

В.Н. Терехов, вед. научн. сотрудник

В.И. Канюка, зав. лабораторией

Н.А. Рябухина, инженер

А.Н. Мороз, научн. сотрудник

## ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА СОСТАВ И ДИСПЕРСНОСТЬ ИЗБЫТОЧНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ Fe-Co-W-Mo С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

*ГП «УкрНИИ Спецсталь», г. Запорожье*

Досліджено сталі типу В9М11К16Т, що містять 0,14...2,25 % кремнію. Проведено металографічний аналіз, визначені розміри та розподіл надлишкових фаз. Вивчено вплив кремнію на розмір надлишкових фаз у вихідному стані та їх розчинність під час термічної обробки.

Исследованы стали типа В9М11К16Т, содержащие 0,14...2,25 % кремния. Проведен металлографический анализ, определены размеры и распределение избыточных фаз. Изучено влияние кремния на размер избыточных фаз в исходном состоянии и их растворимость при термической обработке.

*Введение.* Отечественными и зарубежными исследованиями показано, что возможности легирования в целях повышения теплостойкости инструментальных сталей на основе  $\alpha$ -Fe с карбидным упрочнением во многом исчерпаны. Однако, как свидетельствует опыт создания сплавов типа 2Х6В8М2К8, В18М7К25, В11М7К23 [1,2] и др., задача дальнейшего повышения этой характеристики может быть во многом решена путем перехода на стали мартенситного класса с интерметаллидным упрочнением. В случае использования этих материалов для изготовления режущего инструмента присутствие в их составе 23...25 % кобальта считается обязательным, так как при меньшем его содержании возможно образование  $\delta$ -феррита при закалке и получение недостаточной вторичной твердости.

Факт интенсификации кобальтом процессов дисперсионного твердения за счет воздействия на межфазное перераспределение вольфрама и молибдена при термической обработке достаточно подробно освещен в литературе [3-5]. Вместе с тем в работе [6] показано, что аналогичное и даже более сильно выраженное влияние на обеднение твердого раствора при старении в сплавах типа 1В9К8Т, 1М6К8Т оказывает кремний.

*Постановка задачи.* Задачей исследований является изучение влияния кремния на структуру и поведение при термической обработке высоколегированных сталей на базе В9М11К16Т.

Химический состав опытных сплавов представлен в табл. 1.

**Таблица 1** – Химический состав опытных сплавов, %

Сплав	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	Ti	Co
М-1	0,29	0,63	1,92	3,2	8,6	10,9	2,5	14,84
М-2	0,30	0,64	0,14	3,3	8,6	11,2	1,3	16,75
М-4	0,33	0,69	2,25	3,3	8,7	11,3	1,4	16,50

*Методика проведения исследований.* В сплавы было введено  $\geq 0,3$  % углерода, так как согласно диаграммам состояния системы «железо-кремний-углерод»,

именно такое его количество обеспечивает при температурах 1100...1200 °С полное завершение  $\alpha \Rightarrow \gamma$  превращения в сталях с 2...3 % кремния. Содержание кобальта в данных сталях было уменьшено до 14...17 %, однако их дополнительно легировали марганцем (~0,6...0,7 %), расширяющим так же, как и углерод, область существования  $\gamma$ -фазы. Такое видоизменение составов позволяло надеяться на получение после закалки мартенситных структур, несмотря на присутствие в повышенных количествах ферритообразующих элементов (кремния, вольфрама, молибдена и титана).

Слитки массой 20 кг выплавляли в открытой индукционной печи и после отжига проковывали на прутки диаметром 25 мм. Термическую обработку образцов различного назначения проводили в соляных электродных и тигельных ваннах, оснащенных термопарами и электронными потенциометрами типа ЭПД-120 и ЭПП-09М. Точность регулирования температуры составляла  $\pm 8$  и  $\pm 5$  °С соответственно. Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе «Neophot-2» при увеличении  $\times 200$ ...500.

Избыточные фазы выделяли в электролите, состоящем из 200 г хлорида калия, 50 см<sup>3</sup> соляной кислоты плотностью 1,19 кг/м<sup>3</sup>, 50 г лимоннокислого аммония и 1000 см<sup>3</sup> воды. Плотность тока составляла 0,03...0,05 А/см<sup>2</sup>, продолжительность электролиза - 2 ч. Тип присутствующих в анодном осадке фаз устанавливали при помощи рентгеноструктурного анализа с использованием стандартных методик и оборудования\*.

По данным рентгеноструктурного анализа, избыточные фазы во всех сплавах (в отожженном состоянии) состоят из частиц типа  $(Fe,Co)_2(W,Mo)$  и  $TiC$ . Карбиды титана, вследствие их повышенной дисперсности и небольшого количества, фиксировали при съемке лишь в сплаве М-1, однако металлографически они наблюдались довольно отчетливо (особенно в закаленном состоянии) и в сплавах М-2, М-4.

Распределение избыточных фаз было довольно однородным, однако их дисперсность в зависимости от химического состава существенно отличалась. Наиболее мелкие частицы (1...2 мкм, иногда 3...4 мкм) наблюдали в сплаве с пониженным содержанием кремния (рис. 1,а). Дисперсность фазы Лавеса в сплавах с 2 % кремния значительно меньше (рис. 1,б). Особенно крупные частицы наблюдали в случае максимальных содержаний кремния (сплав М-4). Этот факт вполне согласуется с представлением об уменьшении растворимости вольфрама и молибдена в  $\alpha$ -Fe при вышеуказанном изменении состава сплавов.

Температуры аустенизации опытных сплавов выбирали с учетом обычно используемых для подобных материалов (1220...1280 °С).

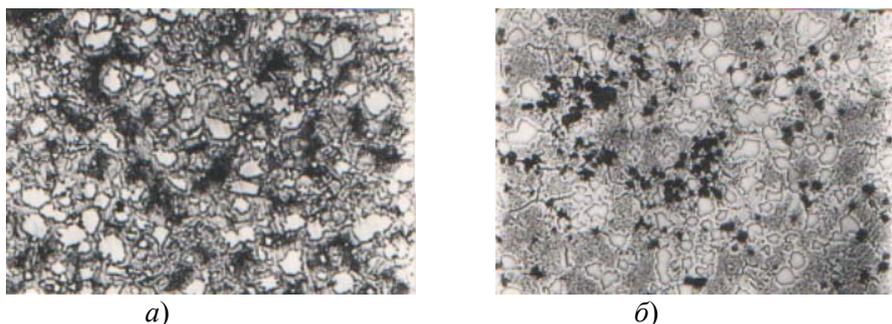
Исследованные композиции характеризуются повышенной устойчивостью против перегрева, сохраняя мелкозернистое строение (балл аустенитного зерна 10-11) до температуры 1280 °С, свободного  $\delta$ -феррита в сплавах обнаружено не было.

Характер поведения избыточных фаз при тепловом воздействии в изученных сплавах существенно различен. В сплавах типа М-2 ( $\approx 0,2$  % кремния) нагрев до температуры 1250...1270 °С приводит к значительному растворению интерметаллидов. В композициях типа М-1, М-4, характерной особенностью легирования которых является

---

\* Рентгеновский фазовый анализ проводили на установке УРС-55; при расшифровке рентгенограмм использовали картотеку «ASTM»

повышенное содержание кремния, в зависимости от температуры закалки, размеры и количество фазы Лавеса изменяются сравнительно мало.



**Рисунок 1** – Микроструктура сплавов М-2 (а) и М-1 (б) в исходном состоянии, x500

*Результаты исследований.* По данным химического анализа анодных осадков, кремний значительно уменьшает растворимость вольфрама и молибдена при закалке (сплавы М-1, М-4), кобальт, в отличие от кремния (сплав М-2), увеличивает растворимость фазы Лавеса при нагреве, так как концентрации вольфрама и молибдена в мартенсите возрастают.

Содержание элементов в твердом растворе приведено в табл. 2.

**Таблица 2** – Содержание элементов в твердом растворе, %

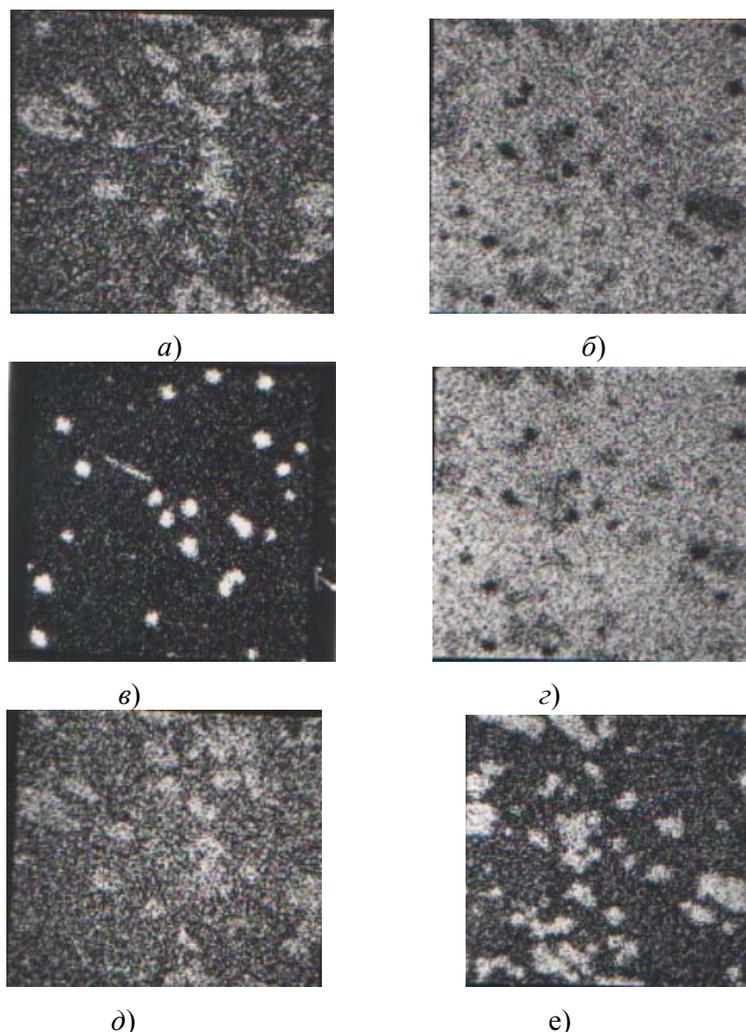
	М-1	М-2	М-4
Избыточная фаза	27,74 / 36,49	20,0 / 35,53	24,49 / 34,79
Вольфрам	1,6 / 0,15 (90,63)	3,64 / 0,1 (97,25)	2,3 / 0,35 (84,67)
Молибден	4,75 / 1,52 (68,0)	6,50 / 0,75 (88,46)	5,49 / 1,84 (66,5)
Железо	49,57 / 47,32 (4,5)	51,85 / 48,71 (5,69)	48,72 / 46,74 (4,06)
Хром	2,42 / 1,77 (26,89)	2,53 / 1,1 (56,52)	2,81 / 1,72 (38,79)
Кобальт	11,16 / 10,05 (9,95)	14,65 / 13,45 (8,19)	13,57 / 12,38 (8,77)
Титан	1,23 / 1,79	0,05 / -	0,04 / -
Кремний	1,37 / 1,14 (16,79)	0,095 / 0,074 (22,1)	1,61 / 1,50 (6,83)

Примечания: в числителе - после закалки ( $C_{зак}$ ), в знаменателе - после старения ( $C_{ст}$ ), в скобках - выделилось при старении ( $C_{ак}$ ) [ $C_{ак}=100 (C_{зак}-C_{ст} / C_{зак})$ ]

**Таблица 3** – Состав интерметаллидной фазы, выделившейся при старении, %

Сплав	W	Mo	Fe	Cr	Co	Si
М-1	6,34	27,05	32,37	12,52	15,13	6,58
М-2	10,55	32,82	28,83	16,05	11,15	0,40
М-4	8,11	29,07	27,09	16,01	15,42	4,30

Как показали исследования на микрозонде «MS-46» (рис. 2), интерметаллиды в сплавах с повышенным содержанием кремния (размер частиц 4...10 мкм) обогащены вольфрамом и молибденом и обеднены кобальтом и титаном, что представляется вполне закономерным, равно как и преимущественное нахождение титана в частицах типа  $TiC$ . Совершенно неожиданным, однако, оказалось присутствие в повышенных количествах в составе интерметаллидной фазы кремния, что хорошо согласуется с данными исследованиями анодных осадков. Кремний, по-видимому, замещает в интерметаллидной фазе железо. Состав интерметаллидной фазы, выделившейся при старении, представлен в табл. 3.



*a - Co; б - Si; в - Cr; г - Ti; д - W; е - Mo, в характеристическом излучении  $K_{\alpha}$ ,  $K_{\beta}$ .*  
**Рисунок 2** – Особенности межфазного перераспределения элементов в сплаве М-4, закаленном от 1250 °С, х400:

Оценивая полученные данные, можно сделать вывод, что композиции М-1 и М-4, содержащие в повышенных количествах кремний, упрочняются интерметаллидом одного состава –  $(Fe,Co)_2(W,Mo)$ , то есть фазой Лавеса. Этот факт хорошо подтверждается результатами, полученными на микросонде «MS-46». Стехиометрический состав интерметаллидной фазы в сплаве М-1 имеет вид  $(Fe_{0,42}Co_{0,18}Cr_{0,14}Si_{0,23}) \cdot (W_{0,94}Mo_{0,66})$ . В составе М-2 с пониженным содержанием кремния наряду с фазой Лавеса, вероятно, присутствуют интерметаллиды типа  $(Fe,Co)_7(W,Mo)_6$ . По-видимому, из-за значительно меньшего количества, по сравнению с фазой Лавеса, и близости межплоскостных расстояний обеих фаз этот результат не удалось подтвердить рентгеноструктурным анализом. Однако согласно данным работы [7], в сплавах подобного типа возможно существование обеих фаз.

#### *Выводы.*

1. Наличие повышенного количества кремния ( $\approx 2,0$  %) в высоколегированных сталях типа В9М11К16Т приводит к неблагоприятным структурным изменениям: увеличению размеров избыточных фаз в исходном состоянии и ухудшении их растворимости при закалке.

2. В отличие от модельных сплавов типа 1В9К8Т, 1М6К8Т кремний в исследованных сталях не вызывает интенсификации процессов дисперсионного твердения.

3. В исследованных сталях обнаружено заметное обогащение фаз Лавеса кремнием, что не наблюдалось в работах других исследователей.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
2. Геллер Ю. А. Легирование быстрорежущих сплавов с интерметаллидным упрочнением / Ю. А. Геллер, В. А. Брострем // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1970. – № 1. – С. 9-12.
3. Еднерал А. Ф. Влияние кобальта на старение мартенсита и феррита Fe-W- и Fe-Mo-сплавов / А. Ф. Еднерал, О. П. Жуков, М. Д. Перкас // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1974. – № 10. – С. 24-28.
4. Влияние кобальта на старение мартенсита Fe-Ni-Mo-сплавов / М. Д. Перкас, П. Л. Грузин, А. Ф. Еднерал [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1972. – № 10. – С. 2-10.
5. Еднерал А. Ф. Структурные изменения при старении мартенсита сплавов Fe-Ni-W и Fe-Ni-Co-W / А. Ф. Еднерал, О. П. Жуков, М. Д. Перкас // *Физика металлов и металловедение*. – 1973. – Т. 36. – Вып. 2. – С. 394-399.
6. Скрынченко Ю. М. О влиянии кобальта и кремния на процессы старения сплавов Fe-W-Ti Fe-Mo-Ti / Ю. М. Скрынченко, А. В. Ковальчук, В. Д. Жалыбина // *Инструментальные и подшипниковые стали*. – М.: Металлургия, 1980. – С. 11-18.
7. Брострем В. А. Влияние углерода на фазовый состав и свойства Fe-Co-W-сплавов / В. А. Брострем, Л. С. Кремнев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1974. – № 9. – С. 25-30.

Стаття надійшла до редакції 14.12.2010 р.  
Рецензент, проф. Ю.Ф. Терновой