

УДК 621.791.927.5

DOI: 10.30987/2223-4608-2020-5-3-8

Е.Н. Еремин, д.т.н.,
А.С. Лосев, инженер,
И.А. Пономарев, инженер,
С.А. Бородихин, инженер
(Омский государственный технический университет (ОмГТУ),
644050, г. Омск, Проспект Мира, 11)
E-mail: weld_techn@mail.ru

Влияние режимов термической обработки на структуру, свойства и фазовый состав стали 10Г7М3С2АФТЮ, наплавленной порошковой проволокой*

Исследованы особенности упрочнения старением стали 10Г7М3С2АФТЮ, наплавленной порошковой проволокой. Установлено, что старение при температуре 550 °С в течение 6 часов обеспечивает наивысшую степень упрочнения ферритной стали 10Г7М3С2АФТЮ. Доказано, что механизм упрочнения стали в результате старения обусловлен соединениями большей частью Ti_2CN , $V_{1,98}Ti_{0,02}$, VC.

Ключевые слова: наплавка; старение; твердость; дисперсное упрочнение; фазовый состав.

E.N. Eremin, Dr. Sc. Tech.,
A.S. Losev, Engineer,
I.A. Ponomarev, Engineer,
S.A. Borodikhin, Engineer

(Omsk State Technical University (OmSTU), 11, Mir Avenue, Omsk, 644050)

Thermal treatment impact upon structure, properties and phase structure of steel 10G7M3S2AFTYu weld with powder wire

There are investigated peculiarities of hardening through ageing of steel 10G7M3S2AFTYu weld with powder wire. It is defined that ageing at the temperature of 550°C during 6 hours ensures the highest degree of strengthening of ferrite steel 10G7M3S2AFTYu. It is proved that the mechanism of steel strengthening as a result of ageing is determined with the Ti_2CN , $V_{1,98}Ti_{0,02}$, VC combinations mainly.

Keywords: welding deposition; ageing; hardness; disperse strengthening; phase composition.

Введение

Повышенные требования по износостойкости предъявляются к деталям машин, работающих в условиях интенсивного изнашивания. В промышленности широкое распространение нашли технологии повышения эксплуа-

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №17-19-01224).

тационных свойств поверхностным упрочнением таких деталей [1]. Одной из таких технологий поверхностного упрочнения является наплавка рабочих поверхностей износостойкими порошковыми проволоками [2].

Известно, что высокая износостойкость покрытий достигается мартенситной структурой, упрочненной карбидными включениями. Для создания в наплавленном металле значитель-

ного количества таких включений в шихте порошковой проволоки существенно увеличивается концентрация углерода. Однако такой металл имеет высокую твердость и трудно обрабатывается режущим инструментом. В связи с этим требуется проведение отжига для снижения твердости металла, обеспечивающего его обработку резанием и последующую закалку, а также отпуска для достижения требуемых эксплуатационных свойств.

Вместе с тем для наплавки большой номенклатуры деталей можно использовать стали ферритного класса, характеризующиеся хорошей технологичностью, сравнительно низкой стоимостью и высокой работоспособностью в условиях трения металла о металл.

В этом отношении перспективно использование экономно легированных сталей на железо-марганцевой основе [3]. Особый интерес представляют такие стали с содержанием марганца менее 10 %, легированные небольшим количеством кремния, молибдена и титана, которые могут иметь ферритную структуру. Такая композиция используется в стали 10Г7М2С2Т, применяемой для изготовления металлических конструкций повышенной прочности [4]. Однако такая сталь имеет сравнительно невысокую твердость и как следствие низкую износостойкость, и не может быть использована для наплавки упрочняющих покрытий.

Существенный эффект упрочнения такой стали можно обеспечить путем создания дополнительных дисперсных соединений, выделяющихся в результате отпуска [5]. Этого можно достичь легированием стали азотом

совместно с ванадием [6]. Свойства таких сталей можно также улучшить, если в дополнение к титану вводить алюминий приблизительно в одинаковых пропорциях [4].

При таком легировании количество, размер и распределение соединений титана, ванадия и алюминия с азотом и углеродом (карбонитридов и нитридов) будет одним из решающих факторов, определяющих свойства таких сталей.

Вышеизложенное обуславливает перспективность использования для наплавки стали 10Г7М3С2АФТЮ, состав которой может обеспечить ферритную дисперсно-упрочненную структуру наплавленного металла. Однако особенности фазово-структурных превращений в результате старения такой стали ферритного класса не изучены. В связи с этим целью работы является исследование влияния старения на структуру, свойства и фазовый состав стали системы С-Fe-Mn-Mo-Si-V-Ti-Al-N.

Методика проведения экспериментальных исследований

Объектом исследований являлся металл с покрытием, наплавленным порошковой проволокой, созданной на основе стали 10Г7М3С2АФТЮ (табл. 1). Для обеспечения необходимого содержания азота в стали в состав порошковой проволоки был введен азотированный марганец Mn(N) марки Mn92Н6 по ГОСТ 6008-90. Расчетный состав экспериментальной порошковой проволоки приведен в табл. 1.

1. Расчетный состав экспериментальной порошковой проволоки, %

Mn	Mn(N)	Mo	FeSi	FeV	FeTi	FeAl	Na ₂ SiF ₆	Fe	Fe-лента
4,0	3,5	3,5	3,6	3,0	5,2	1,8	0,3	20,4	остальное

Металл образцов для проведения исследований получали наплавкой валиков в аргоне на пластины из углеродистой стали 45 размером 200×50×10 мм экспериментальной порошковой проволокой диаметром 2,4 мм в три слоя.

Исследования упрочнения осуществляли по результатам измерения твердости по сечению наплавленного металла состаренного при температурах 350, 500, 550 и 600 °С с выдержкой в течении 2; 6 и 10 ч.

Металлографические исследования наплавленного металла проводили на оптическом

микроскопе AXIO Observer A1m (Carl Zeiss). Микроструктура выявлялась химическим травлением в реактиве состава: CuSO₄ – 4 г; HCl – 20 мл; H₂O – 20 мл.

Твердость наплавленного металла измеряли по методу Роквелла на приборе мод. «ТК-2». Концентрацию углерода в исследуемом металле определяли на анализаторе «МЕТАВАК-CS30», а азота на анализаторе «МЕТАВАК-AK».

Рентгенофазовый анализ выполняли на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Для обра-

ботки и анализа дифракционных спектров применили пакет программ Match! версии 3.8.1.151.

Электронно-микроскопические исследования проводили на электронных микроскопах: просвечивающем HT-7700 Hitachi с энергодисперсионным спектрометром X-Flash 6T/60 Bruker и растровом JCM-5700 (JEOL) с энергодисперсионным спектрометром JED-2300*.

Результаты исследований и их обсуждение

Проведенный химический анализ показал,

что исследуемый металл 10Г7МЗС2АФТЮ, полученный наплавкой экспериментальной порошковой проволокой, содержит 0,0743 % углерода; 0,0818 % азота и 0,0162 % серы.

Установлено, что твердость такого металла после наплавки находится в пределах 17...19,5 HRC.

Степень упрочнения металла покрытия исследуемого состава оценивали по изменению твердости после старения при выбранных температурах (рис. 1).

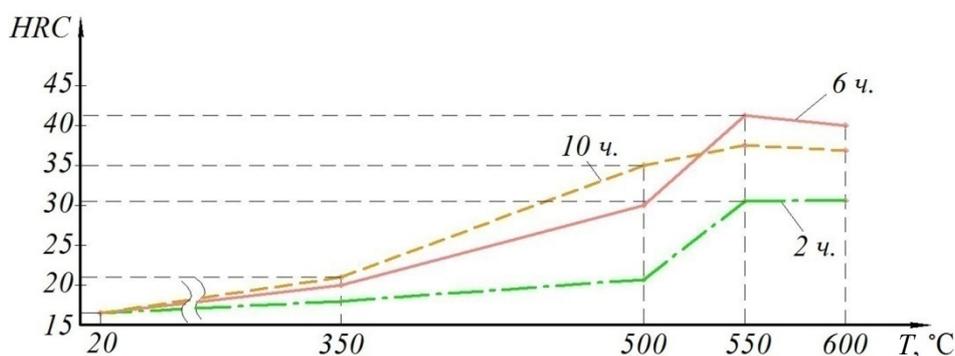


Рис. 1. Изменение твердости наплавленного металла в результате старения

Старение при температуре 350 °C оказывает незначительное влияние на упрочнение металла покрытия исследуемого состава независимо от продолжительности выдержки (см. рис. 1). Значения твердости находятся в диапазоне близком к наплавленному металлу 17...22 HRC.

В результате старения при 500 °C эффект упрочнения определялся длительностью выдержки (см. рис. 1). Так, при выдержке в 2 ч твердость незначительно превышает твердость наплавленного металла, достигая значений 23,5 HRC. После выдержки в 6 ч твердость достигает 30 HRC, а после 10 ч – 35 HRC. Максимальный прирост твердости относительно металла после наплавки составляет 20,5 HRC.

Степень упрочнения исследуемого металла при температуре 550 °C значительно повысилась (см. рис. 1). Уже после выдержки в 2 ч твердость повышается до значений 32,5 HRC, после 6 ч – до 42 HRC, а после 10 ч возрастает незначительно, достигая значения в 36,5 HRC. Максимальный прирост твердости -

относительно металла после наплавки составляет 25 HRC.

Старение при температуре 600 °C не приводит к усилению эффекта упрочнения исследуемого металла. В случае 6-часовой выдержки средние значения твердости даже несколько падают и находятся в диапазоне 40 HRC (см. рис. 1). Максимальный прирост твердости составляет всего 18 HRC.

Полученные данные обусловили проведение дальнейших исследований металла, прошедшего старение на режиме при температуре 550 °C в течение 6 ч, показавшем наивысший эффект упрочнения.

Для выявления механизма упрочнения исследуемого металла в результате старения были проведены электронно-микроскопические и рентгеноструктурные исследования.

Общий вид характерного участка структуры такого металла, полученный растровой электронной микроскопией, приведен на рис. 2. Химический состав сканированных областей по основным легирующим элементам приведен в табл. 2.

Анализ полученных результатов показывает наличие в стали ферритной структуры на основе железа, марганца, ванадия и молибдена (точки 7 – 10, рис. 2).

Внутри матрицы наблюдается выделения частиц прямоугольной формы с высокой кон-

* Авторы выражают благодарность Красноярскому региональному центру коллективного пользования ФИЦ КНЦ СО РАН за помощь в проведении электронно-микроскопических исследований образцов.

центрацией азота и титана (точки 1, 2, 3), а также марганца, по-видимому, нитриды титана и марганца. В ряде частиц дополнительно находится ещё молибден и ванадий (точки 2, 3). Обнаружены частицы округлой формы с

высокой концентрацией углерода, титана, молибдена и ванадия (точка 6). По границам зерен отмечены выделения с высокой концентрацией углерода, титана и молибдена (точки 4, 5, 11, 12).

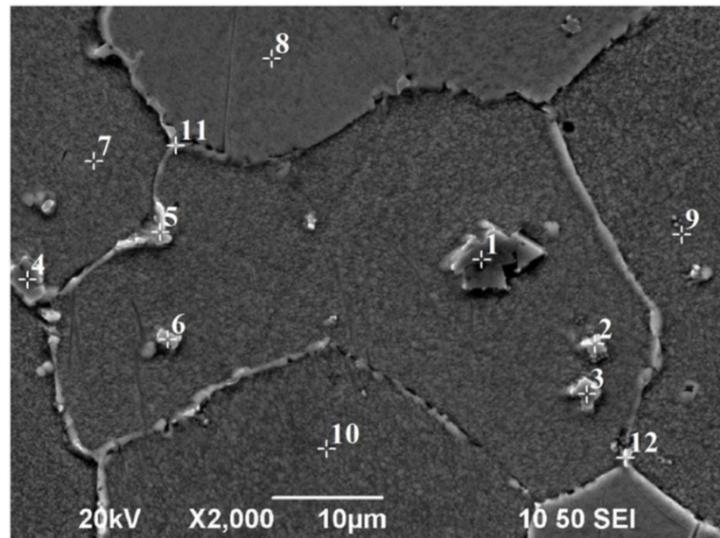


Рис. 2. Участок структуры исследуемой стали, полученный растровой электронной микроскопией с расположением областей сканирования в точках

2. Химический состав сканированных областей исследуемой стали, %

Точка №	C	N	Ti	V	Mn	Fe	Al	Si	Mo
1	0	17,02	63,05	2,42	0	15,47	1,14	0,37	0,53
2	0	17,33	53,63	2,52	1,85	20,87	0,47	0,38	2,95
3	0	21,41	48,98	2,09	2,23	21,89	0,20	0,54	2,66
4	13,81	0	21,71	1,73	4,99	51,57	0,43	0,98	4,78
5	26,03	0	15,78	2,40	4,08	42,58	0,29	0,98	7,86
6	16,93	0	12,91	2,65	4,74	52,34	0,13	1,40	8,90
7	0	0	0,47	1,23	7,73	85,58	0,28	2,04	2,67
8	0	0	0,15	1,35	7,94	85,88	0,42	1,98	2,28
9	0	0	0,62	1,51	7,51	85,46	0,68	1,50	2,72
10	0	0	0,36	1,54	7,46	85,65	0,52	1,63	2,84
11	15,46	0	8,48	2,33	6,15	60,46	0,39	1,24	5,49
12	10,94	0	8,89	1,97	6,20	66,23	0,39	1,43	3,95

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа данного металла после старения приведены на рис. 3. Результаты расшифровки дифрактограммы металла сведены в табл. 3.

Рентгеноструктурным анализом установлено, что структура металла после старения состоит из феррита α -Fe и 6-ти видов соединений фазовых составляющих. В ней присутствуют частицы большей частью карбонитрида Ti_2CN , нитрида $MnN_{0,457}$ и карбида VC , интерметаллидов большей частью $V_{1,98}Ti_{0,02}$, $Fe_{0,875}Mo_{0,125}$, $Fe_{0,91}Si_{0,09}$.

Общий вид участка тонкой структуры исследуемой стали, полученный просвечиваю-

щей электронной микроскопией, представлен на рис. 4. Химический состав объектов приведен в табл. 4.

Анализ структуры и микродифракций с её основных объектов показывает преобладание в ферритной матрице крупных выделений частиц Ti_2CN круглой формы диаметром до 1000 нм, и более мелких округлых выделений частиц VC диаметром 200 нм. По границам раздела наблюдаются крупные выделения $V_{1,98}Ti_{0,02}$ прямоугольной формы, достигающие в длину 500 нм и шириной 200 нм.

Результаты химического анализа показывают, что наряду с соединениями Ti_2CN , VC и

$V_{1,98}Ti_{0,02}$ в структуре имеются участки с высокой концентрацией Mo и Fe, по-видимому, интерметаллида $Fe_{0,875}Mo_{0,125}$. Видно так же, что весь титан и молибден находятся в частицах, а в матрице их нет.

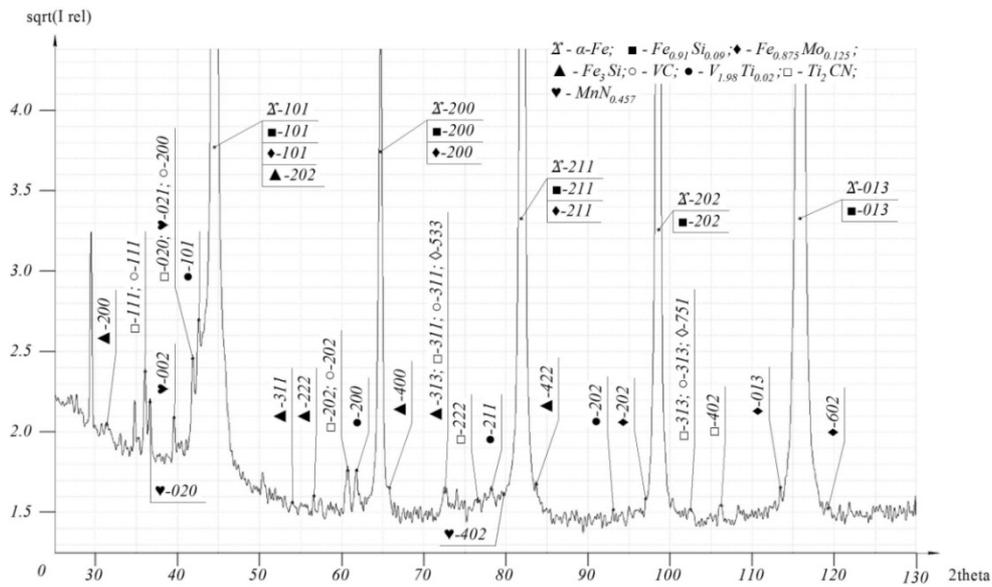


Рис. 3. Дифрактограмма исследуемой стали после старения

3. Расшифровка дифрактограммы исследуемой стали после старения

№	Обозначение фазы и номер карточки	Инт. пиков	Тип решетки	Параметры решетки	
				табличные	расчетные
1	α -Fe	Fe (96-901-3475)	О.С.	кубическая	$a = 2,8780 \text{ \AA}$
2		$Fe_{0,95}Mn_{0,05}$ (96-152-3953)	О.С.	кубическая	$a = 2,8708 \text{ \AA}$
3	$Fe_{0,91}Si_{0,09}$ (96-900-6622)	Ср.	кубическая	$a = 2,8492 \text{ \AA}$	$a = 2,85096 \pm 0,00033 \text{ \AA}$
4	$Fe_{0,875}Mo_{0,125}$ (96-231-0291)	Ср.	кубическая	$a = 2,9098 \text{ \AA}$	$a = 2,90829 \pm 0,00035 \text{ \AA}$
5	$V_{1,98}Ti_{0,02}$ (96-154-0339)	Ср.	кубическая	$a = 3,0030 \text{ \AA}$	$a = 3,00438 \pm 0,00045 \text{ \AA}$
6	Ti_2CN (96-153-9510)	Ср.	кубическая	$a = 4,3100 \text{ \AA}$	$a = 4,31169 \pm 0,00105 \text{ \AA}$
7	$MnN_{0,457}$ (96-153-2730)	Ср.	орторомбическая	$a = 5,6630 \text{ \AA}$ $b = 4,9043 \text{ \AA}$ $c = 4,5401 \text{ \AA}$	$a = 5,66647 \pm 0,00121 \text{ \AA}$ $b = 4,90481 \pm 0,00136 \text{ \AA}$ $c = 4,54150 \pm 0,00062 \text{ \AA}$
8	VC (96-101-1322)	Ср.	кубическая	$a = 4,3000 \text{ \AA}$	$a = 4,31150 \pm 0,00105 \text{ \AA}$
9	Fe_3Si (96-901-5111)	Сл.	кубическая	$a = 5,6550 \text{ \AA}$	$a = 5,65202 \pm 0,00129 \text{ \AA}$

Примечание. О.С. – очень сильная; С. – сильная; Ср. – средняя; Сл. – слабая.

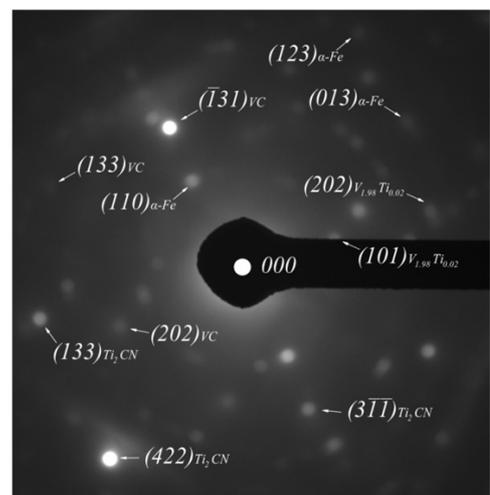
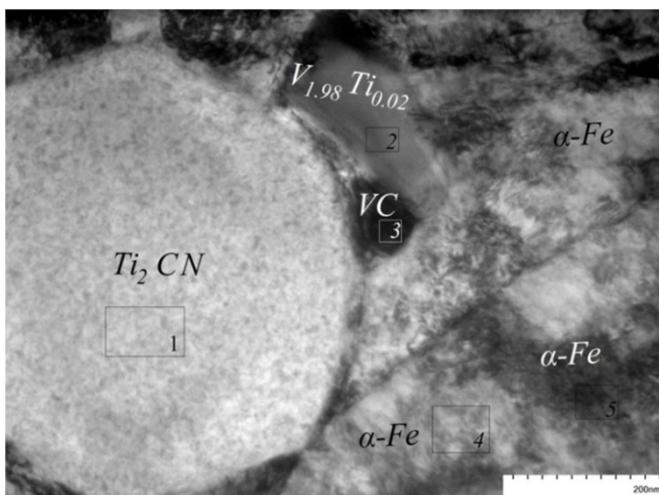


Рис. 4. Характерный участок тонкой структуры исследуемой стали после старения (а) и его микродифракция (б)

4. Химический состав сканированных объектов тонкой структуры исследуемой стали, %

Точка №	Fe	Mn	Mo	V	Ti
1	3,50	0,62	12,84	14,72	68,32
2	51,86	4,53	23,61	10,81	8,73
3	68,46	6,91	15,77	5,28	3,17
4	92,81	5,32	0	1,29	0
5	91,99	6,39	0	1,32	0

Полученные результаты показывают, что особенностью структуры исследуемой составленной стали является образование доминирующих в ней соединений карбонитридов титана, карбидов ванадия, нитридов марганца и интерметаллидов титана, ванадия и молибдена.

Заключение

1. Установлено, что старение при температуре 550 °С в течение 6 ч обеспечивает наивысшую степень упрочнения ферритной стали 10Г7МЗС2АФТЮ.

2. Показано, что нитридно-карбидно-интерметаллидные соединения Ti_2CN , VC , $MnN_{0,457}$, $V_{1,98}Ti_{0,02}$, $Fe_{0,875}Mo_{0,125}$, Fe_3Si , образовавшиеся в результате старения, определяют механизм упрочнения ферритной стали 10Г7МЗС2АФТЮ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шоев, А.Н. Научно-технические технологии нанесения покрытий // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2012. – №11(17). – С. 27–33.
 2. Рябцев, И.А. Наплавка деталей машин и механизмов. – Киев: Екотехнологія, 2004. – 159 с.
 3. Русаненко, В.В., Шапошников, Н.Г., Могутнов, Б.М., Еднерал, А.Ф. Исследование старения мартенсита сплавов на основе системы Fe-Mn // Материаловедение. – 2007. – № 1. – С. 32–42.

4. Бирман, С.Р. Экономнолегированные мартенситно-старяющие стали. – М.: Metallurgy, 1974. – 208 с.

5. Гольдштейн, М.И., Фарбер, В.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Metallurgy, 1979. – 208 с.

6. Базалева, К.О. Механизмы влияния азота на структуру и свойства сталей (обзор) // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 10(604). – С. 17–24.

REFERENCES

1. Shoev, A.N. Science intensive technologies for coatings // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2012. – No.11(17). – pp. 27-33.
 2. Ryabtsev, I.A. *Machinery Surfacing*. – Kiev: Ecotechnology, 2004. – pp. 159.
 3. Rusanenko, V.V., Shaposhnikov, N.G., Mogutnov, B.M., Yedneral, A.F. Investigations of martensite alloy ageing based on Fe-Mn system // *Material Science*. – 2007. – No.1. – pp. 32-42.
 4. Birman, S.R. *Economically-alloyed and Martensite-ageing Steels*. – M.: Metallurgy, 1974. – pp. 208.
 5. Goldstein, M.N., Farber, V.M. Steel Dispersion Strengthening. – M.: Metallurgy, 1979. – pp. 208.
 6. Bazaleeva, K.O. Mechanisms of nitrogen impact upon structure and properties of steels (review) // *Metal Science and Thermal Treatment of Steels*. – 2005. – No.10(604). – pp. 17-24.

Рецензент д.т.н. В.В. Акимов

