

Канд. техн. наук М. И. Андрущенко, канд. техн. наук Р. А. Куликовский,
канд. техн. наук М. Ю. Осипов, А. В. Холод, А. Е. Капустян

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

СПОСОБНОСТЬ К САМОУПРОЧНЕНИЮ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И ХРОМА

Представлены закономерности изменения способности к упрочнению поверхности трения и сопротивляемости абразивному изнашиванию сталей системы Fe-C-Cr в зависимости от соотношения углерода и хрома и фазового состава. Показано, что износостойкость сталей, содержащих в остаточном аустените углерода на уровне 1,3–1,7 % и незначительное количество хрома, в 5 раз выше, чем сталей с таким же фазовым составом, но легированных большим количеством хрома при относительно низком (0,5–0,6 %) содержании углерода.

Ключевые слова: метастабильный аустенит, абразивное изнашивание, мартенсит деформации, бескарбидные сплавы.

Введение

Среди известных направлений повышения долговечности деталей машин и оборудования, работающих в условиях абразивного изнашивания, можно выделить два основных.

1. Создание новых, или рациональное использование известных гетерогенных сплавов на основе железа, структура которых содержит упрочняющие фазы в количествах от нескольких процентов до 80 %. Преобладающая роль в обеспечении сопротивляемости изнашиванию в данном варианте отводится упрочняющим фазам. Микротвердость большинства из них (карбиды, карбобориды, бориды и др.) значительно превосходит твердость наиболее распространенного абразива – кварцевого песка и многих других частиц природных минералов или синтетической керамики. Благодаря этому, в результате изменения механизма изнашивания от прямого одноактного резания до малоцикловой усталости, а в некоторых случаях и до механохимических процессов износостойкость может возрастать в десятки раз.

2. Разработка новых или использование известных относительно гомогенных материалов, не содержащих в структуре упрочняющих фаз. Чаше всего вынужденное исключение в структуре твердых фаз вызвано необходимостью повышения технологичности материалов при изготовлении и упрочнении деталей и обеспечения их надежности в эксплуатации. В данном случае повышение износостойкости достигается путем оптимизации химического и фазового состояния применительно к условиям изнашивания деталей. Основная роль при этом отводится повышению способности к упроч-

нению поверхности трения непосредственно в процессе изнашивания за счет превращения метастабильного аустенита [1–3].

Первый подход может быть реализован при разработке и использовании наплавочных материалов, высоколегированных белых чугунов или инструментальных сталей в широком диапазоне химического состава и структурных состояний – от доэвтектоидных до заэвтектических. Кроме того, значительные резервы этого направления могут быть задействованы при создании искусственных композитов типа карбидосталей методами порошковой металлургии, при повышении износостойкости путем науглероживания сталей содержащих большое количество карбидообразующих элементов, при использовании комбинированных методов упрочнения деталей наплавкой с последующим науглероживанием и др.

В процессе исследований в этом направлении решается ряд частных задач. Это оптимизация типа, количества, морфологии, дисперсности упрочняющих фаз, характера распределения их в металлической матрице, выбор обеспечения типа, основы сплава и др.

При задействовании второго подхода диапазон химического состава материалов и структурных состояний значительно сужается. Очевидно, что для исключения в структуре упрочняющих фаз химический состав должен быть ограничен пределом растворимости углерода в аустените, то есть диапазон структурных состояний должен исключать появление эвтектики. При этом скорость охлаждения металла должна быть не ниже критической. Как и в первом варианте, создание бескарбидных составов возможно путем химико-термической

обработки или методами порошковой металлургии.

Известно, что износостойкость материалов с большим количеством упрочняющих фаз в условиях безударного абразивного изнашивания может быть многократно выше, чем износостойкость материалов, в структуре которых основана только на твердых растворах. Известен широкий диапазон износостойких белых чугунов, и особенно наплавочных материалов, с большим количеством упрочняющих фаз, которые широко и успешно применяются для повышения износостойкости и восстановления деталей.

Однако, вместе с тем, известно очень много деталей, условия работы которых, практически исключают возможность присутствия в структуре упрочняющих фаз (карбидов, боридов и др.) по условиям эксплуатационной надежности. Особенно это характерно для тех случаев, когда сплав используется в литом состоянии, или в виде наплавленного металла. Даже при сравнительно небольшом количестве карбидов в доэвтектических сплавах из-за неоднородности их распределения (в основном по границам зерен) работоспособность наплавленного металла, например, на кромках штампов пресс-форм для прессования строительных или огнеупорных изделий недостаточна из-за скалывания фрагментов слоя. Поэтому в таких случаях реальным и доступным для практического применения остается только второй способ повышения износостойкости – максимально возможное использование потенциала металлической матрицы (сталей в бескарбидном состоянии).

Известно, что одним из наиболее эффективных современных способов повышения износостойкости сплавов является увеличение их способности упрочняться непосредственно в процессе изнашивания благодаря превращению метастабильного аустенита в мартенсит деформации и других сопутствующих этому процессу явлений – наклеп, выделение мелкодисперсных карбидов, релаксации напряжений, диспергирование структуры вплоть до нануровня.

При этом возможности этих механизмов упрочнения могут быть задействованы как в карбидсодержащих материалах, так и в бескарбидных, но, очевидно, с разной степенью влияния на общий уровень износостойкости.

В соответствии с последней классификацией Международного института сварки (МИС) современных типов наплавленного металла, основанной на учете химического состава и структуры, предусмотрено деление материалов на шестнадцать структурных групп [4]. Из них в девяти вариантах упрочняющая фаза в структуре присутствует, а в семи группах структура основана только на твердых растворах – феррите, мартенсите, аустените.

Однако исследования промышленно выпускаемых наплавочных материалов в широком диапазоне химического состава представителей различных структурных групп, в которых по классификации МИС упроч-

няющая фаза отсутствует, показали [5], что среди них нет таких, в которых бы достаточно эффективно работал механизм самоупрочнения в условиях безударного абразивного изнашивания. Таким образом, до настоящего времени резервы повышения износостойкости путем инициирования в материалах высокой способности к самоупрочнению при изнашивании в полной мере не используются.

Поэтому дальнейший поиск оптимального химического и фазового состава бескарбидных материалов для работы как в качестве самостоятельных сплавов, так и в качестве металлической матрицы гетерогенных наплавочных сплавов, чугунов, карбидосталей или цементованных слоев, является актуальным.

Целью данной работы являлось обобщение ранее полученных результатов и дальнейшие исследования износостойкости и способности к самоупрочнению бескарбидных сплавов системы Fe-C-Cr в условиях безударного абразивного изнашивания.

Материалы и методика исследований

Ранее были проведены исследования двух групп бескарбидных сплавов системы легирования Fe-C-Cr [6], в которых управление структурой осуществляли путем варьирования количества хрома при постоянном содержании углерода или углерода при неизменном содержании хрома. При этом в обоих вариантах одним из зависимых параметров являлись исходное соотношение мартенсита и аустенита в структуре (до изнашивания): от 100 % мартенсита до практически максимального при отсутствии карбидов содержания аустенита (на уровне 90 %). Однако сравнительно широкий диапазон соотношений хрома и углерода, при которых обеспечивается наибольшее содержание аустенита, был представлен только двумя сплавами. Это не позволяло получить полную картину закономерностей изменения исследуемых параметров во всем диапазоне существования сплавов в бескарбидном состоянии системы Fe-C-Cr и построить математические модели.

В связи с этим дополнительно был рассмотрен ряд опытных модельных сплавов этой же системы. Обобщенный диапазон исследуемых материалов представлен в таблице. В целом по совокупности признаков опытные сплавы разбиты на четыре группы.

В первой группе при постоянном содержании хрома 3,0–3,3 % изменяли концентрацию углерода в диапазоне 0,50–1,68 %. При этом уровень содержания хрома обеспечивал достаточную стабильность аустенита при охлаждении, что позволяло избежать при закалке образцов в масле промежуточных превращений и обеспечить в них гамму мартенсито-аустенитных структур без карбидов.

Во второй группе при постоянной концентрации углерода 0,55–0,60 % изменялось содержание хрома в пределах 1–23 %. Уровень содержания углерода в сталях этой группы выбран с таким расчетом, чтобы в

широком диапазоне содержания хрома обеспечить практически такой же набор структур, как и при изменении содержания углерода в первой группе.

В третьей группе модельных сплавов соотношение элементов выбиралось с таким расчетом, чтобы после закалки обеспечивалась преимущественно аустенитная структура. Содержание хрома изменялось от 3 до 19%, а углерода от 0,5 до 1,68%. При этом уменьшение содержания одного из элементов сопровождалось увеличением концентрации другого в количестве эквивалентном их влиянию на температуру начала мартенситного превращения M_n .

Сплавы четвертой группы находились внутри факторного пространства, ограниченного предыдущими тремя группами. Включение в перечень исследуемых материалов сталей четвертой группы было обусловлено необходимостью обеспечить корректность построения математических зависимостей в соответствии с рекомендациями [7]. Положение опытных материалов представлено на структурной диаграмме системы Fe-C-Cr на рисунке 1.

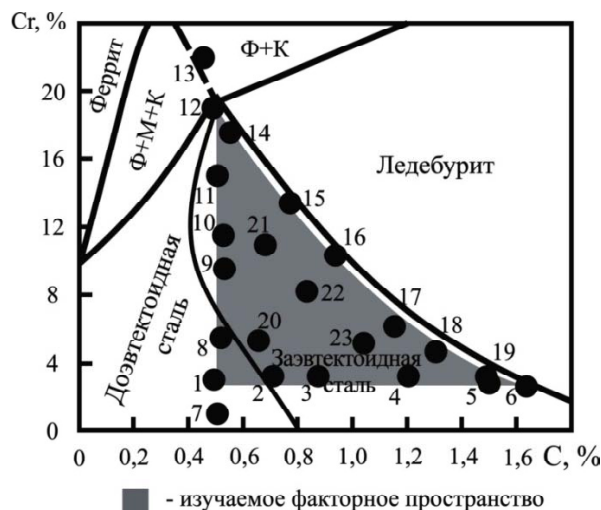


Рис. 1. Положение опытных сплавов на структурной диаграмме системы Fe-C-Cr

Таблица – Химический состав, количество остаточного аустенита и мартенсита деформации, относительная износостойкость и микротвердость поверхности трения сталей системы Fe-Cr-C

Номер группы	Номер сплава	Химический состав*, %		Количество остаточного аустенита (А), %	Количество мартенсита деформации (М _Д), %	Микротвердость поверхности трения (Н _{0,5}), ГПа	Относительная износостойкость ε
		С	Cr				
I	1	0,49	3,00	0	0	9,2	1,10
	2	0,72	3,20	17	15	10,2	1,70
	3	0,89	3,35	29	22	10,8	4,14
	4	1,20	3,20	53	39	11,9	7,20
	5	1,47	3,35	75	50	12,0	9,54
	6	1,68	3,20	92	36	12,0	10,00
II	7	0,51	0,94	0	0	8,6	1,0 (эталон)
	8	0,53	5,65	19	19	9,6	1,20
	9	0,55	9,45	38	29	9,7	1,90
	10	0,56	11,53	48	38	10,0	1,95
	11	0,52	15,02	67	45	10,0	2,00
	12	0,47	19,20	88	61	10,0	2,14
	13	0,48	22,97	не опред	не опред	не опред	1,90
III	14	0,57	17,65	89	60	10,1	2,30
	15	0,84	12,28	88	58	10,4	3,40
	16	0,96	10,45	82	56	11,1	5,52
	17	1,17	7,21	81	53	11,8	6,85
	18	1,39	4,43	82	44	11,9	8,41
	19	1,52	3,58	84	48	12,0	9,80
IV	20	0,63	4,92	38	18	9,9	1,90
	21	0,65	11,37	62	35	10,2	2,80
	22	0,83	8,10	73	44	11,0	4,46
	23	1,03	4,87	65	42	11,2	6,00

Примечание: * – содержание S и P $d \leq 0,03$ каждого

Общее условие для сталей всех четырех групп – концентрация углерода в них должна быть не выше предела растворимости в аустените при выбранном содержании хрома. Таким образом, охватывался весь диапазон возможных вариантов хромистых или высокохромистых сталей, в которых может быть создана бескарбидная структура. При этом обеспечивалась максимально возможная ширина интервала соотношений количеств мартенсита и аустенита в основе, которые прогнозировались по температуре начала мартенситного превращения $M_{\text{н}}$. На стадии планирования экспериментов $M_{\text{н}}$ определяли расчетным путем с использованием известных зависимостей температуры начала мартенситного превращения от химического состава [8]. При этом дополнительно ставилась задача оценки точности прогнозов количества остаточного аустенита закаленных сталей, основанных на расчетной температуре $M_{\text{н}}$.

Модельные сплавы выплавляли в открытой индукционной печи. В качестве основы шихтующих материалов использовали: стали 50X, У8, У12 и Х12 промышленной выплавки, феррохром, хром металлический. Слитки весом 10 кг, \varnothing 120 мм ковали на полосу 12×30 мм. Послековки проводили гомогенизирующий отжиг при температуре 1000 °С. Температуру нагрева образцов под закалку выбирали с таким расчетом, чтобы гарантированно обеспечить полное растворение карбидов (рис. 2).

Испытания опытных материалов на способность к упрочнению в процессе изнашивания и износостойкость проводили на лабораторном стенде, имитирующем условия изнашивания деталей пресс-форм для прессования строительных и огнеупорных материалов.

Основными критериями воспроизводимости процессов, протекающих в поверхностном слое опытных образцов и натуральных деталей, являлись:

- характер микрорельефа изношенной поверхности;
- полнота $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений в поверхностном слое;

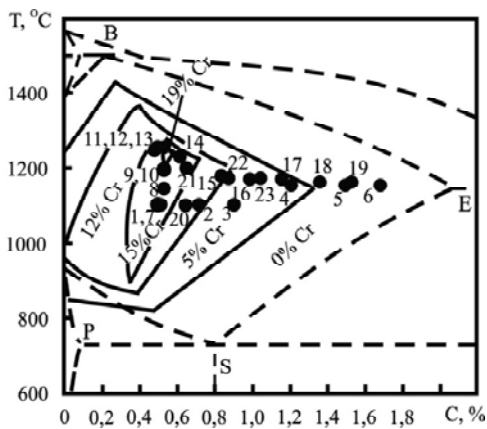


Рис. 2. Схема положения опытных сплавов на γ -области диаграммы Fe-C-Cr при их нагреве до температуры аустенизации

- степень упрочнения поверхности трения;
- сопоставимость рядов износостойкости испытываемых материалов.

В качестве эталонного материала при сопоставлении процессов протекающих при испытаниях на лабораторном стенде и натуральных деталях, использовали сталь типа 20X, достаточно хорошо изученную в производственных условиях.

Изнашивание образца размерами 90×30×10 мм (поверхность трения 82×20 мм), совершающего возвратно-поступательное движение, производится столбом сжатой пуансоном абразивной массы, находящейся в неподвижной обойме, армированной твердым сплавом. С каждым ходом образца слой абразива, непосредственно контактирующего с поверхностью трения, автоматически удалялся из обоймы через зазор между её торцом и образцом. Размеры зерен абразива находятся в пределах 0,6–1,0 мм. Микротвердость зерен изменяется в пределах 7–16 ГПа по закону нормального распределения (рис. 3). Средняя микротвердость составляет 12,3 ГПа.

Плотность распределения микротвердости зерен шамота $W(H_a)$ описывается согласно известному закону Гаусса следующим выражением [9]:

$$W(H_a) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot \sigma_{H_a}} e^{-\frac{[H_a - M(H_a)]^2}{2\sigma_{H_a}^2}}, \quad (1)$$

где H_a – значение случайной величины;
 $M(H_a)$ – математическое ожидание величины H_a ;
 σ_{H_a} – дисперсия величины H_a .

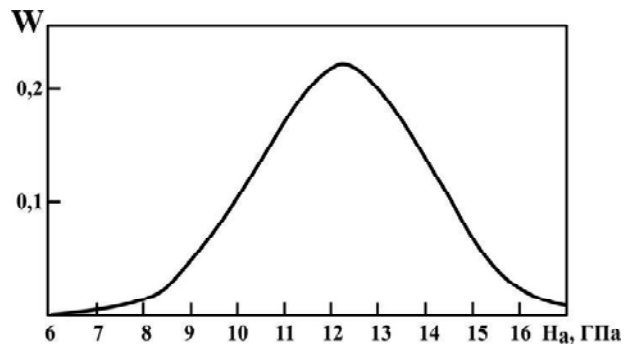


Рис. 3. Закон распределения микротвердости зерен шамота

Средняя скорость перемещения образца – 24,8 мм/с. Давление абразива – 5 МПа. Температура поверхности трения при изнашивании не превышала 60 °С.

Интенсивность изнашивания образцов определяли по потере их массы за один ход, г/ход. Взвешивание образцов производили на весах АДВ-200 с точностью 0,0001 г. При оценке относительной износостойкости в качестве эталона использовали сталь № 7 второй группы (см. табл.).

Фазовый состав в образцах до и после изнашивания определяли на дифрактометре ДРОН-3 в кобальтовом излучении по известным методикам [10].

Степень упрочнения поверхности трения до и после изнашивания определялась с помощью микротвердомера ПМТ-3.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты оценки фазового состояния поверхности трения до и после изнашивания, микротвердости поверхности трения и относительной износостойкости представлены выше в таблице.

Сопоставление количества остаточного аустенита в закаленных модельных сталях с расчетной температурой начала мартенситного превращения (рис. 4) показало, что точность прогнозирования структурного состояния бескарбидных сталей по методике [11] вполне удовлетворительная. Исключение составляют некоторые разбежности фактического количества аустенита с прогнозируемым в высокоуглеродистых сталях. По-видимому, в высокоуглеродистых материалах интенсивность влияния хрома и углерода на снижение температуры M_n ниже, чем вытекает из работы [10]. Кроме того, можно предположить, что небольшая часть карбидов не растворилась при нагреве под закалку, и аустенит был несколько беднее на углерод и хром чем уровень, использованный при прогнозировании.

Обработку данных, характеризующих изменение исходного содержания аустенита после закалки из однофазной γ -области, количества мартенсита деформации в поверхности трения образцов, микротвердость, приобретенную в процессе изнашивания и относительную износостойкость в зависимости от содержания углерода и хрома, проводили с использованием метода наименьших квадратов [12].

На основе предварительной обработки экспериментальных данных, с учетом рекомендаций [7] в качестве эмпирической формулы, определяющей функциональ-

ную и корреляционную связь между исследуемыми величинами, было принято уравнение вида:

$$f(C; Cr) = b_0 + b_1 \cdot C + b_2 \cdot Cr + b_3 \cdot C \cdot Cr + b_4 \cdot C^2 + b_5 \cdot Cr^2 + b_6 \cdot C^2 \cdot Cr + b_7 \cdot C \cdot Cr^2 + b_8 \cdot C^3 + b_9 \cdot Cr^3, \quad (2)$$

где C – массовое содержание углерода, %;

Cr – массовое содержание хрома, %.

Решение задачи основывалось на применении матриц:

$$Y = X \times B, \quad (3)$$

где $Y = \begin{pmatrix} y_1 \\ y_2 \\ \dots \\ y_{23} \end{pmatrix}$ – матрица, элементами которой являются

значения исследуемой функции (значения содержания аустенита (A), мартенсита деформации (M_d), микротвердости поверхности трения ($H_{0,5}$), относительной износостойкости (ϵ) исследуемых Fe-C-Cr сталей);

$$X = \begin{pmatrix} 1 & C_1 & Cr_1 & C_1Cr_1 & C_1^2Cr_1^2 & C_1^2Cr_1 & C_1Cr_1^2 & C_1^3 & Cr_1^3 \\ 1 & C_2 & Cr_2 & C_2Cr_2 & C_2^2Cr_2^2 & C_2^2Cr_2 & C_2Cr_2^2 & C_2^3 & Cr_2^3 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ 1 & C_{23} & Cr_{23} & C_{23}Cr_{23} & C_{23}^2Cr_{23}^2 & C_{23}^2Cr_{23} & C_{23}Cr_{23}^2 & C_{23}^3 & Cr_{23}^3 \end{pmatrix} -$$

матрица значений содержания углерода (C) и хрома (Cr), %. Коэффициент указывает номер материала из таблицы (кроме сплавов № 7 и № 13, находящихся вне факторного пространства);

$$B = \begin{pmatrix} b_1 \\ b_2 \\ \dots \\ b_{23} \end{pmatrix} - \text{матрица неизвестных коэффициентов в}$$

уравнении (3).

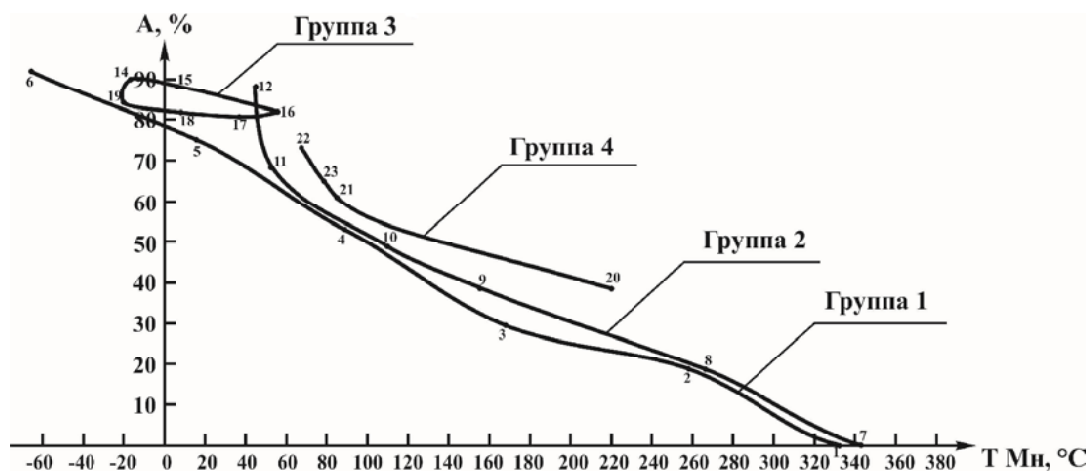


Рис. 4. Изменение количества остаточного аустенита в опытных сталях в зависимости от расчетной температуры начала мартенситного превращения M_n

Искомые коэффициенты определялись из выражения:

$$B = (X^T X)^{-1} \cdot (X^T Y) \quad (4)$$

где X^T – матрица, найденная транспонированием матрицы X .

В результате вычислений получены следующие зависимости:

$$A = -27,239 + 9,546 \cdot C - 3,497 \cdot Cr + 26,295 \cdot C \cdot Cr + 9,501 \cdot C^2 + 0,136 \cdot Cr^2 - 9,286 \cdot C^2 \cdot Cr - 0,695 \cdot C \cdot Cr^2 + 8,647 \cdot C^3, \quad (5)$$

$$M_D = -1,416 - 144,233 \cdot C + 8,606 \cdot Cr + 8,534 \cdot C \cdot Cr + 232,058 \cdot C^2 - 0,787 \cdot Cr^2 - 8,228 \cdot C^2 \cdot Cr + 0,195 \cdot C \cdot Cr^2 - 77,834 \cdot C^3 + 0,019 \cdot Cr^3, \quad (6)$$

$$H_{0,5} = 6,181 + 5,981 \cdot C + 0,263 \cdot Cr - 0,339 \cdot C \cdot Cr - 0,511 \cdot C^2 - 0,006 \cdot Cr^2 + 0,082 \cdot C^2 \cdot Cr + 0,004 \cdot C \cdot Cr^2 - 0,527 \cdot C^3, \quad (7)$$

$$\varepsilon = 8,16 - 32,162 \cdot C - 0,926 \cdot Cr + 3,15 \cdot C \cdot Cr + 37,923 \cdot C^2 + 0,023 \cdot Cr^2 - 1,504 \cdot C^2 \cdot Cr - 0,074 \cdot C \cdot Cr^2 - 10,67 \cdot C^3. \quad (8)$$

Поскольку в работе изучалось факторное пространство, включающее только стали, содержащие углерод не выше предела его растворимости в аустените, то полученные выражения можно применять при ограничивающем условии. Содержание хрома, при заданных значениях углерода (0,5–1,68 %), должно быть не выше значений, определяемых из уравнения кривой (см. рис. 1), проходящей через координаты, характеризующие химический состав сплавов третьей группы:

$$Cr \leq 33,791 - 35,132 \cdot C + 9,975 \cdot C^2. \quad (9)$$

На основании полученных математических зависимостей, с учетом ограничивающего условия, построены поверхности, характеризующие:

- изменение содержания аустенита (A) в сталях системы Fe-Cr-C после закалки из однофазной γ -области (рис. 5);
- количество мартенсита деформации (M_D) в поверхности трения образцов из сталей системы Fe-Cr-C (рис. 6);
- микротвердость поверхности трения ($H_{0,5}$) бескарбидных сталей системы Fe-Cr-C (рис. 7);
- относительную износостойкость (ε) бескарбидных сталей системы Fe-Cr-C (рис. 8).

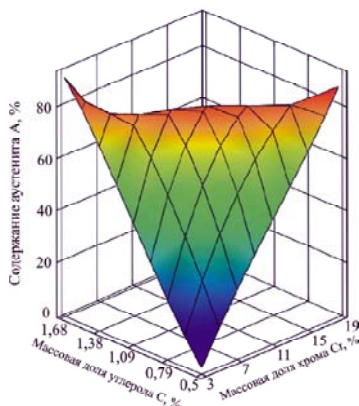


Рис. 5. Изменение содержания аустенита (A) в сталях системы Fe-Cr-C после закалки из однофазной γ -области

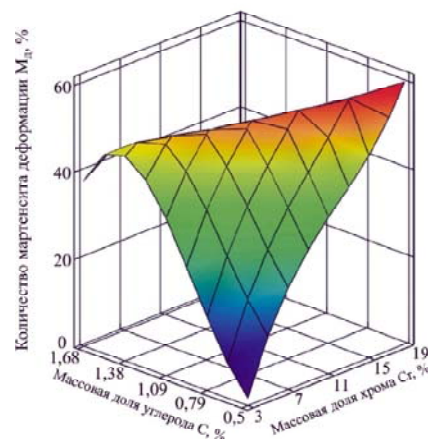


Рис. 6. Количество мартенсита деформации (M_D) на поверхности трения сплавов системы Fe-C-Cr

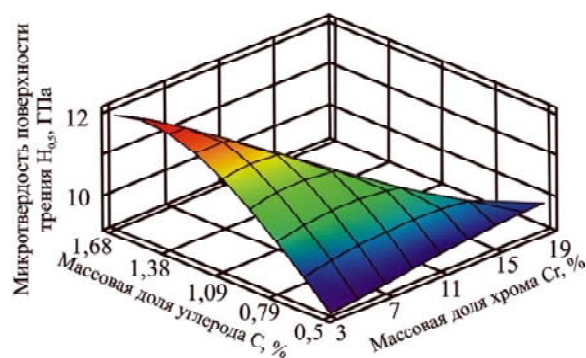


Рис. 7. Микротвердость поверхности трения ($H_{0,5}$) бескарбидных сталей системы Fe-Cr-C

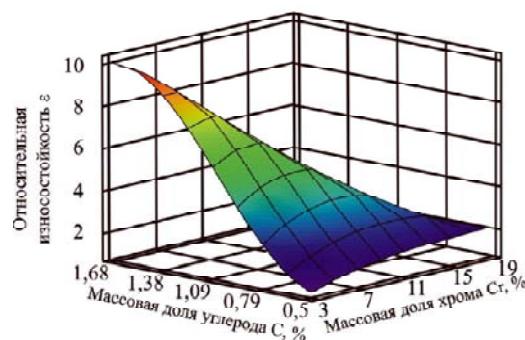


Рис. 8. Относительная износостойкость (ε) бескарбидных сталей системы Fe-Cr-C

О тесноте связи между экспериментальными и расчетными данными судили по значениям коэффициента корреляции (r_{xy}) [13]:

$$r_{xy} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i - n \bar{x} \bar{y}}{\sqrt{\left(\sum_{i=1}^n x_i^2 - n \bar{x}^2 \right) \left(\sum_{i=1}^n y_i^2 - n \bar{y}^2 \right)}}, \quad (10)$$

где x_i и y_i – экспериментальные (см. таблицу) и расчетные данные для каждого i -го сплава соответственно;

\bar{x} и \bar{y} – средние значения экспериментальных и расчетных данных соответственно;

n – количество сплавов.

Расчеты показали, что коэффициенты корреляции между расчетными и экспериментальными значениями для всех полученных зависимостей, характеризующих изменения параметров сплавов в зависимости от содержания углерода и хрома, составили не менее 0,9.

Согласно литературным данным, значительное повышение износостойкости в результате превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации обусловлено рядом причин. В частности, мартенсит, образующийся в результате трения, характеризуется повышенной прочностью, по сравнению с мартенситом, полученным в результате обычной упрочняющей термообработки [14]. Кристаллы мартенсита деформации значительно тоньше, чем кристаллы мартенсита охлаждения и ориентированы перпендикулярно направлению трения [15], что положительно сказывается на сопротивляемости внешнему воздействию абразива.

Кроме непосредственного влияния на степень упрочнения, явление образования мартенсита деформации обеспечивает релаксацию напряжений [8], создаваемых внешней нагрузкой поверхности трения, а также приводит к снижению доли энергии [1], затрачиваемой непосредственно на разрушение поверхности и др.

Однако, результаты, приведенные в данной статье, хотя и не отрицают положительного влияния этих процессов на сопротивляемость изнашиванию, но, в то же время, указывают на то, что их совокупная роль не является определяющей. Так, несмотря на то, что интенсивность образования мартенсита деформации в сплаве № 12 (см. табл.) почти в 2 раза выше, чем сплава № 6, износостойкость при этом почти в 5 раз ниже. Поэтому для дальнейшего повышения эффективности использования метастабильных состояний необходимы дополнительные исследования и анализ причин эффективного повышения износостойкости.

На данном этапе, очевидно, что присутствие в структуре большого количества метастабильного аустенита (см. рис. 5) с высокой способностью к превращениям в мартенсит деформации в процессе изнашивания (см. рис. 6) является обязательным, но недостаточным условием повышения износостойкости бескарбидных сталей. Обеспечение высокой способности к упрочнению в процессе изнашивания (см. рис. 7) и износостойкости (см. рис. 8) возможно при соблюдении как минимум двух условий. Создание структуры с большим количеством метастабильного аустенита должно сопровождаться переходом в твердый раствор высоко содержания углерода на уровне 1,2–1,7 %.

Выводы

1. Максимальная способность к самоупрочнению в условиях безударного абразивного изнашивания и относительная износостойкость сталей системы Fe-C-Cr в бескарбидном состоянии достигается при наличии в структуре большого количества высокоуглеродистого остаточного аустенита. Износостойкость сталей, содержащих в остаточном аустените углерода на уровне 1,3–1,7 % и незначительное количество хрома, в 5 раз выше, чем наибольший уровень, достигаемый в сталях с таким же фазовым составом, но легированных большим количеством хрома при относительно низком содержании углерода (0,5–0,6 %).

2. При всем многообразии структурных состояний и природы легирования опытных сталей при отсутствии или небольшом количестве упрочняющей фазы наблюдается высокая корреляция износостойкости с микротвердостью материала, приобретаемой в процессе изнашивания.

3. Среднее отношение твердости абразива к твердости, приобретенной в процессе изнашивания (H_a/H_{nm}) при увеличении в исходном метастабильном аустените углерода с 0,5 до 1,7 % изменяется от 1,23 до 1,03. Поэтому в одних и тех же условиях воздействия абразива механизм изнашивания сплавов с одинаковым фазовым составом и исходными свойствами, но различного химического состава изменяется от процесса прямого резания до полидеформационного разрушения поверхности трения, что в основном и обуславливает различия в износостойкости.

Список литературы

1. Долговечность оборудования огнеупорного производства / [В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко, П. Г. Приступа]. – М. : Металлургия, 1978. – 232 с.
2. Малинов Л. С. Разработка научных основ и создание марганцовистых и хромомарганцовистых специальных сплавов, а также упрочняющих технологий с использованием принципа получения метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. – Днепропетровск. – 2001. – вып. 12. – С. 121–124.
3. Чейлях А. П. Возможности создания метастабильных состояний аустенита в сплавах на основе железа / А. П. Чейлях // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – № 2. – С. 31–34.
4. Мазель Ю. А. Классификация сплавов на основе железа для восстановительной и упрочняющей наплавки / Ю. А. Мазель, Ю. В. Кусков, Г. Н. Полищук // Сварочное производство. – 1999. – № 4. – С. 35–38.
5. Андрущенко М. И. Способность к самоупрочнению поверхности трения и износостойкость наплавленного металла в условиях абразивного изнашивания / М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, С. П. Бережный, О. Б. Сопильняк // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – Запорожье, 2009. – № 1. – С. 30–37.
6. Влияние углерода и хрома на способность к упрочнению и износостойкость бескарбидных сталей в условиях

- абразивного изнашивания / [М. И. Андрущенко, О. Э. Рузов, Р. А. Куликовский, Н. Н. Брыков] // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2003. – № 2. – С. 112–116.
7. Абиев А. Г. Планирование и статистическая обработка эксперимента / А. Г. Абиев. – Воронеж : Воронежский политехнический институт. – 1980. – 80 с.
 8. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М. : Металлургия. – 1988. – 256 с.
 9. Прогнозирование механизма и интенсивности изнашивания на основе оценки соотношения твердостей абразива и изнашиваемого материала / [М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, М. Н. Брыков, Д. М. Андрущенко] // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2009. – № 1. – С. 6–12.
 10. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннографический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия. – 1970. – 352 с.
 11. Куликовский Р. А. Прогнозирование структурного состояния износостойких метастабильных хромомарганцевых наплавочных материалов на основе железа / Р. А. Куликовский // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2012. – № 4. – С. 49–52.
 12. Хартман К. Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов / К. Хартман, Э. Лецкий, В. Шефер. – М. : Мир. – 1977. – 552 с.
 13. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2003. – № 1. – С. 80–86.
 14. Термомеханическая обработка стали / [М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина]. – М. : Металлургия, 1983. – 480 с.
 15. Коршунов Л. Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Л. Г. Коршунов // ФММ. – 1992. – № 8. – С. 3–21.

Одержано 04.07.2014

Андрущенко М.І., Куликовський Р.А., Осіпов М.Ю., Холод А.В., Капустян А.С. Здатність до самозміцнення поверхні тертя у процесі абразивного зношування і зносостійкість сталей залежно від змісту вуглецю і хрому

Представлені закономірності зміни здатності до зміцнення поверхні тертя і опірності абразивного зношування сталей системи Fe-C-Cr залежно від співвідношення вуглецю і хрому і фазового складу. Показано, що зносостійкість сталей, що містять в залишковому аустеніті вуглецю на рівні 1,3–1,7% і незначну кількість хрому, в 5 разів вище, ніж сталей з таким же фазовим складом, але легованих великою кількістю хрому при відносно низькому (0,5–0,6%) вмісті вуглецю.

Ключові слова: метастабільний аустеніт, абразивне зношування, мартеніт деформації, бескарбідні сплави.

Andrushchenko M., Kulikovsky R., Osipov M., Holod A., Kapustyan A. Ability to self in the surface friction and wear abrasive wear of steel depending on carbon and chromium content

Patterns of change in the hardenability at surface friction and abrasion resistance of Fe-C-Cr steels depending on the ratio of carbon and chromium and phase composition are presented. It has been shown that the wear resistance of steels containing carbon in the residual austenite at a level 1.3–1.7%, and a minor amount of chromium is 5 times higher than the steel with the same phase composition, but doped with a large quantity of chromium at relatively low (0.5–0.6%) carbon content.

Key words: metastable austenite, abrasive wear, martensite of deformation, carbide-free steel.