

Куликовский Р.А.Запорожский национальный технический университет,
г. Запорожье, Украина**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО
СОСТОЯНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ
МЕТАСТАБИЛЬНЫХ
ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ НАПЛАВОЧНЫХ
МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА**

При разработке новых метастабильных износостойких хромомарганцевых наплавочных материалов на основе железа, поверхность наплавленного металла которых в процессе абразивного изнашивания способна упрочниться в результате фазовых $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений, часто возникает необходимость прогнозирования возможности образования различных исходных структурных состояний материалов, в зависимости от их химического состава. В частности, влияния углерода и легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения (M_n), так как известно, что наибольшая способность к упрочнению и сопротивляемость абразивному изнашиванию достигается при максимально возможном содержании в сплаве аустенита с $M_n \approx 20^\circ\text{C}$ и высоким содержанием углерода [1].

Наиболее простым и доступным вариантом прогнозирования фазового состояния металлической матрицы является принцип оценки структуры по эквивалентным содержаниям хрома и никеля, использованный в диаграмме Шеффлера [2, 3]. Однако возможность ее применения ограничена концентрацией углерода по одним данным до 0,2 % [4], по другим до 0,5 % [5], что существенно ниже оптимального уровня содержания этого элемента в износостойких метастабильных материалах [1]. Эти ограничения обусловлены возможностью образования карбидной фазы при повышенных концентрациях углерода в присутствии карбидообразующего элемента и обеднения, в результате этого, металлической матрицы углеродом и карбидообразующими элементами.

Авторы работы [4] считают, что для высокоуглеродистых материалов необходимо учитывать влияние хрома не только как ферритизатора, но и как наиболее распространенного карбидообразующего элемента и предлагают рассматривать воздействие всех элементов, способных образовывать карбиды, в виде хромового эквивалента карбидообразования – $St_{экв. карб.}$. Этот подход позволяет расширить диапазон химического состава материалов, для которых можно прогнозировать структуру в наплавленном состоянии.

В работе [6] предложен комбинированный (расчетно-графический) метод определения фазового состава наплавочных материалов. При этом фазовый состав матрицы сплава определяют по диаграмме в зависимости от расчетных значений коэффициентов "мартенсито- и ферритообразования".

Наиболее широкий диапазон структурных состояний предусмотрен последней системой классификации наплавочных материалов предложенной Международным институтом сварки (МИС) (рис. 1) [7]. Данная структурная диаграмма включает 16 групп материалов на основе ферритной (1 группа), мартенситной (8 групп) и аустенитной (7 групп) металлической матрицы.

Таким образом, существует несколько подходов к прогнозированию структурного состояния сплавов, основанных в основном, на учете химического состава сплава. Однако, кроме изменения количества легирующих элементов и углерода, существенное влияние на структурное состояние наплавленного металла также оказывает скорость его охлаждения [8, 9]. В работе [10] было показано, что снижение скорости охлаждения металла типа 140X12 с $80^\circ\text{C}/\text{с}$ до $1^\circ\text{C}/\text{с}$ обуславливает увеличение температуры начала мартенситного превращения аустенита из-за выделения и увеличения количества карбидов с 4 % до 10 % соответственно. Это приводит к уменьшению количества остаточного аустенита на 40 ... 50 %, что может оказать весьма существенное значение с точки зрения участия фазовых превращений в процессах упрочнения поверхности трения. В тоже время, в результате термического цикла наплавки низкохромистым высокоуглеродистым материалом неизбежен распад аустенита в результате его низкой термической устойчивости, а следовательно, уменьшение концентрации углерода в твердом растворе и увеличение в структуре карбидов цементитного типа, что также приведет к снижению его способности к упрочнению и износостойкости в условиях абразивного изнашивания. Кроме того, при прогнозировании структурного состояния наплавленного металла важно предвидеть не только качественный состав, но и количественное соотношение аустенита и мартенсита. Однако, даже при очень детальном делении типов наплавленного металла на структурные группы по классификации МИС, практически невозможно отметить каких либо предпосылок для прогнозирования способности к превращению аустенита в мартенсит деформации при абразивном изнашивании.

Как отмечено выше, одним из достаточно достоверных ориентиров, указывающих на способность остаточного аустенита к превращению в мартенсит деформации, является температура начала мартенситного превращения [11, 12]. В свою очередь положение M_n определяется химическим составом охлаждаемого аустенита [13, 14 - 16].

Известен ряд эмпирических формул, связывающих положение мартенситной точки с химическим составом стали. Для сталей с содержанием углерода 0,2 ... 0,8 % С, по мнению авторов работы [13] наиболее точной является формула А.А. Попова:

$$M_n = 520 - 320\%C - 50\%Mn - 30\%Cr - 20(\%Ni + \%Mo) - 5(\%Cu-Si). \quad (1)$$

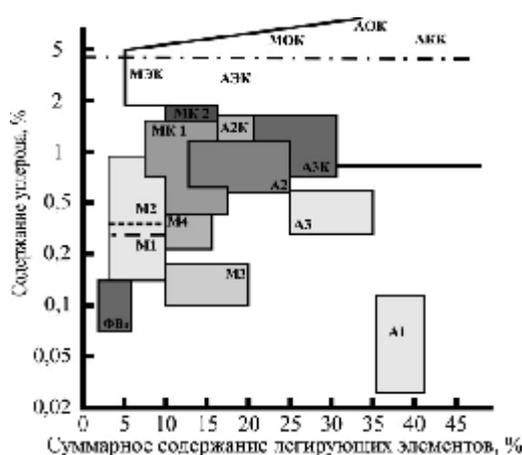


Рис. 1 – Структурная диаграмма существования наплавочных материалов, разработанная Международным институтом сварки [7]:

- феррит, упрочненный вторичной фазой – ФВт;
- мартенсит тип I (низкоуглеродистый низколегированный сплав) – M1;
- мартенсит тип II (высокоуглеродистый низколегированный сплав) – M2;
- мартенсит тип III (низкоуглеродистый высоколегированный сплав) – M3;
- мартенсит тип IV (среднеуглеродистый высоколегированный сплав) – M4;
- мартенсит, упрочненный карбидами типа I – МК1;
- мартенсит, упрочненный карбидами внедрения – МК2;
- мартенсит, упрочненный карбидами эвтектики – МЭК;
- мартенсит, упрочненный основными карбидами – МОК;
- аустенит типа I (Cr, Ni) + аустенит + феррит – А1 – АФ;
- аустенит марганцевый тип II (высокоуглеродистый среднелегированный сплав) – А2;
- аустенит хромомарганцевый тип I (среднеуглеродистый высоколегированный сплав) – А3;
- аустенит типа II и III, упрочненный карбидами – А2К, А3К;
- аустенит, упрочненный основными карбидами – АОК;
- аустенит, упрочненный карбидами эвтектики – АЭК;
- аустенит, упрочненный основными карбидами, суперкарбидами и карбидами эвтектики – АКК

Авторами работы [17] на основе экспериментальных данных выведены значения коэффициентов влияния марганца и хрома на положение мартенситных точек для содержания углерода 0,6; 0,8 и 1,0% для определения температуры M_n (°C) хромомарганцевых углеродистых сталей:

- содержащих 0,6 % C:

$$M_n = 520 - 320\%C - 35\%Mn - 10\%Cr; \quad (2)$$

- содержащих 0,8 % C:

$$M_n = 520 - 320\%C - 40\%Mn - 20\%Cr; \quad (3)$$

- содержащих 1,0 % C:

$$M_n = 520 - 320\%C - 48\%Mn - 23\%Cr. \quad (4)$$

Сопоставляя известные закономерности изменения M_n и фазового состава закаленных углеродистых сталей от содержания углерода (рис. 2, а) [13, 14 - 16], несложно определить зависимость количества остаточного аустенита в этих материалах от температуры начала мартенситного превращения (рис. 3, область 1). Для оценки возможности такого подхода в случае формирования структуры легированных сплавов воспользуемся известными данными [11] о взаимосвязи M_n и количества остаточного аустенита в стали типа X12 с температурой закалки. Обобщенные результаты представлены на рис. 2, б. Как видно, совпадение известных данных о содержании аустенита в зависимости от M_n в легированных сталях (рис. 3, кривая 2), с закономерностью изменения взаимосвязи этих параметров для нелегированных сталей, вполне удовлетворительно.

Таким образом, в наплавочных материалах, легированных хромом, количество остаточного аустенита можно прогнозировать по расчетной M_n , косвенно опираясь на известные закономерности изменения этих параметров углеродистых нелегированных материалов. При этом M_n будет одновременно являться ориентиром для прогнозирования нестабильности аустенита в процессе изнашивания. Однако малая устойчивость аустенита к диффузионному распаду в низкохромистых наплавочных материалах не позволяет при их разработке использовать исключительно систему Fe-C-Cr.

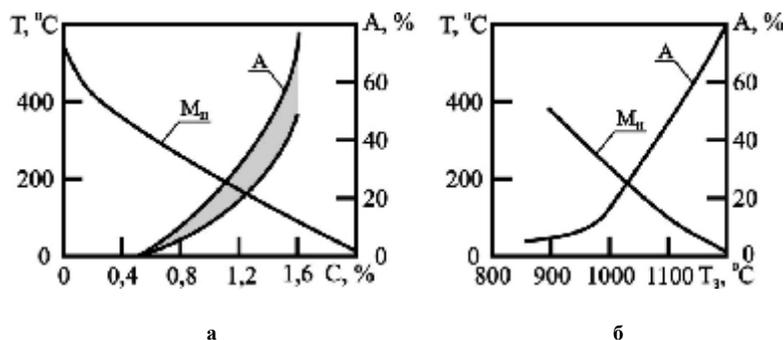


Рис. 2 – Изменения температур начала мартенситного превращения (M_n) и количества остаточного аустенита (А) углеродистых сталей в зависимости от содержания углерода (а) [13, 14 - 16] и стали типа X12 в зависимости от температуры закалки (б) [11]

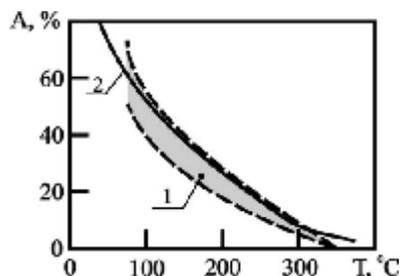


Рис. 3 – Схема взаимосвязи температуры начала мартенситного превращения и количества остаточного аустенита для нелегированных сталей и легированных сталей:
1 – углеродистые стали;
2 – сталь типа X12

Вторым элементом, достаточно распространенным и недорогим, который часто применяется для повышения устойчивости аустенита к перлитным и промежуточным превращениям, является марганец.

Обобщение аналитических и графических зависимостей изменения M_n от химического состава в системах Fe-C [15, 16, 18], Fe-C-Cr [14, 15, 18], Fe-C-Mn [15, 18], Fe-Cr-Mn-C [17, 18] и их математическая обработка, позволили получить выражение (5), связывающее содержание углерода в матрице сплавов, с температурой $M_n \approx 20^\circ\text{C}$ при охлаждении из однофазной области, с концентрацией хрома и марганца в диапазоне: C - 0,6...2%; Cr - 0...12%; Mn - 0...8,8%:

$$C = 2 - 0,191Mn - 0,45Cr + 0,046Cr \cdot Mn + 0,00953Mn^2 + 0,061Cr^2 - 0,00119Mn^2 \cdot Cr - 0,00319Mn \cdot Cr^2 - 0,00015Mn^3 - 0,00313Cr^3. \quad (5)$$

На основе полученной аналитической зависимости, построена концентрационная поверхность содержания углерода, хрома и марганца в матрице наплавленного металла с температурой $M_n \approx 20^\circ\text{C}$ (рис. 4). Выше данной поверхности совокупность сплавов с аустенитной структурой, ниже – сплавы содержащие $\alpha + \gamma$ фазы.

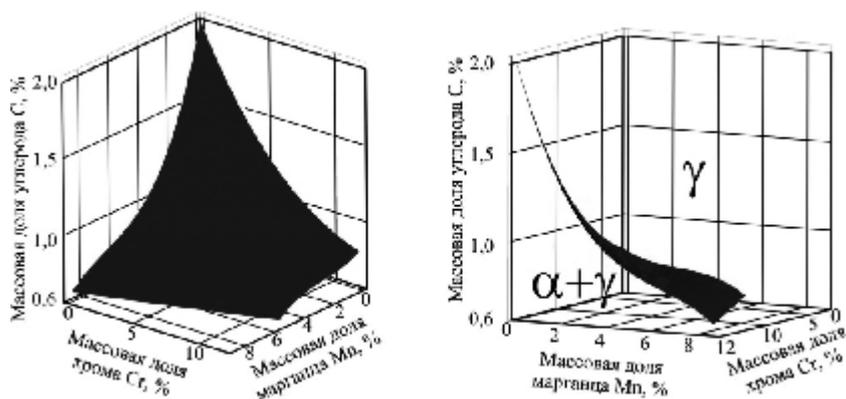


Рис. 4 – Концентрационная поверхность сплавов системы Fe-C-Cr-Mn с температурой $M_n \approx 20^\circ\text{C}$ при охлаждении из однофазной области

Выводы

Рассмотренные способы прогнозирования фазового состояния металлической матрицы не позволяют в полной мере определять способность к превращению аустенита в мартенсит деформации при абразивном изнашивании сплавов системы Fe-C-Cr-Mn. Возможность протекания фазовых $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений можно дополнительно определять по концентрационной поверхности сплавов системы Fe-C-Cr-Mn с температурой $M_n \approx 20$ °С при охлаждении из однофазной области.

Результаты данной работы могут быть полезны при разработке новых метастабильных износостойких хромомарганцевых наплавочных материалов на основе железа, предназначенных для работы в условиях абразивного изнашивания.

Литература

1. Андрущенко М.И., Рузов О.Э., Куликовский Р.А., Брыков Н.Н. Влияние углерода и хрома на способность к упрочнению и износостойкость бескарбидных сталей в условиях абразивного изнашивания // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2003. – №2. – С. 112-116.
2. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. акад. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
3. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.
4. Елагина О.Ю., Лившиц Л.С., Мальцева М.А. Структурная диаграмма высокоуглеродистых наплавленных слоев // Сварочное производство. – 1996. – №5 – С. 9-11.
5. Данильченко Б.В. Выбор износостойкого наплавленного металла для работы в условиях абразивного изнашивания // Сварочное производство. – 1992. – №5 – С. 31-33.
6. Королев Н.В., Пименова О.В., Бороненков В.Н. Метод расчетного определения фазового состава и структуры износостойких наплавочных сплавов // Сварочное производство. – 2002. – №4 – С. 11-16.
7. Мазель Ю.А., Кусков Ю.В., Полищук Г.Н. Классификация сплавов на основе железа для восстановительной и упрочняющей наплавки // Сварочное производство. – 1999. – №4 – С. 35-38.
8. О влиянии скорости охлаждения на структуру износостойкой наплавки / В.С. Попов и др. // Сварочное производство. – 1976. – №10. – С. 38-40.
9. Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке. Атлас. – М.: Наука, 1972. – 220 с.
10. Ткаченко Ю.М. Влияние скорости охлаждения на структуру высокоуглеродистого наплавленного металла // Автоматическая сварка. – 2000. – №8 – С. 28-29.
11. Долговечность оборудования огнеупорного производства / Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С., Приступа П.Г. – М.: Металлургия, 1978. – 232 с.
12. Счастливец В.М., Филиппов М.А. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 1. – С. 6-9.
13. Садовский В.Д., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в закаленной стали. – М.: Наука, 1986. – 113 с.
14. Воробьев В.Г., Гуляев А.П. Влияние легирующих элементов на температуры мартенситных превращений // Журнал технической физики. – 1951. – Т. XXI. Вып. 10. С. 1157-1163.
15. Меськин В.С. Основы легирования стали. – М.: Металлургия, 1964. – 684 с.
16. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1978. – 645 с.
17. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
18. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. – М.: Металлургия, 1965. – 495 с.

Надійшла 18.10.2012