

## Улучшение структуры и свойств литых быстрорежущих сталей

Чаус А.С.<sup>1</sup>, Рудницкий Ф.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Словацкий технический университет  
Трнава, Словакия

<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет,  
Минск, Беларусь

### **Введение.**

Несмотря на более высокое качество деформированного металла, изготовление металлорежущего инструмента с привлечением литейной технологии позволяет более рационально распоряжаться дорогостоящей быстрорежущей сталью за счет многократного использования инструментального скрапа и прямой утилизации отходов стали при переплаве. Имеет место и прямая экономия материала, обусловленная снижением массы литых заготовок, которые более точно копируют инструмент по сравнению с прокатом. В результате сокращения объема механической обработки снижаются энергоемкость и трудоемкость изготовления инструмента. В целом себестоимость ли-

того инструмента на 30-50 % ниже себестоимости аналогичного инструмента из деформированной быстрорежущей стали [1].

Еще больший экономический эффект достигается в результате повышения стойкости инструмента при замене деформированного металла литым, поскольку литая быстрорежущая сталь является природным композиционным материалом, в структуре которого сочетаются относительно пластичная металлическая основа и значительно более твердый и прочный, пространственно разветвленный каркас эвтектических карбидов. Такая структурная организация материала является предпочтительной с точки зрения сопротивления истиранию [2, 3], что неоднократно доказано натурными трибологическими испытаниями металлорежущего инструмента из литой и деформированной быстрорежущих сталей [4-7]. Однако широкое применение более дешевого литого металла сдерживается его повышенной хрупкостью. С учетом вышеизложенного в настоящей работе рассматриваются различные способы улучшения структуры и ударной вязкости литых быстрорежущих сталей.

### **Модифицирование стандартных быстрорежущих сталей**

Модифицирование относится к наиболее простым и доступным приемам улучшения качества литого материала [8-10], но по сравнению со стандартными литейными сплавами с целью улучшения структуры и свойств литых быстрорежущих сталей используется ограниченное число модификаторов. Такая ситуация обусловлена недостаточной изученностью многих элементов, которые априори считаются вредными только на основании того, что они ухудшают технологическую пластичность коммерческих быстрорежущих сталей, подвергаемых горячей пластической деформации на стадии металлургического передела.

С целью расширения номенклатуры модификаторов для литой быстрорежущей стали была проведена теоретическая оценка модифицирующей способности 23 элементов на базе их физических критериев [8]. Ряды активности, построенные по результатам аналитической оценки элементов с учетом таких критериев, как разность между температурой плавления, поверхностной энергией, удельной теплотой сублимации, энтропией в стандартном состоянии, статистическим обобщенным моментом, полным потенциальным барьером электро-

нов железа и модификатора соответственно показали, что потенциально наиболее перспективными поверхностно-активными модификаторами являются Bi, Ca, Sr, Sn, Sb, Cd, Mg, инактивными – Ti, Zr, Hf, Nb, Ta и В.

Металлографический анализ выявил четкую зависимость первичной структуры W-Мо быстрорежущих сталей от природы модификаторов [8]. Формирование типичной дендритной структуры при введении ПАЭ объясняется их сегрегацией на определенных атомно-кристаллографических плоскостях зарождающихся дендритов, что приводит к избирательному росту кристаллов. Модифицирующий эффект инактивных элементов прежде всего связан с увеличением числа дополнительных центров кристаллизации, роль которых, как показали результаты микроскопических и электронно-зондовых исследований, выполняют химические соединения этих элементов с углеродом или азотом [11].

Измельчение зерен металлической основы под воздействием модификаторов и обусловленное этим увеличение протяженности их границ косвенно способствует образованию эвтектических колоний меньших размеров и более равномерному распределению эвтектики по сравнению с базовой сталью. ПАЭ помимо этого оказывают прямое модифицирующее воздействие на эвтектику – растущие в эвтектической жидкости карбиды подвергаются барьерному эффекту с их стороны, что замедляет рост и вызывает благоприятное изменение морфологии карбидной фазы при эвтектической кристаллизации [8, 9]. Как следствие, эвтектика модифицированной стали (рис. 1а) отличается от базовой (рис. 1б) более тонким строением и ее колонии образованы чрезвычайно мелкодисперсными карбидными частицами, имеющими в сечении благоприятную округлую форму.

Особенности первичной структуры в совокупности с рафинирующим эффектом наследуются после полной термической обработки и определяют абсолютный уровень механических характеристик литых быстрорежущих сталей, подвергнутых модифицированию [12]. Наилучшее сочетание модифицирующего и рафинирующего эффектов обеспечивают добавки Sb, Ca, Sr, Bi, Ti, Nb, которые вызывают наиболее существенное повышение ударной

вязкости – до 0,14-0,20 МДж/м<sup>2</sup> напротив 0,10-0,11 МДж/м<sup>2</sup> у базовых сталей.

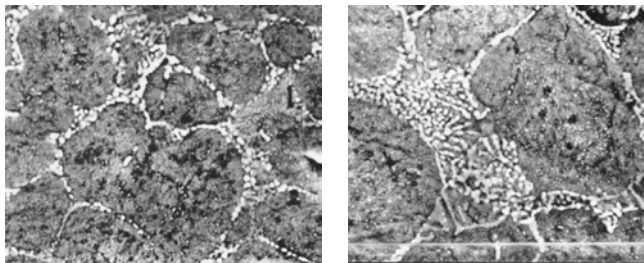


Рис. 1. Структура модифицированной (а) и базовой (б) стали,  $\times 900$

Говоря о механизме действия ПАЭ в литых быстрорежущих сталях, необходимо подчеркнуть, что особую роль в повышении ударной вязкости играет и изменение под их влиянием состава эвтектических карбидов, которые, как известно, являются очагами зарождения трещин в быстрорежущих сталях. За счет значительного уменьшения степени их легированности, как это показано на примере стали, модифицированной  $Bi$ , происходит сглаживание в различии коэффициентов термического расширения матрицы и карбидов, что снижает вероятность зарождения микротрещин при термической обработке стали [9]. Очень важным моментом, с точки зрения объяснения высокой ударной вязкости стали, модифицированной  $Bi$ , является поведение данного элемента на завершающей стадии термической обработки. По данным микрорентгеноспектрального анализа, в результате диффузионного перераспределения при температуре аустенитизации, происходит “очистка” границ зерен от висмута – распределение его становится однородным и не превышает уровня фона [9].

**Ускоренное охлаждение отливок из быстрорежущей стали.**

Другим простым и эффективным технологическим способом улучшения структуры и свойств литых быстрорежущих сталей является ускоренное охлаждение отливок при кристаллизации, например, с использованием в качестве охлаждающей среды

жидкого азота [13]. Поскольку быстрому охлаждению подвергается сталь, находящаяся в начальный момент еще в жидко-твердом состоянии, это вызывает значительные изменения в характере протекания эвтектической кристаллизации, что отражается на количестве, морфологии и характере распределения эвтектических карбидов. Так, ускоренная кристаллизация стали Р6М5 в графитовом кокиле при охлаждении его в жидком азоте от температур 1280 - 1360 °С обеспечивает однородное распределение и сильное измельчение структурно обособленных первичных карбидов компактной формы. Формируется структура [13], вполне сравнимая с той, которая наблюдается в прокате быстрорежущей стали после горячей пластической деформации. Как следствие, ударная вязкость возрастает до 0,185 МДж/м<sup>2</sup> напротив 0,08 МДж/м<sup>2</sup> для случая охлаждения кокиля на воздухе. Следует подчеркнуть, что способ обработки литой быстрорежущей стали (а.с. СССР № 1281594), основанный на кристаллизации небольших заготовок с ускоренным охлаждением в среде жидкого азота, обеспечивает необходимую степень легированности твердого раствора после литья и тем самым позволяет отказать от традиционной схемы термической обработки, исключая из нее две технологические операции, а именно, отжиг и закалку.

#### **Применение магнитного поля при электрошлаковом переплаве быстрорежущей стали.**

Для изготовления крупногабаритного инструмента перспективно использование электрошлакового переплава (ЭШП), который обеспечивает рафинирование литого металла. Но и в этом случае первостепенной является проблема устранения или ослабления карбидной неоднородности литой быстрорежущей стали, что может быть достигнуто за счет использования электромагнитных сил для управления процессами формирования структуры на стадии первичной кристаллизации расплава [14].

Установлено, что при ЭШП порошкового электрода в магнитном поле с индукцией 0,1 Тл имеет место изменение механизмов переплава электрода и первичной кристаллизации расплава. В порошковом электроде в местах микронесплошностей и на

поверхностях раздела фаз, вследствие выделения там тепла в большем количестве, происходит локальное микроплавление и разрыхление материала. Под воздействием сил Лоренца, возникающих в результате взаимодействия электрического тока с внешним магнитным полем, от электрода из таких мест отрываются и переводятся в шлаковую ванну целые фрагменты компактированного порошка, находящегося в твердожидком состоянии [15]. В результате увеличивается скорость перехода материала электрода из твердого в жидкое состояние и сокращается период нахождения расплава в высокотемпературной шлаковой ванне. Как следствие, при кристаллизации тормозится развитие ликвационных процессов и, что особенно важно, создаются условия для реализации модифицирующего эффекта, оказываемого материалом электрода. Еще не полностью оплавленные частицы порошка, попадая в расплав, вызывают в нем модифицирующий эффект за счет образования большого количества зон с упорядоченной структурой, которые играют роль дополнительных центров кристаллизации. В совокупности все это уменьшает структурную неоднородность литой быстрорежущей стали.

По сравнению со стандартной технологией ЭШП среднестатистический размер зерен металлической основы стали типа 10P6M5 уменьшается с 42 до 29 мкм, а объемная доля эвтектической составляющей – с 28 до 19 % [16]. Результаты дифференциально-термического и металлографического анализов дополнительно показали, что на стадии первичной кристаллизации в литых быстрорежущих сталях под воздействием магнитного поля происходят изменения температурных интервалов и кинетики фазовых превращений, благоприятно сказывающиеся на формирующейся структуре сплава [17]. В целом измельчение структуры металлической основы и эвтектической составляющей под воздействием магнитного поля сопровождается повышением ударной вязкости с 0,04 до 0,10 МДж/м<sup>2</sup>.

Явление ускорения переплава расходуемого электрода под воздействием магнитного поля, обеспечиваемого новой электрошлаковой технологией (патент Словакии № 280345), может быть

использовано либо с целью повышения эффективности самого процесса ЭШП – повышение производительности в рамках существующих технологических режимов, либо для обеспечения стабильного режима переплава при меньших (до 35 %) значениях силы тока.

### **Применение быстрорежущих сталей с пониженной структурной неоднородностью.**

Говоря об ударной вязкости, следует отметить, что вышеупомянутые технологические приемы – модифицирование и электрошлаковый переплав – обеспечивают лишь частичное решение проблемы, поскольку они не устраняют сетку эвтектических карбидов, присутствие которых в литой структуре обусловлено самой природой быстрорежущей стали. С этой точки зрения для литого инструмента более перспективным является переход от быстрорежущих сталей ледебуритного класса к новым материалам с пониженной карбидной неоднородностью, а именно, сталям заэвтектоидного и ферритно-карбидного классов [18-20].

Структуру заэвтектоидной стали типа 11М5Ф после литья отличают по сравнению со сталями чисто ледебуритного класса несопоставимо меньшая объемная доля избыточных фаз, высокая степень их дисперсности и отсутствие развитой карбидной сетки. Объемная доля эвтектических карбидов не превышает 1 % при кристаллизации металла в кокиле и 5 % – в керамической форме [18]. Благодаря тому, что вторичные карбиды по сравнению с эвтектическими значительно легче, а главное более полно растворяются в аустените при нагреве под закалку, сталь 11М5Ф не уступает по твердости и теплостойкости стали Р6М5. Важно, что при этом температура аустенитизации является относительно низкой. После закалки от температур в интервале 1140-1180 °С в структуре сталей сохраняются мелкие и однородные по размеру действительные аустенитные зерна, соответствующие 11-10 баллу. Избыточных карбидов очень мало и они почти отсутствуют в структуре стали кокильного литья. Как следствие, после окончательной термической обработки сталь 11М5Ф при всех используемых в эксперименте

способах литья значительно превосходит Р6М5 по ударной вязкости – в 1,8-2,6 раза [18].

Характерной особенностью первичной структуры литой цементуемой быстрорежущей стали ферритно-карбидного класса (а.с. СССР № 1474179) является высокая степень дисперсности ферритной основы. Избыточные фазы после литья представлены преимущественно легированными карбидами TiC и VC и незначительным количеством  $Fe_3(W, Mo)_3C$ . Поскольку специальные карбиды V, Nb и Ti обладают значительно меньшим удельным объемом на один атом углерода по сравнению с карбидом  $M_6C$  – соответственно 8,9; 10,8; 10,6 и 50,1 – то и общая объемная доля избыточных фаз в структуре сплава значительно меньше, чем у базовой стали Р6М5 в литом состоянии [19-20].

При цементационной выдержке, которую проводят при 950 °С в среде природного газа в течение 20 ч, формируются слои толщиной от 1,4 до 2,4 мм с концентрацией углерода в них 1,3-1,6 %. После термической обработки по оптимальным режимам [21], обеспечивающим интенсивное вторичное твердение стали, рабочая твердость слоя составляет 67-69 HRC, теплостойкость для HRC 60 – 675 °С. В то же время твердость сердцевины стали после цементации и термической обработки не превышает 30 HRC, что наряду с благоприятными формой и характером распределения избыточных карбидов является залогом высокой ударной вязкости сердцевины и всего инструмента в целом, а именно, 0,70 и 0,20 МДж/м<sup>2</sup> соответственно. С целью повышения общей ударной вязкости (до 0,26 МДж/м<sup>2</sup>) рекомендуется первый отпуск выполнять при температуре 560 °С, второй и третий – при 600 °С. Некоторое повышение запаса вязкости данной стали может быть достигнуто в результате горячего гидродинамического выдавливания инструмента из литых заготовок [22].

### **Заключение.**

С целью повышения ударной вязкости литой быстрорежущей стали рекомендуется модифицирование и ускоренное охлаждение расплава при первичной кристаллизации, применение магнитно-



го поля при ЭШП и использование сталей с пониженной структурной неоднородностью.

### Литература

1. Першин П.С. Литой инструмент.–М. – Свердловск: Машгиз, 1962.
2. Гудремон Э. Специальные стали.–Т 1, 2.–М.: Metallurgia, 1966.
3. Чаус А.С. Влияние модифицирования и легирования на износостойкость литых быстрорежущих сталей // Трение и износ.–1999.–Т. 20, № 3.–С. 325–332.
4. Ревис И.А., Лебедев Т.А. Структура и свойства литого режущего инструмента.–Ленинград: Машиностроение, 1972.
5. Соболев В.Ф., Чаус А.С., Бучинский В.В., Бундин В.П. Литой быстрорежущий инструмент // Передовой производственный опыт.–1983.–№ 8.–С. 36–40.
6. Чаус А.С. Особенности изнашивания инструмента из литой и катаной быстрорежущих сталей при точении // Трение и износ.–1999.–Т. 20, № 4.–С. 388–392.
7. Чаус А.С. Особенности изнашивания инструмента из литой и катаной быстрорежущих сталей при фрезеровании // Трение и износ.–2000.–Т. 21, № 4.–С. 444–450.
8. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И. Влияние модифицирования на структуру и свойства литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей // МиТОМ.–1989.–№ 2.–С. 27–32.
9. Чаус А. С. Модифицирующий эффект висмута в литых быстрорежущих сталях // Известия НАН РБ. Серия физико-технических наук.–2000.–№ 2.–С. 10–17.
10. Чаус А.С. О механизме влияния бора в литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталях // ФММ.–2001.–Т. 91, № 5.–С. 36–46.
11. Чаус А.С. Карбиды  $MeC$  в литых быстрорежущих сталях // Металлы.–1999.–№ 3.–С. 68–74.

12. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И., Мургаш М. Структурная наследственность и особенности разрушения быстрорежущих сталей // МиТОМ.–1997.–№ 2.–С. 9-11.
13. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И. Структура и свойства быстроохлажденной быстрорежущей стали Р6М5 // МиТОМ.–2003.–№ 5.–С. 3-7.
14. Мургаш М., Чаус А.С. Использование магнитного поля при электрошлаковом переплаве стали // ФХОМ.–1998.–№ 2.–С. 99–107.
15. Мургаш М., Покуса А., Чаус А.С. Электрошлаковый переплав компактированных порошков быстрорежущих сталей в магнитном поле // Известия Вузов. Черная металлургия.–1993.–№ 3.–С. 41–45.
16. Murgaš M., Chauš A.S., Pokusa A., Pokusová M. The Electroslag Remelting of High-Speed Steel Using a Magnetic Field // ISIJ International.–2000.–Vol. 40, № 10.–P. 980–986.
17. Чаус А.С., Мургаш М. Кинетика фазовых превращений при кристаллизации быстрорежущей стали в магнитном поле // ФММ.–1998.–Т. 85, № 6.–С. 127–131.
18. Чаус А.С. О перспективе использования низколегированной безвольфрамовой быстрорежущей стали 11М5Ф для литого инструмента // МиТОМ.–1998.–№ 8.–С. 15–20.
19. Чаус А.С. Структура и свойства литой цементуемой быстрорежущей стали // Известия вузов. Черная металлургия.–1998.–№ 11.–С. 40–43.
20. Чаус А.С., Латышев И.В. Влияние ванадия, титана и ниобия на формирование структуры литой вольфрамомолибденовой быстрорежущей стали // ФММ.–1999.–Т. 88, № 5.–С. 50–57.
21. Чаус А.С., Мургаш М., Латышев И.В., Тот Р. Термическая обработка литой цементуемой быстрорежущей стали, легированной Ti, Nb и V // МиТОМ.–2001.–№ 6.–С. 8–11.
22. Чаус А.С. Трансформация структуры быстрорежущей стали при гидродинамическом выдавливании инструмента из литых заготовок // ФММ.–2002.–Т. 94, № 6.–С. 99–107.