

УДК 621.785.33

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СОСТАВ И КОЛИЧЕСТВО
КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В ДОЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ТИПА 60X2H4ГМФ**

В. М. Власовец

*Харьковский национальный технический университет
сельского хозяйства им. Петра Василенко*

Постановка проблемы. Применение высокотвердых сплавов, полученных путем выбора оптимального химического состава в сочетании со способом термообработки, является наиболее перспективным. Создание сплавов, обладающих высокой твердостью, пластичностью и удовлетворительной обрабатываемостью затруднительно. Ограничения в их использовании связаны также с интенсификацией выкрашивания рабочей поверхности из-за высокой твердости. Поэтому проблема получения таких материалов, управления их структурно-фазовыми превращениями путем проведения термической обработки является актуальной.

Анализ последних исследований и публикаций в данном направлении. Реальным путем расширения области применения высокотвердых материалов является использование дисперсионно-твердеющих сталей, по структуре и свойствам удовлетворяющих принципу Шарпи [1]. Характерным для таких материалов является получение относительно низкой твердости в литом состоянии и высокой – после низкотемпературной термической обработки [2]. Это свойство использовано при разработке технологии получения сталей для производства прокатных валков. Имеющиеся информационные материалы по использованию дисперсионно-твердеющих сталей в Японии, Франции, Германии содержат ряд секретов их производства, однако известно, что они находят применение для различных изделий, в том числе и для многослойных прокатных валков [3].

Выделение нерешенных ранее направлений исследований общей проблемы. Повышение стойкости и надежности прокатных валков при сохранении хорошей обрабатываемости неразрывно связано с использованием железоуглеродистых сплавов, содержащих в структуре некоторое количество остаточного аустенита, распадом которого можно управлять применением термической обработки – отжига. Учитывая наличие значительной доли остаточного аустенита в стали 60X2H4ГМФ после литья для эффективного управления её свойствами в процессе отжига особый интерес представляет оценка состава и количества карбидной фазы с использованием магнитного параметра.

Цель работы. Исследовать особенности влияния отжига в интервале 200-850°C на состав и количество карбидной фазы стали 60X2H4ГМФ.

Материал и методика исследований. Исследовали образцы, вырезанные из отливок стали 60X2H4ГМФ, которые подвергали высоко- и низкотемпературным режимам обработки: а) высокотемпературные – I – отжиг 800 ± 10 °C; II – двухступенчатый отжиг 550 ± 10 °C, 800 ± 10 °C; б) низкотемпературные III – отжиг 450 ± 10 °C и с определением только твердости – отжиг 200 ± 10 °C, 250 ± 10 °C, 300 ± 10 °C, 350 ± 10 °C, 400 ± 10 °C, 500 ± 10 °C, 550 ± 10 °C. Загрузку отливок осуществляли при температуре печи 200 ± 15 °C и выдержке при этой температуре –

2 ч. Нагрев и охлаждение осуществляли со скоростью 20 °С/час. Выдержка при нагреве – 3 ч. С температуры 120 ± 15 °С охлаждение осуществляли на воздухе.

Для отделения карбидов цементитного типа и типа VC от спецкарбидов хрома Cr₇C₃ дополнительно проводили электрохимическое изолирование карбидной фазы из исследуемой стали. Полученный анодный осадок обрабатывали раствором, содержащим 50 мл перекиси водорода, 25 мл HCl (концентрированная), 100 мл воды. Такую обработку использовали для стали в литом состоянии. В термообработанной стали осадок дополнительно кипятили в этом же растворе в течение часа. В фильтрах и осадках, полученных после перечисленных обработок, известными химическими методами определяли содержание Mn, Cr, Ni, Mo, V.

Результаты исследований. Анализ структуры, оцененной рентгеноструктурным и электронномикроскопическим анализом показал, что в литом состоянии исследуемая сталь содержит, в среднем, до 30 % остаточного аустенита. Распределен он неравномерно (рис. 1 а-з), в поле зрения шлифа его содержание колеблется от 15 до 50 %. Изредка встречаются включения структурного свободного цементита (рис. 1 б) и карбида молибдена – Mo₂C (рис. 1 в).

Низкотемпературная обработка способствует распаду остаточного аустенита. Частично на его месте появляются мелкие выделения карбидов, соответствующие ориентации мартенситных игл. Выделения структурно свободных карбидов не изменились по сравнению с литым состоянием (рис. 1 з).

Высокотемпературные обработки по режимам I и II сохранили количество и распределение структурно свободного цементита. Остаточный аустенит распался практически полностью и исчезла мартенситная ориентация (рис. 1 д). Структура стала более однородной. Проведенные исследования выявили особенности структурных изменений стали 60X2H4ГМФ при различных видах обработки, которые оценивали при распаде остаточного аустенита.

Подтверждено, что в литом состоянии исследуемая сталь состоит из α-Fe и γ-Fe. При этом γ-Fe не содержит выделений карбидной фазы (рис. 1 з). Термическая обработка, способствуя частичному или полному распаду аустенита, приводит к дополнительному выделению мелких карбидов (Fe,Me)₃C, (Cr,Me)₇C₃, VC.

На рисунке 2 приведена структура стали после термической обработки. Карбиды цементитного типа более крупные и чаще всего имеют округлую форму, а спецкарбиды – правильную огранку в виде квадратов или вытянутых прямоугольников. Размеры включений цементитного типа не превышают 0,5 мкм, а спецкарбидов - 0,1 мкм. Наибольшее количество выделившихся карбидов отмечается при высокотемпературных обработках. Как правило, они выделяются цепочками. Проведение низкотемпературной обработки способствует выделению более дисперсных карбидов, расположенных внутри и по границам бывших мартенситных игл.

Использование электронно-микроскопического метода дает качественное представление о структуре локальных исследуемых участков. Для получения данных, позволяющих количественно оценить процесс карбидообразования, использовали метод карбидного анализа. Для изоляции карбидной фазы использовали потенциостатический электрохимический метод.

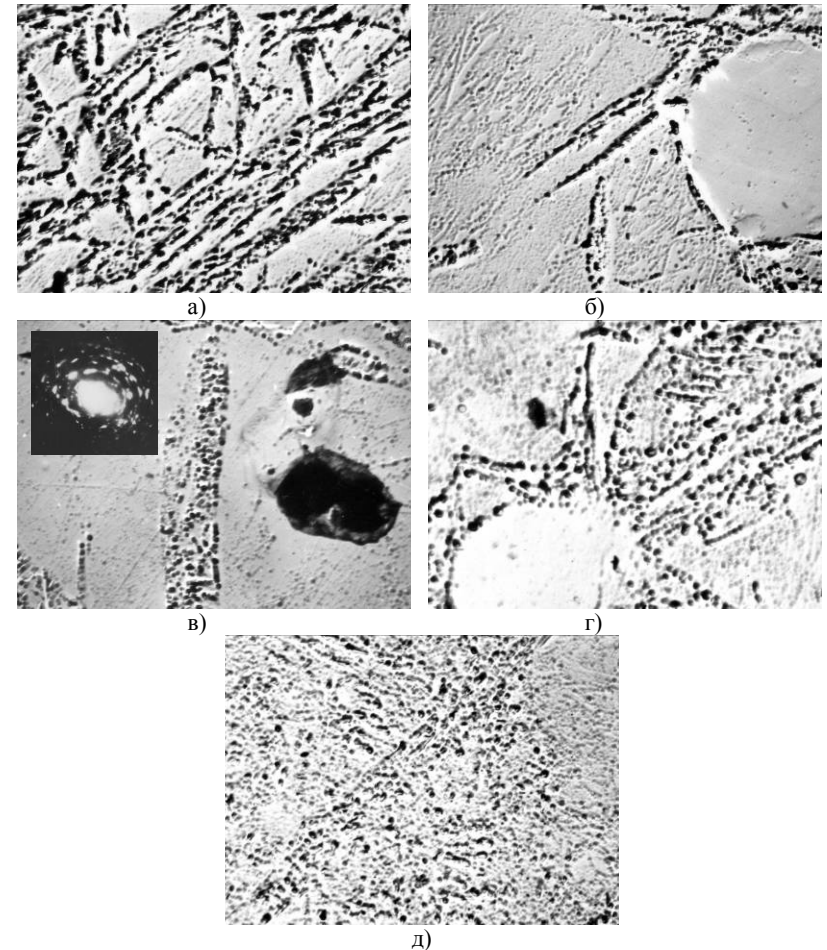


Рис. 1. Микроструктура стали 60X2N4GMФ: а, б – литое состояние; в - карбид молибдена; г – после нагрева до 450 ± 10 °С; д – после высокотемпературного режима I; $\times 500$.

Вначале определили качественно состав карбидной фазы. Для этого проведено рентгенографирование анодных осадков в излучении α -Fe. На рентгенограмме кроме линий цементита обнаружены также слабовыраженные линии карбида ванадия.

Поскольку на рентгенограммах карбидных фаз отчетливо видны лишь линии цементита, совпадающие с линиями остальных спецкарбидов, была проведена дополнительная химическая обработка анодных осадков для растворения цементита и идентификации других карбидов.

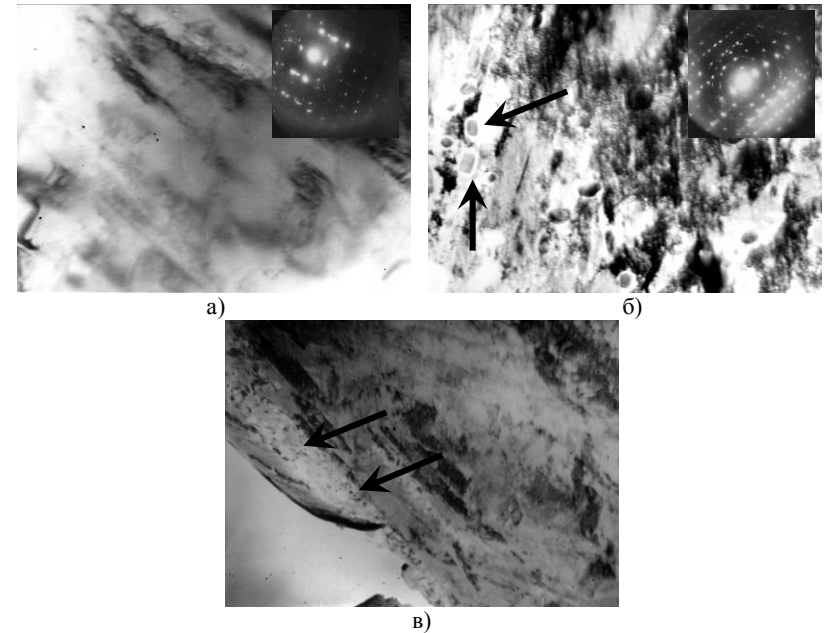


Рис. 2. Микроструктура стали 60X2H4ГМФ (тонкие фольги на просвет):
 а - литое состояние; б – после высокотемпературной обработки по режиму I;
 в – после нагрева до 450 ± 10 °С; а, б – $\times 50000$; в – $\times 9500$.

Таблица 1
 Анализ общего количества карбидной фазы, изолированной из стали 60X2H4ГМФ

Термообработ- ка	Тип карбида	Состав карбида, % к весу металла						Общее кол-во карбидной фазы, %
		Fe	Mn	Cr	Ni	Mo	V	
Литая	(Fe,Me) ₃ C	2,4	0,10	0,12	0,60	0,20	0,03	3,85
	Cr ₇ C ₃	следы	не обн.	0,015	не обн.	0,01	0,03	
	(V,Mo)C	следы	не обн.	следы	не обн.	0,01	0,03	
Режим I	(Fe,Me) ₃ C	5,9	0,19	0,40	0,40	0,25	0,12	8,20
	Cr ₇ C ₃	0,05	не обн.	0,07	не обн.	следы	следы	
	(V,Mo)C	следы	не обн.	следы	не обн.	0,05	0,08	
Режим II	(Fe,Me) ₃ C	6,8	0,30	0,65	0,50	0,30	0,19	9,55
	Cr ₇ C ₃	0,05	не обн.	0,087	не обн.	следы	следы	
	(V,Mo)C	следы	не обн.	следы	не обн.	0,015	0,03	
Режим III	(Fe,Me) ₃ C	4,3	0,28	0,48	0,25	0,20	0,20	6,45
	Cr ₇ C ₃	0,05	не обн.	0,07	не обн.	следы	следы	
	(V,Mo)C	следы	не обн.	следы	не обн.	0,015	0,03	

Таблица 2

Соотношение элементов в карбидной фазе, изолированной из стали 60X2H4ГМФ

Термообработка	Тип карбида	Состав карбида, % к весу металла							Формула карбида (Fe,Me) _x C _y	Содержание углерода в карбидной фазе
		Fe	Mn	Cr	Ni	Mo	V	C		
Литая	(Fe,Me) ₃	62,34	2,60	3,12	15,58	5,19	0,78	9,09	(Fe,Me) ₂ C	0,340
	C	следы	не обн.	0,39	не обн.	следы	следы			
	Cr ₇ C ₃	следы	не обн.	следы	не обн.	0,26	0,78			
	(V,Mo)C									
Режим I	(Fe,Me) ₃	71,65	2,62	4,88	4,88	3,05	1,46	8,05	(Fe,Me) _{2,3} C	0,620
	C	0,61	не обн.	0,85	не обн.	следы	следы			
	Cr ₇ C ₃	следы	не обн.	следы	не обн.	0,61	0,97			
	(V,Mo)C									
Режим II	(Fe,Me) ₃	71,35	3,15	6,82	5,25	3,15	1,99	6,91	(Fe,Me) _{2,8} C	0,640
	C	0,52	не обн.	0,91	не обн.	следы	следы			
	Cr ₇ C ₃	следы	не обн.	следы	не обн.	0,16	0,31			
	(V,Mo)C									
Режим III	(Fe,Me) ₃	66,65	3,56	7,44	3,87	3,10	3,1	9,14	(Fe,Me) _{2,1} C	0,570
	C	0,77	не обн.	1,08	не обн.	следы	следы			
	Cr ₇ C ₃	следы	не обн.	следы	не обн.	0,23	0,46			
	(V,Mo)C									

Результаты карбидного анализа приведены в таблицах 1 и 2. Первая таблица даёт представление об общем количестве карбидной фазы в металле, а вторая о процентном соотношении в ней компонентов.

В результате низкотемпературной обработки при 450 ± 10 °С общее количество карбидной фазы, по сравнению с литым состоянием возрастает в 1,7 раза и составляет 6,45 %. Высокотемпературный отжиг дополнительно увеличивает выпадение карбидной фазы по сравнению с литым состоянием в 2,1 раза, однако общее её количество, в среднем, ниже, чем после многоступенчатой обработки – на 14 %.

Большую часть в карбидной фазе литой и термообработанной стали составляет легированный цементит (Fe,Me)₃C.

В литом состоянии спецкарбидов значительно меньше, чем в термообработанном, что подтверждается увеличением содержания хрома приблизительно в 5 раз, а также ванадия и молибдена. Несмотря на то, что рентгеноструктурный анализ карбидного осадка не показал присутствие спецкарбидов молибдена, с помощью карбидного анализа удалось выявить довольно высокое его содержание в карбидном осадке (V,Mo)C. В карбиде VC возможно растворение молибдена в количестве до 50 % по отношению к содержанию ванадия. В анализируемой стали после термообработки отношение Mo/V = 0,52, т.е. можно предположить о возможности существования спецкарбидов не только VC, но и MoC.

Анализ состава легированного цементита в стали (табл. 2) показал, что содержание железа, марганца, молибдена и ванадия в нем при термообработке возрастает. Это свидетельствует о том, что наряду с увеличением доли карбидной фазы возрастает и степень ее легированности. Вместе с тем, содержание никеля заметно снижается. Если в литом состоянии в цементите его содержание составляет 15,58 %, то после термообработки оно снижается до 3,87%. Можно предположить, что никель в процессе термообработки образует интерметаллиды типа Ni_5Si_2 .

Анализ стехиометрического состава цементита (табл. 2), выявил несоответствие экспериментальных данных общепринятой формуле $(Fe,Me)_3C$. Наибольшее отклонение отмечается в литом состоянии.

Исследованиями электролитического осадка установлено, что карбиды, формирующиеся при отжиге стали 60X2H4ГМФ, являются фазами переменного состава, допускающими не только взаимное замещение Fe и Cr, но также присутствие Mo, V, и Mn в различных пределах. Проведение низкотемпературного отжига способствует формированию дисперсных карбидов, с пониженным содержанием железа (до 66,7 %) и повышенным хрома (7,44 %) в карбиде цементитного типа - $(Fe,Me)_{2,1}C$. Известно [4], что примесь хрома имеет отрицательный магнитный момент (антиферромагнитное упорядочение с атомами железа) и приводит к уменьшению магнитных моментов на ближайших атомах железа, что способствует уменьшению уровня коэрцитивной силы. Проведение высокотемпературной обработки способствует коагуляции выделившихся карбидов, увеличению содержания железа (до 71,35 %), уменьшению хрома (до 6,82 %) в карбиде цементитного типа - $(Fe,Me)_{2,8}C$. Комплексными исследованиями свойств цементита различного стехиометрического состава установлено [5], что с увеличением содержания хрома и углерода увеличивается твердость такого карбида. Поэтому повышение уровня коэрцитивной силы, при низкотемпературном отжиге стали 60X2H4ГМФ обусловлено теми же причинами, что и твердости – выделением большего количества дисперсных карбидов преимущественно цементитного типа, а также спецкарбидов $(Cr,Me)_7C_3$.

Исследованиями изменения структуры стали после низкотемпературной обработки - нагрева в интервале температур 200 °С–550 °С выявлено, что распад остаточного аустенита происходит после всех режимов, однако наибольшее упрочнение достигается при 450 ± 10 °С. Установлено, что H_c изменяется эквидисцентно твердости, что позволяет прогнозировать полноту превращения по магнитному параметру. Предложена зависимость, позволяющая контролировать уровень твердости по коэрцитивной силе для интервала температур низкотемпературного отжига 350–500 °С:

$$HV = 19,22 + 13,5H_c \quad (1)$$

Наибольшему уровню твердости после низкотемпературного отжига для исследованной стали соответствуют показания H_c после термообработки 30–37 А/см.

Выполнили оценку относительной износостойкости стали 60X2H4ГМФ после различных режимов обработки. Износ литого металла был выбран за

исходный. Проведение высокотемпературного отжига повышает относительную износостойкость в 1,5 и 1,55 раза для I-го и II-го режимов обработки соответственно. Низкотемпературный отжиг стали способствует получению высокой твердости 557–586 НВ и максимальному повышению износостойкости – в 1,61 раза по сравнению с литым состоянием.

Выводы и перспективы дальнейших исследований. Исследовано влияние температуры отжига на состав и количество карбидной фазы стали 60X2H4ГМФ. Установлено, что выделение значительного количества (6,45–9,55 %) дисперсных карбидов в процессе отжига в интервале 450–850 °С, преимущественно цементитного типа, а также спецкарбидов $(Cr,Me)_7C_3$, $(V,Mo)C$, способствует повышению уровня твердости до 18%, износостойкости в 1,61 раза. Максимальное упрочнение достигнуто при проведении низкотемпературного отжига при 450 °С. Предложена зависимость для оценки полноты дисперсионного твердения по магнитному параметру, которая позволит в условиях производства обеспечить наиболее эффективные технологические параметры отжига. Перспективны дальнейшие исследования по влиянию низкотемпературной термоциклической обработки на состав и количество карбидной фазы стали 60X2H4ГМФ.

Благодарности. Автор выражает признательность научному консультанту д.т.н., проф., акад. ИАН Украины Скобло Т. С. за оказанную помощь в проведении исследований и обсуждении их результатов.

Литература

1. Bina M. Application of homogenization heat treatments to improve continuous-annealing furnace roller fractures. / M. Bina, G. Dini, M. Navabi // *Engineering Failure Analysis*. – 2009. – Vol. 16. – № 5. – P. 1720–1726.
2. Soboyejo W. O. *Mechanical properties of engineered materials*. / W. O. Soboyejo. – Danvers: CRC Press, 2003. – 583 p.
3. Lee Y. *Rod and bar rolling: theory and applications*. / Y. Lee. – New York: Marcel Dekker, 2004. – 465 p.
4. Коняева М. А. Электронная структура, магнитные свойства и стабильность бинарных и тройных карбидов $(Fe,Cr)_3C$ и $(Fe,Cr)_7C_3$. / М. А. Коняева, Н. И. Медведева // *Физика твердого тела*. – 2009. – № 10. – С. 1965–1969.
5. Скобло Т. С. О структуре цементита // *Литейное производство*. – 1971. – № 12. – С. 35–38.