

УДК 621.791

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-3-57-64

Структурно-технологическая модель изнашивания наплавочных материалов на основе Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo

© 2019 г. Н.Б. Фомичева, Л.М. Нечаев, Е.В. Маркова, Г.В. Сержантова

Тульский государственный университет (ТулГУ)

Статья поступила в редакцию 16.04.18 г., доработана 15.06.18 г., подписана в печать 17.09.18 г.

Представлены результаты исследования структуры наплавочных материалов на основе мартенситно-стареющих сплавов систем Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo, полученных методом плазменной порошковой наплавки. В качестве легирующего элемента был выбран кремний, что позволило значительно повысить технико-экономические показатели таких материалов. Сравнение мартенситно-стареющих сталей с высокоуглеродистыми показало преимущество первых в качестве износостойчивого материала вследствие повышенного сопротивления развитию трещины. В ходе исследований использованы микроскопический, рентгенофазовый и микрорентгеноспектральный методы анализа. Проведены испытания наплавочных материалов на изнашивание и внутреннее трение. В результате экспериментов в их составе обнаружены частицы оксида кремния, а также силициды хрома и молибдена, которые участвуют в процессе упрочнения наплавочных материалов. Определена плотность силицидных частиц, которая изменяется в зависимости от количества кремния в материале. Рассмотрено влияние содержания кремния на твердость материала. На основе полученных данных о структуре и фазовом составе композиций Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo, легированных кремнием, как в исходном, так и в состаренном состоянии предложена структурно-физическая модель их упрочнения в процессе старения. Результаты экспериментов показали, что процесс термической обработки активно влияет на интенсивность изнашивания и весовой износ, снижая их значения, что характерно для сплавов на основе как Fe–Cr–Ni–Mo, так и Fe–Co–Ni–Mo. С учетом этих данных была получена структурно-технологическая модель изнашивания исследуемых наплавочных материалов.

Ключевые слова: плазменная порошковая наплавка, структурно-фазовый состав, модель, упрочнение, интенсивность изнашивания.

Фомичева Н.Б. – канд. техн. наук, доцент кафедры физики металлов и материаловедения Тульского государственного университета (300000, г. Тула, пр-т Ленина, 84). E-mail: nbf62@yandex.ru.

Нечаев Л.М. – канд. физ.-мат. наук, профессор кафедры теоретической механики ТулГУ.
E-mail: nech47@yandex.ru.

Маркова Е.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры технологии машиностроения ТулГУ.
E-mail: marta06@yandex.ru.

Сержантова Г.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры физики металлов и материаловедения ТулГУ.
E-mail: serzhantovag@rambler.ru.

Для цитирования: Фомичева Н.Б., Нечаев Л.М., Маркова Е.В., Сержантова Г.В. Структурно-технологическая модель изнашивания наплавочных материалов на основе Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2019. No. 3. С. 57–64. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-3-57-64.

Fomicheva N.B., Nechaev L.M., Markova E.V., Serzhantova G.V.

Structural-technological model of wear for surfacing materials based on Fe–Cr–Ni–Mo and Fe–Co–Ni–Mo

The paper presents the results obtained when studying the structure of surfacing materials based on martensitic-aging Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo alloys obtained by plasma powder surfacing. Silicon was chosen as an alloying element, which made it possible to significantly improve the technical and economic performance of martensitic-aging materials. A comparison of martensitic-aging steels with high-carbon steels showed that the former provide an advantage as a wear-resistant material due to their increased resistance to crack propagation. Microscopic analysis, X-ray diffraction analysis and electron microprobe analysis were used for the research. Surfacing materials were tested for wear and internal friction. Silicon oxide particles and chromium and molybdenum silicides involved in the process of alloying material strengthening were found during the experiments. Silicide particle density was determined that varies depending on the amount of silicon in the material. The effect of the silicon content on the material hardness was considered. The data obtained on the structure and phase composition of Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo compounds doped with silicon in both the initial and aged states made it possible to suggest a structural-physical model of their hardening in the course of aging. Results of the experiments showed that the heat treatment process actively influences the wear

rate and weight wear reducing their values that is typical for both Fe–Cr–Ni–Mo and Fe–Co–Ni–Mo alloys. Based on these data, a structural-technological model of wear was obtained for the surfacing materials studied.

Keywords: plasma-powder surfacing, structural-phase composition, model, hardening, wear rate.

Fomicheva N.B. – Cand. Sci. (Tech.), Assistant prof., Department of metal physics and materials science, Tula State University (300000, Russia, Tula, pr. Lenina, 84). E-mail: nbf62@yandex.ru.

Nechaev L.M. – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Department of theoretical mechanics, Tula State University. E-mail: nech47@yandex.ru.

Markova E.V. – Cand. Sci. (Tech.), Assistant prof., Department of engineering technology, Tula State University. E-mail: marta06@yandex.ru.

Serzhantova G.V. – Cand. Sci. (Tech.), Assistant prof., Department of metal physics and materials science, Tula State University. E-mail: serzhantovag@rambler.ru.

Citation: Fomicheva N.B., Nechaev L.M., Markova E.V., Serzhantova G.V. Structural-technological model of wear for surfacing materials based on Fe–Cr–Ni–Mo and Fe–Co–Ni–Mo. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2019. No. 3. P. 57–64 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-3-57-64.

Введение

Плазменная порошковая наплавка является одним из видов упрочнения поверхности детали для повышения стойкости к коррозионному и эрозионному разрушениям, образованию окалина и абразивному изнашиванию. Структура наплавочных слоев представляет собой сложную систему с многочисленными включениями различной морфологической природы, которые и определяют физико-механические свойства наплавки.

В последнее время для наплавки применяют порошки мартенситно-старееющих экономнолегированных сплавов, которые имеют существенные технологические преимущества: высокую размерную стабильность в процессе последующей термической обработки, простоту и малую трудоемкость механической обработки в наплавленном состоянии, достаточное сопротивление хрупкому разрушению и высокую теплостойкость. Сравнение мартенситно-старееющих сталей (МСС) с высокоуглеродистыми показало их превосходство по сопротивлению развитию трещины на 20 % [1–4], что обуславливает перспективность их применения в качестве износостойчивого материала.

Среди мартенситно-старееющих сталей особое положение занимают экономнолегированные, в том числе систем Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo, которые не склонны к трещинообразованию и прижогам. Для этих сплавов характерна наиболее высокая износостойкость, что объясняется их значительной твердостью, теплостойкостью, а также способностью образовывать на поверхности прочные оксидные пленки, препятствующие схватыванию [5–7].

Однако в связи со склонностью МСС к форми-

рованию ликвационной неоднородности рекомендуется их дополнительное легирование. Применение кремния в качестве легирующего элемента позволяет значительно повышать технико-экономические показатели этих материалов. Тем не менее данные о влиянии Si на структурообразование и свойства материалов в литом состоянии противоречивы. Также в литературе недостаточно освещены и вопросы износостойкости МСС, которые получены методом плазменной порошковой наплавки [8–13].

В связи с этим цель настоящей работы состояла в создании структурной модели изнашивания порошковых мартенситно-старееющих наплавочных материалов на основе систем Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo при легировании кремнием.

Материалы и методы исследования

В качестве базовых были выбраны порошковые мартенситно-старееющие экономнолегированные стали на основе композиций Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Co–Ni–Mo с добавками 1–9 мас.% Si (табл. 1).

Для наплавки использовали порошки с размерами частиц от 40 до 400 мкм, получаемые в НПО «Тулачермет». Плазменную наплавку проводили с помощью установки УПН-303 (ток наплавки 200±10 А, расход порошка 2,5–3 кг/ч, скорость наплавки 4,5–5 м/ч, расход плазмообразующего газа 10–12 л/мин).

Для исследования структуры наплавочных материалов применяли микроскопический анализ с помощью микроскопа Axio Observer. D1m

Таблица 1. Химический состав исследуемых мартенситно-старееющих сталей

Основа	Содержание, мас. %										
	Cr	Ni	Mo	Ti	C	Si	Co	V	Mn	N	O
Fe—Cr—Ni—Mo	10,8–11,7	10,1–11,1	2,0–2,5	0,4–0,5	0,017–0,02	1–9	—	0,1–0,3	0,9–1,1	0,05–0,06	0,021–0,023
Fe—Co—Ni—Mo	—	17,6–18,5	4,8–5,5	0,45–0,7	0,017–0,02	1–9	8,7–9,8	0,3–0,32	0,3–0,8	0,05–0,06	0,021–0,023

(«Carl Zeiss», Германия) в диапазоне увеличений от $100\times$ — $1000\times$.

Испытания на изнашивание наплавленных слоев из порошковых МСС осуществляли на лабораторной установке по схеме «диск — палец» в режиме сухого трения в присутствии абразивной карборундовой пыли при контактных давлениях $\sim 0,5$ МПа и скорости скольжения ~ 20 м/мин. Анализировали потерю массы (Q) цилиндрического пальца через каждые 5 или 10 мин изнашивания (или через 100 и 200 м пути соответственно). Точность измерения Q составляла 0,001 г, а погрешность для 5 выборок при уровне значимости 0,05 — не более 25 %.

Температурные зависимости внутреннего трения (ТЗВТ) образцов в диапазоне частот 0,7—1,0 кГц определяли на резонансной установке внутреннего трения и модуля упругости (РУВТМУ, Тульский политехнический институт) [14] при изгибных колебаниях на цилиндрических образцах диаметром 8 мм и длиной 200 мм, полученных из наплавленного слоя на изделиях из низкоуглеродистой стали.

Рентгенофазовый анализ проводили на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3 с использованием монохроматического $\text{CuK}\alpha$ -излучения с длиной волны $\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$. Съемку осуществляли по точкам в режиме шагового сканирования в интервале $2\theta = 10\div 100^\circ$ (шаг съемки $0,1^\circ$, экспозиция на точку съемки 4 с). Для монохроматизации излучения использовали графитовый монохроматор.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на растровом электронном микроскопе (FEI, Голландия) марки INSPECTS, оснащенный микродисперсионным анализатором EDAX, а также на микроанализаторе MAP-2.

Результаты и их обсуждение

Исследуемые наплавленные материалы относятся к классу мартенситно-старееющих, одним из основных методов упрочняющей обработки для которых является закалка с последующим старе-

нием [2, 3, 12]. Образование мартенситной фазы в ходе наплавки является естественным процессом и предполагает возможность повышения их эксплуатационных характеристик за счет последующей температурно-временной обработки [9—10]. Обобщение полученных данных о структуре и фазовом составе наплавленных материалов как в исходном, так и в состаренном состояниях [11, 15—22] позволяет предложить феноменологическую модель упрочнения в ходе старения наплавленных материалов на основе систем Fe—Cr—Ni—Mo и Fe—Co—Ni—Mo, легированных кремнием (рис. 1).

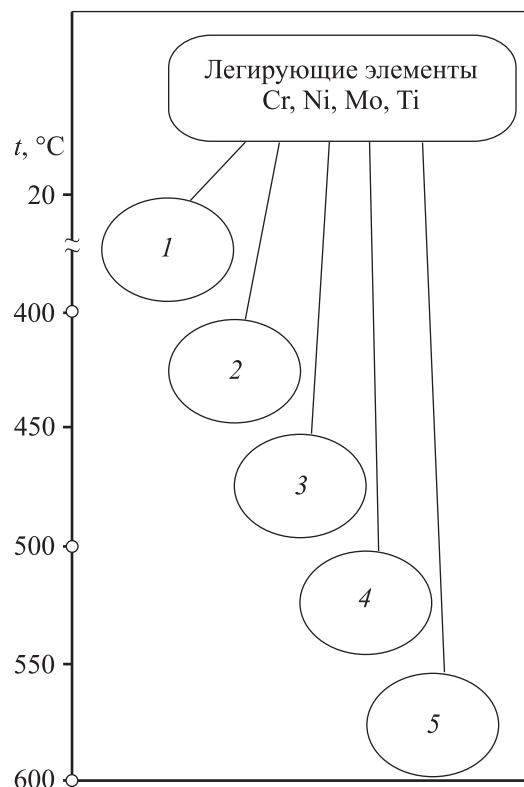


Рис. 1. Влияние температуры старения на диффузионные перестановки легирующих элементов

1 — диффузия элементов на дислокациях; 2 — образование когерентных частиц Ni_3Ti и CrNiMoTi ; 3 — потеря их когерентности; 4 — растворение мелких частиц и диффузия Ni, Mo, Ti к крупным частицам; 5 — коагуляция и рост частиц Ni_3Ti и CrNiMoTi

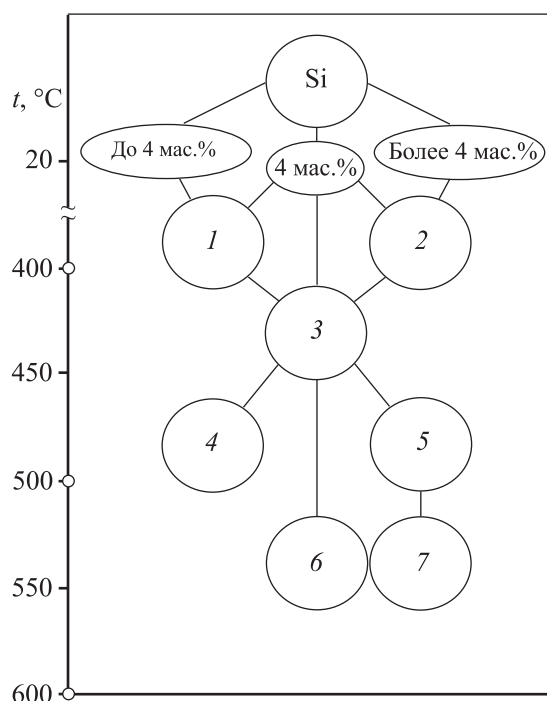


Рис. 2. Влияние кремния на структурные изменения в наплавках

1 – наличие мартенситной α -фазы и остаточного аустенита ($A_{\text{ост}} \leq 15\%$); 2 – наличие $A_{\text{ост}} \leq 5\%$; 3 – диффузия кремния из решетки на границы зерен; 4 – снижение степени пересыщения α -фазы; 5 – повышение плотности силицидных частиц; 6 – расслоение аустенита с образованием FeNi; 7 – развитие оксидной сетки и коагуляция силицидных частиц

Модель учитывает беззакалочную обработку наплавов. Изменение концентрации кремния влияет на их структуру (рис. 2). Для низколегированных (до 4 мас.% Si) наплавов в исходном состоянии формируется мартенситно-аустенитная структу-

ра — до 15 % остаточного аустенита ($A_{\text{ост}}$). Других структурных составляющих и фаз при указанном содержании кремния не выявлено. Увеличение концентрации кремния от 4 до 9 мас.% способствует образованию таких фаз, как CrSiO_2 , CrSi_2 , $\text{MoSi}_{0,65}$ и SiO_2 , зарождающихся в процессе наплавки. Указанные материалы имеют ферритную структуру (количество $A_{\text{ост}} \leq 5\%$). В наплавках с 4 мас.% Si отмечено расслоение высокотемпературного аустенита с образованием никелида железа. Упрочнение наплавочных материалов достигается за счет формирования дисперсных частиц силицидов молибдена, хрома, а также оксидов кремния (рис. 3).

В отличие от оксидов кремния, которые располагаются по границам зерен, включения силицидов хрома и молибдена образуются в объеме зерна, имеют размеры 5–8 мкм и формируются как гексагоны (рис. 3, б). Плотность силицидных частиц (N) изменяется в зависимости от содержания кремния в материале. Как видно из данных табл. 2, при увеличении концентрации кремния до 6 мас.% количество силицидных частиц возрастает, однако при более 6 мас.% Si происходит его снижение, что связано с перераспределением кремния в структуре: образуются оболочковые формы SiO_2 , что уменьшает содержание кремния, который взаимодействует с хромом и молибденом.

Из табл. 2 также следует, что введение кремния оказывает влияние на твердость материала: между ними выявлена линейная зависимость.

Процессы диффузии легирующих элементов наплавочных материалов протекают при старении

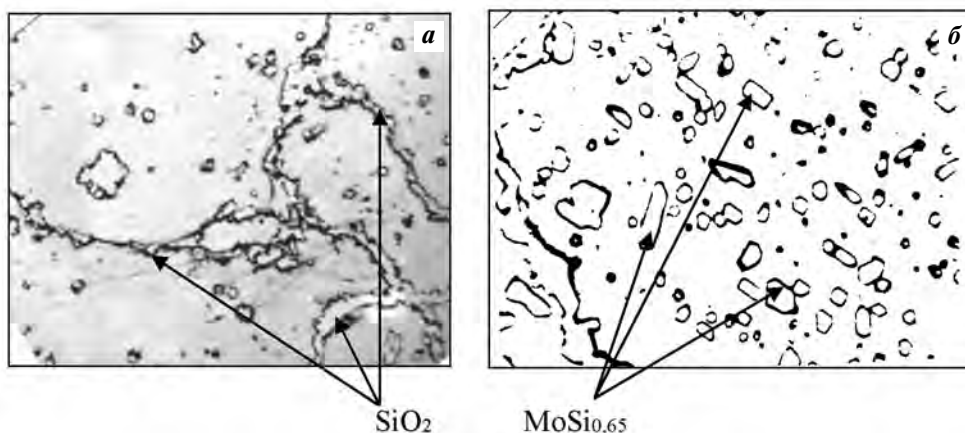


Рис. 3. Образование дисперсных частиц оксидов кремния (а) и силицидов молибдена (б) в процессе термической обработки наплавочных материалов

Увеличение 5000 $\times$

Таблица 2. Влияние кремния на плотность силицидных частиц и твердость МСС

Si, мас.%	N, шт./см ²	HRC
1	20	25
2	22	27
3	36	28
4	44	33
5	48	34
6	42	36
7	30	38
8	22	41

в диапазоне 400–500 °С на дислокациях с образованием сегрегаций и завершаются формированием в γ -фазе когерентных частиц Ni_3Ti , а в α -фазе — CrNiMoTi . Рост этих включений при дальнейшем увеличении температуры старения ведет к потере когерентности с матрицей и снижению степени пересыщения мартенсита.

Повышение температуры старения до 550 °С и выше приводит к коагуляции и частичной диссоциации интерметаллидных соединений, причем как для материалов с кремнием, так и без него. Оболочка, созданная формируемыми в материале наплавки оксидами кремния [16, 17, 22], препятствует образованию дендритной структуры. В про-

цессе старения в интервале $t = 500 \div 600$ °С повышается плотность силицидных частиц и происходит их коагуляция.

Температурный диапазон формирования некогерентных интерметаллидных соединений совпадает с появлением на кривой ТЗВТ максимума, обусловленного фазовым превращением при образовании интерметаллидных частиц.

Проведенные исследования относительной износостойкости (I_h) материала наплавки показали следующее. Зависимость весового износа (Q) от содержания кремния имеет экстремальный характер, минимум приходится на образцы наплавки с содержанием ~6 мас.% Si (рис. 4, а).

Наиболее интенсивно процесс износа протекает в наплавочных материалах с дендритной структурой. Для наплавки, легированных ~2 мас.% Si, получены значения потери массы $Q = 3 \div 45$ мг. Несмотря на высокую твердость наплавочных слоев, содержащих ~8 мас.% Si, они также обладают достаточно большой величиной $Q \sim 30$ мг, по значению близкой к потере массы для безкремнистого материала.

Как отмечалось выше, легирование в интервале концентраций от 4 до 9 мас.% Si способствует при наплавке формированию оболочковой структуры из SiO_2 , которая препятствует образованию силицидных соединений типа CrSi_2 , CrSiO_2 и $\text{MoSi}_{0,65}$. Твердые дисперсные частицы силицидов и SiO_2 приводят к упрочнению и, соответственно, повы-

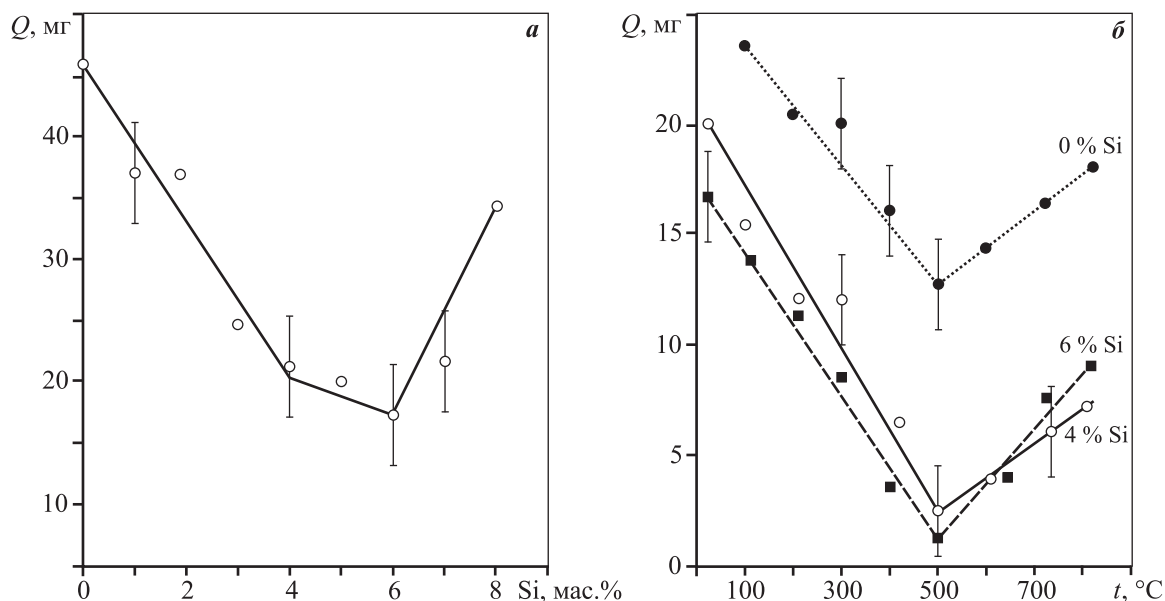


Рис. 4. Влияние содержания кремния на величину потери массы в процессе абразивного износа до (а) и после (б) старения

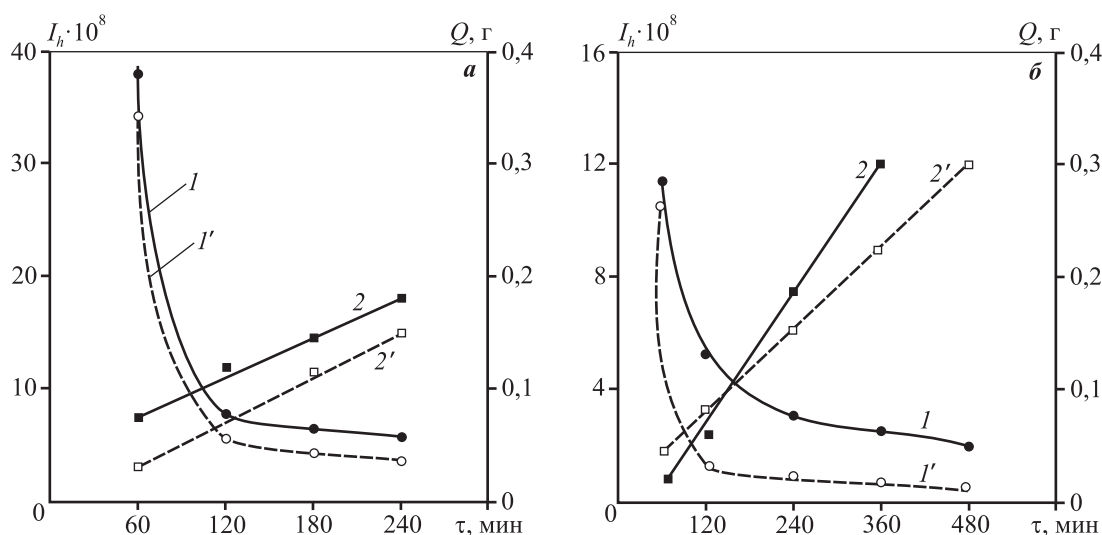


Рис. 5. Изменение интенсивности изнашивания (I, I') и весового износа (Q, Q') в зависимости от времени испытания для МСС на основе Fe—Cr—Ni—Mo (сплав X11H10M2T) (а) и Fe—Co—Ni—Mo (H18K9M5T) (б)
Сплошные кривые — до старения, штриховые — после него

шению твердости материалов уже в исходном после наплавки состоянии.

Результаты экспериментов показали, что процесс термической обработки существенно влияет на характеристики интенсивности изнашивания (I_h) и весового износа (Q), снижая их значения. Это характерно для сплавов на основе как Fe—Cr—Ni—Mo, так и Fe—Co—Ni—Mo. Нагрев наплавочных материалов в значительной степени изменяет параметр Q . Если для наплавов, легированных 6 % Si, потеря массы при износе составила около 16 мг, то последующие нагрев и выдержка (старение при температуре 500 °С в течение 1,5 ч) позволили уменьшить этот показатель почти в 15 раз. Для образцов, содержащих 4 мас.% Si, величина износа после соответствующей температурно-временной обработки снизилась в 10 раз, а для безкремнистого образца — в 4 раза.

На рис. 5 представлены временные зависимости интенсивности изнашивания, из которых видно, что в начальный момент испытания происходит интенсивное изнашивание наплавочных материалов. С течением времени его величина стабилизируется. В диапазоне $\tau = 240 \div 480$ мин для Fe—Co—Ni—Mo-наплавов значения $I_h = (0,75 \div 0,65) \cdot 10^{-8}$.

Аналогичным образом ведут себя кривые $I_h(\tau)$ для Fe—Cr—Ni—Mo-сплавов. Потеря массы с увеличением времени испытания увеличивается, но не так резко, как у МСС на основе Fe—Co—Ni—Mo.

Таким образом, проведенная термообработка повышает износостойкость наплавочных материа-

лов. Кривая интенсивности изнашивания МСС после старения при температуре 550 °С расположена ниже таковой для материала в исходном состоянии.

Комплексную оценку взаимообусловленности процесса изнашивания и структурных факторов для напавленной стали можно сделать по значениям относительной износостойкости:

$$\varepsilon = Q_0 / Q_i,$$

где Q_i — текущее значение потери массы, а Q_0 — значение износа наплавов, не содержащих дисперсных включений силицидной фазы (т.е. базовый состав МСС без добавок кремния).

На рис. 6 представлена зависимость относительной износостойкости наплавочного материала

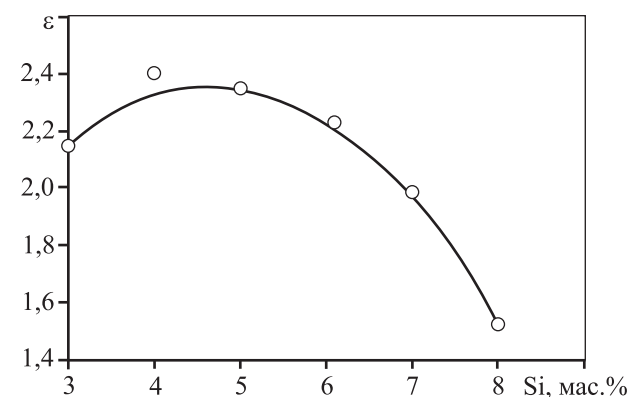


Рис. 6. Влияние добавок кремния на относительную износостойкость наплавочного материала системы Fe—Cr—Ni—Mo

ла от содержания кремния. Видно, что максимальная величина ϵ достигается у МСС с $\sim 4\div 4,5$ мас. % Si. В этом случае «работают» основные структурные процессы, такие как интерметаллидное упрочнение при старении, силицидное упрочнение и создание оболочковой структуры из оксидов кремния. Таким образом, наибольшей износостойкостью (2,4–2,2) обладают наплавочные материалы, содержащие 4–6 мас. % Si, а наименьшей ($\sim 1,5$) — МСС с 8 мас. % Si.

Структурные исследования Fe—Cr—Ni—Si-содержащих наплавочных МСС позволили сделать вывод, что упрочнение и повышение твердости в исходном состоянии достигается за счет образования дисперсных частиц силицидов (CrSi_2 , $\text{MoSi}_{0,65}$), а также оксида кремния (SiO_2) при легировании ~ 4 мас. % Si. В процессе старения как в Si-содержащих, так и в безкремнистых материалах происходит образование интерметаллидных соединений типа Ni_3Ti и CrNiMoTi , также повышающих твердость наплавленного слоя. На основании изложенного можно заключить, что твердость наплавов напрямую связана с количеством дисперсных частиц избыточных фаз. Кроме того, ее величина увеличивается при измельчении матрицы и возрастании количества дисперсных частиц второй фазы, т.е. твердость, согласно экспериментальным данным, связана с диаметром зерна обратно пропорциональной экспоненциальной зависимостью.

Для получения конкретной связи износостойкости материала со структурой, параметрами упрочнения и составом (в данном случае — изменением концентрации кремния в наплавочных МСС) была построена структурно-технологическая модель изнашивания, которая обобщает комплекс полученных структурных изменений при изучении взаимосвязи между износостойкостью, температурой старения (t), диаметром зерна (D_3) α -фазы и плотностью частиц второй фазы (N).

Регрессионное уравнение модели, связывающее все перечисленные параметры, имеет вид

$$\begin{aligned} \epsilon = & -2,44 \cdot 10^{-2} + 0,884t + 1,68 \cdot 10^{-3}t^2 - \\ & - 7,52 \cdot 10^{-6}t^3 + 5,8 \cdot 10^{-9}t^4 - 2,35N + \\ & + 0,217 \cdot 10^{-6}N^2 - 7,45 \cdot 10^{-3}N^3 + 8,1 \cdot 10^{-5}N^4 - \\ & - 23,69D_3 + 0,728D_3^2 - 9,08 \cdot 10^{-3}D_3^3 + 3,97 \cdot 10^{-4}D_3^4. \end{aligned}$$

С его помощью можно решить задачу оптимизации по критерию износостойкости, т.е. оценить абразивную износостойкость материала на основе

данных по температуре старения и структурного микроанализа.

Заключение

На основании проведенного регрессионного анализа предложена и обоснована структурно-технологическая модель изнашивания изучаемых наплавочных материалов на основе Fe—Cr—Ni—Mo и Fe—Co—Ni—Mo. Она имеет практическую значимость, так как может определить уровень изменения износостойкости наплавочных материалов при варьировании некоторых структурных (диаметр зерна α -фазы и плотность частиц второй фазы) и технологических (температура старения) параметров.

Для условий абразивного износа основными структурными показателями, определяющими эксплуатационную стойкость, являются количество дисперсных частиц второй фазы и размер зерна. Структурная особенность наплавочных материалов, легированных кремнием, заключается в создании оболочковой структуры, препятствующей образованию дендритов при содержании кремния выше 4 мас. %, и формировании гетерогенной структуры за счет выделения дисперсных силицидов хрома и молибдена в α -фазе.

Литература/References

1. Анаев Б.А., Мадянов С.А., Вороненко Б.Н. Исследование химической микронеоднородности твердых растворов хрома и никеля в железе. *Физика и электроника твердого тела*. 1981. Вып. IV. С. 64–70.
Apaev B.A., Madyanov S.A., Voronenko B.N. Investigation of chemical microenvironment of solid solutions of chromium and nickel in iron. *Fizika i elektronika tverdogo tela*. 1981. Vol. IV. P. 64–70 (In Russ.).
2. Новиков И.И. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1986.
Novikov I.I. Theory of heat treatment. Moscow: Metallurgiya, 1986 (In Russ.).
3. Ondracek G. Zurquantitativen gefüge-feldeigenschaftenkorrelation mehrphasiger werkstoffe teil I, II, III. *Metall*. 1982. Vol. 36. No. 12. P. 1288–1290.
4. Шлямнев А.П., Филиппов Г.А., Науменко В.В. Свойства аустенитных хромоникелевых сталей, легированных азотом и кремнием. *Металл*. 2011. No.2. С. 22–26.
Shlyamnev A.P., Filippov G.A., Naumenko V.V. Properties of austenitic chromium-nickel steels alloyed with nitrogen and silicon. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2011. No.2. P. 22–26 (In Russ.).

5. Фельдгандлер Э.Г., Савкина Л.Я. Влияние легирования на упрочнение мартенситно-старееющих сталей систем Fe—Cr—Ni и Fe—Cr—Co. *MuTOM*. 1985. No. 9. С. 30—35.
Feldgandler E.G., Savkina L.Ya. Influence of alloying on hardening of martensitic steels of Fe—Cr—Ni and Fe—Cr—Co systems. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1985. No. 9. P. 30—35 (In Russ.).
6. Liujie Xu, Jiandong Xing, Shizhong Wei, Yongzhen Zhang, Rui Long. Study on relative wear resistance and wear stability of highspeed steel with high vanadium content. *Wear*. 2007. Vol. 262. P. 253—261.
7. Grachov S.V., Baras V.R. Thermomechanical treatment of age hardening austenitic steels. *Ind. Heat*. 1980. Vol. 47. No. 10. P. 20—23.
8. Тарасенко Л.В., Шалькевич А.Б. Фазовый состав и упрочнение сталей системы Fe—Cr—Ni—Co—Mo с мартенситно-аустенитной структурой. *MuTOM*. 2007. No. 4. С. 32—37.
Tarasenko L.V., Shalkevich A.B. Phase composition and hardening of steels of Fe—Cr—Ni—Co—Mo system with martensitic-austenitic structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2007. No. 4. P. 32—37 (In Russ.).
9. Гладкий П.В., Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка. Киев: Экотехнология, 2007.
Gladkiy P.V., Perepletchikov E.F., Ryabtsev I.A. Plasma surfacing. Kiev: Ekotekhnologiya, 2007 (In Russ.).
10. Zuchowski R.S., Culbertson R.P. Plasma arc weld surfacing. *Weld. J*. 1962. Vol. 41. No. 6. P. 548—555.
11. Pampillo C.A., Paxton H.W. The effect of reverted austenite on the mechanical properties and toughness of 12 Ni and 18 Ni maraging steels. *Metal. Trans*. 1972. Vol. 3. No. 11. P. 2895—2903.
12. Smars E. Backstrom. Gas-metal-plasma arc welding, a new method for weld cladding. In: *Exploiting Welding in Production Technology*. Abington, 1975. Vol. 1. P. 179—187.
13. Swarf J.D. Plasma-MIG suited to cladding oil delivery system. *Weld. Metal Fabric*. 1982. Vol. 50. No. 10. P. 477—480.
14. Петрушин Г.Д. Температурные зависимости внутреннего трения и модуля Юнга чугуна. *Вопросы металловедения и физики металлов*. 1975. No. 2. С. 98—100.
Petrushin G.D. Temperature dependences of internal friction and young's modulus of cast iron. *Voprosi metallovedeniya i fiziki metallov*. 1975. No. 2. P. 98—100 (In Russ.).
15. Пантелеенко Ф.И., Ворошин Л.Г., Любецкий С.Н. Влияние структуры защитных покрытий на их износостойкость. *Трение и износ*. 1991. Т. 12. No. 2. С. 310—314.
Panteleenko F.I., Voroshin L.G., Lyubetskii S.N. The influence of the structure of protective coatings on their wear resistance. *Trenie i iznos*. 1991. Vol. 12. No. 2. P. 310—314 (In Russ.).
16. Bratberg J., Frisk K. An experimental and theoretical analysis of the phase equilibria in the Fe—Cr—V—C system. *Metal. Mater. Trans*. 2004. Vol. 35A. P. 3649—3663.
17. Lavigne D., Have P.V.D., Maksymowicz M. Automatic plasma arc welding. *Joining Mater*. 1988. Vol. 7. P. 19—25.
18. Grain E. The plasma arc process—review. *Weld. J*. 1988. Vol. 2. P. 19—25.
19. Bouaif B. Schutzschichten mit beanspruchungs gerechter Hartstoffeinlagerung. Schweißen und Schneiden. In: *Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung in Essen. DVS 237*. Dusseldorf, 2005. S. 332—337.
20. Kawabata Y., Nishimura T., Wakamiya T., Vamaoka Y. The effect of strength and work hardening characteristics on the headability of austenitic stainless steel wires. *Iron and Steel Inst. Jap*. 1975. Vol. 61. No. 8. P. 2028—2037.
21. Wang L., Subramanian S.V., Liu C., Ma X. Studies on Nb microalloying of 13Cr super martensitic stainless steel. *Miner., Met. Mater. Soc. ASM Int*. 2012. Vol. 43A. P. 4475—4484.
22. Фомичева Н.Б., Нечаев Л.М., Маркова Е.В. Особенности влияния кремния на структуру наплавочных материалов. *Чер. металлы*. 2017. No. 12. С. 45—50.
Fomicheva N.B., Nechaev L.M., Markova E.V. Effects of silicon on facing material structure. *Chernie metalli*. 2017. No. 12. P. 45—50 (In Russ.).