

УДК 669.14.017.252.3

О.М. Мороз, ст. науковий співробітник

О.А. Глотка, доцент, к.т.н.

ПРО ЕВТЕКТИЧНУ СКЛАДОВУ ЕКОНОМНО ЛЕГОВАНИХ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Запорізький національний технічний університет

Рассмотрена природа формирования эвтектических карбидов в экономнолегированных быстрорежущих сталях с дополнительным введением ниобия и титана. Обсуждаются изменения химического состава матрицы и карбидов в зависимости от этапов термической обработки. Установлено, что эксплуатационные свойства находятся на удовлетворительном уровне. Рекомендовано экспериментальную сталь как заменитель классической стали Р6М5.

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

Розглянуто природу формування евтектичних карбідів у економно легованих швидкорізальних сталях з додатковим введенням ніобію та титана. Обговорюються змінування хімічного складу матриці та карбідів залежно від етапів термічної обробки. Встановлено, що експлуатаційні властивості знаходяться на задовільному рівні. Рекомендовано експериментальну сталь як замітник класичної сталі Р6М5.

Ключові слова: евтектичні карбіді, швидкорізальна економно легована сталь, термічна обробка, титан, ніобій, микроструктура

It is considers the presentation of the formation for eutectic carbides in sparingly alloyed fast-cutting steels with additional introduction of niobium and titanium. There are discusses changing of the chemical composition for the matrix and carbide depending on the thermal treatment. It has been established that the performance properties are satisfactory. The experimental steel is recommended as a substitute for classic steel Р6М5.

Key words: eutectic carbides, cutting sparingly alloyed steel, heat treatment, titanium, niobium, microstructure

Вступ. У зв'язку із зростанням дефіциту основних легуючих елементів (*W, Mo, Co, V*) стає актуальним проведення робіт щодо створення більш економно легованих швидкорізальних сталей, ніж сталь «базової» продуктивності Р6М5, яку застосовують для обробки за звичайних швидкостей різання вуглецевих і середньо легованих конструкційних сталей із міцністю, що дорівнює 900...1000 МПа (НВ 150...200), а також нержавіючих сталей [1].

Тривалий час сталь Р18 була єдиною швидкорізальною сталлю, яку використовували для всіх інструментів і різних умов різання. Але вже з 1939-40 рр. почали здійснювати заходи щодо створення швидкорізальних сталей із меншим вмістом вольфраму без помітного збитку для основних її властивостей. Зокрема, у США розробляють сталь S6-5-1(М2), яка і нині є основною маркою швидкорізальної сталі для всіх розвинених країн. Приблизно в ці роки в СРСР було розроблено малолеговані стали типу Р0МЗФ3, Р3МЗФ2, Р3АМЗФ3, які поступаються, як правило, сталі Р6М5, забезпечуючи досягнення лише близько 75...80 % її продуктивності [2].

Спроби поліпшити властивості створенням економічніших, розпочиналися та

виконуються шляхом додаткового легування й модифікування менш дефіцитними елементами, найчастіше елементами, що утворюють карбіди, азотом, РЗМ та ін. Проте, дані про вплив зазначених елементів на властивості швидкорізальних сталей є не однозначними, більше того, частенько мають досить суперечливий характер. Подібні суперечливі думки мають місце, зокрема, і під час вивчення впливу титану та ніобію. Нині титан і ніобій привертають усе більшу увагу як замітник ванадію в швидкорізальній сталі [3]. Але незважаючи на наявність значної кількості патентів та авторських свідоцтв, титано- та ніобійвміщуючі сталі в національних стандартах є відсутніми.

Останніми роками також широко розробляються технології щодо утилізації високо вольфрамових відходів промисловості для виплавлення інструментальних сталей [4,5]. Проте характеристики матеріалу не завжди можливо одержати на високому рівні через значну кількість шкідливих домішок у брухті.

Постановка завдання. Зроблено спробу комплексного дослідження впливу титану та ніобію на формування структури економно легованої швидкорізальної сталі для глибшого розуміння карбідних фазових перетворень, які впливають на умови формування споживчих властивостей.

Матеріал та методика досліджень. У роботі використовували сталь типу РЗАМЗФ2, яку додатково легували ніобієм (кількістю 1,26...1,28 % та титаном 0,20 % за першим варіантом и 1,55 % за другим варіантом) (табл. 1). Зазначені елементи були вибрані внаслідок високої спорідненості з вуглецем і можливістю створювати спеціальні карбіди, які призводять до поліпшення експлуатаційних властивостей матеріалу.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей, що досліджують (масова доля)

Марка сталі	Спосіб аналізу	C	W	Mo	V	Cr	Nb	Ti	Fe	
РЗАМЗФ2Б1Г (склад № 1)	хімічний аналіз	1,18	3,05	2,82	1,96	4,10	1,26	0,24	зал.	
	тв. р-н, дані мік- роана- лізу	відпал	-	2,26	1,48	1,08	2,64	0,09	-	90,08
		гартування	-	2,05	1,43	1,09	2,53	0,06	-	90,62
		відпуск	-	2,31	1,43	1,12	2,54	0,12	-	89,63
РЗАМЗФ2Б1Г (склад № 2)	хімічний аналіз	1,41	3,05	2,82	1,94	4,05	1,28	1,55	зал.	
	тв. р-н, дані мік- роана- лізу	відпал	-	2,81	1,62	1,38	1,35	0,08	0,03	90,21
		гартування	-	2,61	1,66	1,10	1,27	0,08	0,02	90,17
		відпуск	-	2,62	1,82	1,18	1,59	0,06	0,04	90,71

Зразки для дослідження евтектичних карбідів у литому металі вирізували з осьової зони поперечних темплетів, відібраних із середньої за висотою частини злиwkів масою 20 кг. Заздалегідь зливки складів 1 і 2 піддавали відпалюванню за температури 850 °С протягом 2 год., а потім термічній обробці: гартуванню (за температури

1210 °C) та відпуску (за температури 560 °C) по одній годині тричі. Після обробки сталі показували вторинну твердість і червоностійкість на рівні 66 і 60 HRC відповідно, а міцність знаходилася у межах 3400...3500 МПа.

Для виключення методичної погрішності досліджувані зразки пакували в одну обойму, шліфували, полірували, а потім піддавали тепловому травленню для виявлення карбідів. Цей методологічний прийом дозволяє достовірно оцінити вміст елементів у мікрооб'ємі методом РСМА за наявності незначної оксидної плівки на поверхні об'єктів аналізу, яка не вносить значних спотворень до визначення інтенсивності характеристичного рентгенівського випромінювання. В той же час навіть незначна міра легування різними елементами змінює кольорову гамму (як карбідів, так і матриці), що дозволяє чітко ідентифікувати різні структурні складові матеріалу.

Рентгеноспектральний мікроаналіз виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І за наступних умов: прискорююча напруга – 20 кВ, струм зонду – 20 нА.

Дослідження складу карбідів проводили щодо точок шляхом реєстрації інтенсивності характеристичного випромінювання K_{α} -ліній титану, ванадію, хрому, заліза та L_{α} -ліній ніобію, молібдену, вольфраму, заздалегідь вибравши карбіди під час зображення їх у тоні поглинених електронів. Як еталони використовували чисті елементи. Оскільки вуглець не вимірювали, то його розраховували як доповнення до 100 % суми k відносних інтенсивностей вимірюваних елементів. Остаточний склад карбідів встановлювали нормуванням концентрацій вимірюваних елементів на передбачуваний тип карбіду.

Результати дослідження та їх обговорення. За даними рентгеноспектрального мікроаналізу хімічний склад матриці (табл. 1) змінювався залежно від проходження етапів термічної обробки експериментальних сталей. Так, під час гартування сталі РЗАМЗФ2Б1Т (склад № 1), у матриці зменшується вміст W , V , Cr , Nb , а після відпуску їх кількість збільшується. Вміст молібдену з етапами термічної обробки знижується. Для сталі РЗАМЗФ2Б1Т1 (склад № 2) відбувається зниження вмісту W , V , Cr , Mo після гартування та деяке підвищення їх після відпуску. Вміст ніобію та титану в твердому розчині, після повного циклу термічної обробки, значно знижується. Така поведінка елементів, що утворюють карбіди, мабуть, пов'язана з виділенням спеціальних карбідів під час проведення відповідних стадій термічної обробки.

Як відомо [6], у литій сталі типу РЗАМЗФ2 кристалізуються карбіди типу M_6C , MC і M_2C , які можуть утворювати евтектичні колонії. Така структура визначається концентрацією ванадію та сумарним вмістом вольфраму і молібдену, тобто кількістю елементів, що утворюють карбіди, та їх співвідношенням. Після проведення термічної обробки, як правило, карбід M_2C розпадається на M_6C і MC .

Додаткове легування ніобієм (склад № 1) не призводить до змінювання типу карбідів у литому стані (табл. 2). Проте в структурі є відсутніми карбіди типу M_6C , які замінено карбідами на основі титану та ніобію, що знову з'явилися. Також карбід типу VC додатково легується титаном і ніобієм.

Введення титану (склад № 2) спричинює збільшення його кількості у карбідах MC , а також додаткове легування карбідів, де спостерігалася його відсутність. Додаткове легування титаном призводить до зародження карбіду типу M_6C і зникнення M_2C і MC (NbC). Зафіксовані евтектичні карбіди M_6C , формуванню яких, як слід припустити, сприяє комплексне легування титаном і ніобієм, також призводить до появи

складно легованого титано-ніобієвого карбиду $MC [(TiNb)C]$. Таким чином, підвищення легування сталі має наслідком збільшення вмісту елементів у карбідах, а, отже, і можливість поліпшення властивостей сталі.

Таблиця 2 – Структурний склад евтектичних карбідів литої та термічно обробленої (гартування + трьохкратний відпуск) швидкорізальної сталі

Передбачуваний тип карбиду	Розрахункова формула карбиду	
	РЗАМЗФ2Б1Т (склад № 1)	РЗАМЗФ2Б1Т1 (склад № 2)
Литий стан		
M_2C	$(V_{0,18} Cr_{0,184} Fe_{0,153} Nb_{0,013} Mo_{0,336} W_{0,134})_2 C$	$(V_{0,207} Cr_{0,178} Fe_{0,149} Nb_{0,011} Mo_{0,321} W_{0,134})_2 C$
M_2C	$(V_{0,159} Cr_{0,269} Fe_{0,164} Nb_{0,014} Mo_{0,267} W_{0,128})_2 C$	-
M_6C	-	$(V_{0,12} Cr_{0,061} Fe_{0,522} Nb_{0,007} Mo_{0,202} W_{0,09})_6 C$
$MC (TiC)$	$(Ti_{0,77} V_{0,12} Cr_{0,01} Fe_{0,04} Nb_{0,05} Mo_{0,002} W_{0,0007}) C$	$(Ti_{0,909} V_{0,006} Fe_{0,067} Nb_{0,007} Mo_{0,004} W_{0,007}) C$
$MC (VC)$	$(V_{0,57} Cr_{0,043} Fe_{0,077} Nb_{0,155} Mo_{0,1} W_{0,054}) C$	$(Ti_{0,007} V_{0,617} Cr_{0,019} Fe_{0,045} Nb_{0,083} Mo_{0,139} W_{0,09}) C$
$MC (NbC)$	$(Ti_{0,008} V_{0,152} Cr_{0,008} Fe_{0,024} Nb_{0,778} Mo_{0,0197} W_{0,01}) C$	-
$MC [(TiNb)C]$	-	$(Ti_{0,684} V_{0,074} Fe_{0,032} Nb_{0,192} Mo_{0,007} W_{0,01}) C$
Після термічної обробки		
M_6C	$(V_{0,046} Cr_{0,065} Fe_{0,528} Nb_{0,007} Mo_{0,222} W_{0,13})_6 C$	$(V_{0,057} Cr_{0,038} Fe_{0,515} Nb_{0,005} Mo_{0,242} W_{0,143})_6 C$
$MC (TiC)$	$(Ti_{0,733} V_{0,161} Cr_{0,007} Fe_{0,018} Nb_{0,08} Mo_{0,001}) C$	$(Ti_{0,885} V_{0,027} Fe_{0,016} Nb_{0,08} Mo_{0,016} W_{0,026}) C$
$MC (VC)$	$(V_{0,538} Cr_{0,061} Fe_{0,079} Nb_{0,10} Mo_{0,15} W_{0,072}) C$	$(Ti_{0,002} V_{0,603} Cr_{0,031} Fe_{0,054} Nb_{0,049} Mo_{0,17} W_{0,0925}) C$
$MC [(VNb)C]$	-	$(Ti_{0,02} V_{0,586} Cr_{0,0203} Fe_{0,0384} Nb_{0,104} Mo_{0,147} W_{0,084}) C$
$MC (NbC)$	$(Ti_{0,009} V_{0,161} Cr_{0,007} Fe_{0,028} Nb_{0,766} Mo_{0,019} W_{0,01}) C$	-
$MC [(TiNb)C]$	-	$(Ti_{0,611} V_{0,066} Cr_{0,003} Fe_{0,032} Nb_{0,25} Mo_{0,018} W_{0,0195}) C$

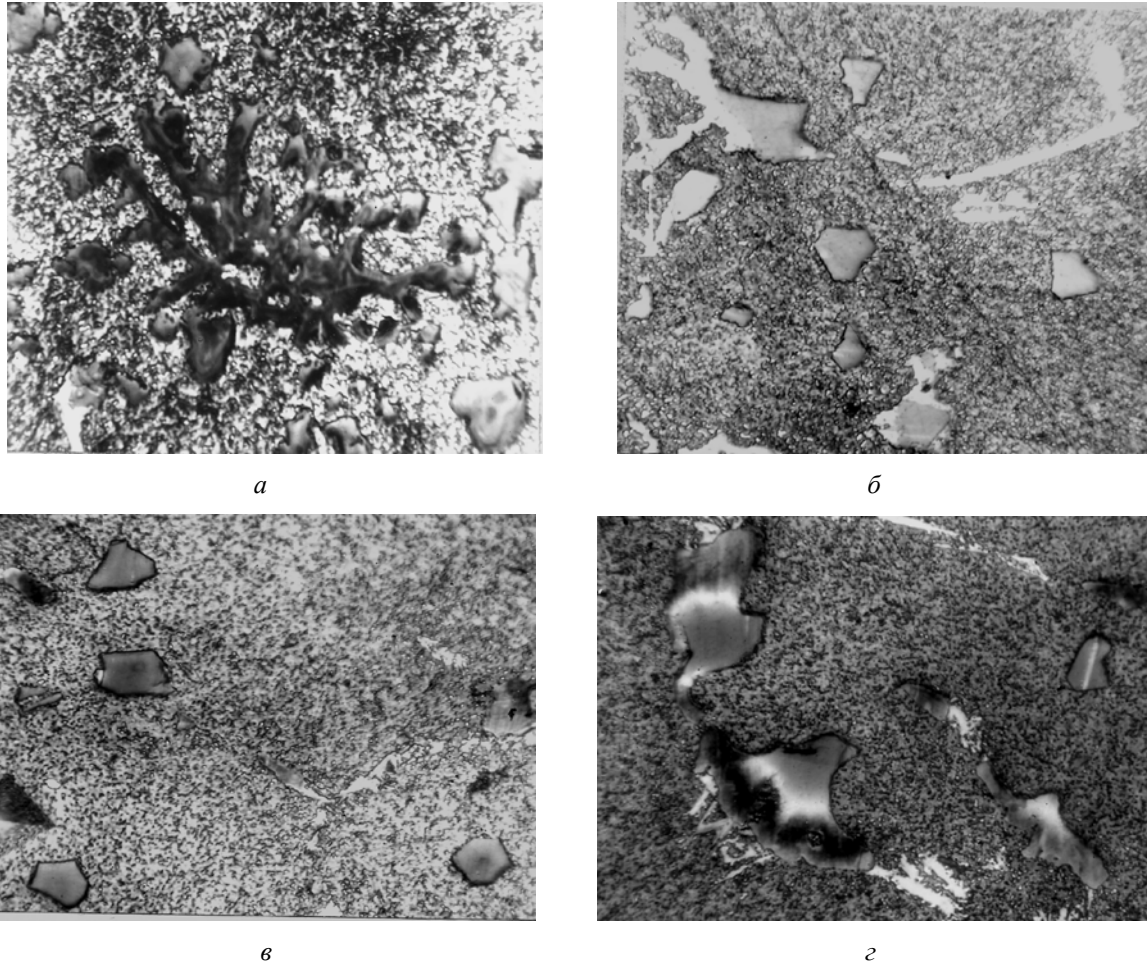
Після проходження повного циклу термічної обробки природа карбідної фази змінюється. Так, у сталі складу № 1 розпадаються карбіди M_2C й утворюються карбіди типу M_6C , проте при цьому первинні карбіди типу MC залишаються незмінними. Така поведінка фазового складу є закономірною та прогнозованою. Морфологія карбідів при цьому є типовою, карбід TiC (рис. 1,а) має форму «китайських ієрогліфів» з розвиненою поверхнею.

Карбід NbC (рис. 1,б) має типову форму шестигранників, які розташовані рівномірно за площею шліфа. Також спостерігаються «пір'яні» відгалуження від шестигранників, які класифікуються як карбід M_2C , така будова пояснюється умовами кристалізації з рідко-твердого стану.

У сталі РЗАМЗФ2Б1Т1 (склад № 2) після термічної обробки має місце проходження розпаду карбиду M_2C , проте карбід типу M_6C є присутнім і у литому стані.

Разом з TiC , морфологія якого схожа із сталлю складу № 1, утворюється «складний» карбід типу $(TiNb)C$ (рис. 1,в). Форма його суттєво відрізняється від TiC : набуває контурів трьох-, п'яти-, а іноді шестигранників. Кількість ніобію в нім знаходиться на максимальному рівні з відносно великою кількістю титану, що може привести до істотного збільшення експлуатаційних властивостей матеріалу. Проте карбід NbC є відсутнім у сталі складу № 2, при цьому після термічної обробки утворюється «складний» карбід типу $(VNb)C$. Його будова не є типовою для цього матеріалу та полягає

в утворенні «комплексно легованого» карбиду на підкладці $(TiNb)C$ (рис. 1,г).



а - карбід TiC ; б - карбід NbC ; в - карбід $(TiNb)C$; г - карбід $(VNb)C$
Рисунок 1 – Типова морфологія карбідів для експериментальних сталей ($\times 1250$)

Як видно на рис. 1,г, від многогранника карбиду $(TiNb)C$ відходять відгалуження $(VNb)C$, що може пояснюватися подібністю кристалічної решітки зазначених карбідів.

Порівняльні випробування стійкості інструменту, виготовленого з експериментальних сталей і класичної швидкорізальної сталі Р6М5, виконували за різних режимів різання на конструкційних матеріалах (табл. 3).

Для кожної із заготовок змінювали швидкість різання (V), глибину різання (S), швидкість подавання (t) та частоту обертання (n).

Аналіз отриманих результатів показав незначний розкид показників. Так, за роботи інструменту із сталі Р3АМ3Ф2Б1Т (склад № 1) тільки у трьох випадках результати стійкості були нижчими, ніж для інструменту із класичної сталі, а під час різання інструменту із сталі Р3АМ3Ф2Б1Т1 (склад № 2) – у двох режимах нижчими чим для Р6М5 (проте відносна стійкість у цих випадках була не нижче ніж 94 %).

Таким чином, економно леговану сталь Р3АМ3Ф2Б1Т1, властивості якої у де-

яких випадках навіть перевищують відносні значення стійкості, можна рекомендувати як заміник сталі Р6М5.

Таблиця 3 – Результати порівняльних досліджень стійкості
(середнє значення трьох іспитів)

Матеріал, що обробляють	Режим обробки	Стійкість					
		P3AM3Φ2B1T		P3AM3Φ2B1T1		P6M5	
		абсолютн., хвилин	відносна., %	абсолютн., хвилин	відносна., %	абсолютн., хвилин	відносна., %
Сталь 45	Точіння: $V = 50$ м/хв.; $S = 0,39$ мм ⁻¹ ; $t = 1,0$ мм	9,7	133,0	20,7	284,0	7,3	100,0
	Фрезерування: $V = 51,5$ м/хв.; $S_z = 0,15$ мм ⁻¹ ; $t = 0,5$ мм; $n = 315$ м/мм	28,3	78,6	34,0	94,4	36,0	100,0
ШХ15СГ	Точіння: $V = 30$ м/хв., $S = 0,21$ мм ⁻¹ ; $t = 1,0$ мм	13,2	107,0	15,3	124,5	12,3	100,0
	Точіння: $V = 40$ м/хв., $S = 0,28$ мм ⁻¹ ; $t = 1,0$ мм	11,0	73,5	14,3	95,5	15,0	100,0
	Фрезерування: $V = 41$ м/хв., $S_z = 0,2$ мм ⁻¹ ; $t = 0,5$ мм; $n = 250$ м/мм	17,7	90,0	19,7	100,0	19,7	100,0
12X18H10T	Точіння: $V = 25$ м/хв., $S = 0,28$ мм ⁻¹ ; $t = 1,0$ мм	24,0	103,0	28,7	123,0	23,3	100,0
	Фрезерування: $V = 32,7$ м/хв., $S_z = 0,15$ мм ⁻¹ ; $t = 0,5$ мм; $n = 200$ м/мм	24,3	130,0	19,7	105,5	18,7	100,0

Висновки

1. Встановлено залежності етапів термічної обробки, вплив яких призводить до змінювання концентрації елементів, що утворюють карбіди, у твердому розчині сталей. Це пояснюється дисперсійним твердненням, сфероїдезацією та коагуляцією на різних стадіях нагрівання.

2. Виявлено, що введення ніобію (склад № 1) не призводить до змінювання типу надлишкових фаз, проте існуючі карбіди додатково легуються титаном і ніобієм.

3. Виявлено комплексний вплив титану та ніобію (склад № 2) на якісний склад карбідів та змінювання їх легування, що наближає за евтектичною складовою до класичної сталі Р6М5.

4. Аналіз натурних випробувань показав задовільні результати стійкості різального інструменту. Найбільш наближені значення показника до сталі Р6М5 зафіксували для експериментальної сталі РЗАМЗФ2Б1Т1, яку рекомендовано використовувати як заміник вищезгаданого матеріалу.

ПЕРЕЛІК ЛІТЕРАТУРИ

1. *Гудремон, Э.* Специальные стали [Текст] / Э. Гудремон. – М. : Металлургия, 1966. – 849 с. – Библиогр. : с. 840-847.
2. *Геллер, Ю. А.* Инструментальные стали [Текст] / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1975. – 584 с. – Библиогр. : с. 580-583.
3. *Чаус, А. С.* Модифицирование литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей ниобием, цирконием и титаном [Текст] / А. С. Чаус // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2005. – № 6. – С. 16-21.
4. *Глотка, О. А.* Розробка та аналіз структурно-фазового стану Ni-W та Fe-W стопів на основі важко топкого W-Ni-Fe брухту для легування спеціальних матеріалів у газотурбобудуванні [Текст] : дис. ... канд. тех. наук / О. А. Глотка. – Запоріжжя, 2011. – 166 с. – Бібліогр. : с. 142-166.
5. *Колобов, Г. А.* Новые технологии переработки отходов вольфрама и твердых сплавов [Текст] / Г. А. Колобов, В. С. Панов // *Металургія : наукові праці Запорізької державної інженерної академії.* – Запоріжжя : РВВ ЗДІА, 2013. – Вип. 1 (29). – С. 64-72.
6. Закономерности формирования эвтектических карбидов в быстрорежущих сталях [Текст] / Л. Д. Мошкевич, С. И. Тишаев, Н. Е. Евлампиева, А. Н. Курасов // *Сталь.* – 1982. – № 10. – С. 62-67.

Стаття надійшла до редакції 28.12.2013 р.

Рецензент, проф. О.В. Овчинніков

Текст даної статті знаходиться на сайті ЗДІА в розділі Наука

<http://www.zgia.zp.ua>