

УДК 62-987

**П.А. Балабанов, А.И. Боримский, В.Г. Делеви, В.Н. Ткач**, кандидаты технических наук; **Т.Ю. Чипенко, В.Н. Крикун**

*Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев*

### **ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СТАЛЬНЫХ МАТРИЦ АППАРАТОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ СИНТЕЗА СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ**

*The possibility of increasing the durability of high pressure apparatus with steel matrixes by manufacturing of matrix blanks by casting methods and exception of thermal operation of homogenization traditionally carried out for this steel is shown.*

Синтез сверхтвердых материалов (СТМ) – алмаза и кубического нитрида бора (КНБ) – осуществляют при высоких давлениях и температурах в области их термодинамической стабильности [1], с использованием специальных аппаратов высокого давления различных конструкций [2].

В Украине и странах СНГ синтез СТМ в условиях промышленного производства осуществляют в аппаратах высокого давления (АВД) типа наковальни с углублениями, матрицы которых изготавливают как из твердых сплавов, так и из инструментальных сталей.

Для синтеза монокристаллических СТМ – порошков алмаза марок АС15 – АС160 и КНБ марок КО, КР, КВ, КТ, ЛКВ и др., синтез которых осуществляют при давлении 4,5–5,5 ГПа и температуре 1200–1600 оС, эффективно применять АВД со стальными матрицами, которые изготавливают из быстрорежущей стали Р6М5 с реакционным объемом 22 – 30 см<sup>3</sup> [2].

Необходимо отметить, что при синтезе СТМ затраты на изготовление стальных АВД составляют 15 – 25 % общих затрат на синтез и имеют тенденцию к постоянному увеличению, что связано с повышением цен на материалы. В то же время постоянно снижаются рыночные цены на СТМ разных марок и зернистостей.

Учитывая, что основной причиной выхода АВД из строя является разрушение матриц в результате действия высоких циклических термических и механических нагрузок, очевидно, что повышение эффективности использования АВД при синтезе СТМ требует прежде всего увеличения прочности стальных матриц.

Для исследования структуры и механических свойств матриц АВД использовали следующие заготовки из быстрорежущей стали Р6М5 диаметром 100 мм: прокат, традиционно используемый в качестве материала для изготовления матриц, и слитки, полученные методами электрошлакового (ЭШП) и вакуумно-дугового (ВДП) переплава.

При выполнении работы исследовали структуру и изломы образцов методами металлографии и растровой электронной микроскопии. Механические свойства стальных образцов при сжатии определяли с помощью стандартных методик.

Из указанных заготовок изготавливали матрицы АВД и образцы для исследований. Все матрицы и образцы исследовали после окончательной термической обработки, – закалки от температуры 1200 °С и трехкратного отпуска при температуре 550 °С.

Результаты сравнительного анализа структуры заготовок показали, что средний размер вторичных карбидов в литых заготовках значительно меньше (0,3 мкм), чем в прокате (1,4 мкм), а количество – больше (в 1 мм<sup>2</sup> литых заготовок – 460000 шт, в 1 мм<sup>2</sup> проката – 40000 шт) и распределены они по объему зерен равномернее (рис. 1).

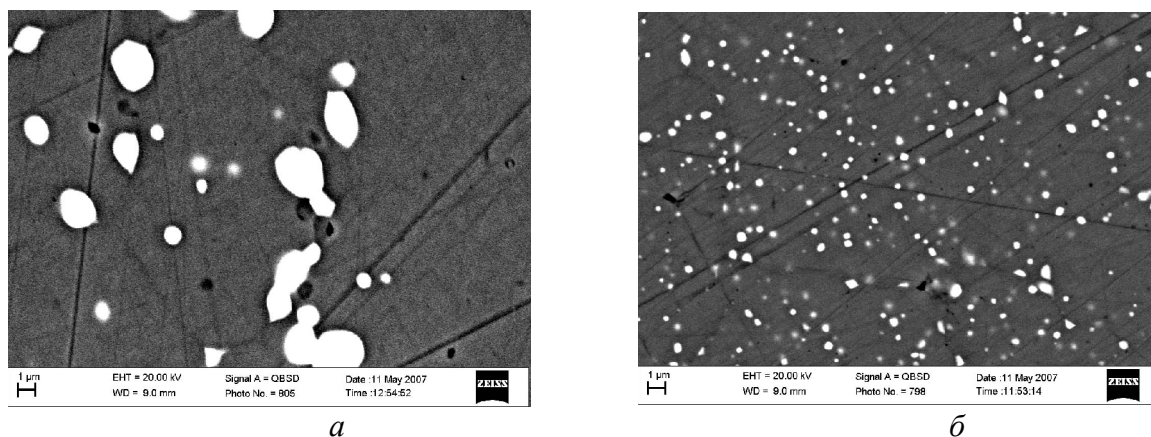


Рис. 1. Распределение вторичных карбидов в прокате (а) и слитке ЭШП (б) стали Р6М5 после закалки от температуры 1200 °С и отпуска

Это объясняется тем, что вследствие длительного затвердевания крупного слитка, используемого для изготовления проката, и его длительного охлаждения с высоких температур в его структуре выделяется большое количество крупных первичных карбидов и образуется грубая карбидная сетка. При этом значительно снижается легированность твердого раствора вследствие длительного оттока легирующих элементов из твердого раствора в состав карбидов.

В дальнейшем при изготовлении проката слиток подвергается высокотемпературному нагреву для отжига и пластической деформации, при котором продолжают указанными процессы выделения первичных карбидов, их рост и снижение легированности твердого раствора. В процессе пластической деформации карбидная сетка разрушается, а образующие ее карбиды распределяются по объему заготовки и коагулируют.

Повышенная легированность этих карбидов затрудняет их растворение в твердом растворе при нагреве под закалку.

В процессе нагрева при отпуске нерастворившиеся при закалке карбиды как в прокате, так и в слитках «стягивают» на себя часть легирующих элементов, находящихся в прилегающих к ним областях твердого раствора.

Так как в прокате по сравнению со слитками карбидные частицы, оставшиеся нерастворенными при нагреве под закалку, распределены более равномерно по объему заготовки, твердый раствор в прокате в процессе отпуска в большей мере обедняется легирующими элементами, чем в литых заготовках, где карбиды сосредоточены преимущественно в карбидной сетке и имеют меньшую площадь контакта с окружающим их твердым раствором.

В связи с изложенным, в литых заготовках вторичные карбиды, выделяющиеся при отпуске, распределяются в виде мелкодисперсных включений, равномерно распределенных по объему твердого раствора, за исключением узкой зоны, граничащей с карбидной сеткой.

Наследственность деформированной структуры проката определяет высокие значения его пластичности  $\varepsilon$  и предела текучести  $R_{c0,2}$  (табл. 1). Однако наличие в прокате более крупных и неравномерно распределенных по сравнению с литыми заготовками вторичных карбидов значительно снижает его коэффициент упрочнения  $E'$  и соответственно предел прочности  $R_{cm}$ .

Так как долговечность матриц АД при малоциклового усталости (количество циклов нагружения матрицы АД до появления в ней микротрещин) определяется в основном пределом прочности материала матриц [3], по сочетанию исследованных механических свойств при сжатии слитки ЭШП и ВДП практически идентичны и превосходят заготовки из проката.

Поскольку вклад дисперсной фазы в балансе энергии разрушения структуры находится в обратно пропорциональной зависимости от среднего расстояния между частицами [4], матрицы, изготовленные из слитков, также должны обладать большей способностью сопротивляться развитию трещин при малоциклового усталости.

Таблица 1. Механические свойства при сжатии образцов из стали Р6М5, полученной различными методами

Вид заготовки	Rc0,2, МПа	Rcm, МПа	ε, %	E', МПа
Прокат	3250	3480	19,9	1250
Слиток ЭШП без гомогенизации	3000	3610	17,3	3885
Слиток ЭШП после гомогенизации	3200	3430	18,4	1361
Слиток ВДП	3110	3770	16,4	4429

Результаты исследования показали, что на изломах стальных матриц, изготовленных из проката, участков усталостного разрушения больше, чем на изломах матрицах, изготовленных из слитка ЭШП (рис. 2). Это свидетельствует о том, что при нагрузках, возникающих в процессе синтеза СТМ, рост усталостной трещины в матрицах, изготовленных из проката, происходит быстрее, чем в матрицах, изготовленных из слитка ЭШП.

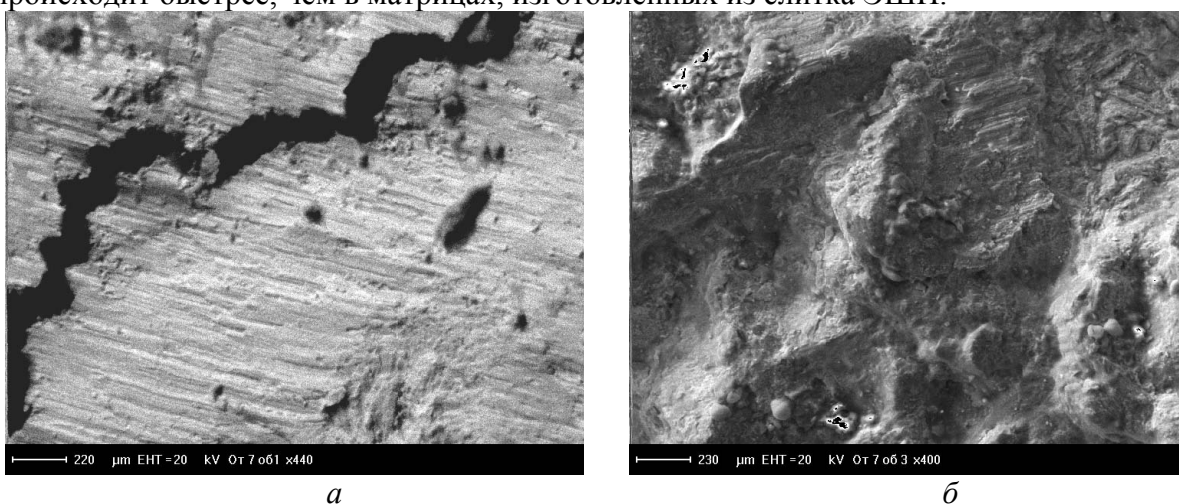


Рис. 2. Изломы матриц, изготовленных из проката (а) и слитка ЭШП (б) стали Р6М5

Как следует из приведенных результатов, по сочетанию исследованных механических свойств при сжатии слитки ЭШП и ВДП практически идентичны и превосходят заготовки из проката. Прокат, хотя и превосходит слитки ЭШП и ВДП по значениям предела текучести и пластичности, однако заметно уступает им по значению предела прочности и коэффициента упрочнения.

Для устранения карбидной сетки, присутствующей в структуре литых заготовок быстрорежущей стали, исследовали влияние высокотемпературного диффузионного отжига (гомогенизации) на структуру и механические свойства слитков ЭШП.

Гомогенизация является одним из важнейших этапов термической обработки слитков ЭШП, существенно влияющих на их структуру и механические свойства [5]. Однако иногда применение гомогенизирующего отжига, повышая пластические свойства стали, не обеспечивает ее прочностных свойств [5].

На основании данных, приведенных в [6], и наших исследований для слитков из стали Р6М5, полученных методом ЭШП, установлена эмпирическая зависимость между температурой и временем, необходимыми для полного устранения карбидной сетки:

$$t = 1218 + 62e^{\frac{\tau+10}{21}}$$

где  $t$  – температура нагрева, °C;  $\tau$  – время нагрева, с.

Проведение высокотемпературного отжига при температуре 1220 °C в течение 3 ч привело к полному устранению карбидной сетки (рис. 3). В результате сфероидизации и коалесценции эвтектических карбидов произошло обособление составляющих эвтектики – аустенита и карбидов. За счет растворения менее устойчивых при нагреве мелких карбидов путем диффузионного переноса через твердый раствор их массы и осаждения ее на более устойчивых к растворению карбидах образовались отдельные крупные выросшие за их счет карбиды типа  $M_6C$ . Также значительно увеличилось количество карбидов типа  $MC$ , которые не растворяются при дальнейшем нагреве изделий под закалку.

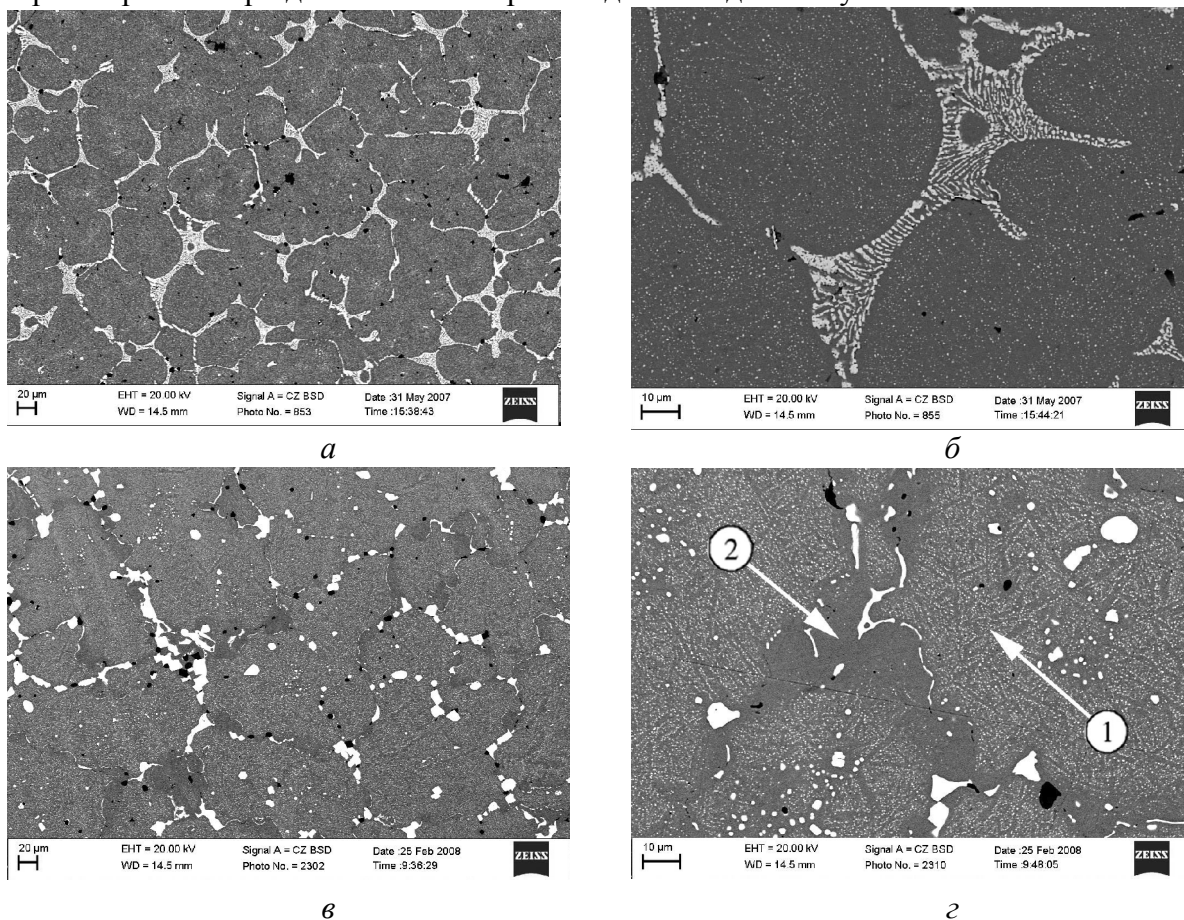


Рис. 3. Структура образцов, изготовленных из стали Р6М5, полученной методом ЭШП, после отжига и окончательной термической обработки: а, б – отжиг при температуре 860 °C в течение 3 ч на воздухе; в, г – отжиг при температуре 1220 °C в течение 3 ч в вакууме (1 – область, в которой присутствуют вторичные карбиды; 2 – область, в которой вторичные карбиды отсутствуют)

В процессе рекристаллизации карбидной сетки с образованием крупных карбидных частиц в местах, где ранее присутствовала карбидная эвтектика, образовались области с пониженной легированностью твердого раствора (табл. 2). После окончательной термической обработки в этих областях не выделялись вторичные карбиды (см. рис. 3).

Таблица 2. Химический состав областей твердого раствора стали Р6М5, полученной методом ЭШП, после отжига при температуре 1220 °С в течение 3 ч, закалки от 1200 °С и трехкратного отпуска

Область твердого раствора	Содержание элементов, % (по массе)				
	W	Mo	V	Cr	Fe
1*	4,6	4,9	1,5	4,3	84,6
2*	2,0	3,2	1,3	4,7	88,8

\*Точка 1 соответствует области, где присутствуют вторичные карбиды, точка 2 – области, где они отсутствуют (см. рис. 3).

Таким образом, диффузионный отжиг приводит не только к устранению карбидной сетки в структуре слитка ЭШП, но и к образованию областей, не упрочненных вторичными карбидами.

По нашему мнению, наличие областей, не упрочненных выделением дисперсной фазы, площадь которых составляет ~ 15 % общей площади поля шлифа, приводит к снижению коэффициента упрочнения и соответственно предела прочности при сжатии образцов, подвергнутых гомогенизации (см. табл. 1).

Таким образом, установлена возможность повышения механических свойств матриц АД, которые изготавливаются из стали Р6М5, путем замены проката, традиционно применяемого для их изготовления, на слитки, полученные методами ЭШП и ВДП, и исключения традиционно выполняемой для этой стали термической операции гомогенизации.

С применением АД при синтезе СТМ в производственных условиях на ПКФ «АЛ-КОН-СЕРВИСКОМПЛЕКТ» долговечность матриц, которые были изготовлены из слитков, полученных методом ЭШП (сталь Р6М5), по сравнению с матрицами, изготавливаемыми по традиционной технологии из проката, увеличилась при синтезе алмаза в 1,4 раза и при синтезе КНБ – в 1,3 раза.

### Выводы

1. Установлено существенное различие в количестве и среднем размере вторичных карбидов в образцах из стали Р6М5, изготовленных из проката и слитков, после окончательной термической обработки. Так, средний размер вторичных карбидов в литых заготовках составляет ~ 0,3 мкм, а их количество – ~ 460000 шт. на 1мм<sup>2</sup>, в то время как в прокате – ~ 1,4 мкм и ~ 40000 шт. на 1 мм<sup>2</sup> соответственно.

2. Установлено, что значения коэффициентов упрочнения при пластической деформации и пределов прочности при сжатии для образцов из стали Р6М5, полученных методами литья, превышают значения аналогичных характеристик для образцов из проката, что обусловлено наличием в литой стали значительно большего количества вторичных карбидов и большей их дисперсностью.

3. Показано, что проведение традиционно выполняемой гомогенизации слитков стали Р6М5 в целях устранения карбидной сетки приводит к образованию в стали после последующей окончательной термической обработки крупных карбидов, областей с пониженной легированностью твердого раствора, не упрочненных вторичными карбидами, а также увеличению количества карбидов типа МС. Площадь областей, не упрочненных вторичными карбидами, составила ~ 15 % общей площади поля шлифов, использовавшихся при исследованиях.

Образование областей, не упрочненных вторичными карбидами, приводит к снижению коэффициента упрочнения и соответственно предела прочности при сжатии слитков после окончательной термической обработки.

### Литература

1. Синтетические сверхтвердые материалы: В 3 т. / Под ред. Н.В. Новикова. – К.: Наук. думка, 1986. – Т. 1: Синтез сверхтвердых материалов. – 280 с.

2. Сверхтвердые материалы. Получение и применение: В 6 т. / Под общ. ред. Н.В. Новикова, отв. ред. А. А. Шульженко. – 320 с. – К.: Изд-во ИСМ им. В.Н. Бакуля, ИПЦ «АЛКОН» НАН Украины, 2003. – Т. 1: Синтез алмаза и подобных материалов.
3. Долговечность и характерные виды разрушения стальных матриц АД при синтезе СТВ / П. А. Балабанов, А.И. Боримский, С.Б. Полотняк, Л.И. Александрова // Сверхтвердые материалы. – 2003. – № 5. – С. 40–48.
4. Композиционные материалы / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. – М.: Мир, 1978. – 484 с.
5. Бусалаева Е.Н., Станишевская М.П., Снецкая Л.А. Влияние режима отжига на структуру и свойства литых быстрорежущих сталей ЭШП // Прогрессивная технология термической обработки стали и титановых сплавов. – 1983. – С. 56–59.
6. Заблоцкий В.К., Боровко А.И. Особенности свойств быстрорежущих сталей электрошлакового переплава // МиТОМ. – 1979. – № 7. – С. 13–18.

*Поступила 01.07.08*