

In the article there are examined the different ways of improvement of the structure and properties of the high-speed steels, intended for production of the cast metal-cutting instrument. It is shown, that effective methods of improving of impact elasticity of the cast high-speed steel are modification and accelerated cooling of melt at primary crystallization, electroslag remelting with using of magnetic field, and also using of steels with decreased structure dissimilarity.

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

УДК 669.14.018.252.3:621.9

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИТОГО МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТЫХ И ДЕФОРМИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Введение. Классический способ изготовления режущего инструмента из деформированных быстрорежущих сталей включает в себя выплавку металла и его последующую разливку на слитки массой до нескольких сотен килограммов, отжиг и обработку слитков давлением. В слитках литая быстрорежущая сталь отличается грубой структурой, доминирующим признаком которой является ярко выраженная карбидная неоднородность, обусловленная присутствием сетки эвтектических карбидов по границам зерен твердого раствора. Разрушение сетки путем ее фрагментации на отдельные карбиды происходит при горячем пластическом деформировании слитков. Причем для устранения сетки необходимо уменьшение поперечного сечения слитка как минимум в 12–15 раз, что соответствует степени пластической деформации около 90%. Однако и после такой обработки в структуре деформированной быстрорежущей стали наблюдаются крупные конгломераты карбидов, а иногда и в сочетании с остатками карбидной сетки. Такие дефекты структуры устраняются полностью только после 30–40-кратного уменьшения поперечного сечения слитка, в результате чего ударная вязкость изначально хрупкой быстрорежущей стали в горячекатаных прутках диаметром 20–25 мм повышается до 0,3–0,5 МДж/м² [1]. Однако следствием такой сложной металлургической обработки является высокая цена выпускаемой металлопродукции. Кроме того, характерная для структуры деформированных быстрорежущих сталей карбидная полосчатость обуславливает анизотропию механических свойств в горячекатаных и кованных прутках, полосах, листах, лентах, а также в других металлургических полуфабрикатах [2].

Существует и еще одна важная проблема, связанная с низкой технологической пластичностью быстрорежущих сталей в литом состоянии. В соответствии с основным принципом легирования, чем выше содержание легирующих элементов в быстрорежущей стали, тем выше ее теплоустойчивость. Но необходимость выполнения операции горячей механической обработки накладывает определенные ограничения по химическому составу деформированных быстрорежущих сталей, которые в первую очередь касаются верхней границы содержания сильных карбидообразующих элементов и прежде всего ванадия. В настоящее время эта проблема решается за счет использования технологий порошковой металлургии.

Наиболее эффективно особенности порошковой металлургии сказываются на распределении и размерах избыточных карбидов в структуре быстрорежущей стали. Порошковую сталь отличает пониженная карбидная неоднородность и, как следствие, более высокие показатели прочности и пластичности, несмотря на более высокую степень их легированности по сравнению с обычными деформированными быстрорежущими сталями [2]. Однако из-за того, что появляются еще две дополнительные энергоемкие операции – компактирование и спекание порошковых частиц – цена прутков и полос, полученных методом порошковой металлургии, возрастает по сравнению с обычными в 2 раза.

После металлургического передела в соответствии с классическим способом производства наследуют формообразование будущего режущего инструмента путем обработки резанием. Эта операция характеризуется большими потерями инструментального материала в виде стружки, кото-

рые в случае сложнопрофильного инструмента могут составлять почти третью часть массы исходной деформированной заготовки [3].

Наоборот, при использовании литейной технологии, во-первых, никаких ограничений, касающихся состава сталей, не существует. Как следствие, ассортимент и содержание легирующих элементов в литейных быстрорежущих сталях может быть значительно более широким, но, что самое главное, химический состав можно гибко варьировать с учетом номенклатуры и условий работы данного инструмента с целью целенаправленного повышения его стойкости. Во-вторых, при использовании методов точного литья имеет место и прямая экономия инструментального материала, обусловленная снижением массы литых заготовок, которые уже изначально более точно копируют инструмент по сравнению с деформированными заготовками. В результате сокращения объема механической обработки снижаются энергоемкость и трудоемкость изготовления инструмента. В целом себестоимость литого инструмента на 30–50% ниже себестоимости аналогичного инструмента из деформированных быстрорежущих сталей, что в условиях рыночных отношений приобретает первостепенное значение.

Очень важно отметить и то, что изготовление режущего инструмента с привлечением литейной технологии позволяет более рационально распорядиться дорогостоящей быстрорежущей сталью за счет многократного использования инструментального скрапа и прямой утилизации при переплаве брикетированной стружки и остатков проката. С этой точки зрения особый интерес вызывают технологии, позволяющие использовать при выплавке быстрорежущей стали высоколегируемые отходы, образующиеся при шлифовании изделий из твердых сплавов и отличающиеся высоким содержанием вольфрама [4, 5].

Поэтому, несмотря на более высокое качество деформированных быстрорежущих сталей в целом, в обществе всегда существовало и существует стремление изготавливать металлорежущий инструмент с привлечением литейной технологии, т.е. делать его дешевле без ущерба для качества. С учетом изложенного выше настоящая работа¹ посвящена изучению особенностей структуры и свойств литых и деформированных (горячекатаных) быстрорежущих сталей марок Р6М5 и Р6М5К5 (ГОСТ 19275-73).

Методика проведения исследований. Стали выплавляли в электрической печи сопротивления с графитовым нагревателем и в индукционной электрической печи. Раскисление проводили ферромарганцем марки ФМн70 (ГОСТ 4755-91) — 0,2 % от массы шихты, ферросилицием ФС75

(ГОСТ 1415-93) — 0,2 % и металлическим алюминием А7 (ГОСТ 11069-74) — 0,1 %. Температуру расплава выдерживали в пределах 1480–1510 °С и контролировали W-Мо-термопарой. Жидкий металл заливали в сухие песчаные формы и графитовые кокили, подогретые до 300 °С. Из отливок массой 0,7 кг, а также из горячекатаных прутков диаметром 30 мм получали образцы для механических испытаний, металлографического и рентгеноструктурного анализов.

Отливки и экспериментальные образцы подвергали изотермическому отжигу при 850°С с выдержкой не менее 2 ч, после чего следовало охлаждение до 720°С и выдержка 4 ч. До 500°С охлаждение проводили в печи, а затем на воздухе. Для предотвращения обезуглероживания отливки засыпали чугушной стружкой. Окончательная термическая обработка материала включала в себя закалку от 1220 и 1230°С для сталей Р6М5 и Р6М5К5 соответственно и трехкратный отпуск при 560°С по 1 ч. Нагрев под закалку проводили в два этапа: после подогрева в расплавленной соли до 850°С температуру образцов повышали в хлорбариевой ванне (95% BaCl₂ + 5% MgF₂) с выдержкой 10 с на 1 мм сечения. При закалке охлаждение проводили при 550°С в смеси 50% CaCl₂ + 50% NaCl, а далее — на воздухе.

Определение механических свойств и теплоустойчивости проводили по стандартным для быстрорежущей стали методикам. Износостойкость оценивали по потере массы образцов в единицу времени в результате истирания твердосплавным диском (диаметр = 55 мм, $b = 2,5$ мм) при трении скольжения без смазочного материала с нагрузкой 200 Н на машине типа “Шкода-Савина”.

Микроструктуру стали и состояние поверхностей изношенных специальных образцов и инструментов изучали с помощью оптического и электронного микроскопов. Поверхность разрушения ударных образцов исследовали в электронном растровом и просвечивающем микроскопе методом реплик. Напыление угольных реплик осуществляли в вакуумном poste ВУП-2К. Для оттенения реплик применяли платину, а для их отделения — желатин. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-3 в Co и K_α-излучении при $U=30$ кВ и $I=20$ мА. Содержание остаточного аустенита определяли, сравнивая интегральные интенсивности линий (110) мартенсита и (111) аустенита.

Результаты исследований и их обсуждение. Структура матрицы сталей Р6М5 и Р6М5К5 после литья в песчаные формы представлена бейнитом и остаточным аустенитом. Благодаря более высокой скорости охлаждения при кристаллизации в графитовом кокиле вместо бейнита образуется мартенсит. Твердость сталей в литом состоянии составляет 53–57 HRC для песчаной формы и

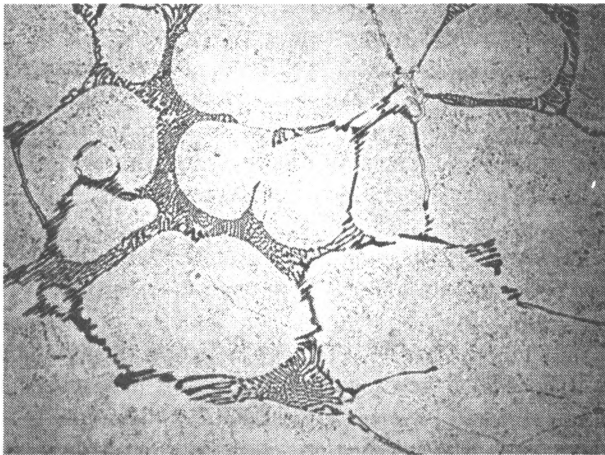
¹ Работа выполнена благодаря финансовой поддержке по проекту VEGA № 1/0306/03.

61–63 HRC при литье в кокиль. В обоих случаях по границам зерен металлической основы выделяется сетка карбидов первичного (эвтектического) и вторичного происхождения (рис. 1). По данным рентгеноструктурного анализа фазовый состав карбидов M_6C и MC .

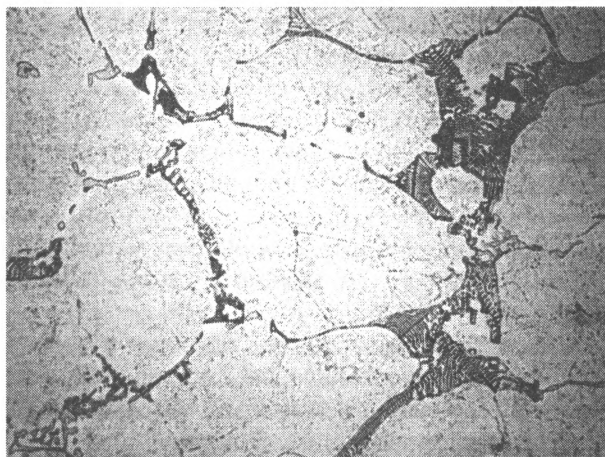
С помощью селективного травления установлено, что на базе карбида M_6C в обеих литых сталях образуется эвтектика стержневого типа

(рис. 1, а), а в стали Р6М5 — и некоторое количество эвтектической составляющей со скелетообразной морфологией (рис. 1, б). Изредка встречается и так называемая “ванадиевая” эвтектика на базе карбида MC (рис. 1, а). Однако в большинстве случаев карбиды MC выделяются между дендритами твердого раствора преимущественно в виде структурно обособленных частиц (рис. 1, б). Для стали кокильного литья характерна более высокая степень дисперсности структуры матрицы и карбидов (рис. 1, в). Описанные выше особенности первичной структуры наследуются в литых быстрорежущих сталях после полной термической обработки (рис. 2), определяя конечные значения характеристик механических свойств [6].

Механические испытания литых и деформированных быстрорежущих сталей Р6М5 и Р6М5К5 после полной термической обработки по стандартным для данных сталей режимам показали, что наиболее структурночувствительными свойствами являются ударная вязкость и износостойкость, показатели которых существенно отличаются для литого и деформированного металла (см. таблицу).



а

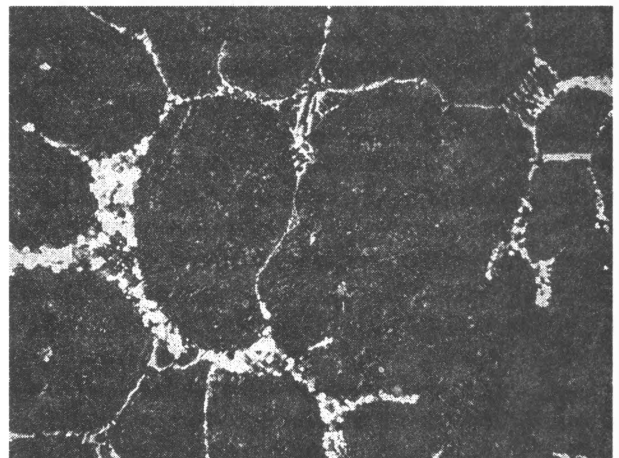


б

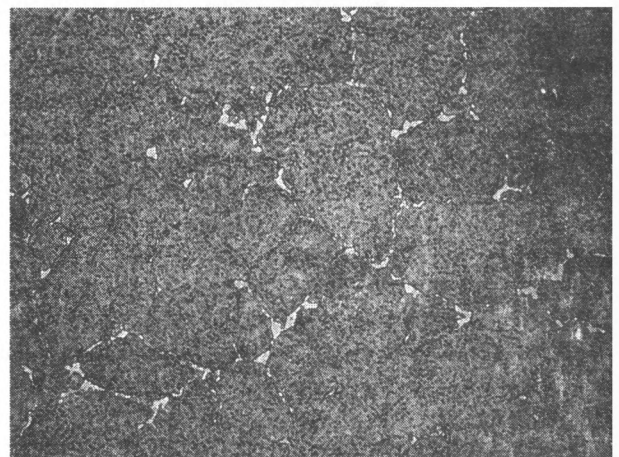


в

Рис. 1. Структура литой быстрорежущей стали после кристаллизации в песчаной форме (а, б) и в кокиле (в). $\times 400$ ($\times 0,5$)



а



б

Рис. 2. Структура литой быстрорежущей стали после закалки и отпуска: а — кристаллизация в песчаной форме; б — в кокиле. $\times 400$ ($\times 0,5$)

Свойства литых и деформированных быстрорежущих сталей Р6М5 и Р6М5К5 после полной термической обработки

Свойства	Сталь Р6М5		Сталь Р6М5К5	
	литая	деформированная	литая	деформированная
Износостойкость (скорость потери массы), мг/ч	70/79	93	67	84
Ударная вязкость, МДж/м ²	0,05/0,11	0,38	0,1	0,26
Твердость HRC	64/63	63	65,5	65
Теплостойкость** HRC	58/58	57,5	61	60

* В числителе приведены данные для стали, отлитой в песчаную форму, в знаменателе – в кокиль.

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

Так, литые быстрорежущие стали обеих марок (Р6М5 и Р6М5К5) значительно превосходят деформированные аналогичного состава по износостойкости (см. таблицу). Как показывают исследования изношенных поверхностей экспериментальных образцов, более высокая износостойкость литых быстрорежущих сталей объясняется в первую очередь наличием в их структуре каркаса эвтектических карбидов, который в условиях окислительно-абразивного изнашивания эффективнее, чем одиночные, структурно обособленные карбидные частицы в прокате, предохраняет матрицу быстрорежущей стали против истирания. Как следствие, для литого металла характерна меньшая глубина следов абразивного воздействия контртела, но что еще важнее, значительно меньшая площадь участков разрушения оксидной пленки (рис. 3), которая, как известно, замедляет скорость истирания при окислительно-абразивном изнашивании. Причем, как это видно на примере стали Р6М5, отлитой различными способами (см. таблицу), при условии неизменного фазового состава, чем более развита сетка эвтектических карбидов, тем выше износостойкость литого материала.

С другой стороны, несмотря на то что литые и деформированные стали имеют общий, качественно схожий механизм разрушения с превалированием межзеренного хрупкого после закалки и внутризеренного после отпуска [6], количественные показатели ударной вязкости разрушения в обоих случаях существенно отличаются (см. таблицу). По данным фрактографического анализа, более низкие значения ударной вязкости у литого металла обусловлены тем, что именно в местах скоплений эвтектических карбидов по границам зерен твердого раствора легче происходит зарождение магистральной трещины как в литом, так и в термообработанном состояниях (рис. 4).

Твердость термообработанных литых и деформированных сталей Р6М5 и Р6М5К5 по сути не отличается. Однако по теплостойкости литые быстрорежущие стали имеют определенное, хотя и слабо выраженное, преимущество над деформированными. Это опять же может быть объяснено спецификой литой структуры, в которой в большей мере, чем после горячей пластической деформации, наследуются особенности первичного

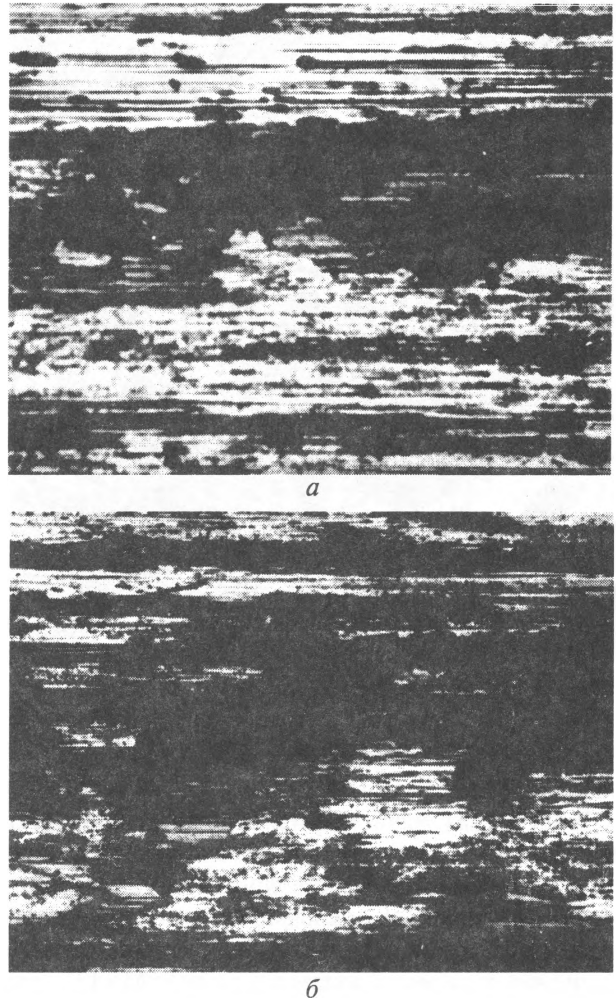
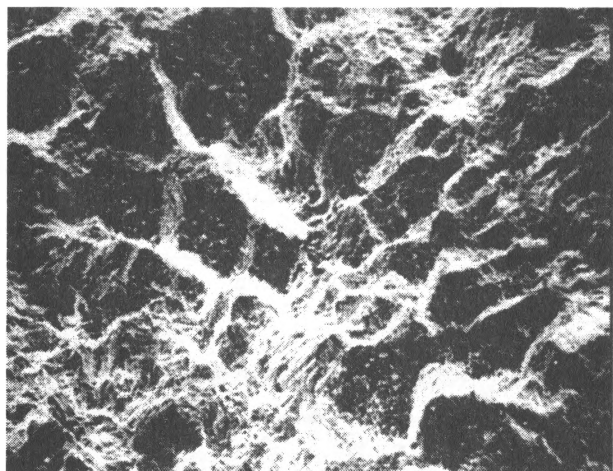


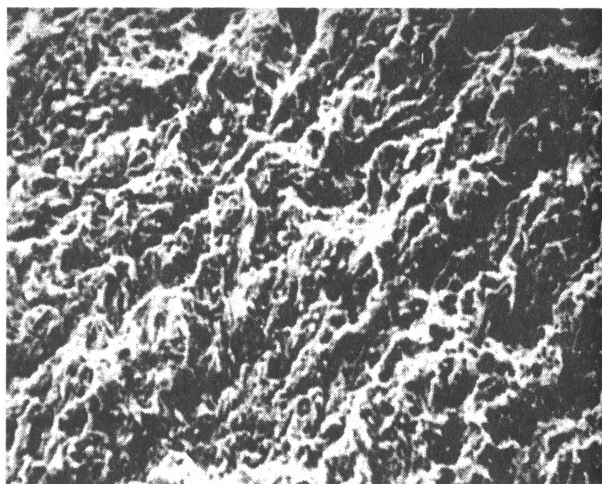
Рис. 3. Изношенные поверхности образцов литой (а) и деформированной (б) быстрорежущей стали. х60 (х0,5)

состояния. Благодаря более высокой скорости охлаждения небольшой инструментальной заготовки, масса которой по сравнению с металлургическим слитком в сотни раз меньше, содержание легирующих элементов в твердом растворе литого металла, как правило, изначально выше.

Поскольку термическая обработка играет важную роль в формировании надежности и эксплуатационной долговечности режущего инструмента, анализировали влияние температуры аустенизации в диапазоне температур 1180–1270 °С на характер изменения структуры и свойств у литой и катаной быстрорежущих сталей на примере наиболее распространенной марки Р6М5.



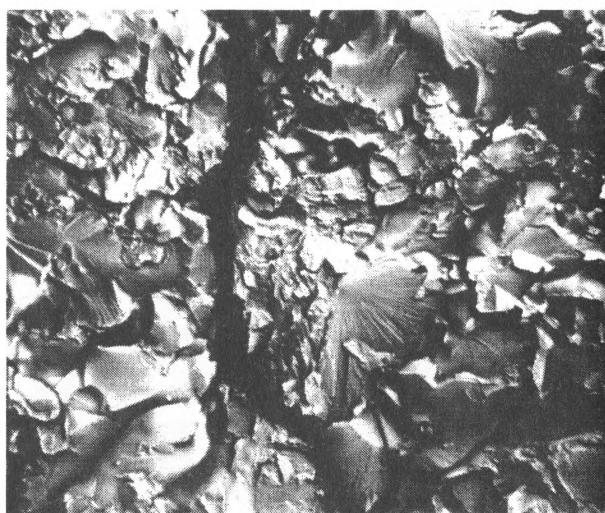
а



б



в



г

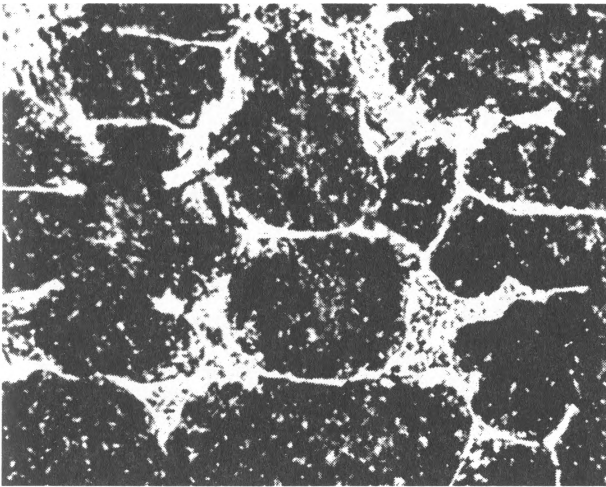
Рис. 4. Изломы ударных образцов литой быстрорежущей стали в закаленном (а, б) и отпущенном (в, г) состояниях: а, б — $\times 400$ ($\times 0,5$); в, г — $\times 5000$

Полученная качественная картина изменения твердости и количества остаточного аустенита после закалки, а также твердости и теплостойкости после отпуска в зависимости от температуры аустенитизации свидетельствует о подобности этих изменений у литой и катаной стали Р6М5 [7]. Для понимания этого важно отметить, что упомянутые выше характеристики сильно зависят от степени легированности твердого раствора, которую в обоих случаях определяет одинаковая кинетика растворения вторичных карбидов при нагреве под закалку.

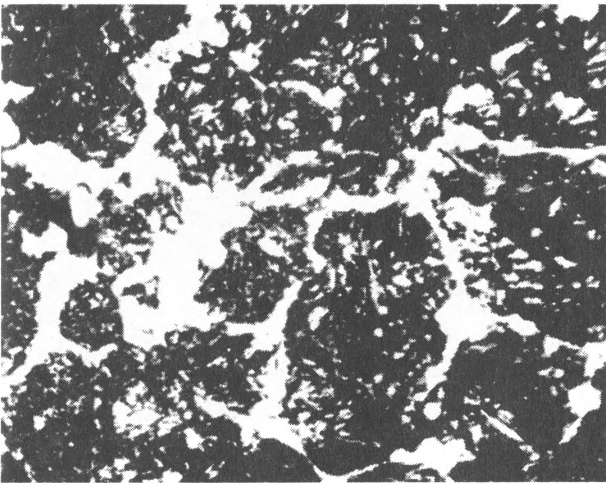
Значительные расхождения в характере изменения свойств под влиянием температуры нагрева под закалку наблюдаются опять же в случае ударной вязкости и износостойкости [7]. Повышение температуры аустенитизации сопровождается незначительным изменением ударной вязкости у литой стали во всем исследуемом диапазоне температур и катастрофическим падением у катаной, начиная от 1240 °С. Это объясняется тем, что у литой стали ударная вязкость в первую очередь зависит от количества и характера распределения

избыточных карбидов по границам зерен твердого раствора, у катаной — от структуры металлической основы, которая является очень чувствительной к перегреву, особенно в случае вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей.

У литой стали повышение температуры вызывает, с одной стороны, устранение сплошной карбидной сетки за счет коагуляции и обособления эвтектических карбидов (рис. 5), а с другой — укрупнение действительного аустенитного зерна и огрубление структуры мартенсита. Однако положительное влияние первого фактора является доминирующим. Доказательством тому служат результаты механических испытаний литой стали: наилучшие показатели ударной вязкости (0,12 МДж/м²) достигаются после закалки от самой высокой в эксперименте температуры. В то же время более интенсивное огрубление мартенсита, рост аустенитного зерна и, наконец, выделение вторичной карбидной сетки при повышении температуры аустенитизации вызывают у катаной стали падение ударной вязкости с 0,40 до 0,09 МДж/м².



а



б

Рис. 5. Структура термообработанной литой быстрорежущей стали после закалки от 1180 (а) и 1270 °С (б). $\times 800$ ($\times 0,5$)

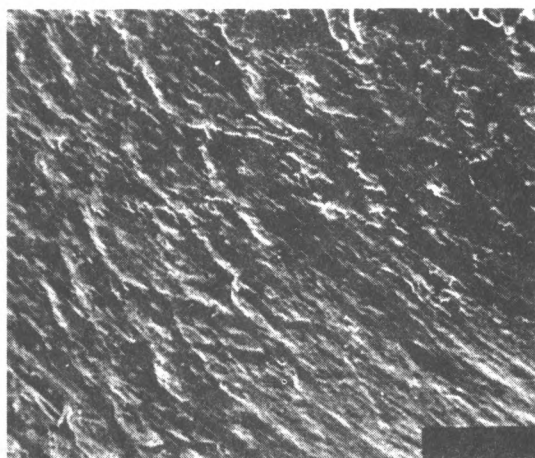
Поскольку у катаной быстрорежущей стали решающее влияние на износостойкость оказывают твердость мартенсита и объемная доля мелкодисперсных карбидных частиц после отпуска, сильно зависящие от режимов закалки, это обуславливает более тесную зависимость износостойкости деформированного металла от температуры аустенитизации [7]. У литой стали, напротив, выявлена меньшая зависимость износостойкости от температуры нагрева под закалку [7], что еще раз подтверждает особую роль карбидной сетки в повышении сопротивления материала истиранию.

Таким образом, выполненные исследования показывают, что литая быстрорежущая сталь по

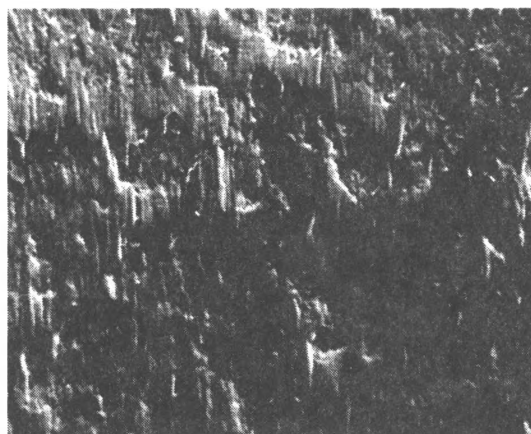
сравнению с катаной обладает более стабильными показателями ударной вязкости и износостойкости в широком интервале температур аустенитизации, в результате чего уменьшается опасность перегрева инструмента при закалке. Кроме того, практический опыт свидетельствует о том, что существует большое количество операций обработки резанием, которые выполняются в относительно спокойных с точки зрения динамических нагрузок условиях работы, но одновременно требующих от инструментального материала повышенного сопротивления истиранию. При правильном выборе номенклатуры и условий работы это создает предпосылки для успешной эксплуатации литого инструмента с учетом специфики его структуры и свойств [8–11].

Сравнительные стойкостные испытания режущих пластин из литой и катаной быстрорежущей стали Р6М5 показали, что при точении в условиях чистового резания без значительных динамических нагрузок сетка эвтектических карбидов замедляет процессы пластического течения инструментального материала в тонком поверхностном слое инструмента, тем самым стабилизируя его структуру на всех стадиях эксплуатации [12]. Как следствие, для литого инструмента характерны пониженная степень пластической деформации, а также меньшая глубина следов абразивного, адгезионного и глубинного разрушения поверхностного слоя в области лунки и задней поверхности (рис. 6). Стойкость литого инструмента благодаря этому увеличивается, оставаясь более высокой по сравнению с обычным инструментом во всем рабочем диапазоне (рис. 7).

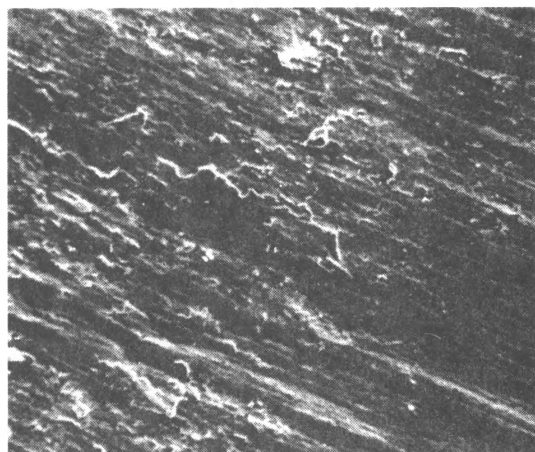
Заключение. Получение металлорежущего инструмента с помощью литейной технологии позволяет рационально использовать инструментальный scrap и другие отходы стандартных быстрорежущих сталей при одновременном снижении трудоемкости и материалоемкости изготовления инструмента. При правильном выборе номенклатуры для внедрения создаются предпосылки для надежной работы литого инструмента, несмотря на более низкую ударную вязкость литой быстрорежущей стали, а за счет ее более высокой износостойкости по сравнению с деформированным материалом обеспечивается повышение стойкости инструмента.



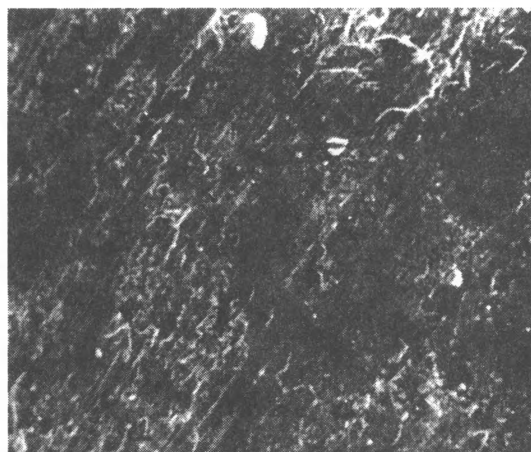
a



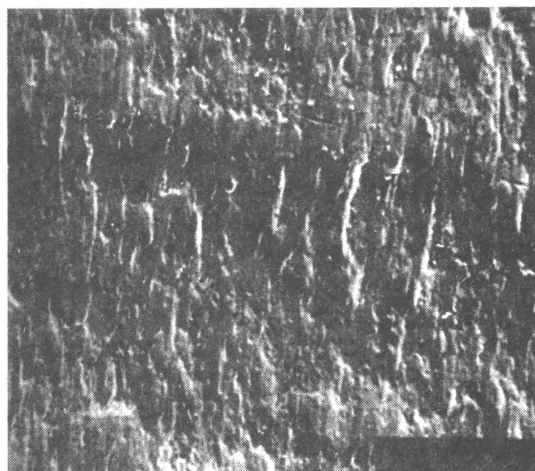
z



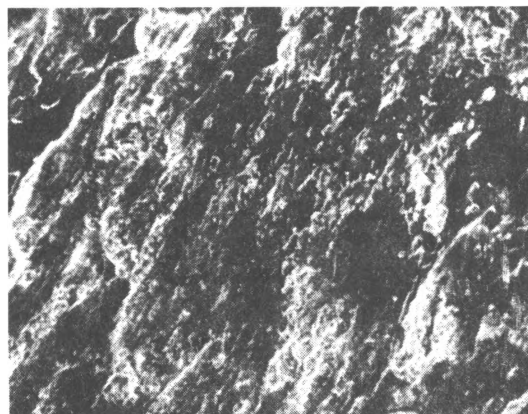
б



д



в



е

Рис. 6. РЭМ изображения изношенных передней (*a–z*) и задней (*д, е*) поверхностей режущих пластин из литой (*a, в, д*) и деформированной (*б, з, е*) быстрорежущих сталей. $\times 400$

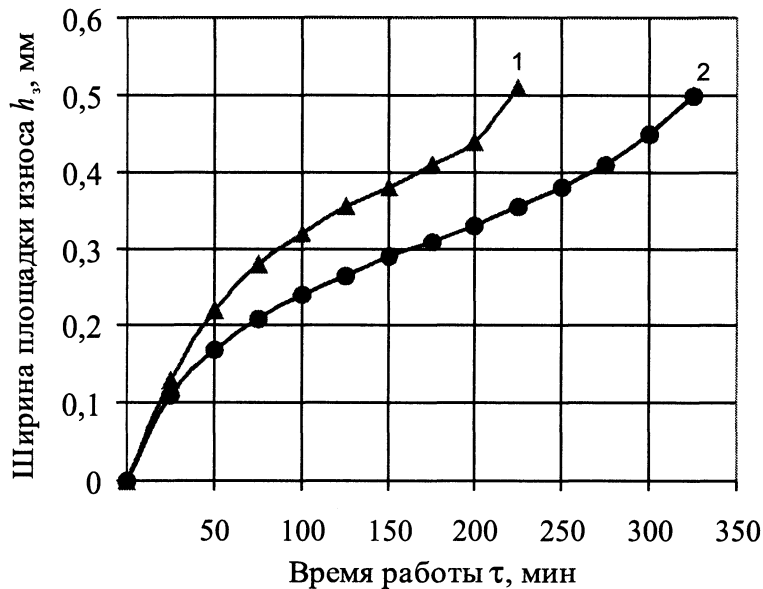


Рис. 7. Кинетика изнашивания режущих пластин из деформированной (1) и литой (2) быстрорежущих сталей

Литература

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983.
2. Гелин Ф.Д., Чаус А.С. Металлические материалы. Мн.: Дизайн ПРО, 1999.
3. Ревис И.А., Лебедев Т.А. Структура и свойства литого режущего инструмента. Л.: Машиностроение, 1972.
4. Тамбовцев Ю.И., Рудницкий Ф.И. А.с. 1787691 СССР: МКИ С22В 7/00. Способ переработки металлоотходов.
5. Ding P.D., Zhou S.Z., Pan F.S., Liu J.L. Ecotechnology for high-speed tool steels // Materials and design. 2001. Vol. 22, N. 2. С. 137-142.
6. Чаус А.С., Рудницкий Ф.И., Мургаш М. Структурная наследственность и особенности разрушения быстрорежущих сталей // МиТОМ. 1997. № 2. С. 9-11.
7. Chaus A.S. Liate rychlorezne ocele a ich tepelne spracovanie // Vakuove tepelne zpracovani a tepelne zpracovani nastroju: Proc. of the Intern. Conf. Тренинг, 2003. S. 137-146
8. Соболев В.Ф., Чаус А.С., Бучинский В.В., Бундин В.П. Литой быстрорежущий инструмент // Передовой производственный опыт. 1983. № 8. С. 36-40.
9. Бельский Е.И., Соболев В.Ф., Чаус А.С., Стасюлевич В.А., Харитонович В.И. Литые быстрорежущие стали в производстве металлорежущего инструмента и штампов // Тез. докл. II Всесоюз. науч.-техн. съезда литейщиков. М., 1983. С. 93-94.
10. Чаус А.С. Особенности изнашивания инструмента из литой и катаной быстрорежущих сталей при фрезеровании // Трение и износ. 2000. Т. 21, № 4. С. 444-450.
11. Chaus A.S. On certain aspects of cast cutting tool nomenclature choice // TOOLS 2000: Proc. of the Intern. Conf. Kocovce. 2002. S. 7-15.
12. Чаус А.С. Особенности изнашивания инструмента из литой и катаной быстрорежущих сталей при точении // Трение и износ. 1999. Т. 20, № 4. С. 388-392.