

УДК 621.91.01

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕЙ СТАЛИ 60X2H4ГМФ

Т. С. СКОБЛО, В. М. ВЛАСОВЕЦ

Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства им. Петра Василенко

Показано, что выделение значительного количества (6,45...9,55%) дисперсных карбидов в процессе отжига стали 60X2H4ГМФ в интервале 350...800°C, преимущественно цементитного типа, а также спецкарбидов Me_7C_3 , (V, Mo)C, способствует повышению твердости на 18%, а износостойкости в 1,5–1,61 раза. Максимальное упрочнение достигается при низкотемпературном отжиге при 450°C. Установлена зависимость коэрцитивной силы от твердости, которая позволит в условиях производства обеспечить контроль качества и определить наиболее эффективные технологические параметры отжига без разрушения изделия.

Ключевые слова: дисперсионное упрочнение, сталь, цементит, специальный карбид, отжиг, твердость, коэрцитивная сила.

Повышение потребительских свойств прокатных валков относится к числу важнейших проблем материаловедения. Ее острота особенно возросла в последние годы мирового кризиса в связи с повышением требований к качеству и точности листового проката, снижению его себестоимости. Одно из направлений решения этой задачи – разработка и применение новых материалов для производства валков, прежде всего дисперсионно-твердеющих сталей, по структуре и свойствам соответствующих принципу Шарпи [1]. Характерным для них является получение относительно низкой твердости в литом состоянии, что позволяет снизить затраты на основную механическую обработку, и высокой – после низкотемпературной термической обработки [2].

Принцип Шарпи использован при разработке дисперсионно-твердеющих сталей и технологии их получения для производства различных изделий, в т. ч. и прокатных валков [3]. Однако имеющиеся информационные материалы по использованию таких сталей на предприятиях Японии, Франции, Германии содержат ряд секретов производства, что ограничивает их применение при изготовлении массивных отливок.

Цель работы – исследовать особенности структурообразования, изменение фазового состава, количество карбидной фазы стали 60X2H4ГМФ при отжиге в интервале температур 350...800°C.

Метод исследований. Изучали образцы, вырезанные из отливок стали 60X2H4ГМФ, с таким содержанием компонентов: 0,59...0,64% C; 0,45...0,59% Si; 1,0...1,20% Mn; 0,25...0,03% P; 0,04...0,05% S; 2,0...2,2% Cr; 3,8...3,96% Ni; 0,3...0,4% Mo; 0,15...0,20% V. Образцы подвергали высоко- и низкотемпературным режимам обработки: высокотемпературные I – отжиг 800±10°C (для получения однородной структуры); II – двухступенчатый отжиг 550±10°C, 800±10°C (первая ступень направлена на предварительную полигонизацию для выделения максимального количества карбидной фазы при втором цикле обработки); низкотемпературные III – отжиг 450±10°C (для получения максимального уровня твер-

Контактная особа: В. М. ВЛАСОВЕЦ, e-mail: vlasovez@ukr.net

дости) и с определением только твердости – отжиг $350\pm 10^\circ\text{C}$, $400\pm 10^\circ\text{C}$, $500\pm 10^\circ\text{C}$, $550\pm 10^\circ\text{C}$.

Отливки помещали в печь, нагретую до температуры $200\pm 15^\circ\text{C}$. Для выравнивания температуры по сечению отливки выдерживали в течении 2 h. Последующий нагрев в печи и охлаждение производили со скоростью 20°C/h . Выдержка отливок при исследуемом режиме отжига 3 h.

Для отделения карбидов цементитного типа и типа VC от спецкарбидов хрома Me_7C_3 дополнительно проводили электрохимическое изолирование карбидной фазы в исследуемой стали. Полученный анодный осадок обрабатывали раствором, содержащим 50 ml перекиси водорода, 25 ml HCl (концентрированная), 100 ml воды. Такую обработку использовали для стали в литом состоянии. В термообработанной стали осадок дополнительно кипятили в этом же растворе в течение 1 h. В фильтрах и осадках, полученных после перечисленных обработок, известными химическими методами определяли содержание Mn, Cr, Ni, Mo, V.

Напряжения от неметаллических включений рассчитывали по методу Ласло [4], а текстуру вокруг них изучали после вакуумного травления на установке системы Лозинского (образцы размером $3\times 4\times 80$ mm) по режиму: нагрев $900\dots 950^\circ\text{C}$, выдержка 10...30 min с последующим быстрым охлаждением.

Износ стали оценивали по результатам испытаний дисков диаметром 6 mm при трении под нагрузкой 9,8 МПа, что позволило, благодаря малой площади контакта, обеспечить давление в поверхностном слое $350\dots 400$ МПа. При этом температура диска, имитирующего прокатываемый металл, составила $800\pm 20^\circ\text{C}$, а испытуемого материала – $40\dots 45^\circ\text{C}$.

Результаты исследований и их обсуждение. Комплексные исследования, выполненные рентгеноструктурным и электронномикроскопическим анализами, показали, что структура стали 60X2H4ГМФ в литом состоянии представляет собой мартенсит, остаточный аустенит (до 30%) и незначительное количество карбидной фазы. Остаточный аустенит распределен неравномерно (рис. 1a–d). Изредка встречаются включения структурно-свободного цементита и карбида молибдена – Mo_2C (рис. 1c). Остаточный аустенит практически не содержит карбидной фазы (рис. 1d).

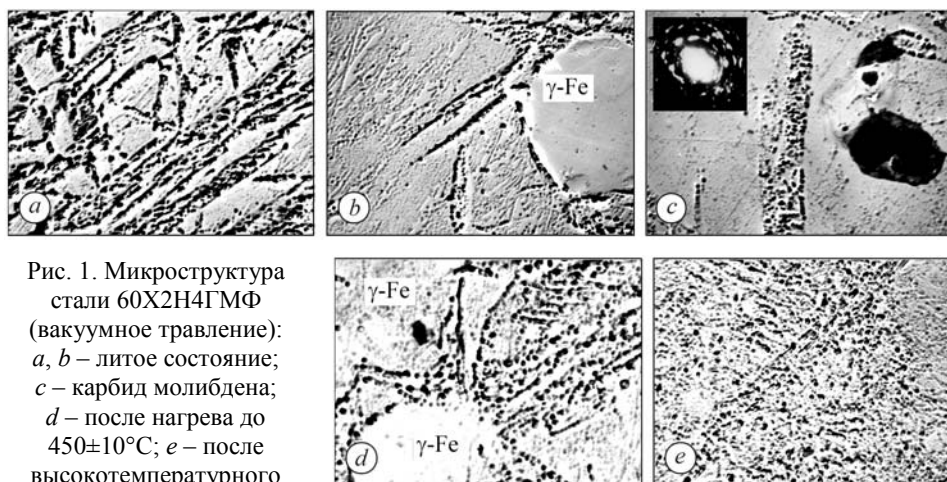


Рис. 1. Микроструктура стали 60X2H4ГМФ (вакуумное травление): a, b – литое состояние; c – карбид молибдена; d – после нагрева до $450\pm 10^\circ\text{C}$; e – после высокотемпературного режима I. $\times 500$.

Fig. 1. The 60X2H4ГМФ steel microstructure (vacuum etching): a, b – cast state; c – molybdenum carbide; d – after heating to $450\pm 10^\circ\text{C}$; e – after high-temperature process I. $\times 500$.

Анализ неметаллических включений выявил присутствие единичных сульфидов, располагающихся по границам зерен, а также карбонитридов и нитридов

ванадия. Область вокруг неметаллических включений состоит из зоны пластической деформации, выявляемой по текстурным напряжениям рис. 2, и следующей за ней зоны упругой деформации, где подавляется мартенситное превращение. Область упругих деформаций в несколько раз больше зоны пластических деформаций. Развитие последней вокруг включений определяется размером зерна, гомогенностью структуры и наличием различных барьеров. Эта методика базировалась на данных о возможности торможения мартенситного превращения в результате деформации и появлении текстурных напряжений в области пластических деформаций [5].

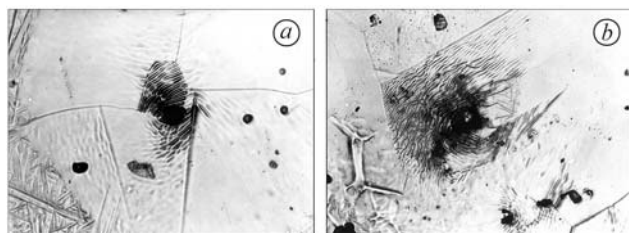


Рис. 2. Пластическая (а) и упругая (b) деформации матрицы вокруг включения (вакуумное травление). $\times 900$.

Fig. 2. Plastic (a) and elastic (b) deformation of the matrix around the inclusion (vacuum etching). $\times 900$.

На основании статистических исследований установлена тенденция в соответствии с которой, увеличение размера ванадиевых включений на $1\ \mu\text{m}$ расширяет область пластической деформации в 1,4–1,6 раза. Однако с их ростом (более $7\text{--}10\ \mu\text{m}$) деформация практически не меняется. Это связано с уменьшением когерентной связи между включением и матрицей. Микротвердость продуктов распада аустенита вокруг таких включений в области пластических деформаций возрастает в 1,2–1,6 раза, а в области упругих – на 5...10%.

Напряжения от включений рассчитывали по методу Ласло [4]. При расчетах использовали экспериментальные оценки уточненного размера включений и области деформационного рельефа, выявляемые по структуре. В зависимости от размера включений радиальное напряжение на поверхности контакта включение–матрица изменяется в пределах 326...353 МПа. По всей вероятности при выделении карбидов цементитного типа также возникают напряжения, так как вокруг даже довольно мелких карбидов наблюдается светлая оторочка, свидетельствующая о наклепе. В ряде случаев, когда включение находилось в аустените, оно вызывало его распад. Наличие напряженного состояния вокруг карбидных включений подтверждается и электронномикроскопическими исследованиями (рис. 3b, c). При интенсивных режимах механической обработки такие включения являются источником зарождения микротрещин и надрывов. Поэтому для исследуемой стали необходимо стремиться к получению минимального количества включений и карбидной фазы в литом состоянии.

Для стали 60X2H4ГМФ при изменении доли остаточного аустенита в пределах 18...30% в литом состоянии выявлена тенденция, в соответствии с которой с повышением доли этой составляющей на 5% уменьшается содержание карбидной фазы, определенной химическим анализом электролитически выделенного осадка. Поэтому в исходной отливке стали за счет легирования необходимо обеспечить содержание остаточного аустенита на уровне 27...30%.

Высокотемпературные обработки по режимам I и II способствовали практически полному распаду остаточного аустенита и исчезновению мартенситной ориентации (см. рис. 1e). Структура стала более однородной. При низкотемпературной обработке также происходит распад остаточного аустенита и частично на его месте появляются мелкие выделения карбидов, соответствующие ориентации мартенситных игл.

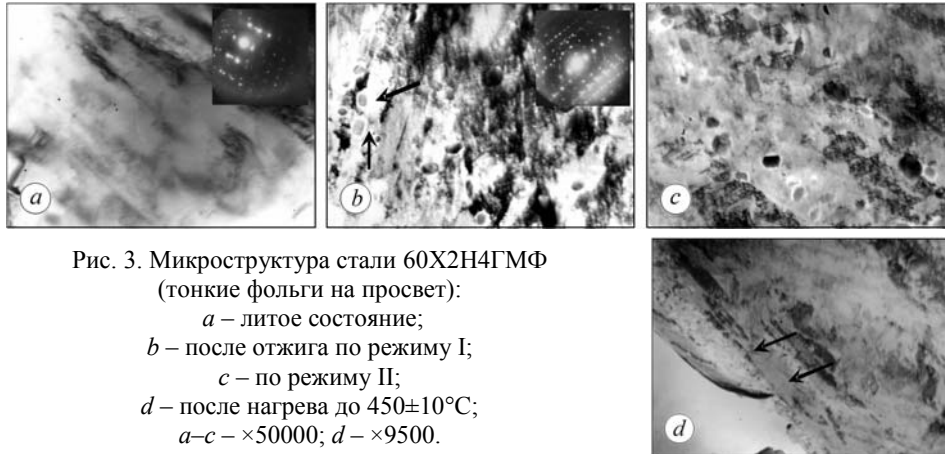


Рис. 3. Микроструктура стали 60X2H4ГМФ (тонкие фольги на просвет):
a – литое состояние;
b – после отжига по режиму I;
c – по режиму II;
d – после нагрева до 450±10°C;
a-c – ×50000; *d* – ×9500.

Fig. 3. The 60X2H4ГМФ steel microstructure (thin foil sight check): *a* – cast state;
b – after the process I annealing; *c* – after the process II annealing;
d – after heating to 450±10°C; *a-c* – ×50000; *d* – ×9500.

Используя метод карбидного анализа оценили процесс карбидообразования (табл. 1, 2). Предварительно качественно определили состав карбидной фазы рентгенографированием 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, провели дополнительную химическую обработку анодных осадков для его растворения.

Таблица 1. Анализ общего количества карбидной фазы в стали 60X2H4ГМФ

Термо-обработка	Тип карбида	Состав карбида, mass. %						Общее кол-во карбидной фазы, %
		Fe	Mn	Cr	Ni	Mo	V	
Литое состояние	Me ₃ C	2,4	0,10	0,12	0,60	0,20	0,03	3,85
	Me 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	Me ₃ C	5,9	0,19	0,40	0,40	0,25	0,12	8,20
	Me 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	Me ₃ C	6,8	0,30	0,65	0,50	0,30	0,19	9,55
	Me 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	Me ₃ C	4,3	0,28	0,48	0,25	0,20	0,20	6,45
	Me 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	

Установлено, что большую часть в карбидной фазе литой и термообработанной стали составляет легированный цементит Me₃C. По сравнению с низколегированной заэвтектоидной сталью [6], а также хромоникелевым чугуном [7], для такой карбидной фазы характерна более низкая концентрация Fe, Mn, Cr, Mo, V, хотя общее количество легирующих присадок в ней повышено. Это связано с формированием специальных карбидов, выделяющихся из аустенита – Me₇C₃ и (V, Mo)C. Анализ состава легированного цементита в стали (табл. 2) показал, что

содержание Fe, Mn, Mo и V в нем при термообработке возрастает. Это свидетельствует об увеличении доли легированной карбидной фазы.

Таблица 2. Соотношение элементов в карбидной фазе в стали 60X2H4ГМФ

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

В литом состоянии спецкарбидов значительно меньше, чем в термообработанном, что подтверждается увеличением содержания в них Cr приблизительно в 5 раз, а также V и Mo. 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 до 50% по отношению к содержанию ванадия. В анализируемой стали после термообработки отношение Mo/V = 0,52, т.е. можно предположить возможность существования спецкарбидов не только (V, Mo)C, но и MoC.

В результате низкотемпературной обработки при 450±10°C общее количество карбидной фазы, по сравнению с литым состоянием, возрастает в 1,7 раза и составляет 6,45%. Такая обработка способствует формированию более твердых, согласно известным результатам [8], дисперсных карбидов, с пониженным содержанием железа (до 66,7%) и повышенным хрома (7,44%) в карбиде цементитного типа Me_{2,1}C. Можно предположить, что это связано с дисперсионным твердением. Высокотемпературный отжиг дополнительно увеличивает выпадение карбидной фазы по сравнению с литым состоянием в 2,1 раза, однако общее ее количество, в среднем, ниже, чем после многоступенчатой обработки на 14%.

Выполнили оценку относительной износостойкости стали 60X2H4ГМФ после различных режимов обработки. Износ литого металла выбрали 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.

На основании экспериментальных статистических оценок для области максимального упрочнения при низкотемпературном отжиге (в интервале 350...500°C) установлена зависимость (рис. 4), позволяющая по коэрцитивной силе H_c оценивать твердость: $HB = 15,8 H_c$.

ВЫВОДЫ

Исследовано влияние температуры отжига на структуру, состав и количество карбидной фазы стали 60X2H4ГМФ. Показано, что выделение значительного количества (6,45...9,55%) дисперсных карбидов в процессе отжига в интервале 350...800°C, преимущественно цементитного типа, а также спецкарбидов Me_7C_3 , (V, Mo)C, способствует повышению твердости на 18%, а износостойкости в 1,61 раза. Максимальное упрочнение достигнуто при низкотемпературном отжиге при 450°C. Предложена зависимость коэрцитивной силы от твердости, которая позволит в условиях производства обеспечить контроль качества и определить наиболее эффективные технологические параметры отжига. Перспективны дальнейшие исследования по влиянию низкотемпературной термоциклической обработки на состав и количество карбидной фазы стали 60X2H4ГМФ.

РЕЗЮМЕ. Показано, що виділення значної кількості (6,45...9,55%) дисперсних карбідів під час відпалу сталі 60X2H4ГМФ в інтервалі 350...800°C, переважно цементитного типу, а також спецкарбідів Me_7C_3 , (V, Mo)C сприяє підвищенню твердості на 18%, а зносостійкості в 1,5–1,61 рази. Максимальне зміцнення досягнуто за низькотемпературного відпалу при 450°C. Встановлено залежність коерцитивної сили від твердості, яка дасть змогу в умовах виробництва забезпечити контроль якості і визначити найефективніші технологічні параметри відпалу без руйнування виробу.

SUMMARY. The release of a significant amount of dispersed carbides during the 60X2H4ГМФ steel annealing in 300...800°C range, mainly of cement carbide type, and special carbides Me_7C_3 and (V, Mo)C as well, is shown to provide a 18% increase of the hardness and 1.5–1.61 time increase in durability. The maximum hardness can be reached during the low-temperature annealing at 450°C. The dependence of coercitive force on the hardness which allows production conditions to provide quality checking and to determine the most effective technological parameters without product failure is established.

1. Bina M., Dini G., and Navabi M. Application of homogenization heat treatments to improve continuous-annealing furnace roller fractures // *Engineering Failure Analysis*. – 2009. – **16**, № 5. – P. 1720–1726.
2. Soboyejo W. O. Mechanical properties of engineered materials. – Danvers: CRC Press, 2003. – 583 p.
3. Lee Y. Rod and bar rolling: theory and applications. – New York: Marcel Dekker, 2004. – 465 p.
4. Марченко М. В. Влияние неметаллических включений на прочность и твердость гильз цилиндров // *Вісник ХДТУСГ*. – 2004. – Вип. 24. – С. 140–144.
5. Хоникомб Р. В. Пластическая деформация металлов. – М: Мир, 1972. – 408 с.
6. Скобло Т. С. О структуре цементита // *Литейное производство*. – 1971. – № 12. – С. 35–38.
7. Скобло Т. С., Власовец В. М., Соколов Р. Г. Прогнозирование свойств легированного чугуна оценкой химического состава на специальной пробе и в рабочем слое прокатных валков // *Вісник ХНТУСГ*. – 2009. – Вип. 80. – С. 160–166.
8. Коняева М. А., Медведева Н. И. Электронная структура, магнитные свойства и стабильность бинарных и тройных карбидов (Fe, Cr)₃C и (Fe, Cr)₇C₃ // *Физика твердого тела*. – 2009. – № 10. – С. 1965–1969.

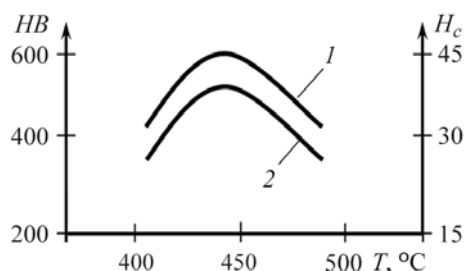


Рис. 4. Зависимость твердости (1) и коэрцитивной силы (2) стали 60X2H4ГМФ от температуры отжига.

Fig. 4. Dependence of 60X2H4ГМФ steel hardness (1) and coercitive force (2) on annealing temperature.

Получено 23.11.2010