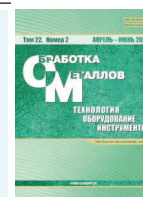




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C)

Ирина Севостьянова^{1, 3, a}, Татьяна Саблина^{1, 3, b}, Дмитрий Федоров^{2, c}, Александр Голуб^{2, d},
 Сергей Кульков^{1, 3, e}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

² ООО «Вириал», пр. Энгельса, 27, г. Санкт-Петербург, 194156, Россия

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-6706-6512>, sevir@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-5941-5732>, sabtat@ispms.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0003-3327-3868>, fedorovdv@virial.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-3583-3822>, dr.sasgol@yandex.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-4635-6569>, kulkov@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.375.5

История статьи:

Поступила: 16 марта 2020

Рецензирование: 16 апреля 2020

Принята к печати: 02 мая 2020

Доступно онлайн: 15 июня 2020

Ключевые слова:

Карбидостали

Фазовый состав

Осевое сжатие

Твердость, прочность

Напряжение

Деформация

Финансирование

Результаты получены при выполнении комплексного проекта «Создание высокотехнологичного импортозамещающего производства полного цикла металлорежущих сложнопрофильных многогранных твердосплавных пластин для приоритетных отраслей промышленности» (соглашение о предоставлении субсидии от 27.11.2019 № 075-11-2019-036), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

АННОТАЦИЯ

Введение. При разработке композиционных материалов, способных выдерживать высокие статические и динамические нагрузки, большое внимание уделяется связующей фазе. Использование сталей со структурной неустойчивостью, например Fe-Mn-C сталей в качестве связующей фазы композитов, является перспективным направлением благодаря их высокой способности к деформационному упрочнению и наличию нескольких мартенситных превращений. Они обеспечивают в композите эффективную релаксацию возникающих вблизи карбидных частиц, концентраторов напряжений при нагружении материала вследствие свободного формоизменения в межкарбидном пространстве и передают внешнюю нагрузку карбидным зернам. Подобным исследованиям посвящено ряд работ, однако при получении карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) возможно изменение элементного состава связующей фазы вследствие технологических особенностей их изготовления методами порошковой металлургии. Поэтому исследования влияния изменения содержания марганца в стальной связке Fe-Mn-C на фазовый состав и механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) важны и актуальны. **Цель работы:** исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) при изменении концентрации марганца в связующей фазе. **В работе исследованы** карбидостали WC-(Fe-Mn-C), содержание марганца в связующей фазе которых менялось от 4 до 18 вес. %. **Материалы и методы.** Карбидостали получены методом пропитки каркасов WC с последующей закалкой в масло при температуре 1150 °C. Исследования карбидосталей после получения и испытаний на осевое сжатие проводили методами рентгенофазового, рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии. **Результаты и обсуждение.** Содержание карбидной фазы в полученных карбидосталях составило 82 об. %, средний размер зерна карбида вольфрама – 2,4 мкм, при этом пористость не превышала 0,5 %. Увеличение содержания марганца в связующей фазе карбидосталей приводит к изменению фазового состава связующей фазы и увеличению параметра решетки аустенита. Когда связующая фаза находится в однофазном состоянии, при содержании марганца 8 вес.% наблюдается максимальная относительная деформация до разрушения, равная 6,5 %. При увеличении содержания марганца в связующей фазе предел прочности на осевое сжатие уменьшается с 4050 до 3500 МПа. Разработанные карбидостали могут быть использованы в качестве различного рода инструмента. Полученные данные могут быть применены при разработке новых композиционных материалов с высокими физико-механическими свойствами.

Для цитирования: Исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) / И.Н. Севостьянова, Т.Ю. Саблина, Д.В. Федоров, А.В. Голуб, С.Н. Кульков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 76–88. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-76-88.

*Адрес для переписки

Кульков Сергей Николаевич, д.ф.-м.н, профессор

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

пр. Академический, 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (3822) 286-986, e-mail: kulkov@ispms.ru

Введение

Известно [1–5], что для эффективной релаксации возникающей вблизи карбидных частиц концентрации напряжений при нагружении композитов типа твердых сплавов необходимо, чтобы связующая фаза имела возможность формоизменения в межкарбидном пространстве и могла передавать внешнюю нагрузку карбидным частицам. В ряде работ [6–12] кобальтовая связка частично или полностью заменена на другие металлы и сплавы (Ni, Fe, Cr). Замена кобальта никелем приводит к повышению прочности и жаростойкости твердых сплавов благодаря более высокой точке плавления и сопротивлению окислению. В [13] разработаны карбидостали, где в качестве связующей фазы предложено использовать высокомарганцовистую сталь 110Г13. Показано, что в процессе деформации такого материала происходит формирование ультрамелкодисперсной кристаллической структуры и образование большого количества дефектов упаковки, что позволило значительно повысить вязкость разрушения и предельную пластическую деформацию композита по сравнению с твердыми сплавами WC-Co. Таким образом, использование Fe-Mn-C сталей в качестве связующей фазы композитов является перспективным направлением при получении композиционных материалов на основе карбида вольфрама. Это обусловлено низкой энергией дефектов упаковки и связанной с этим высокой способностью к деформационному упрочнению, наличием нескольких мартенситных превращений ($\gamma \rightarrow \alpha$; $\gamma \rightarrow \varepsilon$, ε' ; $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$), наличием эффекта памяти формы и высокой степенью демпфирования [14–17]. Анализ литературных данных свидетельствует, что высокие механические свойства наблюдаются в железомарганцевых сталях, содержание марганца в которых изменяется в пределах от 4 до 20 %, при этом содержание углерода должно быть не менее 0,8 % [16–22].

При взаимодействии с карбидом вольфрама в процессе получения сплава возможно легирование связующей фазы вольфрамом и углеродом. Известно, что вольфрам повышает стабильность аустенита к мартенситным превращениям, а также повышает пластичность и уменьшает предел текучести [23]. Изменение химического состава матрицы может привести к смещению интервалов образования мартенситных фаз Fe-Mn-C ста-

лей и, как следствие, повлияет на механические свойства композиционных материалов. Однако подобных исследований к настоящему времени проведено не было.

Цель работы – исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) при изменении концентрации марганца в связующей фазе.

Материалы и методика исследований

При получении карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) использовали метод пропитки [24–26]. Порошок карбида вольфрама со средним размером частиц 3 мкм пластифицировали 5 %-м раствором синтетического каучука в бензине, просушивали и гранулировали путем просеивания через сито с размером ячейки 200 мкм. Навески WC прессовали в брикеты размером 7×7×45 мм в металлической пресс-форме на гидравлическом прессе ДА-1224 при давлении прессования 200 МПа. Предварительное спекание карбидных каркасов проводили в вакуумной печи СШВЭ-1.2.5/25 при 1500 °С с изотермической выдержкой в течение одного часа. Пористость каркасов составляла 48 ± 2 %. Пропитывающие смеси эвтектического состава [26] готовили переплавом в индукционной печи при температуре 1500 °С в атмосфере аргона. Состав пропитывающих смесей приведен в табл. 1.

Пропитку каркасов WC проводили в вакуумной печи при остаточном давлении аргона 0,8 МПа при температуре 1350 °С. Полученные образцы в виде столбиков закаливали в масло от температуры 1150 °С, а затем подвергали алмаз-

Таблица 1

Table 1

Исходный состав пропитывающей смеси, вес. %.
The initial composition of the impregnating mixture, wt. %

Номер смеси	WC	Mn	C	Fe
1	30	4	0,8	Основа
2		8	0,8	
3		10	0,8	
4		12	0,8	
5		18	0,8	

ному шлифованию для удаления поверхностного дефектного слоя. Для испытания образцов на осевое сжатие готовили образцы размером $4 \times 5 \times 7$ мм путем разрезания столбиков на электроэрозионном станке. Торцевые поверхности образцов полировали на плоскошлифовальном станке. Боковую грань образцов, предназначенную для рентгеноструктурных исследований до и после испытаний на осевое сжатие, полировали алмазными пастами (АСМ), последовательно меняя их дисперсность от 40 до 1 мкм. Содержание марганца в связующей фазе карбидосталей контролировали на энергодисперсионном спектрометре Link-860. Анализ микроструктуры проводили на сканирующем электронном микроскопе VEGA Tescan 3 SBH.

Определение среднего размера карбидного зерна и межкарбидных прослоек проводили в программе ImageJ с использованием основного стереометрического уравнения Салтыкова [27].

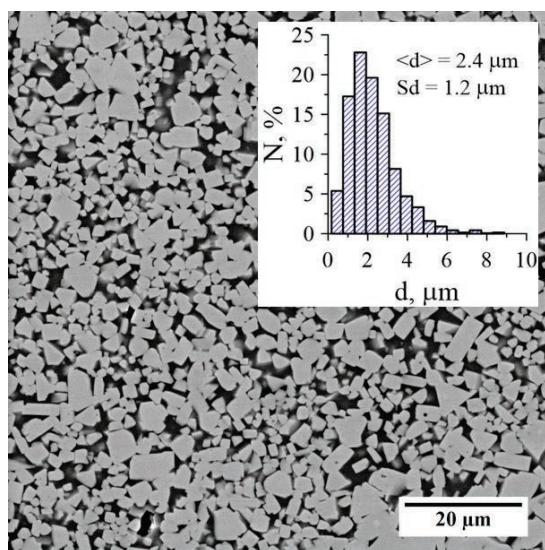
Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН с фильтрованным $\text{Cu K}\alpha$ -излучением. Обработка рентгенограмм осуществлялась с помощью компьютерной программы «Repex». Размер областей

когерентного рассеяния (D) определяли по отражениям ближнего порядка (111) γ -фазы и (100) WC, а микроискажения кристаллической решетки ($\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$) – по отражениям дальнего порядка (222) γ -фазы и (300) WC в предположении, что на ближних углах основной вклад в уширение дифракционных максимумов вносят размеры областей когерентного рассеяния, а на дальних – микроискажения кристаллической решетки [28].

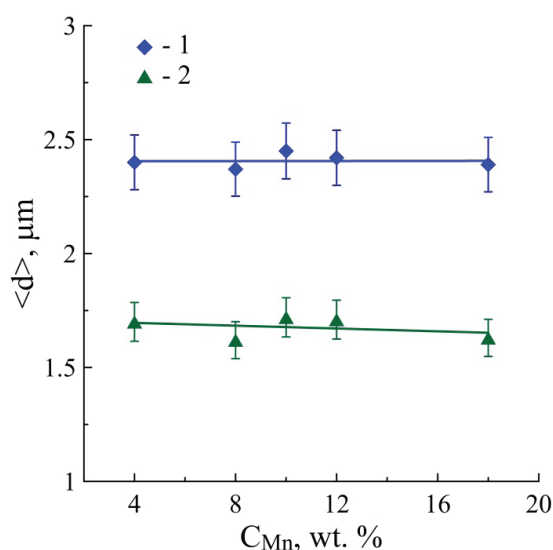
Твердость измеряли на твердомере «Супер-Виккерс» с нагрузкой 10 кг. Испытание образцов на осевое сжатие осуществляли на установке «INSTRON-1185» при скорости перемещения подвижной платформы 0,1 мм/мин с автоматической записью диаграммы нагружения «нагрузка – перемещение» с учетом жесткости системы нагружения. Расчет напряжений проводили согласно работе [29].

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, а представлена типичная микроструктура карбидостали WC-(Fe-Mn-C). Металлографический анализ показал, что в карбидостали содержится 82 об. % карбидной фазы.



а



б

Рис. 1. Типичная микроструктура карбидостали WC – железомарганцевая сталь с содержанием 82 об. % карбидной фазы (на вставке показано распределение карбидных зерен по размерам) (а) и зависимость среднего размера зерна WC (кривая 1) и межкарбидных прослоек (кривая 2) в карбидосталих от содержания марганца в связке (б)

Fig. 1. A typical microstructure of WC carbide steel – ferromanganese steel, containing 82 vol. % of the hardening phase (the inset shows the size distribution of carbide grains) (a); the dependence of the average grain size of WC (curve 1) and intercarbide interlayers (curve 2) in carbide steels vs. the manganese content in the binder (b)

Увеличение содержания карбида вольфрама с 52 об. % (в предварительно спеченном карбидном каркасе) до 82 об. % обусловлено тем, что в пропитывающей смеси содержится 30 об. % WC. Связность карбидного каркаса составила 0,55. Пористость образцов согласно металлографическому анализу не превышала 0,5 %.

На распределении карбидных зерен по размерам наблюдается наличие одного максимума (вставка на рис. 1, а). Видно, что основной объем карбидной фазы представляют собой зерна от 0,5 до 4 мкм. При этом в структуре карбидосталей наблюдаются зерна размером до 9 мкм, общее количество которых не превышает 5 %. Средний размер карбидного зерна ($\langle d \rangle$) не зависит от изменения содержания марганца в связующей фазе композитов и равен 2,4 мкм (рис. 1, б). Средний размер межкарбидных прослоек почти в два раза меньше среднего размера зерна WC и составляет 1,7 мкм (рис. 1, б).

По данным микроспектрального анализа содержание марганца в связующей фазе карбидосталей соответствует содержанию марганца в пропитывающих смесях (табл. 1, 2). Фазовый состав связки изменяется в зависимости от содержания марганца в ней (табл. 2). В карбидостали с 4 вес. % марганца в связке наряду с γ -фазой (аустенит) с ГЦК кристаллической решеткой присутствует α -фаза с ОЦК кристаллической решеткой с параметром решетки $a = 0,2877$ нм. Проведенное металлографическое травление 5 %-м раствором HNO_3 в спирте показало, что α -фаза присутствует в связующей фазе в виде мартенсита пластинчатого типа, содержание которого по данным рентгеноструктурного и металлографического исследования составляет 30 %.

Таблица 2

Table 2

Фазовый состав карбидосталей WC-(Fe-Mn-C)
Phase composition of WC- (Fe-Mn-C) carbide steels

Содержание Mn в связке, вес. %	Фазы (содержание фазы)
4,2	WC, γ -Fe, α -Fe (30 %)
5,9	WC, γ -Fe, α -Fe (18 %)
7,9	WC, γ -Fe, ε -Fe (4 %)
10,1	WC, γ -Fe, ε -Fe (7,6 %)
11,8	WC, γ -Fe, ε -Fe (11,3 %)
18,2	WC, γ -Fe, ε -Fe (14,5 %)

Согласно диаграмме состояния системы Fe-Mn-C [20] при содержании углерода в стали 0,8 % она должна находиться в α + γ -области до концентрации марганца 11...12 вес. %. Однако по результатам рентгенофазового анализа в карбидосталих с содержанием марганца 8 вес. % и выше α -мартенсит не наблюдается. При этом в связующей фазе появляется ε -фаза, количество которой увеличивается с 4 до 14 % (рис. 2).

Смещение областей существования α - и ε -фаз в связующей фазе может быть обусловлено стабилизацией твердого раствора вольфрамом и углеродом, растворившимися в связке в процессе приготовления карбидосталей. Известно [15–17], что с увеличением содержания углерода происходит понижение как $\text{Ms}^{\gamma \rightarrow \alpha}$, так и $\text{Ms}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$, при этом сужается область существования ε - и α -мартенсита. Вольфрам также понижает температуру начала и конца $\gamma \rightarrow \varepsilon$ и $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения [23].

Изменение параметров кристаллической решетки аустенита (γ -фазы) и карбида вольфрама в карбидосталих WC-(Fe-Mn-C) с разным содержанием марганца после пропитки и последующей закалки показано на рис. 3. Параметр решетки аустенита в связующей фазе заметно

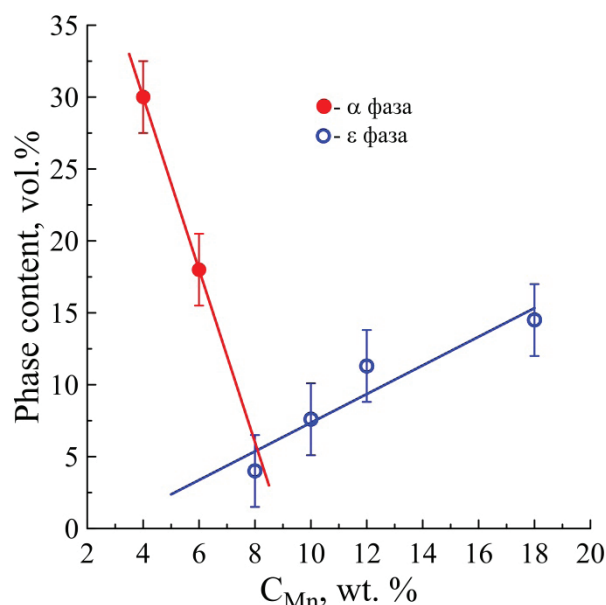


Рис. 2. Влияние содержания марганца в связующей фазе на образование мартенситных фаз карбидосталей WC-(Fe-Mn-C)

Fig. 2. The influence of the manganese content in the binder phase on the formation of martensitic phases of WC-(Fe-Mn-C) carbide steels

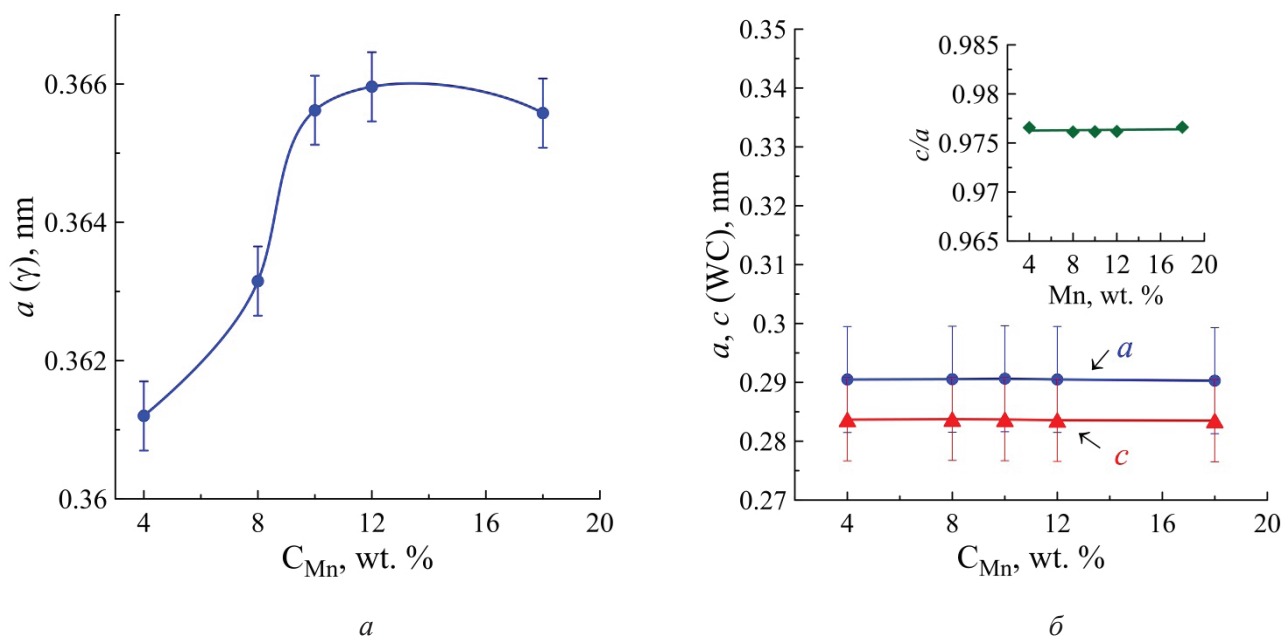


Рис. 3. Зависимость параметров решетки аустенита (а) и карбида вольфрама (б) от концентрации марганца в связующей фазе карбидосталей

Fig. 3. Dependence of the lattice parameters of austenite (a) and tungsten carbide (b) vs. the concentration of manganese in the binder phase of carbidesteels

отличается от табличного значения ($a = 0,360$ нм, ASTM № 31-619). Причем с увеличением содержания марганца в связке параметр решетки аустенита увеличивается с 0,361 до 0,366 нм, рис. 3, а. Причиной увеличения параметра решетки γ -фазы может являться изменение концентрации марганца в твердом растворе связующей фазы [16]. В то же время параметры решетки карбида вольфрама во всех исследованных составах карбидосталей близки к табличным значениям ($a = 0,29063$ нм; $c = 0,28378$, ASTM № 25-1047) и не зависят от концентрации марганца в связующей фазе, рис. 3, б.

Анализ механических характеристик показал, что при увеличении концентрации марганца наблюдается снижение предела прочности на осевое сжатие (σ_c) с 4050 до 3500 МПа (рис. 4, кривая 1). В то же время остаточная деформация ($\epsilon_{ост}$) до разрушения при повышении содержания Mn в связке до 8 вес. % увеличивается, а при дальнейшем росте содержания марганца наблюдается снижение $\epsilon_{ост}$ до 4,3 % (кривая 2).

Изменение твердости образцов карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) с увеличением концентрации марганца в связке показано на рис. 5. Видно, что твердость меняется по кривой с минимумом при 8 вес.% Mn. При дальнейшем увеличении концентрации марганца до 18 вес. % наблюда-

ется ее рост с 7,45 до 9,68 ГПа. Высокая твердость в композите с содержанием 4 вес. % Mn обусловлена присутствием в составе связующей фазы α -мартенсита, поскольку он имеет более высокую твердость, чем аустенит [15, 17].

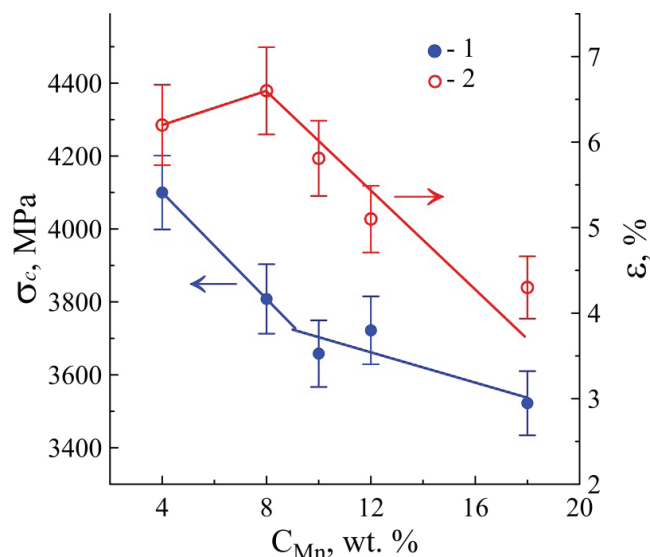


Рис. 4. Изменение предела прочности при сжатии (кривая 1) и остаточной деформации (кривая 2) карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) в зависимости от концентрации марганца в связующей фазе

Fig. 4. Changes in the compressive strength (curve 1) and residual deformation (curve 2) of WC-(Fe-Mn-C) carbidesteels depending on the concentration of manganese in the binder phase

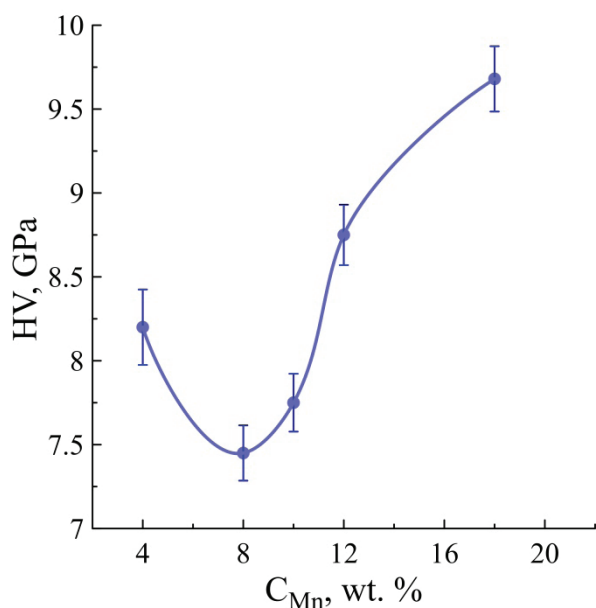


Рис. 5. Зависимость твердости карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) от концентрации марганца в связующей фазе

Fig. 5. The dependence of the hardness of carbide steels WC-(Fe-Mn-C) vs. the concentration of manganese in the binder phase

Причиной изменения твердости, прочности и остаточной деформации подобных материалов может являться, с одной стороны, изменение фазового состава с увеличением концентрации марганца в твердом растворе, а с другой – изменение способности аустенита к накоплению дефектов кристаллического строения – дефектов упаковки, дислокаций, двойников деформации [17].

Максимальный предел прочности наблюдается в карбидосталях с содержанием 4 вес. % марганца в связке ($\sigma_c = 4100$ МПа, связующая фаза которого находится в двухфазном $\gamma + \alpha$ -состоянии. С увеличением концентрации марганца в твердом растворе связующей фазы до 8 вес. % возрастают значения предельной деформации до разрушения с 6,2 до 6,6 %, при этом значения прочности существенно снижаются до 3800 МПа. Максимальная остаточная деформация наблюдается в композитах, связующая фаза которых находится в метастабильном состоянии аустенита, а содержание мартенситных фаз минимально. Увеличение содержания ε -мартенсита с повышением концентрации марганца в связующей фазе выше 10 вес. % приводит к снижению как прочности, так и остаточной деформации.

Исследование параметра кристаллической решетки аустенита после деформации карбидосталей показало, что его значения уменьшились во всех исследуемых составах.

На рис. 6 изображено изменение параметра решетки (Δa) аустенита после испытаний образцов с разным содержанием марганца на осевое сжатие. Видно, что чем больше содержание марганца в связующей фазе, тем на большую величину изменяется параметр решетки аустенита.

Исследования параметров тонкой кристаллической структуры – размера областей когерентного рассеяния аустенита (D_γ) и карбида вольфрама (D_{WC}), а также микроискажений кристаллической решетки карбида вольфрама ($\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}_{WC}$) карбидосталей после получения показали, что D_γ и D_{WC} уменьшаются с увеличением содержания марганца в связующей фазе. Наблюдается также незначительное повышение значений микродисторсии $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}_{WC}$. Рентгеноструктурные исследования карбидосталей после испытаний на осевое сжатие показали, что происходящее уменьшение значений D_γ и D_{WC} и увеличение $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}_{WC}$ разное для разных составов.

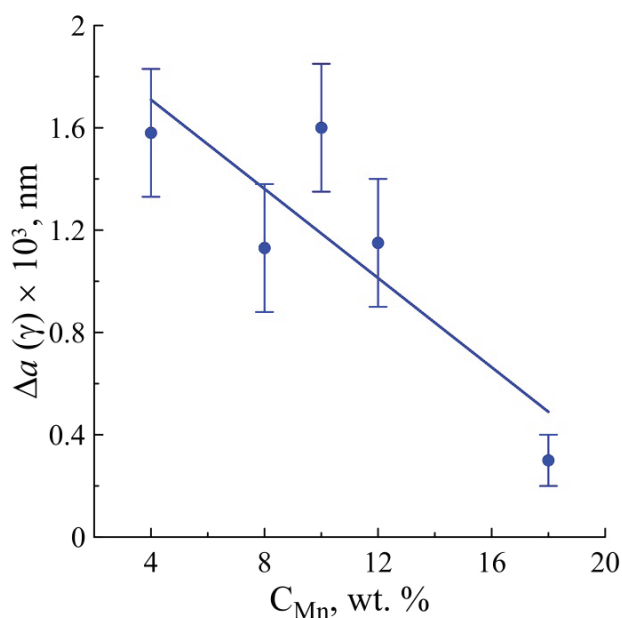


Рис. 6. Изменение параметра решетки аустенита после разрушения карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) с разным содержанием марганца в связующей фазе

Fig. 6. Changing the parameter of the austenite lattice after the fracture of WC-(Fe-Mn-C) carbide steels with different manganese content in the binder phase

На рис. 7 показано изменение ΔD_γ , ΔD_{WC} и $\Delta \langle \varepsilon^2 \rangle_{WC}^{1/2}$ после испытания образцов на осевое сжатие в зависимости от содержания марганца в связующей фазе. Видно, что ΔD_γ с увеличением марганца с 4 до 8 вес. % увеличивается, а при дальнейшем повышении марганца в стальной связке – уменьшается (рис. 7, а), при этом чем меньше содержание марганца в

связующей фазе композитов, тем на большую величину изменяются ΔD и $\Delta \langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ в карбиде вольфрама.

По-видимому, такие изменения ΔD_γ , ΔD_{WC} и $\Delta \langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ после испытания образцов на осевое сжатие свидетельствуют о способности структурных составляющих карбидосталей к релаксации микроконцентраторов напряжений за

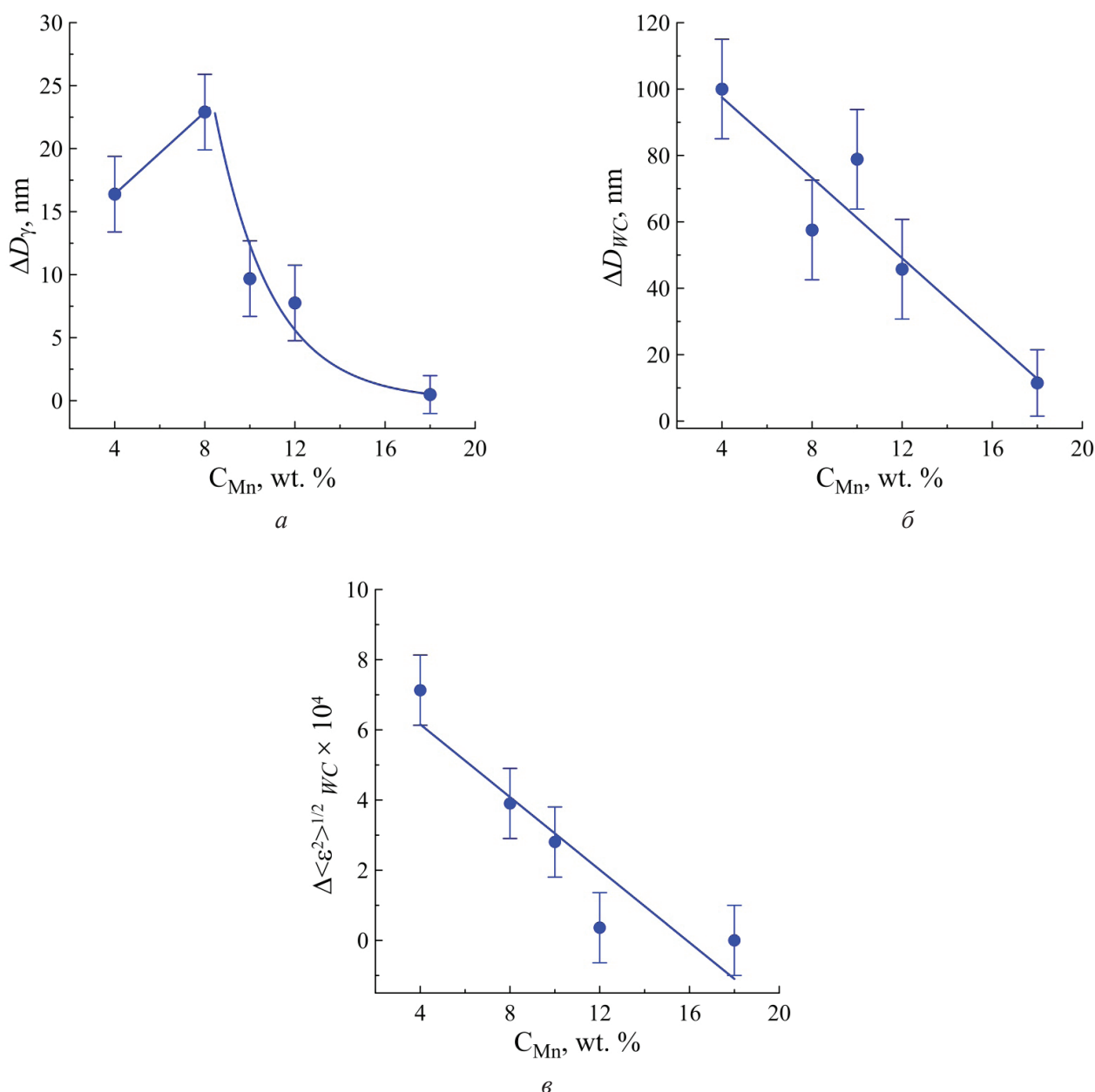


Рис. 7. Изменение размера областей когерентного рассеяния карбидосталей после испытания образцов на осевое сжатие:

а – в аустенитной связке; б – в карбиде вольфрама; в – изменение микроискажений кристаллической решетки в карбиде вольфрама в зависимости от содержания марганца в связующей фазе

Fig. 7. Change in the size of the coherently diffracting domains of carbide steels after fracture:

а – in the austenitic matrix; б – in tungsten carbide; в – the change in crystal lattice microdistortion of tungsten carbide depending on the content of manganese in the binder phase

счет образования и накопления различного рода дефектов кристаллического строения – дислокаций и их скоплений, двойников деформации, дефектов упаковки в процессе деформации [20–23, 30]. При этом с увеличением содержания марганца в стальной связке WC-(Fe-Mn-C) способность связующей фазы релаксировать приложенные напряжения и передавать их на карбидные зерна уменьшается. Это приводит к снижению предела прочности на осевое сжатие и предельной деформации до разрушения карбидосталей с содержанием марганца в связке выше 10 вес. %.

По полученным D_γ , D_{WC} и $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ можно оценить изменение плотности дислокаций в аустените и в карбиде вольфрама [28]. На рис. 8 показано изменение плотности дислокаций ($\Delta\rho$) в аустените (а) и в карбиде вольфрама (б) после испытания образцов на осевое сжатие.

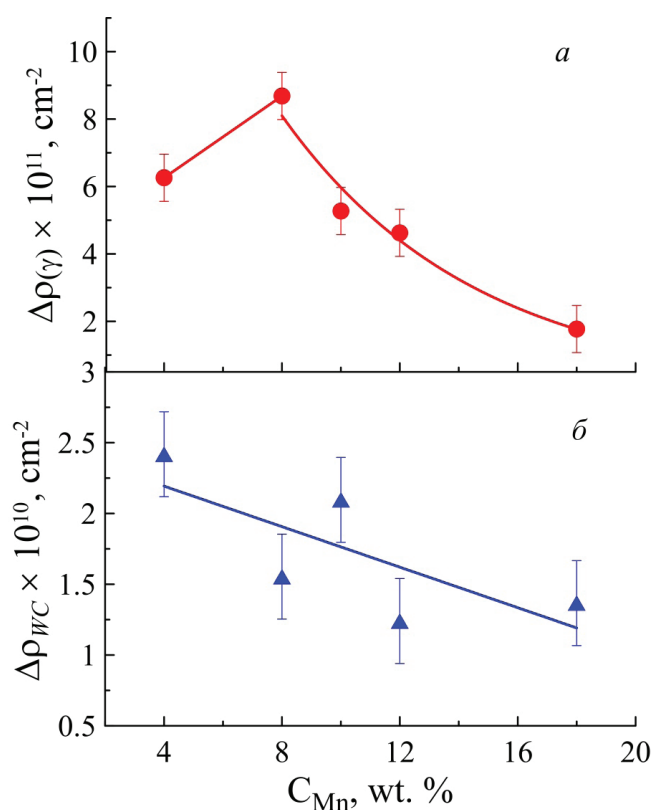


Рис. 8. Изменение плотности дислокаций после разрушения в зависимости от содержания марганца в связке:

а – в аустените; б – в карбиде вольфрама

Fig. 8. Change in the dislocation density after fracture depending on the manganese content in the binder phase:

а – in austenite; б – in tungsten carbide

В аустенитной связке прирост плотности дислокаций изменяется по кривой с максимумом, соответствующим 8 вес. % марганца. Вероятно, изменение $\Delta\rho$ в связующей фазе обусловлено переходом от $(\gamma + \alpha)$ к $(\gamma + \varepsilon)$ фазовому составу. В карбиде вольфрама наблюдается незначительное изменение прироста плотности дислокаций с увеличением содержания марганца в связке (рис. 8, б).

Выводы

1. При изменении содержания марганца в связке ее фазовый состав существенно изменяется от ОЦК+ГЦК до ГПУ+ГЦК, а максимальное содержание аустенита наблюдается при 8 ± 0.2 вес. % марганца.

2. Предел прочности при сжатии максимален при минимальном содержании марганца в связующей фазе исследованных карбидосталей, связующая фаза которого находится в двухфазном $\gamma + \alpha$ -состоянии.

3. Оценка изменения плотности дислокаций в аустените и карбиде вольфрама до и после деформации показала, что максимальный прирост дефектности наблюдается в том случае, когда связующая фаза находится в однофазном ГЦК-состоянии, т. е. при 8 вес. % марганца.

4. Изменением концентрации марганца в связующей фазе можно варьировать соотношение прочности, пластичности и твердости карбидосталей.

Список литературы

1. Термические напряжения в твердом сплаве WC-Co после спекания / В.А. Погода, В.П. Кебко, М.Г. Лошак, Л.И. Александрова // Проблемы прочности. – 1990. – № 12. – С. 87–93.
2. Compressive deformation and fracture in WC materials / D. Rowcliffe, V. Jayaram, M. Hibbs, R. Sinclair // Materials Science and Engineering: A. – 1988. – Vol. 105/106, pt. 2. – P. 299–303. – DOI: 10.1016/0025-5416(88)90710-0.
3. In situ loading response of WC-Ni: origins of toughness / J.W. Paggett, A.D. Krawitz, E.F. Drake, M.A.M. Bourke, V. Livescu, B. Claussen, D.W. Brown // Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2006. – Vol. 24, iss. 1–2. – P. 122–128. – DOI: 10.1016/j.jrmhm.2005.06.005.
4. Measurement and modeling of room temperature co-deformation in WC-10 wt.% Co / V. Livescu,

- B. Clausen, J.W. Paggett, A.D. Krawitz, E.F. Drake, M.A.M. Bourke // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 399, iss. 1–2. – P. 134–140. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.024.
5. Mechanical deformation of WC–Co composite micropillars under uniaxial compression / J.M. Tarragó, J.J. Roa, E. Jiménez-Piqué, E. Keown, J. Fair, L. Llanes // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2016. – Vol. 54. – P. 70–74. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2015.07.015.
6. Microstructure and anodic dissolution mechanism of brazed WC–Ni composite coatings / L.X. Gao, T. Zhou, D.Q. Zhang, K.Y. Lee // *Corrosion Engineering, Science and Technology*. – 2014. – Vol. 49, iss. 3. – P. 204–208. – DOI: 10.1179/1743278213y.0000000124.
7. Erosion–corrosion behaviour of zirconia, WC–6Co, WC–6Ni and UNS S31600 / N. Andrews, L. Giourntas, A.M. Galloway, A. Pearson // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2015. – Vol. 48. – P. 229–237. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.09.001.
8. Chang S.-H., Chang P.-Y. Study on the mechanical properties, microstructure and corrosion behaviors of nano-WC–Co–Ni–Fe hard materials through HIP and hot-press sintering processes // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 618. – P. 56–62. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.08.081.
9. Chang S.-H., Chen S.-L. Characterization and properties of sintered WC–Co and WC–Ni–Fe hard metal alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. – Vol. 585. – P. 407–413. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.09.188.
10. Rafiaei S.M., Bahrami A., Shokouhimehr M. Influence of Ni/Co binders and Mo_2C on the microstructure evolution and mechanical properties of (Ti0.93W0.07) C-based cermets // *Ceramics International*. – 2018. – Vol. 44, iss. 15. – P. 17655–17659. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.06.227.
11. Effect of Fe/Ni ratio on the microstructure and properties of WC–Fe–Ni–Co cemented carbides / Y. Gao, B.-H. Luo, K.-J. He, W.-W. Zhang, Z.-H. Bai // *Ceramics International*. – 2018. – Vol. 44, iss. 2. – P. 2030–2041. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.10.148.
12. Ferritic chromium steel as binder metal for WC cemented carbides / M. Tarraste, J. Kübarsepp, K. Juhani, A. Mere, M. Kolnes, M. Viljus, B. Maaten // *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. – 2018. – Vol. 73. – P. 183–191. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2018.02.010.
13. Structural-phase changes in hard alloy WC-steel 110G13 after dynamic loading / A.V. Paul', S.F. Gnyusov, Y.F. Ivanov, S.N. Kul'kov, E.V. Kozlov // *Russian Physics Journal*. – 1994. – Vol. 37, iss. 8. – P. 757–761. – DOI: 10.1007/bf00559871.
14. Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/e-martensite dual-phase Fe–Mn–C steels / J.-B. Seol, J.E. Jung, Y.W. Jang, C.G. Park // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61. – P. 558–578. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.09.078.
15. Волюнова Т.Ф. Высокомарганцовистые стали и сплавы – М.: Металлургия, – 1980. – 270 с. – ISBN 5-229-00069-4.
16. Лысак Л.И., Николин Б.И. Физические основы термической обработки стали. – Киев: Техника, 1975. – 304 с.
17. Богачев И.Н., Еголаев В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 296 с.
18. High-concentration carbon assists plasticity-driven hydrogen embrittlement in a Fe-high Mn steel with a relatively high stacking fault energy / I.B. Tuğluca, M. Koyama, B. Bal, D. Canadinc, E. Akiyama, K. Tsuzaki // *Materials Science & Engineering: A*. – 2018. – Vol. 717. – P. 78–84. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.087.
19. Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel / X. Yuan, L. Chen, Y. Zhao, H. Di, F. Zhu // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 217. – P. 278–285. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.027.
20. Влияние содержания С и Мн на свойства высокомарганцовистой стали / Б.Б. Винокур, С.Е. Кондратюк, Г.Г. Луценко, О.Г. Касаткин // *Металлы*. – 1986. – № 2. – С. 123–127.
21. Филипов М.А., Зильберштейн М.Р. Стабильность аустенита и свойства высокомарганцовистых среднеуглеродистых сталей // *Металлы*. – 1992. – № 6. – С. 56–61.
22. Влияние углерода и марганца на фазовый состав, мартенситные превращения при нагружении и механические свойства марганцовистых сталей / Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, Е.Л. Малинова, Л.И. Бурлаченко // *Металлы*. – 1995. – № 2. – С. 67–73.
23. Еголаев В.Ф., Богачев И.Н. Фазовые превращения и упрочнение при пластической деформации железомарганцевого сплава легированного молибденом и вольфрамом // *Физика металлов и материаловедение*. – 1964. – Т. 18, № 3. – С. 423–427.
24. Гуревич Ю.Г. Технология получения твердых сплавов на основе карбида титана методом пропитки, исключая объемную усадку // *Цветные металлы*. – 2013. – № 11 (851). – С. 75–78.

25. Кульков С.Н., Гнусов С.Ф. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. – Томск: Изд-во науч.-техн. лит., 2006. – 240 с. – ISBN 5-89503-290-7.

26. Гнусов С.Ф. Фазовый состав и формирование механических свойств твердых сплавов карбид вольфрама – структурно-неустойчивая связка: дис. канд. тех. наук: 01.04.07. – Томск, 1991. – 198 с.

27. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 270 с.

28. Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. – М.: Металлургия, 1975. – 480 с.

29. Timoshenko S.P., Goodier J.N. Theory of elasticity. – New York: McGraw-Hill, 1951. – 506 с.

30. Структурные превращения высокомарганцовистых аустенитных сталей при деформировании сдвигом под давлением / В.А. Теплов, Л.Г. Коршунов, В.А. Щабашов, Р.И. Кузнецов, В.П. Пилюгин, Д.И. Тупица // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т. 66, № 3. – С. 563–571.

Конфликт интересов

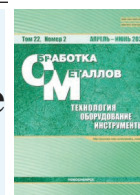
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Study of the Phase Composition and its Effect on the Mechanical Properties of WC- (Fe-Mn-C) Carbide Steels

Irina Sevostyanova^{1, 3, a}, *Tatyana Sablina*^{1, 3, b}, *Dmitriy Fedorov*^{2, c}, *Aleksandr Golub*^{2, d},
Sergey Kulkov^{1, 3, e, *}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² VIRIAL LLC, 27 Engels Avenue, Saint-Petersburg, 194156, Russian Federation

³ National Research Tomsk State University, 36 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6706-6512>, sevir@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-5941-5732>, sabtat@ispms.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-3327-3868>, fedorovdv@virial.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-3583-3822>, dr.sasgol@yandex.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-4635-6569>, kulkov@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 March 2020

Revised: 16 April 2020

Accepted: 02 May 2020

Available online: 15 June 2020

Keywords:

Carbide steel
 Phase Composition
 Axial compression
 Hardness
 Strength
 Stress
 Strain

Funding

The results were obtained in the framework of the Integrated Project "Establishment of import-substituting high-tech full-cycle production of complex-shaped indexable carbide cutting inserts for priority industries" (Agreement No. 075-11-2019-036 dated November 27, 2019) implemented by the ISPMS SB RAS at the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation as part of Decree of the Government of the Russian Federation No. 218 dated April 09, 2010.

ABSTRACT

Introduction. For development of new composite materials with high static and dynamic strength a great attention is paid to the binder phase. The usage of steels with structural instability, for example, Fe-Mn-C steels as a binder phase of composites, is a promising direction, due to its high ability to strain hardening and the presence of several martensitic transformations. These materials can provide an effective relaxation of stress concentrators arising near carbide particles in the composite during loading of the material due to free form change in the intercarbide space and transfer the external load to the carbide grains. A number of studies are devoted to such research; however, upon preparation of WC- (Fe-Mn-C) carbide steels, the elemental composition of the binder phase may change due to the technological features of its manufacture by powder metallurgy methods. Therefore, studying the influence of the manganese content changes in the Fe-Mn-C steel binder on the phase composition and mechanical properties of WC-(Fe-Mn-C) materials is very important. **The aim of this work** is to study the phase composition and its influence on the mechanical properties of WC-(Fe-Mn-C) carbide steels with changes of the manganese concentration in the matrix. In this work, WC- (Fe-Mn-C) steels are studied, the manganese content in the binder phase is varied from 4 to 18 wt. %. **Materials and methods.** Carbide steels are obtained by impregnation of WC carcass with subsequent quenching in oil from 1150 °C. Studies of carbide steels in initial state and after axial compression test are carried out using X-ray phase and X-ray diffraction analysis, scanning electron microscopy. **Results and discussion.** The carbide phase content in the obtained carbide steels is 82 vol. %, the average grain size of tungsten carbide is 2.4 μm, while the porosity does not exceed 0.5%. An increase in the manganese content in the binder phase of carbide steels leads to a change in the phase composition of the binder phase and to an increase in the lattice parameter of austenite. When the binder phase is in a single-phase state, with a manganese content of 8 wt.%, the maximum relative deformation to failure equal to 6.5% is observed. With an increase in the manganese content in the binder phase, the axial compression strength decreases from 4050 to 3500 MPa. Designed carbide steels can be used as a different kind of tool. The data obtained can be applied in the development of new composite materials with high physical and mechanical properties.

For citation: Sevostyanova I.N., Sablina T.Yu., Fedorov D.V., Golub A.V., Kulkov S.N. Study of the phase composition and its effect on the mechanical properties of WC-(Fe-Mn-C) carbide steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 76–88. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-76-88. (In Russian).

* Corresponding author

Kulkov Sergey N., D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor
 Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: 8 (3822) 286-986, **e-mail:** kulkov@ispms.ru

References

1. Pogoda V.A., Kebko V.P., Loshak M.G., Aleksandrova L.I. Termicheskie napryazheniya v tverdom splave WC-Co posle spekaniya [Thermal stresses in WC-Co carbide after sintering]. *Problemy prochnosti = Strength of Materials*, 1990, iss. 12, pp. 87–93.
2. Rowcliffe D., Jayaram V., Hibbs M., Sinclair R. Compressive deformation and fracture in WC materials. *Materials Science and Engineering: A*, 1988, vol. 105/106, pt. 2, pp. 299–303. DOI: 10.1016/0025-5416(88)90710-0.
3. Paggett J.W., Krawitz A.D., Drake E.F., Bourke M.A.M., Livescu V., Claussen B., Brown D.W. In situ loading response of WC–Ni: origins of toughness. *Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2006, vol. 24, iss. 1–2, pp. 122–128. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2005.06.005.
4. Livescu V., Clausen B., Paggett J.W., Krawitz A.D., Drake E.F., Bourke M.A.M. Measurement and modeling of room temperature co-deformation in WC–10 wt.% Co. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 399, iss. 1–2, pp. 134–140. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.024.
5. Tarragó J.M., Roa J.J., Jiménez-Piqué E., Keown E., Fair J., Llanes L. Mechanical deformation of WC–Co composite micropillars under uniaxial compression. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, vol. 54, pp. 70–74. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2015.07.015.
6. Gao L.X., Zhou T., Zhang D.Q., Lee K.Y. Microstructure and anodic dissolution mechanism of brazed WC–Ni composite coatings. *Corrosion Engineering, Science and Technology*, 2014, vol. 49, iss. 3, pp. 204–208. DOI: 10.1179/1743278213y.0000000124.
7. Andrews N., Giourtas L., Galloway A.M., Pearson A. Erosion–corrosion behaviour of zirconia, WC–6Co, WC–6Ni and UNS S31600. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2015, vol. 48, pp. 229–237. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2014.09.001.
8. Chang S.-H., Chang P.-Y. Study on the mechanical properties, microstructure and corrosion behaviors of nano-WC–Co–Ni–Fe hard materials through HIP and hot-press sintering processes. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 618, pp. 56–62. DOI: 10.1016/j.msea.2014.08.081.
9. Chang S.-H., Chen S.-L. Characterization and properties of sintered WC–Co and WC–Ni–Fe hard metal alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 585, pp. 407–413. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.09.188.
10. Rafiaei S.M., Bahrami A., Shokouhimehr M. Influence of Ni/Co binders and Mo₂C on the microstructure evolution and mechanical properties of (Ti_{0.93}W_{0.07}) C-based cermets. *Ceramics International*, 2018, vol. 44, iss. 15, pp. 17655–17659. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.06.227.
11. Gao Y., Luo B.-H., He K.-J., Zhang W.-W., Bai Z.-H. Effect of Fe/Ni ratio on the microstructure and properties of WC–Fe–Ni–Co cemented carbides. *Ceramics International*, 2018, vol. 44, iss. 2, pp. 2030–2041. DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.10.148.
12. Tarraste M., Kübarsepp J., Juhani K., Mere A., Kolnes M., Viljus M., Maaten B. Ferritic chromium steel as binder metal for WC cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2018, vol. 73, pp. 183–191. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2018.02.010.
13. Paul' A.V., Gnyusov S.F., Ivanov Y.F., Kul'kov S.N., Kozlov E.V. Structural-phase changes in hard alloy WC-steel 110G13 after dynamic loading. *Russian Physics Journal*, 1994, vol. 37, iss. 8, pp. 757–761. DOI: 10.1007/bf00559871.
14. Seol J.-B., Jung J.E., Jang Y.W., Park C.G. Influence of carbon content on the microstructure, martensitic transformation and mechanical properties in austenite/e-martensite dual-phase Fe–Mn–C steels. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 558–578. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.09.078.
15. Volynova T.F. *Vysokomargantsovistye stali i splavy* [High manganese steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 270 p. ISBN 5-229-00069-4.
16. Lysak L.I., Nikolin B.I. *Fizicheskie osnovy termicheskoi obrabotki stali* [Physical fundamentals of heat treatment of steel]. Kiev, Tekhnika Publ., 1975. 304 p.
17. Bogachev I.N., Egolaev V.F. *Struktura i svoystva zhelezomargantsevykh splavov* [Structure and properties of ferromanganese alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 296 p.
18. Tuğluca I.B., Koyama M., Bal B., Canadinc D., Akiyama E., Tsuzaki K. High-concentration carbon assists plasticity-driven hydrogen embrittlement in a Fe-high Mn steel with a relatively high stacking fault energy. *Materials Science & Engineering: A*, 2018, vol. 717, pp. 78–84. DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.087.
19. Yuan X., Chen L., Zhao Y., Di H., Zhu F. Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 217, pp. 278–285. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.027.

20. Vinokur B.B., Kondratyuk S.E., Lutsenko G.G., Kasatkin O.G. Vliyanie sodержaniya C i Mn na svoistva vysokomargantsovistoi stali [Influence of C and Mn content on properties of high-manganese steel]. *Metally = Metals*, 1986, no. 2, pp. 123–127.
21. Filipov M.A., Zil'bershtein M.R. Stabil'nost' austenita i svoistva vysokomargantsovistykh sredneuglerodistykh staley [Stability of austenite and properties of high-manganese medium-carbon steels]. *Metally = Metals*, 1992, no. 6, pp. 56–61.
22. Malinov L.S., Cheilyakh A.P., Malinova E.L., Burlachenko L.I. Vliyanie ugleroda i margantsa na fazovyi sostav, martensitnye prevrashcheniya pri nagruzhении i mekhanicheskie svoistva margantsovistykh staley [Influence of carbon and manganese on the phase composition, martensitic transformations under loading and mechanical properties of manganese steels]. *Metally = Metals*, 1995, no. 2, pp. 67–73.
23. Egolaev V.F., Bogachev I.N. Fazovye prevrashcheniya i uprochnenie pri plasticheskoi deformatsii zhelezomargantseвого сплава легированного молибденом i vol'framom [Phase transformations and hardening during plastic deformation of ferromanganese alloy doped with molybdenum and wolfram]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 1964, vol. 18, no. 3, pp. 423–427.
24. Gurevich Yu.G. Tekhnologiya polucheniya tverdykh splavov na osnove karbida titana metodom propitki, isklyuchayushchim ob'emnyuyu usadku [Technology of obtaining of solid alloys on the basis of titanium carbide by the saturation method, which excludes the volume shrinkage]. *Tsvetnye metally = Nonferrous metal*, 2013, no. 11 (851), pp. 75–78.
25. Kul'kov S.N., Gnyusov S.F. *Karbidostali na osnove karbidov titana i vol'frama* [Carbide steel on the basis of carbides of titanium and tungsten]. Tomsk, Scientific & Technical Literature Publishing House, 2006. 240 p. ISBN 5-89503-290-7.
26. Gnyusov S.F. *Fazovyi sostav i formirovanie mekhanicheskikh svoistv tverdykh splavov karbid vol'frama – strukturno-neustoichivaya svyazka*. Diss. kand. tekhn. nauk [Phase composition and formation of mechanical properties of hard alloys of tungsten carbide – structurally stable bond. PHD eng. sci. diss.]. Tomsk, 1991. 198 p.
27. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya* [Stereometric metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 270 p.
28. Vishnyakov Ya.D. *Sovremennye metody issledovaniya struktury deformirovannykh kristallov* [Modern methods for studying the structure of deformed crystals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 480 p.
29. Timoshenko S.P., Goodier J.N. *Theory of Elasticity*. New York, McGraw-Hill, 1951. 506 p.
30. Teplov V.A., Korshunov L.G., Shchabashov V.A., Kuznetsov R.I., Pilyugin V.P., Tupitsa D.I. Strukturnye prevrashcheniya vysokomargantsovistykh austenitnykh staley pri deformirovanii sdvigom pod davleniem [Structural transformations of high-manganese austenitic steels during deformation by shear under pressure]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 1988, vol. 66, no. 3, pp. 563–571.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).