

In the article there are examined the peculiarities of the structure and characteristics of cast and deformed high-speed steels R6M5 and R6M5K5. It is established, that there is practically no difference in hardness and heat stability, at the same time cast steels because of the structure specificity are inferior to the deformed ones in impact elasticity, considerably exceeding them in endurance. On the basis of industrial tests it is shown that at correct nomenclature choice for embedding there are being created the backgrounds for secure work of cast instrument, resistance of which can be even higher as compared to the traditional instrument due to higher endurance of cast-steel.

А. С. ЧАУС, М. ЛЕГЕРСКА, Словацкий технический университет,
Ф. И. РУДНИЦКИЙ, А. Н. КОНСТАНТЮК, Белорусский национальный технический университет,
К. Ф. РУДНИЦКИЙ, РУН «Минский автомобильный завод»

УДК 669.14.018.252.3:621.9

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИТОГО МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА. ПУТИ УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ

Введение. В предыдущей работе [1] было показано, что при изготовлении металлорежущего инструмента с привлечением литейной технологии можно рационально распоряжаться дорогостоящей быстрорежущей сталью за счет многократного использования инструментального скрапа и прямой утилизации отходов стали при переплаве. За счет снижения расхода металла, энергоемкости и трудоемкости изготовления цена литого инструмента значительно ниже, чем аналогичного инструмента из деформированной быстрорежущей стали. Однако широкое применение более дешевого литого металла сдерживается предубеждением против его повышенной хрупкости, что очень часто усугубляется неправильным выбором номенклатуры инструмента для внедрения в литом варианте. Поэтому первоочередной задачей при внедрении литого инструмента является улучшение его структуры и свойств с целью предотвращения внезапных поломок и обеспечения высокой надежности при эксплуатации. Прежде всего речь идет о повышении ударной вязкости литой быстрорежущей стали, являющейся 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 предпочтительна с точки зрения сопротивления истиранию [2–4], но не обеспечивает необходимый для надежной эксплуатации запас конструкционной вязкости. С учетом изложенного выше в настоящей работе¹ рассматриваются различные способы улучшения структуры и ударной вязкости литых быстрорежущих сталей. Методика исследований описана в работе [1].

¹ Работа выполнена благодаря финансовой поддержке по проекту VEGA № 1/0306/03.

Модифицирование стандартных быстрорежущих сталей

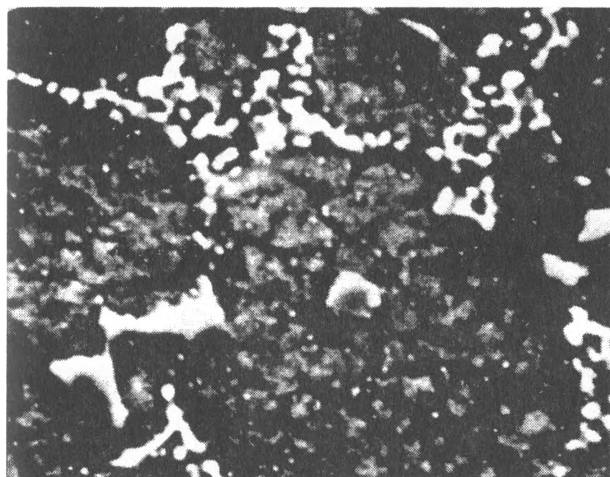
Модифицирование относится к наиболее простым и доступным приемам улучшения качества литого материала [5–7], но по сравнению со стандартными литейными сплавами с целью улучшения структуры и свойств литых быстрорежущих сталей используется ограниченное число модификаторов. Такая ситуация обусловлена недостаточной 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 [5]. 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 электронов 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.

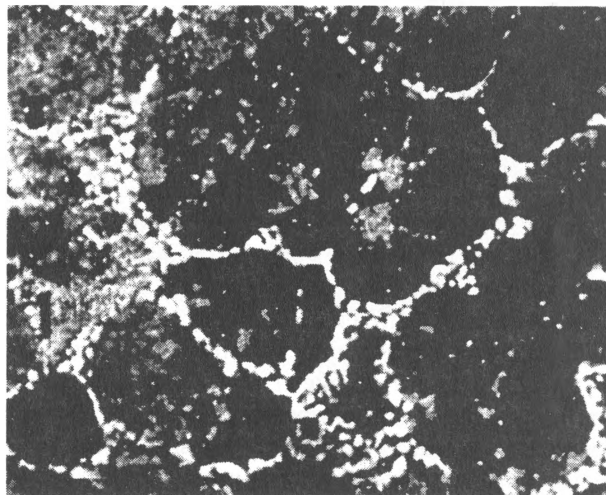
Металлографический анализ выявил четкую зависимость первичной структуры вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей от природы модификаторов [5]. Формирование типичной дендритной структуры при введении ПАЭ объясня-

ется их сегрегацией на определенных атомно-кристаллографических плоскостях зарождающихся дендритов, что приводит к избирательному росту кристаллов. Модифицирующий эффект инактивных элементов прежде всего связан с увеличени-

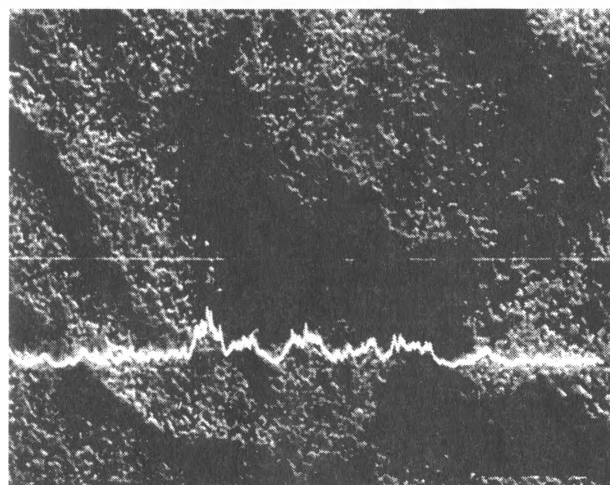
ем числа дополнительных центров кристаллизации (рис. 1, *a*), роль которых, как показали результаты микроскопических и электронно-зондовых исследований, выполняют химические соединения этих элементов с углеродом или азотом [8].



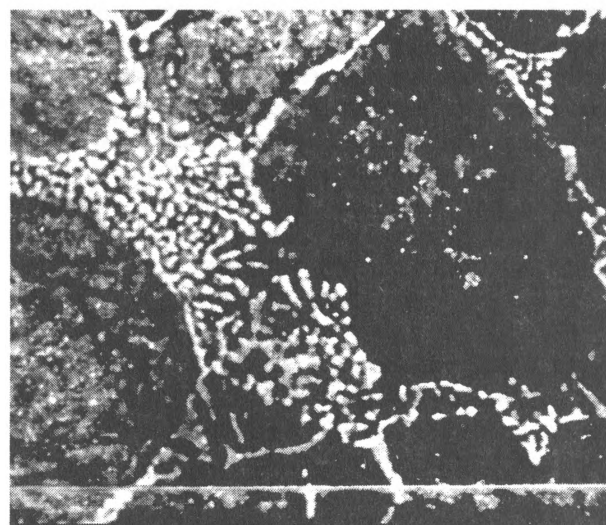
a



б



б



z

Рис. 1. Структура литой быстрорежущей стали, модифицированной инактивной (*a*) и поверхностно-активной (*б, в*) добавками и немодифицированной базового состава (*z*): *a, в.* $\times 1700$ ($\times 0,5$); *б* — $\times 2000$ ($\times 0,5$); *z* — $\times 1800$ ($\times 0,5$)

Измельчение зерен металлической основы под воздействием модификаторов и обусловленное этим увеличение протяженности их границ косвенно способствуют 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 (рис. 1, *б*), что замедляет рост и вызывает благоприятное изменение морфологии карбидной фазы при эвтектической кристаллизации [5, 6]. Как следствие, эвтектика модифицированной стали (рис. 1, *в*) отличается от базовой (рис. 1, *z*) более тонким строением и ее колонии

образованы чрезвычайно мелкодисперсными карбидными частицами, имеющими в сечении благоприятную округлую форму.

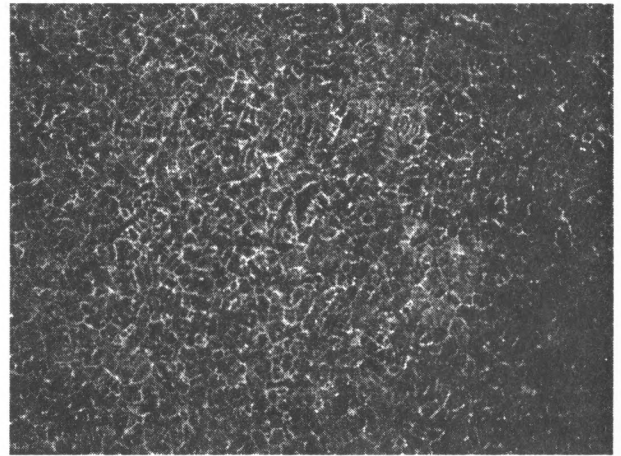
Особенности первичной структуры в совокупности с рафинирующим эффектом наследуются после полной термической обработки и определяют абсолютный уровень механических характеристик литых быстрорежущих сталей, подвергнутых модифицированию [9]. Наилучшее сочетание модифицирующего и рафинирующего эффектов обеспечивают добавки Sb, Ca, Sr, Bi, Ti, Nb, которые вызывают наиболее существенное повышение ударной вязкости — до 0,14–0,20 МДж/м² против 0,10–0,11 МДж/м² у базовых сталей.

Говоря о механизме действия ПАЭ в литых быстрорежущих сталях, необходимо подчеркнуть,

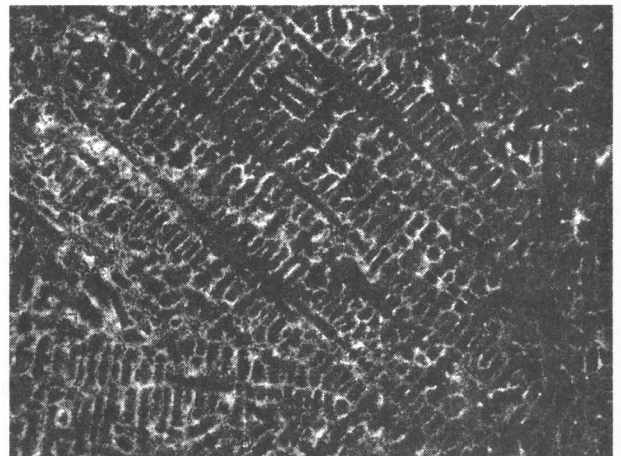
что особую роль в повышении ударной вязкости играет и изменение под их влиянием состава эвтектических карбидов, которые, как известно, являются очагами зарождения трещин в быстрорежущих сталях. За счет значительного уменьшения степени их легированности, как это показано на примере стали, модифицированной Bi, происходит сглаживание в различии коэффициентов термического расширения матрицы и карбидов, что снижает вероятность зарождения микротрещин при термической обработке стали [6]. 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 [6].

Особого внимания заслуживает использование в качестве инокулирующих добавок порошковых материалов с высокой температурой плавления. Добавки диборида титана, карбида вольфрама и некоторых других соединений способствуют измельчению структуры металлической основы и карбидной составляющей, улучшению морфологии и характера распределения избыточных фаз литых быстрорежущих сталей (рис. 2). Описанные выше структурные изменения обеспечивают соответствующее повышение механических свойств и прежде всего ударной вязкости стали.

На основании полученных результатов исследований были разработаны системы модифицирования и легирования литых быстрорежущих сталей с повышенными служебными характеристиками на базе стандартных сталей P6M5 и P6M5K5 (табл. 1).



a



b

Рис. 2. Структура литой быстрорежущей стали, модифицированной порошковыми добавками тугоплавких соединений (a) и немодифицированной (б). x50 (x0,5)

Таблица 1. Характеристики модифицированных быстрорежущих сталей для литого инструмента

Источник	Базовая сталь	Элемент	Ударная вязкость, МДж/м ²	Твердость HRC	Теплостойкость* HRC	Износостойкость**
ГОСТ 19265-73	P6M5	—	0,11	63,0	58,0	1,0
ГОСТ 19265-73	P6M5K5	—	0,10	65,5	61,0	1,0
А.с. 908927	P6M5K5	B, Al	0,07	66,5	63,0	1,6
А.с. 914648	P6M5K5	Bi	0,18	65,5	60,0	1,3
А.с. 1109464	P6M5K5	Zr, Hf, Cu	0,17	65,5	61,0	1,3
А.с. 1109466	P6M5	B, Al, Ge, Bi	0,095	66,0	63,0	2,1
А.с. 1113423	P6M5	B, Ti, Nb, Al, P3M	0,14	64,0	59,5	1,6
А.с. 1122743	P6M5	Ti, Bi	0,19	63,0	58,0	1,5
А.с. 1122746	P6M5	Sb	0,25	62,5	58,0	1,0
А.с. 1126624	P6M5	Cd	0,20	64,0	60,5	1,4
А.с. 1457428	P6M5	Ta, Sb	0,31	63,5	60,0	1,2
А.с. 1463793	P6M5K5	Nb, Al	0,14	66,0	61,5	1,5
А.с. 1463797	P6M5	B, Al, Ti, Nb, Bi, Sb	0,20	64,5	61,5	1,3
А.с. 1583462	P6M5	Sr	0,27	64,0	60,5	1,2

* Здесь и далее оценивали измерением твердости при 20°C после дополнительного отпуска при 620°C, 4 ч.

** Оценивали путем сравнения с базовыми сталями, износостойкость которых принималась за единицу.

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 [10]. Поскольку быстрому охлаждению подвергается сталь, находящаяся в начальный момент еще в жидкотвердом 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 (рис. 3). Формируется структура, вполне сравнимая с той, которая наблюдается в прокате быстрорежущей стали после горячей пластической деформации. Как следствие, ударная вязкость возрастает до 0,185 МДж/м² против 0,08 МДж/м² для случая охлаждения кокиля на воздухе. Следует подчеркнуть, что способ обработки литой быстрорежущей стали [11], основанный на кристаллизации не-

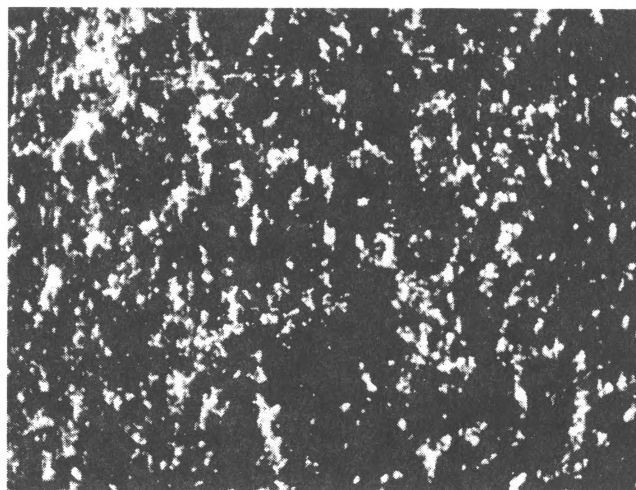


Рис. 3. Структура стали Р6М5 после ускоренной кристаллизации и двукратного отпуска. $\times 400$ ($\times 0,5$)

больших заготовок с ускоренным охлаждением в среде жидкого азота, обеспечивает необходимую степень легированности твердого раствора после литья и тем самым позволяет отказаться от традиционной схемы термической обработки, исключая из нее две технологические операции, а именно, отжиг и закалку. Свойства стали при этом соответствуют требованиям, предъявляемым к быстрорежущим сталям (табл. 2).

Таблица 2. Влияние условий охлаждения при кристаллизации на свойства стали Р6М5

Характеристика	Температура подогрева кокиля, °С					
	20	300	600	20	300	600
	Охлаждение на воздухе			Охлаждение в жидком азоте		
Твердость после литья HRC	62,0	60,0	59,0	63,5	64,0	65,0
Твердость после 1-го отпуска HRC	63,0	61,0	59,5	63,0	63,5	64,0
Твердость после 2-го отпуска HRC	64,0	62,0	60,5	61,0	62,0	62,5
Ударная вязкость, МДж/м ²	0,105	0,08	0,07	0,15	0,18	0,17
Износостойкость (скорость изнашивания), мг/ч	64	53	42	72	80	88
Теплостойкость HRC	55,0	53,0	52,0	56,0	56,0	56,5

Электрошлаковый переплав 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 [12, 13].

Установлено, что при ЭШП порошкового электрода в магнитном поле с индукцией 0,1 Тл имеет место изменение механизмов переплава электрода (рис. 4) 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 твердо-жидком состоянии [14]. 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.

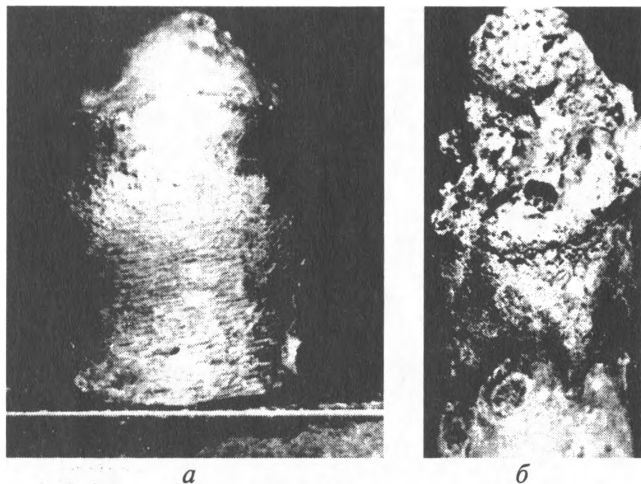


Рис. 4. Форма рабочей части расходоуемого электрода после переплава по традиционной технологии (а) и с использованием порошкового электрода и магнитного поля (б). $\times 1,75$

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% [14]. 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 [15]. В целом измельчение структуры металлической основы и эвтектической составляющей под воздействием магнитного поля сопровождается повышением ударной вязкости от 0,04 до 0,10 МДж/м².

Явление ускорения переплава расходоуемого электрода под воздействием магнитного поля, обеспечиваемого новой электрошлаковой технологией [12], 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 рассмотренные выше 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 [16–20].

Структура заэвтектоидной стали типа 11M5Ф после литья отличается по сравнению со сталями чисто ледебуритного класса меньшей объемной долей избыточных фаз, высокой степенью их дисперсности и отсутствием развитой карбидной сетки (рис. 5). Объемная доля эвтектических карбидов не превышает 1% при кристаллизации металла в кокиле и 5% — в керамической форме [16].

Благодаря тому что вторичные карбиды по сравнению с эвтектическими значительно легче, а главное более полно растворяются в аустените при нагреве под закалку, сталь 11M5Ф не уступает по твердости и теплостойкости стали P6M5. 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-му баллу. Избыточных карбидов очень мало и они почти отсутствуют в структуре стали кокильного литья. Как следствие, после окончательной термической обработки сталь 11M5Ф при всех используемых в эксперименте

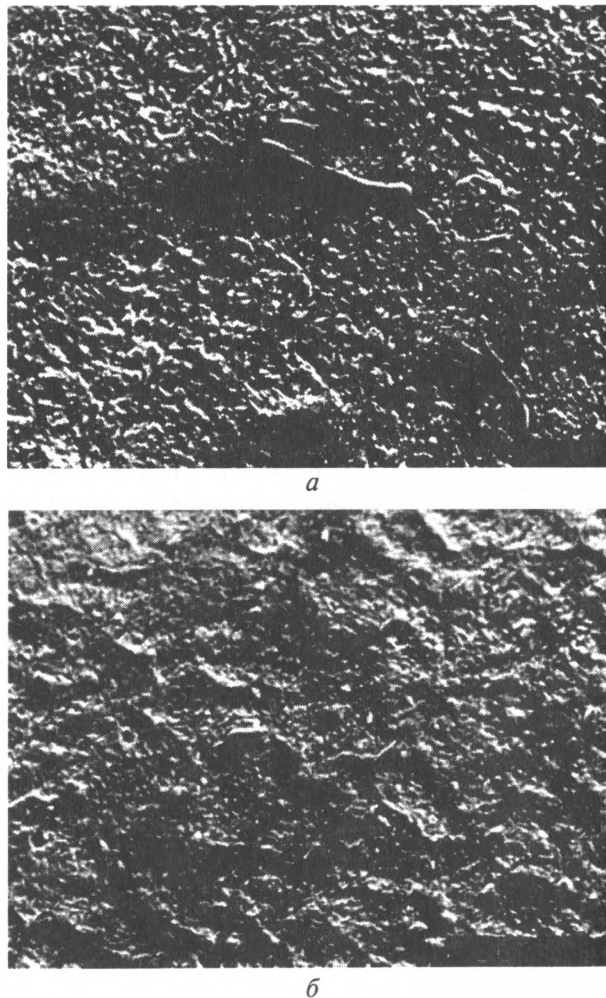


Рис. 5. Структура литой быстрорежущей стали 11M5Ф после полной термической обработки: а — кристаллизация в керамической форме; б — графитовой с использованием модифицирования. $\times 800$ ($\times 0,5$)

способах литья значительно превосходит Р6М5 по ударной вязкости (в 1,8–2,6 раза) [16].

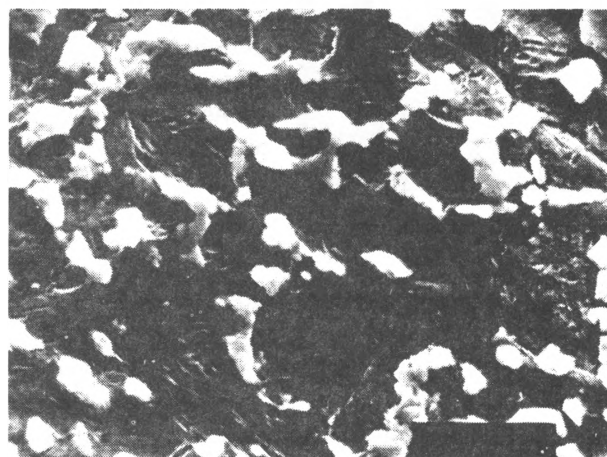
Характерной особенностью первичной структуры литой цементуемой быстрорежущей стали ферритно-карбидного класса [17] является высокая степень дисперсности ферритной основы. Избыточные фазы после литья представлены преимущественно легированными карбидами TiC и VC и незначительным количеством $Fe_3(W, Mo)_3C$. 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 [18–20].

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 [20], 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/м² соответственно. С целью повышения общей ударной вязкости (до 0,26 МДж/м²) рекомендуется первый отпуск выполнять при температуре 560 °С, второй и третий – при 600 °С. При определенном соотношении легирующих элементов достигается различная степень растворения избыточных карбидов, что позволяет получать в поверхностном слое сплава структуры с различной карбидной неоднородностью (рис. 6). Заданные структурные параметры обеспечивают приоритетное улучшение либо ударной вязкости, либо износостойкости. Кроме того, степень легирования сплава оказывает существенное влияние на формирование структуры металлической основы: после закалки образуется мартенсит различных типов, а количество остаточного аустенита изменяется в широких пределах. Некоторое повышение запаса вязкости данной стали может быть достигнуто в результате горячего гидродинамического выдавливания инструмента из литых заготовок [21].



а



б

Рис. 6. Структура науглероженного слоя литой быстрорежущей стали после полной термической обработки. x2500 (x0,5)

Заключение. С целью повышения ударной вязкости литой быстрорежущей стали рекомендуется модифицирование и ускоренное охлаждение расплава при первичной кристаллизации, применение магнитного поля при ЭШП и использование сталей с пониженной структурной неоднородностью.

Литература

1. Чаус А.С., Легерска М., Рудницкий Ф.И., Константюк А.Н., Рудницкий К.Ф. Перспективы использования быстрорежущих сталей для изготовления литого металлорежущего инструмента. Особенности структуры и свойств литых и деформированных сталей // *Литье и металлургия*. 2004. № 2. С. 73–80.
2. Чаус А.С. Влияние модифицирования и легирования на износостойкость литых быстрорежущих сталей // *Трение и износ*. 1999. Т. 20, № 3. С. 325–332.

3. Чаус А.С. Особенности изнашивания инструмента из литой и катаной быстрорежущих сталей при точении // *Трение и износ*. 1999. Т. 20, № 4. С. 388–392.
4. Чаус А.С. Особенности изнашивания инструмента из литой и катаной быстрорежущих сталей при фрезеровании // *Трение и износ*. 2000. Т. 21, № 4. С. 444–450.
5. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И. Влияние модифицирования на структуру и свойства литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей // *МиТОМ*. 1989. № 2. С. 27–32.
6. Чаус А.С. Модифицирующий эффект висмута в литых быстрорежущих сталях // *Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук*. 2000. № 2. С. 10–17.
7. Чаус А.С. О механизме влияния бора в литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталях // *ФММ*. 2001. Т. 91, № 5. С. 36–46.
8. Чаус А.С. Карбиды MeC в литых быстрорежущих сталях // *Металлы*. 1999. № 3. С. 68–74.
9. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И., Мургаш М. Структурная наследственность и особенности разрушения быстрорежущих сталей // *МиТОМ*. 1997. № 2. С. 9–11.

10. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И. Структура и свойства быстроохлажденной быстрорежущей стали Р6М5 // *МирТОМ*. 2003. № 5. С. 3-7.

11. Бельский Е.И., Чаус А.С., Соболев В.Ф. и др. А.с. 1281594 СССР: МКИ С 21 D 1/25, 6/04. Способ обработки литого инструмента из быстрорежущей стали.

12. Murgaš M., Pokusa A., Čaus A.S. Patent 280345 SR: MКИ D 22 F 9/00, B 22 D 27/02. Spôsob elektrotroskového liatia s použitím práškového polotovaru // *Vestník ÚPV SR*. 1999. № 43.

13. Мургаш М., Чаус А.С. Использование магнитного поля при электрошлаковом переплаве стали // *ФизХОМ*. 1998. № 2. С. 99-107.

14. Murgaš M., Čaus 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.

15. Чаус А.С., Мургаш М. Кинетика фазовых превращений при кристаллизации быстрорежущей стали в магнитном поле // *ФММ*. 1998. Т. 85, № 6. С. 127-131.

16. Чаус А.С. О перспективе использования низколегированной безвольфрамовой быстрорежущей стали 11M5Ф для литого инструмента // *МирТОМ*. 1998. N. 8. С. 15-20.

17. Чаус А.С., Левитан В.Б., Будровский К.С., Сушко В.В. А.с. 1474179 СССР: МКИ С 22 С 38/50. Быстрорежущая сталь.

18. Чаус А.С. Структура и свойства литой цементуемой быстрорежущей стали // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1998. № 11. С. 40-43.

19. 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.

20. Чаус А.С., Мургаш М., Латышев И.В., Тот Р. Термическая обработка литой цементуемой быстрорежущей стали, легированной Ti, Nb и V // *МирТОМ*. 2001. № 6. С. 8-11.

21. Чаус А.С. Трансформация структуры быстрорежущей стали при гидродинамическом выдавливании инструмента из литых заготовок // *ФММ*. 2002. Т. 94, № 6. С. 99-107.