

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРИРОДУ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ КАРБИДОВ В БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ

А. А. ГЛОТКА, А. Н. МОРОЗ

*Запорожский национальный технический университет*

Изучена природа формирования эвтектических карбидов в экономнолегированных быстрорежущих сталях после дополнительного введения ниобия и титана. Проанализировано изменение химического состава матрицы и карбидов в зависимости от этапов термической обработки. Установлены их удовлетворительные эксплуатационные свойства. Рекомендовано экспериментальную сталь как заменитель классической Р6М5.

**Ключевые слова:** *эвтектические карбиды, быстрорежущая экономнолегированная сталь, термическая обработка, титан, ниобий, микроструктура.*

**Введение.** В связи с возрастающим дефицитом основных легирующих элементов (W, Mo, Co, V) становятся актуальными исследования по созданию более экономнолегированных быстрорежущих сталей, чем сталь Р6М5, применяемая для обработки при обычных скоростях резания углеродистых и среднелегированных конструкционных сталей с прочностью 900... 1000 МПа (НВ 150...200), а также нержавеющей [1].

Длительное время сталь Р18 была единственной быстрорежущей, используемой для всех инструментов и в различных условиях резания. Но уже с 1939–1940 гг. начали создавать быстрорежущие стали с меньшим содержанием вольфрама без заметного ухудшения основных свойств. В частности, в США разработали быстрорежущую сталь S6-5-1 (M2), которую до сих пор применяют во всех развитых странах. Малолегированные стали типа P0M3Ф3, P3M3Ф2, P3AM3Ф3 уступают, как правило, стали Р6М5, обеспечивая достижение лишь около 75...80% ее производительности [2].

Улучшают свойства сталей дополнительным легированием и модифицированием менее дефицитными элементами, чаще всего – карбидообразующими, азотом, P3M и др. Однако данные о влиянии этих элементов на свойства таких сталей неоднозначны, более того, зачастую довольно противоречивы, особенно касающиеся воздействия титана и ниобия, которые привлекают все больше внимания как заменители ванадия [3, 4]. Но несмотря на большое количество патентов и авторских свидетельств, титано- и ниобийсодержащие быстрорежущие стали в национальных стандартах отсутствуют [5, 6].

В последние годы разрабатывают технологии по утилизации высоковольфрамовых отходов промышленности для выплавки инструментальных сталей [7, 8]. Но характеристики материала не всегда удается определить из-за большого количества вредных примесей в ломе. В настоящей работе предприняли попытки комплексно исследовать влияние титана и ниобия на формирование структуры экономнолегированной быстрорежущей стали, чтобы глубже оценить карбидные фазовые превращения, изменяющие условия формирования потребительских свойств.

**Материал и методика.** Использовали сталь типа РЗАМЗФ2, которую дополнительно легировали 1,26...1,28 mass% ниобия и 0,2 mass% титана (состав № 1) и 1,55 mass% титана (состав № 2) (табл. 1). Эти элементы выбрали, руководствуясь их сродством с углеродом и возможностью образовывать специальные карбиды, которые улучшают эксплуатационные свойства материала.

**Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей (mass%)**

Марка стали	C	W	Mo	V	Cr	Nb	Ti	Fe
РЗАМЗФ2Б1Т (состав № 1)	1,18	3,05	2,82	1,96	4,10	1,26	0,24	Ост.
РЗАМЗФ2Б1Т1 (состав № 2)	1,41	3,05	2,82	1,94	4,05	1,28	1,55	Ост.

Образцы для исследования эвтектических карбидов в литом металле вырезали из осевой зоны поперечных темплетов, отобранных из средней по высоте части слитков массой 20 kg. Предварительно слитки отжигали при 850°C, 2 h, а затем закачивали при 1210°C и отпускали при 560°C по одному часу трижды. Так термообработывали образцы обоих составов.

Чтобы исключить методическую погрешность, образцы паковали в одну обойму. Шлифовали, полировали, а затем подвергали тепловому травлению для выявления карбидов. Так удалось методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) достоверно оценить содержание элементов в микрообъеме. Из-за такой окисной пленки на их поверхности искажались результаты определения интенсивности характеристического рентгеновского излучения. В то же время даже при незначительном легировании различными элементами цветовая гамма (как карбидов, так и матрицы) изменялась, что позволило четко идентифицировать различные структурные составляющие материала. РСМА выполняли на растровом электронном микроскопе РЭМ-10БИ при ускоряющем напряжении 20 kV и токе зонда 20 nA.

Состав карбидов исследовали по точкам, регистрируя интенсивность характеристического излучения  $K_{\alpha}$ -линий титана, ванадия, хрома, железа и  $L_{\alpha}$ -линий ниобия, молибдена, вольфрама, предварительно выбрав карбиды по их изображению в тоне поглощенных электронов. Как эталоны использовали чистые элементы. Так как количество углерода не измеряли, то его просчитывали как дополнение до 100% суммы  $k$  – относительных интенсивностей определяемых элементов. Окончательный состав карбидов устанавливали, нормируя концентрацию элементов на предполагаемый тип карбида. Поскольку в карбидах находятся тяжелые элементы, то погрешность при их определении не превышала  $\pm 0,01$  mass%.

**Результаты и их обсуждение.** Как известно [9], в литой стали типа РЗАМЗФ2 кристаллизуются карбиды типа  $M_6C$ ,  $MC$  и  $M_2C$ , которые могут образовывать эвтектические колонии. Такая структура зависит от концентрации ванадия и суммарного содержания вольфрама и молибдена, т.е. от количества карбидообразующих элементов и их соотношения. После термической обработки, как правило, карбид  $M_2C$  распадается на  $M_6C$  и  $MC$ . Дополнительное легирование ниобием (состав № 1) не изменяет тип карбидов в литом состоянии (табл. 2). Однако в структуре отсутствуют карбиды типа  $M_6C$ , которые заменены вновь появившимися карбидами на основе титана и ниобия. Карбид типа  $VC$  дополнительно легирован титаном и ниобием.

Дополнительное легирование титана приводит к зарождению карбида типа  $M_6C$  и исчезновению  $M_2C$  и  $MC$  ( $NbC$ ). Формированию эвтектических карбидов

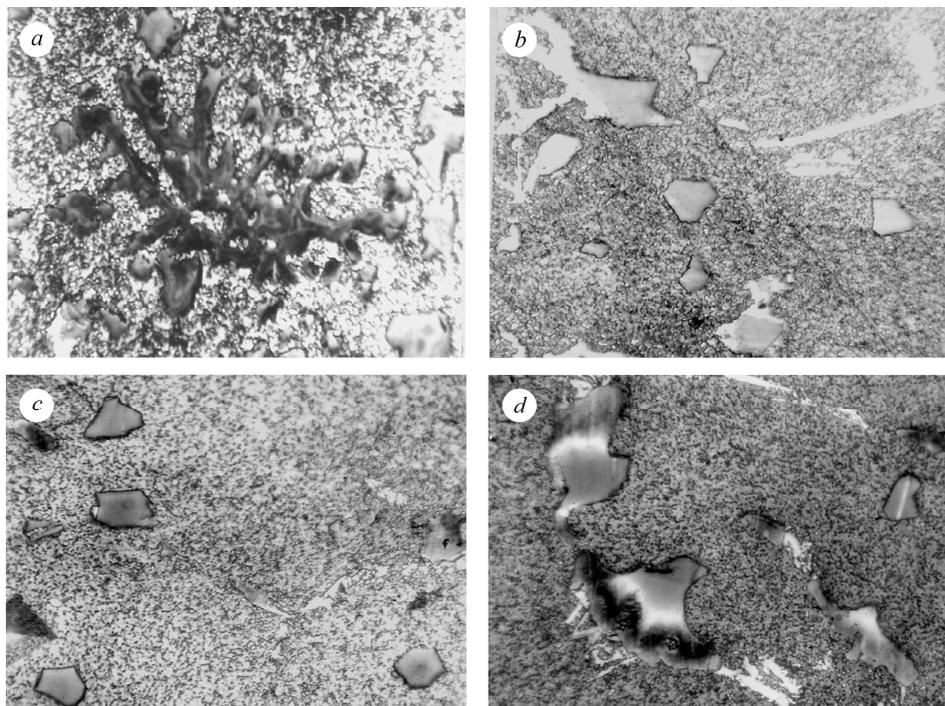
$M_6C$ , очевидно, способствует комплексное легирование титаном и ниобием, что также должно обусловить и появление сложнoleгированного титанониобиевого карбида  $MC$  ( $(TiNb)C$ ). Таким образом, легированием стали можно увеличить содержание элементов в карбидах, а, следовательно, улучшить ее свойства.

**Таблица 2. Структурный состав эвтектических карбидов в литой и термически обработанной (закалка + трехкратный отпуск) быстрорежущей стали**

Предполагаемый тип карбида	Формула карбида	
	РЗАМЗФ2Б1Т (состав № 1)	РЗАМЗФ2Б1Т1 (состав № 2)
Литое состояние		
$M_2C$	$(V_{0,18}Cr_{0,184}Fe_{0,153}Nb_{0,013}Mo_{0,336}W_{0,134})_2C$	$(V_{0,207}Cr_{0,178}Fe_{0,149}Nb_{0,011}Mo_{0,321}W_{0,134})_2C$
$M_2C$	$(V_{0,159}Cr_{0,269}Fe_{0,164}Nb_{0,014}Mo_{0,267}W_{0,128})_2C$	–
$M_6C$	–	$(V_{0,12}Cr_{0,061}Fe_{0,522}Nb_{0,007}Mo_{0,202}W_{0,09})_6C$
$MC$ (TiC)	$(Ti_{0,77}V_{0,12}Cr_{0,01}Fe_{0,04}Nb_{0,05}Mo_{0,002}W_{0,0007})C$	$(Ti_{0,909}V_{0,006}Fe_{0,067}Nb_{0,007}Mo_{0,004}W_{0,007})C$
$MC$ (VC)	$(V_{0,57}Cr_{0,043}Fe_{0,077}Nb_{0,155}Mo_{0,1}W_{0,054})C$	$(Ti_{0,007}V_{0,617}Cr_{0,019}Fe_{0,045}Nb_{0,083}Mo_{0,139}W_{0,09})C$
$MC$ (NbC)	$(Ti_{0,008}V_{0,152}Cr_{0,008}Fe_{0,024}Nb_{0,778}Mo_{0,0197}W_{0,01})C$	–
$MC$ ( $(TiNb)C$ )	–	$(Ti_{0,684}V_{0,074}Fe_{0,032}Nb_{0,192}Mo_{0,007}W_{0,01})C$
После термической обработки		
$M_6C$	$(V_{0,046}Cr_{0,065}Fe_{0,528}Nb_{0,007}Mo_{0,222}W_{0,13})_6C$	$(V_{0,057}Cr_{0,038}Fe_{0,515}Nb_{0,005}Mo_{0,242}W_{0,143})_6C$
$MC$ (TiC)	$(Ti_{0,733}V_{0,161}Cr_{0,007}Fe_{0,018}Nb_{0,08}Mo_{0,001})C$	$(Ti_{0,885}V_{0,027}Fe_{0,016}Nb_{0,08}Mo_{0,016}W_{0,026})C$
$MC$ (VC)	$(V_{0,538}Cr_{0,061}Fe_{0,079}Nb_{0,10}Mo_{0,15}W_{0,072})C$	$(Ti_{0,002}V_{0,603}Cr_{0,031}Fe_{0,054}Nb_{0,049}Mo_{0,17}W_{0,0925})C$
$MC$ ( $(VNb)C$ )	–	$(Ti_{0,02}V_{0,586}Cr_{0,0203}Fe_{0,0384}Nb_{0,104}Mo_{0,147}W_{0,084})C$
$MC$ (NbC)	$(Ti_{0,009}V_{0,161}Cr_{0,007}Fe_{0,028}Nb_{0,766}Mo_{0,019}W_{0,01})C$	–
$MC$ ( $(TiNb)C$ )	–	$(Ti_{0,611}V_{0,066}Cr_{0,003}Fe_{0,032}Nb_{0,25}Mo_{0,018}W_{0,0195})C$

После полного цикла термической обработки природа карбидной фазы изменяется. В стали состава № 1 распадаются карбиды  $M_2C$  и образуются карбиды типа  $M_6C$ , однако, при этом первичные карбиды типа  $MC$  не изменяются, что закономерно и прогнозировано. Морфология карбидов при этом типична: карбид TiC (см. рисунок, фрактограмма *a*) имеет форму “китайских иероглифов” с развитой поверхностью, а NbC (фрактограмма *b*) – шестигранников, которые расположены равномерно по площади шлифа. Также наблюдаются перьевые ответвления от шестигранников, которые классифицируют как карбид  $M_2C$ . Такое строе-

ние объясняют условиями кристаллизации с жидко-твердого состояния. В стали состава № 2 после термической обработки карбид  $M_2C$  распадается, однако, карбид типа  $M_6C$  присутствует и в литом состоянии.



Типичная морфология карбидов в экспериментальных сталях ( $\times 1250$ ):  
*a* – TiC; *b* – NbC; *c* – (TiNb)C; *d* – (VNb)C.

Typical morphology of carbides in experimental steels ( $\times 1250$ ):  
*a* – TiC; *b* – NbC; *c* – (TiNb)C; *d* – (VNb)C.

Наряду с TiC, морфология которого подобна стали состава № 1, образуется “сложный” карбид типа (TiNb)C (см. рисунок, фрактограмма *c*). Его форма существенно отличается от TiC и приобретает очертания трех-, пяти-, а иногда шестигранников. Количество ниобия в нем максимально с относительно большим содержанием титана, что может существенно улучшить эксплуатационные свойства материала. Однако карбид NbC отсутствует в стали состава № 2, при этом после термообработки образуется “сложный” карбид типа (VNb)C, строение которого нетипично для данного материала: образуется “комплексно легированный” карбид на подложке (TiNb)C (см. рисунок, фрактограмма *d*). От многогранника карбида (TiNb)C отходят ответвления (VNb)C, что можно объяснить схожестью кристаллической решетки этих карбидов.

Сравнительные испытания стойкости инструмента с экспериментальными сталями и классической быстрорежущей стали P6M5, выполняли при различных режимах резания на конструкционных материалах (табл. 3). Для каждой заготовки изменяли скорость ( $V$ ) и глубину резания ( $S$ ), скорость подачи ( $t$ ) и частоту вращения ( $n$ ). Выявили незначительный разброс в показателях. Так, стойкость инструмента из стали состава № 1 только в трех случаях ниже, чем из классической, а из стали состава № 2 – в двух режимах ниже, чем P6M5 (однако относительная стойкость в этих случаях не ниже 94%). Полученные данные также хорошо согласуются с известными [10]. Таким образом, экономнолегированную сталь P3AM3Ф2Б1Т1 можно рекомендовать как заменитель стали P6M5.

**Таблица 3. Результаты сравнительных испытаний на стойкость  
(среднее значение из трех опытов)**

Обрабатываемые стали	Режим обработки	Стойкость					
		РЗАМЗФ2Б1Т		РЗАМЗФ2Б1Т1		Р6М5	
		абсолютная, min	относит., %	абсолютная, min	относит., %	абсолютная, min	относит., %
Сталь 45	Точение: $V=50$ m/min $S=0,39$ mm/rot $t=1,0$ mm	9,7	133,0	20,7	284,0	7,3	100,0
	Фрезерование: $V=51,5$ m/min $S_z=0,15$ mm/rot $t=0,5$ mm; $n=315$ m/mm	28,3	78,6	34,0	94,4	36,0	100,0
ШХ15СГ	Точение: $V=30$ m/min $S=0,21$ mm/rot $t=1,0$ mm	13,2	107,0	15,3	124,5	12,3	100,0
	Точение: $V=40$ m/min $S=0,28$ mm/rot $t=1,0$ mm	11,0	73,5	14,3	95,5	15,0	100,0
	Фрезерование: $V=41$ m/min $S_z=0,2$ mm/rot $t=0,5$ mm; $n=250$ m/mm	17,7	90,0	19,7	100,0	19,7	100,0
12Х18Н10Т	Точение: $V=25$ m/min $S=0,28$ mm/rot $t=1,0$ mm	24,0	103,0	28,7	123,0	23,3	100,0
	Фрезерование: $V=32,7$ m/min $S_z=0,15$ mm/rot $t=0,5$ mm; $n=200$ m/mm	24,3	130,0	19,7	105,5	18,7	100,0

### **ВЫВОДЫ**

Установлены зависимости концентрации карбидообразующих элементов в твердом растворе сталей от соответствующих этапов термической обработки. Обнаружено, что после введения ниобия (состав № 1) изменяется тип избыточных фаз, а существующие карбиды дополнительно легируются Ti и Nb. Выявлено комплексное влияние титана и ниобия (состав № 2) на качественный состав карбидов и изменение их легирования, что приближает химический состав эвтектической составляющей к классической стали Р6М5. Экспериментальную сталь РЗАМЗФ2Б1Т1 рекомендовано использовать как заменитель Р6М5.

*РЕЗЮМЕ.* Вивчено природу формування евтектичних карбідів в економічно легированих швидкорізальних сталях після додаткового введення ніобію і титану. Проаналізовано зміни хімічного складу матриці та карбідів залежно від етапів термічної обробки. Встановлено їх задовільні експлуатаційні властивості. Рекомендовано експериментальну сталь як замітник класичної Р6М5.

*SUMMARY.* The nature of the formation of eutectic carbides in economically alloyed high-speed steels with additional introduction of niobium and titanium is considered. Changes in the chemical composition of the matrix and carbides are discussed, depending on the stages of heat treatment. It is established that the operating properties are at a satisfactory level. The experimental steel is recommended as a substitute for the classic Р6М5.

1. *Гудремон Э.* Специальные стали. – М.: Металлургия, 1966. – 850 с.
2. *Геллер Ю. А.* Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
3. *Чаус А. С.* Модифицирование литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей ниобием, цирконием и титаном // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 2005. – № 6. – С. 16–21.
4. *Юлмаз А.* Микроструктурный анализ новой литой быстрорежущей стали, легированной ниобием // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 2012. – № 7. – С. 28–32.
5. *Патент 47165 А МПК (2006)С22С 1/05 (2006.01)С22С 1/04 (2006.01)С22С 38/00.* Порошкова інструментальна сталь високої теплостійкості / В. М. Перехов, В. Т. Зубкова, Ю. Ф. Терновий, А. О. Сєдов, А. А. Кононенко. – Опубл. 17.06.2002; Бюл. № 6.
6. *Патент 60590 МПКС22С 38/50 (2006.01)С22С 38/28 (2006.01)* Инструментальна сталь / І. М. Білоник, О. Є. Капустян. – Опубл. 25.06.2011; Бюл. № 12.
7. *Глотка А. А.* Разработка и анализ структурно-фазового состояния Ni–W и Fe–W сплавов на основе тугоплавкого W–Ni–Fe лома для легирования специальных материалов в газотурбостроении: дис. ... канд. техн. наук. – Запорожье, 2011. – 166 с.
8. *Колобов Г. А., Панов В. С.* Новые технологии переработки отходов вольфрама и твердых сплавов // *Металлургия. Науч. тр. Запорожск. гос. инж. академии* – 2013. – № 1. – С. 64–72.
9. *Закономерности* формирования эвтектических карбидов в быстрорежущих сталях / Л. Д. Мошкевич, С. И. Тишаев, Н. Е. Евлампиева, А. Н. Курасов // *Сталь.* – 1982. – № 10. – С. 62–67.
10. *Вплив* термічної тривкості змашувально-охолоджувальних рідин на механічну обробку сталі 12Х18АГ18Ш / О. І. Балицький, М. Р. Гаврилюк, В. В. Кочубей, Я. Еліаш // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2016. – **52**, № 2. – Р. 54–60.  
(*Influence of the thermal resistance of liquid coolants on the machining of 12Kh18AG18SH steel / O. I. Balyts'kyi, M. R. Havrylyuk, V. V. Kochubei, and Ya. Elias // Materials Science.* – 2016. – **52**, № 2. – Р. 200–208.)

*Получено 26.09.2016*