуатационную стойкость. В НИЛ «Материаловедение и литейное производство» БНТУ для рабочего слоя восстанавливаемых методом электрошлакового обжига (ЭШО) штампов разработана специальная экономнолегированная сталь, повышающая эксплуатационную стойкость штамповой оснастки в 1,3 – 1,5 раза.

Выбор легирующего комплекса при создании новых сталей со специальными свойствами проводился на основе анализа патентных и научных материалов по характеру влияния легирующих элементов на структуру и свойства экономнолегированных штамповых сталей повышенной прочности и вязкости. Наиболее перспективным оказался комплекс следующего состава, % (по массе): 1,5 – 2,0 хрома; 1,5 – 2,0 никеля; 0,2 – 0,5 молибдена; 0,2 – 0,4 ванадия; 0,4 – 0,5 углерода. По сравнению с базовой сталью 5ХНМ увеличение содержания хрома в новой стали обеспечивает повышенную прокаливаемость и окалиностойкость рабочего слоя восстанов-

ленного штампа, никеля и молибдена – необходимый уровень ударной вязкости для стали в литом состоянии, ванадий повышает прочность и теплоустойчивость.

Дополнительно повысить прочность, тепло- и износостойкость сталей, в состав которых входят такие активные карбидо- и нитридообразующие элементы, как ванадий, молибден, хром, можно, вводя азот на уровне микролегирования до 0,07 – 0,10% [1, 2]. Азот в качестве примеси допустим в низколегированных сталях в количестве, не превышающем 0,010%, так как он отрицательно влияет на их свойства, если находится в твердом растворе или образует нестойкие нитриды железа, вызывая старение сталей. В качестве легирующего элемента азот может быть использован в комплексно-легированных сталях, где он связан в прочные устойчивые нитридные и карбонитридные фазы типа MN и M (CN) и др.

Таким образом, для новой экономнолегированной литой штамповой стали на базе стали 5XHM был предложен следующий состав, % (по массе): (0,40 – 0,50) С, (0,10 – 0,40) Si, (0,50 – 0,80) Mn, (1,5 – 2,0) Cr, (0,20 – 0,50) Mo, (1,5 – 2,0) Ni, (0,20 – 0,40) V, (0,01 – 0,07) N₂ (< 0,030 S, P).

Проведены плавки по восстановлению штампов с использованием составов сталей, представленных в табл. 1.

Таблица 1

Составы выплавленных сталей

Номер состава и плавки	Химический состав, % (по массе)									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	N ₂	S	P
1	0,46	0,24	0,65	2,00	1,60	0,22	0,10	0,01	0,03	0,03
2	0,44	0,28	0,62	0,50	1,52	0,24	0,60	0,010	0,03	0,03
3	0,48	0,32	0,58	0,50	1,58	0,20	0,10	0,070	0,03	0,03
4	0,42	0,26	0,65	1,25	1,50	0,27	0,35	0,010	0,03	0,02
5	0,41	0,30	0,59	1,25	1,62	0,25	0,10	0,040	0,03	0,03
6	0,50	0,32	0,63	0,5	1,49	0,27	0,35	0,040	0,03	0,03
7	0,47	0,29	0,65	1,00	1,70	0,24	0,27	0,030	0,03	0,03
8	0,41	0,33	0,58	1,25	1,54	0,26	0,23	0,025	0,03	0,03
9	0,45	0,30	0,66	0,875	1,55	0,19	0,35	0,025	0,03	0,03
10	0,51	0,27	0,58	0,875	1,61	0,22	0,23	0,040	0,03	0,03

Для определения механических свойств стали опытных плавок (предела прочности σ_b , ударной вязкости КСУ, твердости и др.) из наплавленного слоя отлитых заготовок отрезали темплеты, из которых изготавливали необходимые образцы для испытаний в соответствии с ГОСТ 5950–73, ГОСТ 9012–59, ГОСТ 9013–59 [4]. Износ опытных сталей определяли при нагрузке 100 Н, скорости контртела 30 м/с, длине пути 10 м [5]. Химический анализ металла плавок, металлографические исследования его струк-

туры и фазового состава после упрочняющей термической обработки проводили по общепринятым методикам [5, 6].

В табл. 2 приведены результаты испытаний механических и эксплуатационных характеристик опытных сталей (плавки 1 – 10) и для сравнения свойства литой стали 5ХНМ (сталь 11) после упрочняющей термической обработки: закалка от 920 °С, охлаждение в масле, отпуск при 560 °С 2 ч.

Таблица 2

Механические свойства сталей опытных плавков (предел прочности σ_b , предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ , относительное сужение Ψ , ударная вязкость КСУ, твердость HRC, и степень износа)

Номер плавки	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, кДж/м ²	HRC,	Износ, мг
1	1440	1320	14	49	510	43	1,8
2	1290	1160	22	53	520	43	2,1
3	1160	1040	25	54	530	36	4,5
4	1490	1360	13,5	48	435	44	2,0
5	1400	1270	15,5	48,5	500	42	2,5
6	1550	1430	13,6	48,4	450	47	1,4
7	1600	1480	13,2	48,6	420	47	1,4
8	1590	1460	13,3	48,3	430	47	1,3
9	1600	1470	13,2	48,8	440	48	1,2
10	1580	1410	13,4	48,7	450	45	1,6
11	1570	1370	9	22	330	43	3,8

По результатам исследования свойств сталей опытных плавков наилучшее сочетание прочностных свойств, ударной вязкости и характеристик пластичности имеют стали плавков 6 – 10. Для них предел прочности $\sigma_b = 1550 - 1680$ МПа, ударная вязкость КСУ = 420 – 450 кДж/м², твердость HRC, 47 – 48. По сравнению с литой сталью 5ХНМ они показали более высокие значения ударной вязкости и твердости при одинаковом уровне предела прочности, а также повышенные пределы текучести $\sigma_{0,2}$, характеристики пластичности и значительно меньший износ.

Из фазового анализа состава исследуемых сталей видно, что сталь 5ХНМ представлена α -твердым раствором и карбидными фазами состава M_3C и $M_{23}C_6$. В сталях опытных плавков, дополнительно легированных ванадием и азотом, установлено присутствие карбонитридов V(CN) и $M_{23}(CN)_6$ состава $(FeCrMn)_{23}(CN)_6$. Формирование тонкодисперсных включений высокотвердых карбонитридных фаз в матрице α -твердого раствора обеспечивает дисперсионное упрочнение этих сталей, что способствует повышению их прочностных характеристик, пластичности и ударной вязкости. Твердость карбонитрида V(CN) значительно выше, чем карбидов

$M_{23}C_6$ и M_3C [1], что обуславливает более высокую твердость и износостойкость этих сталей по сравнению со стандартными сталями 5ХНМ.

После реализации матрицы планирования при разработке новой экономнолегированной стали для восстановления отработанных штампов была проведена оптимизация ее состава для создания стали повышенной прочности, твердости при необходимом уровне для сталей этого класса ударной вязкости. Для оптимизации химического состава стали по трем компонентам использован математический метод симплекс-планирования [3]. В соответствии с выбранным планом для построения модели третьей степени установлены следующие пределы варьирования содержаний вводимых в сталь 5ХНМ элементов: хром (X_1) 0,5 – 2,0%, ванадий (X_2) 0,1 – 0,6%, азот (X_3) 0,010 – 0,07%. В вершинах треугольника (рис. 1) находятся составы легирующего комплекса (%):

$$\begin{aligned} X_1 &= 2Cr + 0,1N_2; \\ X_2 &= 0,5Cr + 0,6V + 0,01N_2; \\ X_3 &= 0,5Cr + 0,1V + 0,07N_2. \end{aligned}$$

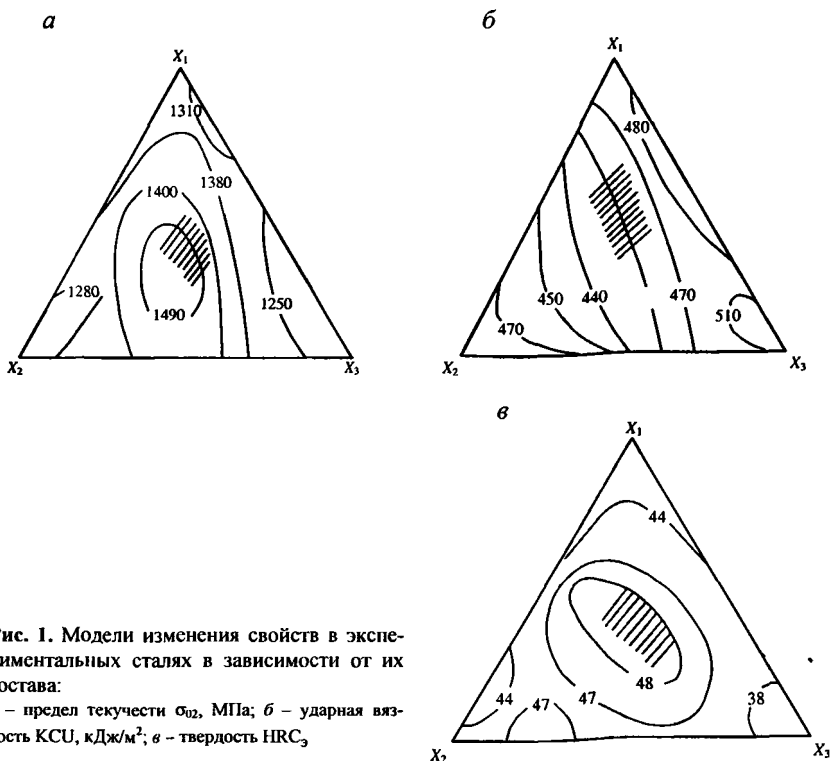


Рис. 1. Модели изменения свойств в экспериментальных сталях в зависимости от их состава:

a – предел текучести $\sigma_{0.2}$, МПа; *б* – ударная вязкость КСУ, кДж/м²; *в* – твердость HRC₃

Переход от кодированных координат к натуральным и наоборот осуществляется на основании соотношения

$$(A, B, C) = X_1(2; 0,1; 0,01) + X_2(0,5; 0,6; 0,01) + X_3(0,5; 0,1; 0,07)$$

по уравнениям:

$$\begin{aligned} A &= 2X_1 + 0,5X_2 + 0,5X_3; \\ B &= 0,1X_1 + 0,6X_2 + 0,1X_3; \\ C &= 0,01X_1 + 0,01X_2 + 0,007X_3. \end{aligned}$$

В качестве оптимизируемых параметров выбраны основные свойства горячештапových сталей: предел текучести $\sigma_{0,2}$, ударная вязкость KCU, твердость HRC₃, после упрочняющей термической обработки по оптимальному режиму.

В соответствии с планом модели были проведены две серии опытных плавов разрабатываемой стали, в состав которых помимо легирующего комплекса хром – ванадий – азот входили углерод – 0,50%, никель – 1,5, молибден – 0,20, марганец – 0,60, кремний – 0,30%, т. е. в пределах содержания этих элементов в стали 5ХНМ, принятой в качестве основы для новой стали. Образцы опытных сталей для определения механических свойств подвергали термической обработке по режиму: закалка от 920 °С, охлаждение в масле, отпуск при 560 °С 2 ч. Механические свойства сталей приведены в табл. 3.

На основании экспериментальных данных (см. табл. 3) по матрице планирования рассчитаны коэффициенты модели и получены уравнения регрессии для каждого из анализируемых параметров:

$$\begin{aligned} \sigma_{0,2} &= 1340X_1 + 1150X_2 + 1030X_3 + 54X_1X_2 + 260X_1X_3 + \\ &\quad + 1400X_2X_3 + 1950X_1X_2X_3; \\ KCU &= 500X_1 + 510X_2 + 540X_3 - 220X_1X_2 - 120X_1X_3 - 260X_2X_3 - \\ &\quad - 540X_1X_2X_3; \\ HRC_3 &= 44X_1 + 42X_2 + 35X_3 + 8X_1X_2 + 14X_1X_3 + 30X_2X_3 + 51X_1X_2X_3. \end{aligned}$$

Проверку адекватности модели проводили по F -критерию сравнением расчетных и табличных значений для контролируемых параметров (табл. 4).

Таблица 4

Проверка адекватности модели по F -критерию

№ п/п	Контролируемый параметр	$F_{расч}$	$F_{табл}$
1	Твердость HRC ₃	3,84	4,35
2	Предел текучести $\sigma_{0,2}$	4,26	4,35
3	Ударная вязкость KCU	4,14	4,35

Так как для каждого из контролируемых параметров $F_{расч} < F_{табл}$, то модель следует признать адекватной при 5%-ном уровне значимости.

Таблица 3

Модель симплекса-решетчатого плана и механические свойства опытных плавков стали
(предел текучести $\sigma_{0,2}$, ударная вязкость КСЧ, твердость НРС₃)

№ п/п	Состав стали в масштабе						Механические свойства					
	кодированном			натуральном			$\sigma_{0,2}$, МПа		КСЧ, кДж/м ²		Твердость, НРС ₃	
	X ₁	X ₂	X ₃	Cr	V	N ₂	1-я серия	2-я серия	1-я серия	2-я серия	1-я серия	2-я серия
1	1	0	0	2	0,1	0,01	1320	1360	510	490	3	45
2	0	1	0	0,5	0,6	0,01	1160	1140	520	500	43	41
3	0	0	1	0,5	0,1	0,07	1040	1020	530	550	36	34
4	1/2	1/2	0	1,25	0,35	0,01	1360	1400	435	465	44	45
5	1/2	0	1/2	1,25	0,1	0,04	1270	1230	500	480	42	44
6	0	1/2	1/2	0,5	0,35	0,04	1430	1450	450	470	47	45
7	1/3	1/3	1/3	1	0,27	0,03	1480	1500	420	440	47	49
8	1/2	1/4	1/4	1,25	0,23	0,025	1460	—	430	—	47	—
9	1/4	1/2	1/4	0,875	0,35	0,025	1470	—	440	—	48	—
10	1/4	1/4	1/2	0,875	0,23	0,04	1410	—	450	—	45	—

Гипотезу об адекватности модели проверяли также по результатам трех контрольных опытов путем расчета и сравнения t -критериев (табл. 5).

Таблица 5

Проверка адекватности модели по t -критерию

№ п/п	Контролируемый параметр	Номер опыта	$t_{\text{расч}}$	$t_{\text{табл}}$
1	Твердость HRC ₃	8	1,48	3,31
		9	3,18	
		10	2,94	
2	Предел текучести $\sigma_{0,2}$	8	1,54	3,31
		9	2,86	
		10	3,04	
3	Ударная вязкость KCU	8	2,73	
		9	1,96	
		10	3,21	

Так как $t_{\text{расч}} < t_{\text{табл}}$ для всех контрольных опытов 8 – 10, то гипотеза об адекватности модели при 5%-ном уровне значимости принимается.

Полученные модели графически представлены на рис. 1. Анализ изменения твердости, ударной вязкости и предела прочности позволил выделить области оптимального сочетания свойств (заштрихованные зоны на треугольниках рисунка).

Оптимальные значения свойств стали 5ХНМ, дополнительно легированной хромом, ванадием, азотом: $\sigma_{0,2} = 1450 - 1490$ МПа, KCU = 440 – 460 кДж/м², HRC₃ = 47 – 48. Данные свойства находятся в координатах $X_1 = 0,3 - 0,4$; $X_2 = 0,3 - 0,4$; $X_3 = 0,5 - 0,6$, что соответствует содержанию дополнительных легирующих элементов в стали 5ХНМ, % (по массе): хрома 1,00 – 1,30; ванадия 0,28 – 0,34; азота 0,04 – 0,05.

Таким образом, оптимальным составом стали для рабочего слоя штампа, восстанавливаемого методом электрошлаковой наплавки, является следующий, % (по массе): (0,40 – 0,45) С; (1,0 – 1,3) Cr; (1,4 – 1,8) Ni; (0,15 – 0,30) Mo; (0,28 – 0,34) V; (0,04 – 0,05) N₂; (0,10 – 0,40) Si; (0,50 – 0,80) Mn, S и P – менее 0,03%. Разработанная сталь соответствует марке 45ХНМАФЛ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Новик Ф. С. Планирование эксперимента на симплексе при изучении металлических систем. – М.: Металлургия, 1985. – 255 с.

4. Жуковец И. И. Механические испытания металлов. – М.: Высш. шк., 1986. – 199 с.

5. Поздняк Л. А., Скрыпченко Ю. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.

6. Кочанов Н. Н., Миркин Л. И. Рентгеноструктурный анализ: Практическое руководство. – М.: Машгиз, 1980. – 214 с.

УДК 621.762:669.017

Г. Г. ГОРАНСКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ)

О ПОВЫШЕНИИ ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Повышение температурной стабильности аморфных сплавов на основе железа может расширить область их применения в качестве материалов износостойких покрытий, наносимых газопламенным методом на рабочие поверхности узлов трения. Цель данной работы – доказать возможность решения указанной проблемы путем механоактивации при атритторной обработке (АО) сплавов, аморфизированных закалкой из расплава.

Исследование влияния механоактивации при АО на особенности кристаллизации аморфизированного сплава проводилось на материале системы Fe–Ni–Mo–Cr–Co–Si–B; состав, методика получения и свойства описаны в [1]. Измерение определяющих параметров АО – энергонапряженности процесса P_n и аккумулированной сплавом энергии механоактивации E_d – выполнено по методике, изложенной в работе [2]. Кинетика изменения P_n при АО аморфизированного сплава, закаленного из расплава при разных скоростях охлаждения ($I - \Delta T/\Delta t = 2,5 \cdot 10^5$ К/с, $II - 4,0 \cdot 10^5$ К/с), представлена в табл. 1.

Таблица 1

Кинетика изменения P_n (Вт · г⁻¹ при АО аморфизированного сплава

№ п/п	Время АО, ч							
	0,5	1	1,5	2	3	4	5	6
I	10,7	11,5	13,1	12,8	9,1	6,4	4,2	3,7
II	9,3	10,2	12,4	12,1	8,3	5,9	4,1	3,0

Для исследуемого сплава (независимо от исходного состояния) наиболее интенсивное поглощение энергии при АО реализуется в интервале 0,5 – 3 ч. Именно на этом этапе идут процессы эволюции строения сплава (удельная же поверхность дисперсии изменяется лишь в пределах 0,08 – 0,18 м²/г, что не может быть причиной интенсивной аккумуляции энергии). В дальнейшем уровень P_n почти в 4 раза снижается, что свидетельствует о выходе процесса АО (при фиксированных режимах) на заключи-