

Особенности микроструктуры W – Mo-быстрорежущей стали, модифицированной диборидом титана

А. С. ЧАУС¹, д-р техн. наук, Ф. И. РУДНИЦКИЙ², канд. техн. наук, М. БОГАЧИК¹, П. УРАДНИК¹

¹ Материало-технологический факультет Словацкого технического университета, г. Трнава, Словакия (alexander.chaus@stuba.sk)

² Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь

Изучено влияние модифицирующей добавки порошка диборида титана на формирование первичной структуры вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали типа Р6М5. Обсуждены результаты металлографического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов базовой и модифицированной стали. Показано, что модифицирование стали Р6М5 диборидом титана вызывает качественные и количественные изменения микроструктуры матрицы и карбидной составляющей.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, модифицирование, микроструктура, эвтектика, микрорентгеноспектральный анализ.

ВВЕДЕНИЕ

Модифицирование относится к универсальным и широко распространенным технологическим методам повышения качества и технико-экономических показателей производства отливок из литейных сплавов различного типа и назначения [1 – 3]. Введение модифицирующих добавок в расплав позволяет целенаправленно управлять формированием первичной микроструктуры литейных сплавов на стадии получения отливок с целью обеспечения заданного комплекса механических и эксплуатационных свойств в готовом изделии. К настоящему времени накоплен большой теоретический и экспериментальный опыт по модифицированию железоуглеродистых сплавов, в том числе и быстрорежущих сталей, как отдельными элементами, так и комплексными добавками [4 – 17]. Причем наряду с уже ставшими традиционными модификаторами, такими как титан, ниобий, цирконий, бор, кальций, стронций, церий и другие, в настоящее время с целью модифицирования все чаще используются добавки в расплав не чистых элементов, а соединений этих элементов в виде карбидов, нитридов, оксидов и боридов. Согласно интенсивно развивающейся и совершенствующейся в последнее время теории структурной наследственности в металлах и сплавах [18, 19], с точки зрения взаимосвязи между структурными параметрами в системе “шихта – расплав – отливка” и финальными свойствами готового изделия несомненный интерес вызывает использование нетрадиционных модификаторов, находящихся в мелкокристаллическом состоянии, а именно в виде порошков. Цель настоящей

работы* — изучение влияния модифицирующей добавки порошкового диборида титана на особенности формирования первичной структуры вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали типа Р6М5.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Стали выплавляли в индукционной электрической печи с кислой футеровкой. Раскисление проводили ферромарганцем марки ФМн70 (ГОСТ 4755–91) в количестве 0,2 % от массы шихты, ферросилицием ФС75 (ГОСТ 1415–93) — 0,2 % и металлическим алюминием А7 (ГОСТ 11069–74) — 0,1 %. Температуру расплава выдерживали в пределах 1480 – 1510 °С и контролировали W – Mo-термопарой. Модификатор в расчетном количестве 0,3 % от массы исходной шихты вводили в ковш под струю металла. Обработанный жидкий металл заливали в керамические формы. Из отливок массой 1,3 кг получали образцы для рентгеноструктурного, металлографического и микрорентгеноспектрального анализов.

Микроструктуру стали изучали с помощью светового микроскопа НЕОРНОТ-22. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре фирмы PHILIPS в кобальтовом K_{α} -излучении при $U = 30$ кВ и $I = 20$ мА. Для микрорентгеноспектрального анализа использовали микроанализатор фирмы ARL. Статистическую обработку снимков микроструктур осуществляли с помощью компьютерной программы ImageJ.

* Работа выполнена благодаря финансовой поддержке по проекту VEGA № 1/0099/10. В работе принимал участие доцент Л. Чаплович.

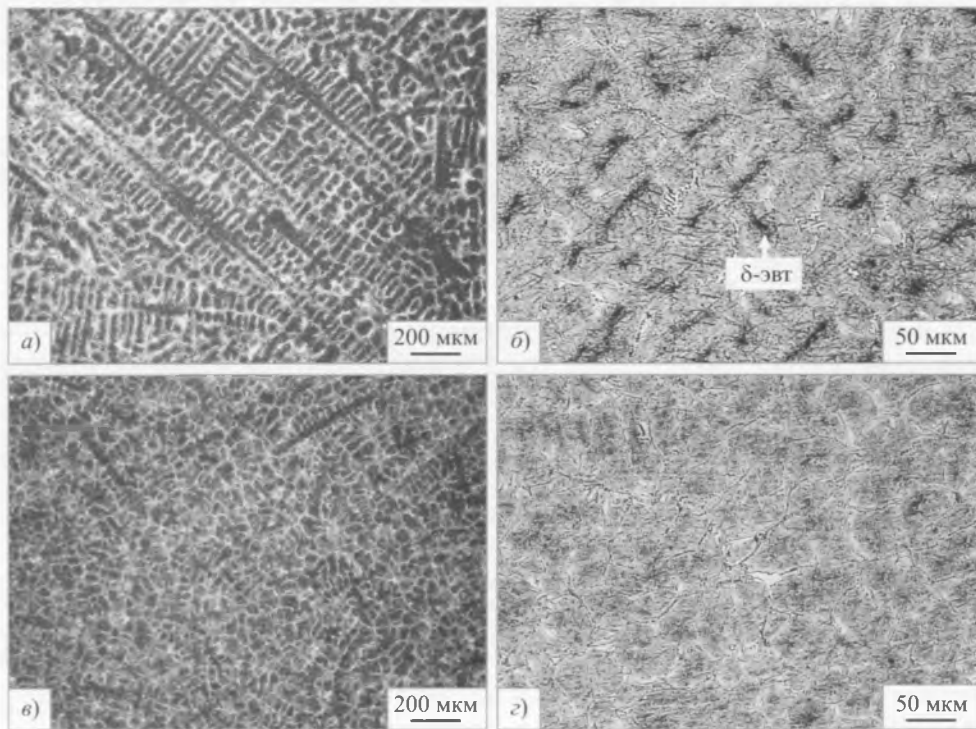


Рис. 1. Общий вид микроструктуры базовой (а, б) и модифицированной (в, г) стали, травление в реактиве Villela-Bain

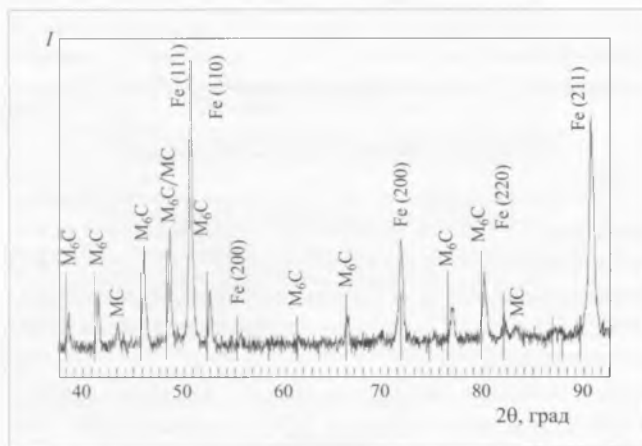


Рис. 2. Дифрактограммы базовой стали (I — интенсивность излучения)

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В структуре базовой стали типа Р6М5 (ГОСТ 19265–73) после литья наблюдается типичная дендритная матрица с ярко выраженной ориентацией относительно больших первичных осей дендритов вдоль направления отвода тепла из отливки (рис. 1, а). Микроструктура матрицы образована бейнитом, аустенитом, а также определенным количеством δ-эвтектоида (1, б), присутствие которого свидетельствует о незавершенности перитектической реакции при первичной кристаллизации сплава в керамической форме. Наличие небольшого количества аустенита в микроструктуре стали подтверждено результатами рентгеноструктурного анализа (рис. 2).

Согласно данным фазового рентгеноструктурного анализа в стали базового химического состава после литья присутствуют карбиды типа M_6C и MC (рис. 2), образующие разорванную сетку по границам первичных зерен твердого раствора. Эвтектика формируется, как правило, на базе карбида типа M_6C , являющегося главной карбидной фазой в микроструктуре данной стали. Эвтектическая составляющая на базе карбида M_6C имеет преимущественно стержневую морфологию, колонии которой образованы относительно тонкими стержнями карбида M_6C (рис. 3, а). Наряду со стержневой эвтектикой, но в значительно меньшем количестве, наблюдается и эвтектика скелетообразного типа (рис. 3, б), ведущей фазой которой также является карбид типа M_6C . Общий характер распределения легирующих элементов в колониях эвтектики стержневого типа в микроструктуре базовой стали отражает рис. 4. Согласно данным микрозондового анализа концентрация основных легирующих элементов в карбиде M_6C стержневой эвтектики, в том числе базовых для карбида данного типа вольфрама и молибдена, но прежде всего ванадия, является более высокой по сравнению с карбидом M_6C скелетообразной эвтектики, который, однако, легирован значительно большим количеством железа (см. таблицу и рис. 5).

В микроструктуре базовой стали были обнаружены и отдельные колонии так называемой ванадиевой эвтектики, сформировавшиеся на базе карбида ванадия типа MC и отличающиеся как специфической морфологией (рис. 3, а, б и рис. 6, а), так и химическим составом (см. таблицу и рис. 6, б). Кроме того,

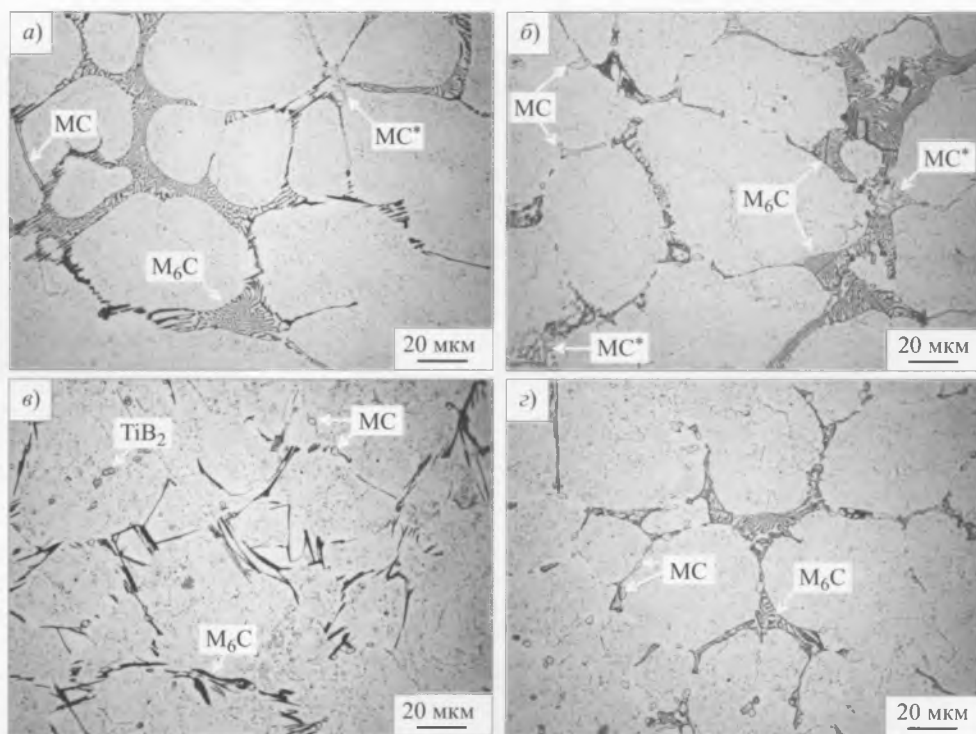


Рис. 3. Морфология эвтектической составляющей в микроструктуре базовой (а, б) и модифицированной (в, з) стали, травление в реактиве Murakami:

MC — структурно изолированный карбид; MC* — карбид эвтектического происхождения

в микроструктуре базовой стали присутствуют структурно обособленные первичные карбиды ванадия типа MC, которые сосредоточены, как правило, на границах дендритных зерен твердого раствора (рис. 3, а, б). По данным статистического анализа, размеры частиц карбидов MC в микроструктуре базовой стали типа Р6М5 (ГОСТ 19265–73) составляют 1,46 – 3,70 мкм.

Поскольку вторичные карбиды, выделяющиеся из пересыщенного твердого раствора (прежде всего из аустенита) в процессе охлаждения отливки при затвердевании в литейной форме, играют важную роль с точки зрения насыщения аустенита легирующими элементами при последующей термической обработке инструмента (аустенитизации), в работе был исследован характер распределения карбидов в микроструктуре исследуемых сталей в литом состоянии не только первичного, но и вторичного происхождения.

На рис. 7 видны вторичные карбиды, выделившиеся из пересыщенного аустенита при охлаждении отливки. Достаточно крупные карбидные частицы в микроструктуре базовой стали, что может быть обусловлено относительно низкой скоростью затвердевания отливки в керамической форме [20], имеют более или менее равномерное распределение по сечению первичных зерен матрицы. Их химический состав, по данным микронзондового анализа, соответствует карбиду типа M_6C , % (масс.): 46,69 W; 15,28 Mo; 3,42 Cr, 3,99 V и 30,62 Fe. В отдельных областях микроструктуры наблюдается повышенная плотность выделений более мелких частиц вторичных карби-

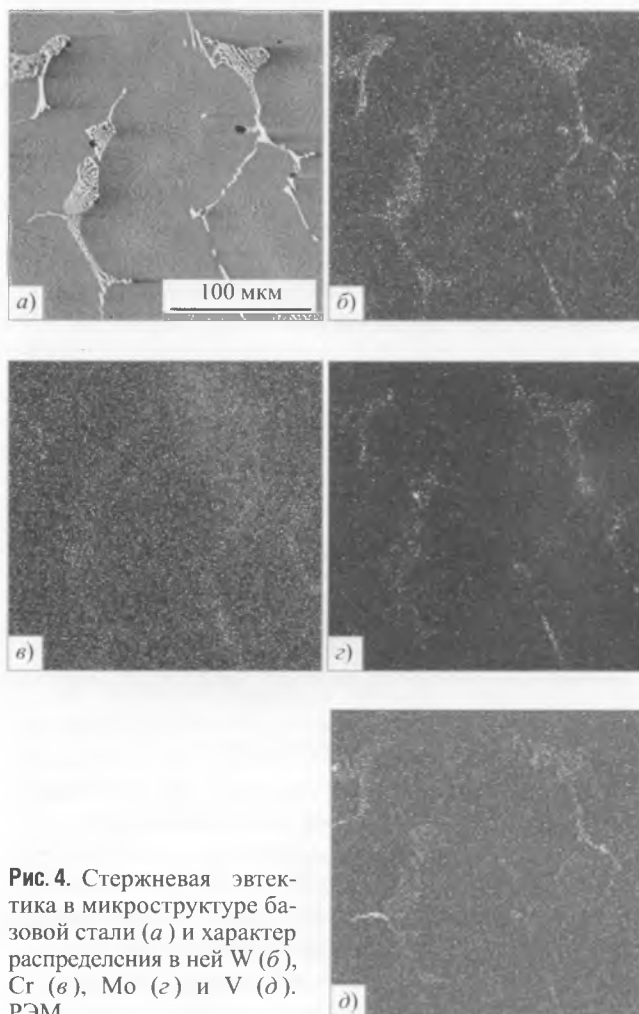


Рис. 4. Стержневая эвтектика в микроструктуре базовой стали (а) и характер распределения в ней W (б), Cr (в), Mo (з) и V (д). РЭМ

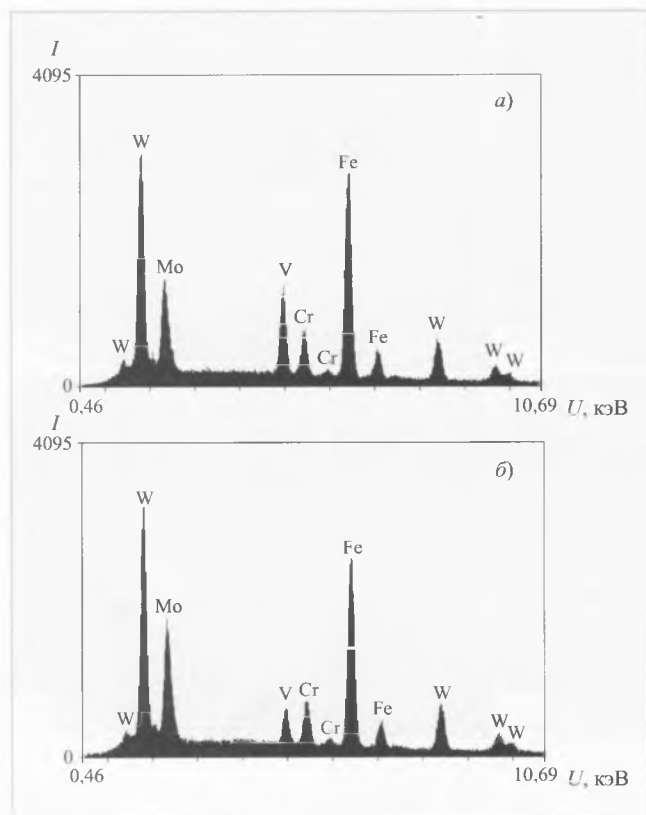


Рис. 5. Спектры характеристического излучения для стержневой (а) и скелетообразной (б) эвтектики в микроструктуре базовой стали

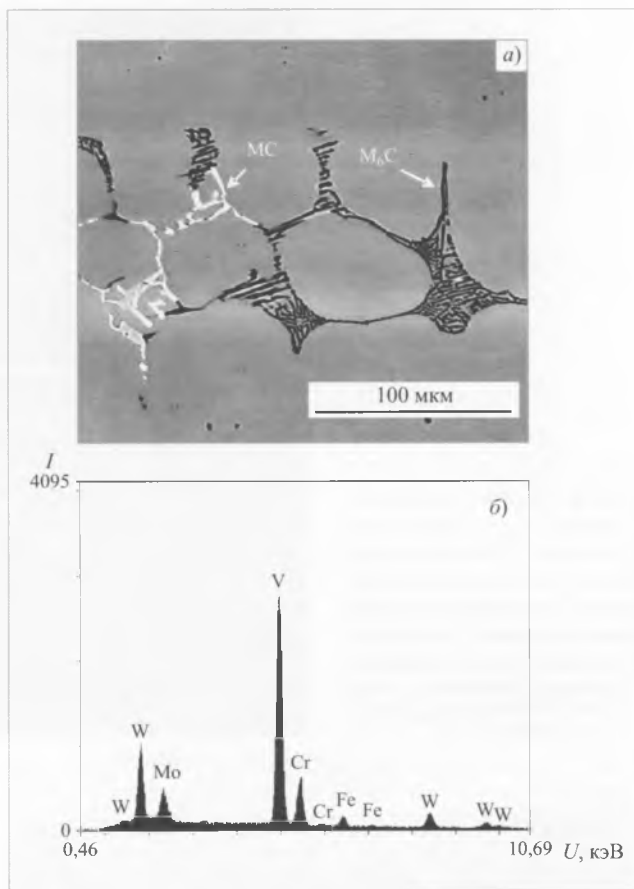


Рис. 6. Ванадиевая (на базе карбида MC) и стержневая (на базе карбида M₆C) эвтектика в микроструктуре базовой стали (а, РЭМ) и спектр характеристического излучения для ванадиевой эвтектики (б)

дов по границам действительных аустенитных зерен, как это видно в правой части рис. 7, а.

Сравнение микроструктуры базовой и экспериментальной сталей показало, что модифицирование диборидом титана способствует не только измельчению первичных зерен матрицы (среднеарифметический размер первичных зерен матрицы составляет 65,87 мкм в немодифицированной стали и 56,59 мкм — в модифицированной), но и изменению их морфологии, а именно переходу от типично дендритной морфологии к так называемой равноосной (рис. 1, в). Описанные выше изменения первичной структуры матрицы в модифицированной стали можно объяснить, в первую очередь, увеличением

количества дополнительных центров кристаллизации в расплаве, которыми, предположительно, служили либо полностью нерастворившиеся частицы высокотемпературной фазы TiB₂ (рис. 3, в), либо микрообъемы расплава с повышенной локальной концентрацией атомов титана и бора вследствие растворения там частиц диборида титана.

Еще одной характерной особенностью микроструктуры матрицы модифицированной стали является отсутствие участков δ-эвтектоида (рис. 1, з), что косвенно свидетельствует об изменении кинетики фазовых превращений на стадии первичной кристаллизации расплава под воздействием модифицирующей добавки.

Результаты металлографических исследований свидетельствуют о том, что модифицирование диборидом титана оказывает существенное влияние на формирование карбидной составляющей как эвтектического происхождения, так и вторичного. В первую очередь следует отметить, что в микроструктуре стали, модифицированной диборидом титана, преобладает эвтектика на базе карбида M₆C со специфической пластинчато-игольчатой морфологией (рис. 3, в), которая является необычной для литых воль-

Таблица. Содержание легирующих элементов в эвтектике различного типа

Эвтектика	Содержание элементов*, % (масс.)				
	W	Mo	Cr	V	Fe
Стержневая	41,77	10,79	5,14	7,66	34,64
Скелетообразная	30,34	8,81	2,94	3,83	54,08
Ванадиевая	31,07	10,82	3,59	42,35	12,17
Пластинчато-игольчатая	46,70	16,49	6,32	12,45	18,04

* Содержание углерода не определяли.

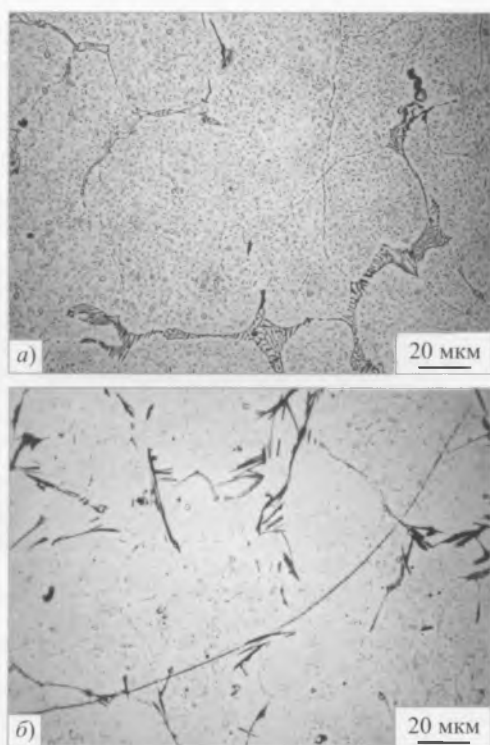


Рис. 7. Выделения вторичных карбидов в микроструктуре базовой (а) и модифицированной (б) сталей, травление в реактиве Murakami

фрамомолибденовых быстрорежущих сталей стандартного химического состава. Главным отличительным признаком карбида M_6C данной эвтектики по сравнению со стержневой и особенно скелетообразной эвтектиками является повышенная концентрация в нем карбидообразующих элементов при пониженном содержании железа (см. таблицу). Другой особенностью микроструктуры модифицированной стали является большее количество (по сравнению с базовой сталью) карбидов типа MC вблизи или непосредственно в колониях пластинчато-игольчатой эвтектики (рис. 8) и особенно в областях со скелетообразной эвтектикой на базе карбида M_6C (рис. 9). Обращает на себя внимание тот факт, что и в случае модифицированной стали содержание ванадия в карбиде M_6C скелетообразной эвтектики значительно ниже по сравнению с пластинчато-игольчатой эвтектикой и особенно по сравнению со стержневой эвтектикой в микроструктуре базовой стали. Если в пластинчато-игольчатой и стержневой эвтектике профиль распределения ванадия в карбиде M_6C практически идентичен профилю распределения вольфрама и молибдена (см. рис. 8 и 4), то в скелетообразной эвтектике ванадий сосредоточен только в карбидах типа MC (рис. 9).

Среднестатистический размер карбидов типа MC в микроструктуре стали, подвергнутой модификации диборидом титана, достигает 3,51 мкм, что свидетельствует об их укрупнении по сравнению с немодифицированной сталью.

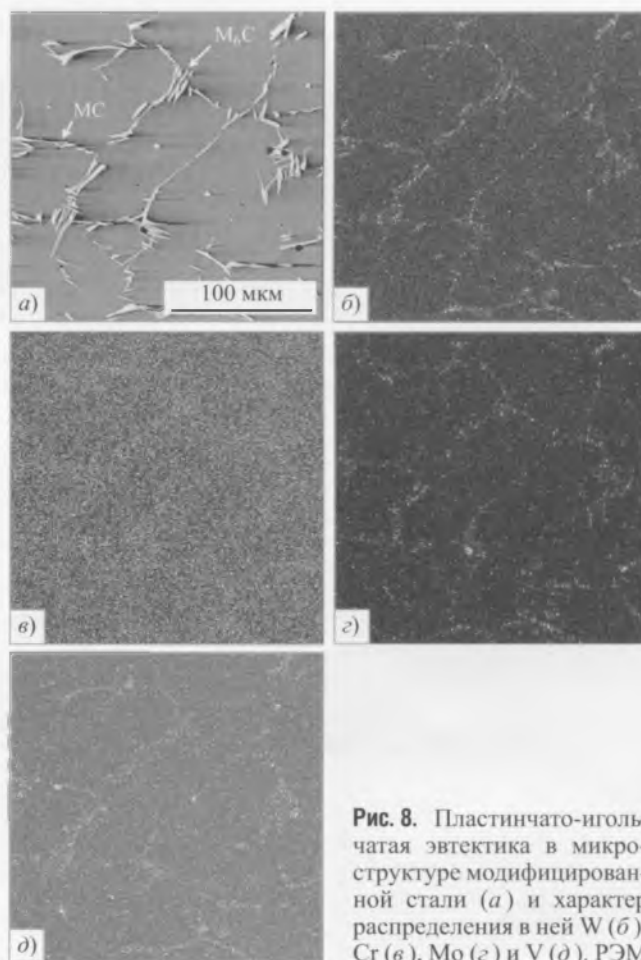


Рис. 8. Пластинчато-игольчатая эвтектика в микроструктуре модифицированной стали (а) и характер распределения в ней W (б), Cr (в), Mo (г) и V (д). РЭМ

Что касается вторичных карбидов, для модифицированной стали характерным признаком микроструктуры является присутствие дефектов дислокационного происхождения с размерами, значительно превосходящими размеры первичных зерен матрицы (рис. 3, г), вдоль которых из пересыщенного твердого раствора в процессе охлаждения выделяются мелкие карбидные частицы, указывающие на месторасположения такого рода дефектов в микроструктуре сплава. Следует отметить, что общая плотность выделений вторичных карбидов в модифицированной стали более низкая, чем в базовой стали.

ВЫВОДЫ

1. Модифицирование вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали типа Р6М5 диборидом титана вызывает качественные и количественные изменения микроструктуры матрицы и карбидной составляющей.

2. Количественные изменения связаны с измельчением первичных зерен матрицы и карбидов как эвтектического, так и вторичного происхождения, а также с изменением количества отдельных структурных составляющих в микроструктуре сталей. В частности, в микроструктуре базовой стали зафиксировано присутствие δ -эвтектоида и ванадиевой эвтекти-

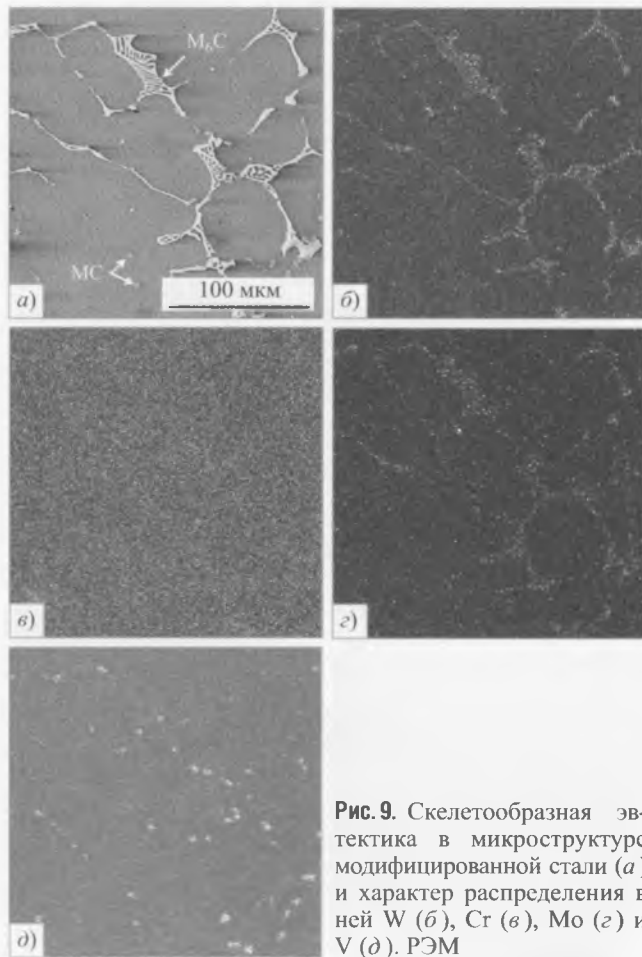


Рис. 9. Скелетообразная эвтектика в микроструктуре модифицированной стали (а) и характер распределения в ней W (б), Cr (в), Mo (г) и V (д). РЭМ

ки, которые отсутствуют в микроструктуре модифицированной стали.

3. Качественные изменения проявляются в первую очередь переходом от типичной дендритной матрицы в базовой стали к микроструктуре с преимущественно равноосной морфологией первичных зерен матрицы в модифицированной стали. К качественным изменениям относится и изменение морфологии эвтектической составляющей, формирующейся на базе карбида M_6C . В базовой стали превалирует эвтектика со стержневой морфологией, а в модифицированной стали — эвтектика со специфической пластинчато-игльчатой морфологией.

4. Под воздействием модифицирования изменяется и характер выделений вторичных карбидов. В первую очередь изменяется плотность карбидных выделений, а также характер их распределения. В микроструктуре модифицированной стали внутри первичных зерен твердого раствора обнаружены частицы специфической угловатой формы, природа которых может быть TiB_2 . Другой особенностью микроструктуры модифицированной стали является присутствие дефектов, по-видимому, дислокационного происхождения, размеры которых значительно превосходят размеры первичных зерен матрицы и

вдоль которых выделяются мелкие вторичные карбиды, указывающие на месторасположение такого рода дефектов в микроструктуре сплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Čaus A.* Progresívne materiály a technológie výroby odlievateľných rezných nástrojov. Trnava: AlumniiPress, 2008. 113 s. (<http://www.mtf.stuba.sk>).
2. *Гелин Ф. Д., Чаус А. С.* Металлические материалы. Минск: Вышэйшая школа, 2007. 396 с.
3. *Камаров О. С., Ковалевский В. Н., Керженцева Л. Ф. и др.* Технология конструкционных материалов (2-е издание, исправленное). Минск: Новое знание, 2007. 567 с.
4. *Feng Z.-J., Du Z.-Z., Fu H.-G.* Effect of Re – Ti compound modification on microstructure and properties of high vanadium high speed steel // J. of Iron and Steel Research. 2009. V. 21, No. 10. P. 48 – 50; 59.
5. *Čaus A. S.* Effect of silicon and germanium on the structure and properties of cast high-speed steel // Metal Science and Heat Treatment. 2009. V. 51, No. 1 – 2. P. 33 – 39.
6. *Fu H., Xiao Q., Kuang J. et al.* Effect of rare earth and titanium additions on the microstructures and properties of low carbon Fe – B cast steel // Materials Science and Engineering A. 2007. V. 466. P. 160 – 165.
7. *Wang M. J., Mu S. M., Sun F. F., Wang Y.* Influence of rare earth elements on microstructure and mechanical properties of cast high-speed steel rolls // J. of Rare Earths. 2007. V. 25, No. 4. P. 490 – 494.
8. *Duan J.-T., Jiang Z.-Q., Fu H.-G.* Effect of RE – Mg complex modifier on structure and performance of high speed steel roll // J. of Rare Earths. 2007. V. 25. P. 259 – 263.
9. *Čaus A. S.* Application of bismuth for solidification structure refinement and properties enhancement in as-cast high-speed steels // ISIJ International. 2005. V. 45, No. 5. P. 1297 – 1306.
10. *Čaus A. S.* Modifying cast tungsten-molybdenum high-speed steels with niobium, zirconium and titanium // Metal Science and Heat Treatment. 2005. V. 47, No. 1 – 2. P. 53 – 61.
11. *Pan Y., Yang H., Liu X., Bian X.* Effect of K/Na on microstructure of high-speed steel used for rolls // Materials Letters. 2004. V. 58. P. 1912 – 1916.
12. *Fu H., Xing J.* A study of modification of M2 cast high speed steel // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 2004. V. 35, No. 9. P. 578 – 581.
13. *Čaus A. S.* Use of REM-based modifying agents for improving the structure and properties of cast tungsten-molybdenum high-speed steels // Metal Science and Heat Treatment. 2004. V. 46, No. 9 – 10. P. 415 – 422.
14. *Kheirandish S.* Effect of Ti and Nb on the formation of carbides and the mechanical properties in as-cast AISI-M7 high-speed steel // ISIJ International. 2001. V. 41, No. 12. P. 1502 – 1509.
15. *Čaus A. S.* Effect of boron on cast tungsten-molybdenum high-speed steels // The Physics of Metals and Metallography. 2001. V. 91, No. 5. P. 463 – 473.
16. *Kheirandish S., Mirdamadi S., Kharrazi Y. H. K.* Effect of Ti and Nb on the microstructure and mechanical properties of cast high speed steel // Metall. 1999. V. 53, No. 6. P. 339 – 343.
17. *Čaus A. S., Rudnickii F. I.* Effect of modification on the structure and properties of cast tungsten-molybdenum high-speed steels // Metal Science and Heat Treatment. 1989. V. 31, No. 1 – 2. P. 121 – 128.
18. *Кондратюк С. Е.* Наследственность структуры и свойств литой стали // Литейное производство. 2008. № 9. С. 6 – 10.
19. *Никитин В. И., Никитин К. В.* Наследственность в литых сплавах. Издание 2-е, переработанное и дополненное. М.: Машиностроение-1, 2005. 476 с.
20. *Čaus A. S., Rudnickii F. I.* Diffusion and secondary carbide precipitation in high-speed steels // To be published in Defect and Diffusion Forum. 2010. V. 297 – 301.