



The article describes the special features of the structure and properties of cast low-alloy tungsten-free high-speed steel 11M5F in comparison with the properties of steel R6M5. There are also shown the structure and phase composition of cast carburized R6M5-based high-speed steel additionally alloyed with vanadium, titanium and niobium. There are discussed the results of microstructural analysis and mechanical tests of the cast high-speed steel in which tungsten is substituted by chromium.

А. С. ЧАУС, М. ЖИТНЯНСКИЙ, Словацкий технический университет

НОВЫЕ БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ ДЛЯ ЛИТОГО МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

УДК 621.746

Введение

Обычно для изготовления литого инструмента применяют сплавы, химический состав которых не отличается от состава стандартных быстрорежущих сталей, подвергаемых горячей пластической деформации. Как следствие, литые стали из-за наличия грубой сетки эвтектических карбидов по границам зерен металлической основы значительно уступают деформированному материалу аналогичного химического состава по ударной вязкости, что является главной причиной осторожного отношения к идее использования более дешевого литого инструмента.

В современной практике инструментального материаловедения для повышения надежности литого инструмента пользуются различными приемами улучшения структуры и свойств быстрорежущей стали, которые с учетом физической природы и механизмов воздействия могут быть условно разделены на металлургические и технологические.

К первым относятся способы, позволяющие целенаправленно изменять структуру быстрорежущей стали на стадии первичной кристаллизации расплава. Это собственно модифицирование сталей стандартного и нестандартного состава [1–9]; изменение базовой системы легирования [10–15]; использование рафинирующих процессов электрошлакового и вакуумно-дугового переплавов [16–18]; суспензионное литье с введением гетерогенных зародышей кристаллизации [19], понижение температуры заливки при сохранении достаточной жидкотекучести и ускоренное охлаждение в процессе кристаллизации [20–24], а также магнитные методы перемешивания и встряхивания [25–29], ультразвуковая вибрация [30].

Ко второй группе относятся горячая пластическая деформация [31, 32], термическая (прежде всего гомогенизирующий отжиг) [33–35] и химико-термическая [32, 36] обработки.

За исключением операции горячей пластической деформации перечисленные выше способы не

обеспечивают кардинального решения проблемы, поскольку они не устраняют сетку эвтектических карбидов, присутствие которой обусловлено самой природой быстрорежущей стали. С такой точки зрения для литого инструмента особый интерес представляет переход от традиционных быстрорежущих сталей ледобуритного класса к материалам нового типа, например, заэвтектоидным или ферритно-карбидным сталям.

Быстрорежущая сталь заэвтектоидного класса

В московском государственном технологическом университете "Станкин" под руководством профессора Л. С. Кремнева во второй половине 80-х годов прошлого столетия была разработана безвольфрамовая экономнолегированная быстрорежущая сталь типа 11M5Ф, относящаяся к классу заэвтектоидных [15, 37–40]. В соответствии с диаграммой состояния сплавов системы Fe—Mo—C стабильная эвтектика в структуре данной стали при кристаллизации не образуется (рис. 1).

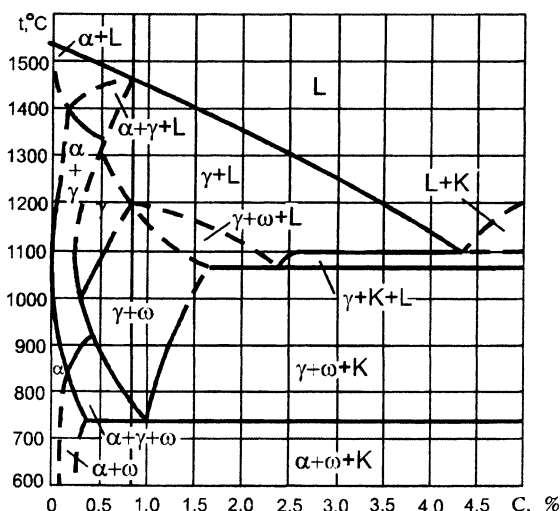


Рис. 1. Диаграмма состояния [38] для сплавов системы Fe—Mo—C с 4 % Mo. К — карбиды

Таблица 1. Химический состав стали типа 11M5Ф

Сталь 11M5Ф	Содержание элементов, %											
	Fe	C	Si	Mn	P	Cr	Cu	Mo	W	Bi	Ti	V
Немодифицированная	87,7	1,02	0,29	0,37	0,046	4,22	0,21	5,08	0,037	—	0,01	1,63
Модифицированная	86,3	1,03	0,32	0,46	0,045	4,29	0,21	5,09	0,037	0,007	0,23	1,65

Примечание. Стали содержали также по 0,029 % S и 0,171 % Ni.

Другой важной особенностью стали является наличие легкорастворимой при закалке карбидной фазы, в результате чего твердый раствор более полно насыщается легирующими элементами. Как следствие, несмотря на невысокую степень легированности, сталь обладает удовлетворительной вторичной твердостью и теплостойкостью и по этим показателям не уступает стали Р6М5, что подтверждено результатами многочисленных исследований [13, 38—41]. Отсутствие в составе стали 11M5Ф дефицитного вольфрама также имеет важное практическое значение, как и тот факт, что при изготовлении инструмента из материала подобного рода его стойкость возрастает в 2—3 раза [37].

К разновидностям стали 11M5Ф может быть отнесен ее вариант с алюминием 11M5ФЮ [39], а также стали марок 12M5Ф3СЮ и 11M3Ф3СБЦ [14], отличающиеся прежде всего более высоким содержанием ванадия. Однако сведения об использовании сталей заэвтектоидного типа для литого инструмента отсутствуют. С учетом этого в настоящей работе описаны особенности структуры и свойств (в сопоставлении со свойствами стали Р6М5) литой низколегированной безвольфрамовой быстрорежущей стали типа 11M5Ф, химический состав которой приведен в табл. 1.

Металлическая основа стали 11M5Ф, характеризующаяся после кристаллизации в керамической форме высокой степенью однородности, представлена бейнитом и небольшим количеством аустенита. Твердость стали в литом состоянии составляет 49—50 HRC. Объемная доля карбидной фазы после литья не превышает 5 %. По данным рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов, избыточные фазы состоят преимущественно из карбидов M_2C (на базе карбида V_2C), а также незначительного количества MC (VC) и M_3C (Fe_2MoC). Основной карбид быстрорежущей стали M_6C рентгеноструктурным методом в литом состоянии в структуре стали 11M5Ф не обнаружен [42].

Первичные карбиды M_2C выделяются в составе эвтектики, отдельные небольшие колонии которой образуются в междендритном пространстве вследствие ликвационных процессов. Основная доля эвтектической составляющей имеет стержневую морфологию, наряду с которой формируется незначительное количество пластинчатой эвтектики. Малочисленные образования первичных карбидов ванадия MC выделяются, как правило, в сопряжении с эвтектическими колониями.

Модифицирование стали титаном и висмутом вызывает заметное измельчение структуры металлической основы, что объясняется более сильным переохлаждением расплава при кристаллизации под воздействием модификаторов. Кроме того, у модифицированной стали происходят качественные и количественные изменения карбидной фазы. Основным морфологическим типом эвтектической составляющей становится пластинчатая эвтектика, а стержневая эвтектика полностью исчезает. Общее количество карбидов MC возрастает, причем они наблюдаются не только на периферии эвтектических колоний, но и по телу зерен металлической основы в структурно обособленном виде [42].

Изменение условий кристаллизации при замене керамических форм графитовыми кокилями сказывается на микроструктуре стали — степень ее дисперсности резко повышается. Происходит также закалка металлической основы (твердость 63 HRC) и из пересыщенного твердого раствора выделяется большое количество вторичных карбидов. Объемная доля эвтектической составляющей уменьшается до 1 % и она представлена двумя морфологическими типами — стержневым и компактным. Стержневая эвтектика формируется на базе карбида M_2C (V_2C), компактная эвтектика — на базе M_3C (Fe_2MoC) [42].

Отжиг при 860 °С не вызывает заметных изменений в морфологии и характере распределения карбидной составляющей, фазовый состав которой представлен карбидами M_2C , MC , M_6C , M_3C (следы) и $M_{23}C_6$ (следы). В структуре модифицированной стали обнаружена эвтектика на базе карбида, природа которого рентгеноструктурным методом не была установлена, а данные микрозондового анализа не позволили идентифицировать его с встречающимися в структуре быстрорежущих сталей карбидными фазами.

После закалки от температур в интервале 1140—1180 °С в структуре стали сохраняются мелкие и однородные по размеру действительные аустенитные зерна, соответствующие 11—10-му баллу. Эвтектические карбиды при закалке не растворяются и после полной термической обработки сохраняют типичную морфологию, однако в целом их очень мало и они почти отсутствуют в структуре стали кокильного литья.

Характер изменения твердости стали в зависимости от температуры аустенитизации после закалки и трехкратного отпуска при 560 °С по 1 ч показал, что оптимальные значения твердости

Таблица 2. Механические свойства литых сталей 11М5Ф и Р6М5

Сталь	Условия кристаллизации	Твердость HRC	Теплостойкость HRC, °С	Ударная вязкость, Дж/см ²
11М5Ф	В керамической форме	64	59	9,0
11М5Ф	То же+модифицирование	63	58	11,0
11М5Ф	В кокиле	65	60	18,0
Р6М5	В керамической форме	64	59	3,5
Р6М5	В кокиле	64	60	10,0

обеспечивает закалка от 1180 °С [42, 43]. Другие свойства сталей приведены в табл. 2.

Как видно из таблицы, сталь 11М5Ф при литье в керамические формы не уступает по твердости и теплостойкости Р6М5, а после кристаллизации в кокиле даже превосходит ее по твердости. Модифицированная же сталь 11М5Ф обладает более низкой твердостью и теплостойкостью, что, очевидно, обусловлено обеднением твердого раствора углеродом из-за связывания его в карбидах МС, образование которых стимулировал Ti. Однако самым важным с точки зрения литого инструмента моментом является превосходство стали 11М5Ф, более чем в 1,8 раза, по ударной вязкости над сталью Р6М5. Особо следует отметить повышенную стабильность этого показателя — разброс данных при проведении испытаний не превышает 10 %, что сопоставимо с результатами, характерными лишь для деформированных инструментальных материалов.

Результаты промышленных испытаний литых фрез, изготовленных из стали 11М5Ф, показали, что по стойкости они не уступают фрезам из проката стандартной быстрорежущей стали Р6М5.

Быстрорежущая сталь ферритно-карбидного класса (цементуемая)

Говоря о технологических способах улучшения структуры и свойств литых быстрорежущих сталей, прежде всего следует отметить несомненную перспективность цементации низкоуглеродистых быстрорежущих сталей типа 02Р6М5, у которых обеспечивается сохранение вязкой ферритной основы [32, 36, 44]. Однако с точки зрения литейной технологии такого рода сталям присущ ряд недостатков.

В первую очередь отсутствие первичных карбидов в структуре сплава приводит к образованию в процессе литья типичной ферритной матрицы [36], отличающейся крупнозернистостью и пониженными механическими свойствами. Кроме того, ограничение по содержанию углерода, с одной стороны, ухудшает жидкотекучесть сплава, а с другой — затрудняет использование для переплава инструментального скрапа и других отходов стали Р6М5, которая в настоящее время является наиболее широко распространенной быстрорежущей сталью. Наконец, вследствие ограниченной легированности твердость, теплостойкость и износостойкость цементуемого слоя стали 02Р6М5 отно-

сительно невысоки. С целью устранения этих недостатков для литого инструмента, подвергаемого цементации, была разработана быстрорежущая сталь следующего химического состава, мас. %: С — 0,80—0,88; Cr — 3,8—4,4; W — 4,9—6,5; Mo — 4,5—5,5; V — 2,6—3,8; Ti — 0,4—1,8; Nb — 0,8—2,4 [45].

Характерной особенностью первичной структуры этой стали является высокая степень дисперсности ферритной основы [46, 47], что не свойственно сплавам с ферритной металлической матрицей [36]. Объясняется это тем, что, во-первых, эффективно сдерживают рост зерен пограничные выделения тугоплавких карбидов МС, которые образуют, как правило, в междендритном пространстве дискретную сетку. Во-вторых, часть из них на стадии первичной кристаллизации оказывает прямое инокулирующее воздействие на расплав, что также способствует формированию мелкозернистой структуры сплава [48]. Избыточные фазы после литья представлены преимущественно легированными карбидами TiC и VC и незначительным количеством Fe₃W₃C.

При отжиге происходит нарушение сплошности избыточных карбидов МС, проявляющееся в их фрагментации. Кроме того, объемные доли карбидов Fe₃(W,Mo)₃C и VC возрастают и появляется карбид NbC, природа происхождения которого так же как и у Fe₃(W,Mo)₃C, — вторичная [49].

При цементационной выдержке, которую проводят при 950 °С в среде природного газа в течение 20 ч, наблюдаются распад, сфероидизация и коалесценция карбидных частиц, вследствие чего устраняются зоны, сильно обогащенные избыточными фазами, а карбидная сетка по границам зерен металлической основы практически исчезает и структура сталей становится более однородной [46, 49].

При последующей термической обработке происходят качественные и количественные изменения карбидной составляющей сплавов, связанные в первую очередь с диффузионным перераспределением легирующих элементов между металлической основой и избыточными фазами [49, 50]. Причем степень трансформации структуры стали очень сильно зависит от ее химического состава — при определенном соотношении легирующих элементов при нагреве под закалку достигается растворение основной массы первичных карбидов, а нерастворившиеся вследствие сфероидизации приобретают благоприятную округлую форму. Как

следствие, сталь после полной термической обработки с точки зрения распределения избыточных фаз обладает весьма однородной структурой. Основным карбидом после закалки и отпуска является VC. Особый интерес представляет также усиление интерференционных линий NbC, что связано с активным участием Nb при отпуске в процессе дисперсионного твердения стали [49].

Учитывая особенности химического состава стали, режимы ее термической обработки после цементации оптимизировали [51]. Результаты оптимизации представлены на рис. 2 и 3.

Зависимость твердости стали в закаленном состоянии от температуры аустенитизации показана на рис. 2, а. Из рисунка видно, что с увеличением температуры твердость во всем исследуемом диапазоне понижается. Подобный характер изменения твердости обусловлен повышением содержания остаточного аустенита в цементованном слое закаленной стали по мере увеличения температуры нагрева под закалку. Рентгеноструктурный анализ показал, что стандартный трехкратный отпуск стали при 560°C не обеспечивает полного превращения остаточного аустенита в мартенсит [46].

Полученные зависимости после стандартного отпуска "твердость — температура аустенитиза-

ции" (рис. 2, б), а после дополнительного при 620 °C в течение 4 ч "теплостойкость — температура аустенитизации" (рис. 2, в) также указывали на то, что дисперсионное твердение стали протекает не в полной мере. Как следствие, температуру отпуска стали варьировали в интервале 560—640 °C через 20 °C, используя в качестве критерия твердость.

Температура нагрева стали под закалку 1220 °C была выбрана исходя из экспериментальных данных (рис. 2, а, б). Результаты определения отпущенной стали представлены на рис. 3. Из рисунка видно, что максимум дисперсионного твердения стали при отпуске смещается в сторону более высоких температур, достигая 600 °C. Отпуск при температуре выше этой уже вызывает снижение твердости.

Таким образом, на основании полученных данных для разработанной литой цементуемой быстрорежущей стали рекомендуются закалка от 1220 °C и трехкратный отпуск при температуре 600 °C с выдержкой по 1 ч. После термической обработки стали по оптимальным режимам рабочая твердость слоя возрастает до 67—69 HRC (рис. 3), теплостойкость для HRC 60 составляет 675 °C [49].

Сочетание дисперсных карбидов высокой твердости и повышенной степени легированности твердого раствора обеспечивает высокую износостойкость цементованного слоя. По этому показателю цементуемая сталь превосходит Р6М5 более чем в 2 раза — скорость потери массы образцов при изнашивании соответственно составляет 36,4 и 76,2 мг/ч. 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 до 70 и 20 Дж/см² соответственно.

Для обеспечения наиболее высокой ударной вязкости рекомендуется первый отпуск стали проводить при температуре 560 °C, второй и третий —

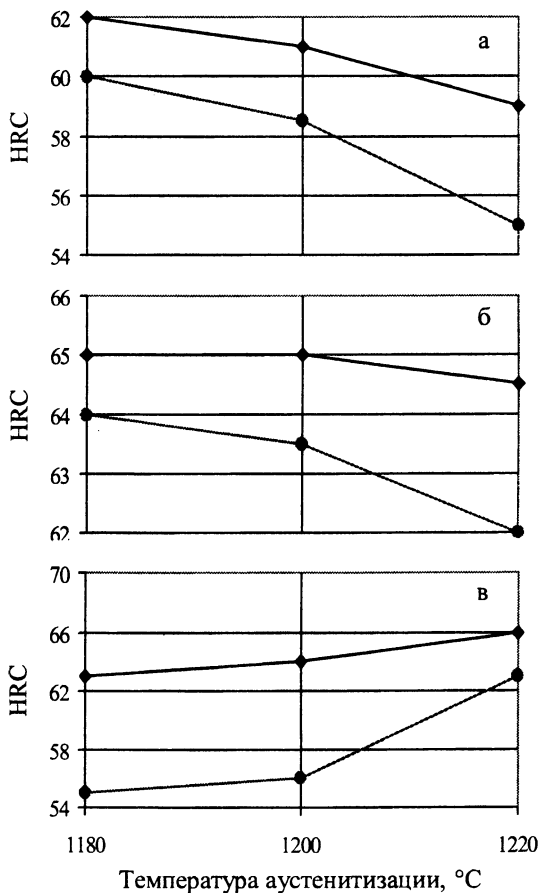


Рис. 2. Влияние температуры аустенитизации на твердость (а, б) и теплостойкость (в) цементуемой стали: а — после закалки; б, в — отпуска (теплостойкость определяли измерением "холодной" твердости после дополнительного отпуска при 620°C, 4 ч); ◆ — верхняя граница значений HRC; ● — нижняя

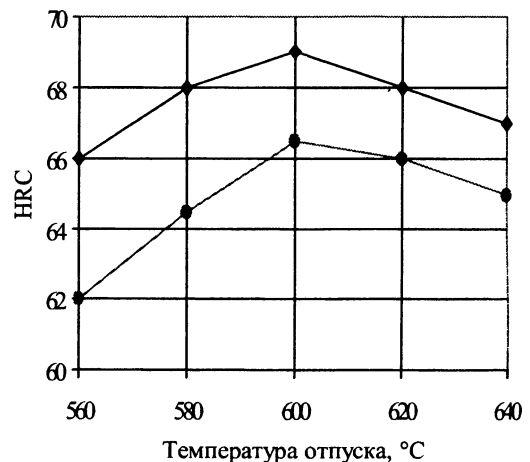


Рис. 3. Влияние температуры отпуска на твердость цементуемой стали: ◆ — верхняя граница значений HRC; ● — нижняя

Таблица 3. Схема легирования высокохромистой стали

Элемент	Номер плавки											
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
V	0,2	0,2	0,2	0,6	0,6	0,6	1,0	1,0	1,0	0,6	1,0	1,4
V + Ti	2	4	6	2	4	6	2	4	6	3	3	3
Mo	4	2	0	4	2	0	4	2	0	3	3	3
W	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3	3	3

Примечания. Расчетные количества легирующих элементов приведены в мас. %. В сталях плавки № 10—12 титан вводили лишь в качестве модификатора.

при 600 °С. В этом случае общая ударная вязкость возрастает до 26 Дж/см² за счет сохранения большего количества остаточного аустенита в поверхностном слое, в то время как вязкость сердцевины остается практически неизменной [51].

При выборе номенклатуры цементуемого инструмента очень важное, принципиальное значение имеет его конструкция, которая должна обеспечивать возможность многократных переточек без ухудшения эксплуатационных свойств. С такой точки зрения идеальными объектами для внедрения являются призматические фасонные резцы, которые из-за небольшого заднего угла, диктуемого особенностью их конструкции, работают в условиях повышенных истирающих нагрузок. Производственные испытания показали, что стойкость инструмента, подвергнутого цементации, оказалась в 4 раза выше стойкости резцов, изготовленных из литой стали P6M5 [51, 52].

Быстрорежущая сталь с повышенным содержанием хрома

Говоря об изменении системы легирования быстрорежущих сталей, следует отметить попытки замены вольфрама хромом. В частности, речь идет о высокохромистых быстрорежущих сталях типа "Rollodur" [53]. Однако они не нашли широкого применения из-за пониженной теплостойкости, обусловленной специфическим влиянием хрома. Исходя из этого, повышенный теоретический и практический интерес вызывало использование в системе легирования таких сталей бора, который благодаря особым физическим, химическим и механическим свойствам образуемых им боридов эффективно повышает твердость, теплостойкость и износостойкость литых быстрорежущих сталей [54].

При выборе системы легирования в качестве основы сплава была подобрана сталь X12, которая является широко распространенным инструментальным материалом для производства штампов холодного деформирования [32]. Поскольку к литым материалам обычно предъявляют повышенные требования по сопротивлению абразивному истиранию, то в систему легирования стали, помимо бора, также были включены ванадий и титан, образующие с углеродом особо твердые фазы внедрения [55]. Следует отметить, что с точки зрения формирования структуры для литых быст-

рорежущих сталей различного класса особый интерес представляют первичные карбиды MC, так как они способствуют измельчению первичных зерен за счет создания дополнительных центров кристаллизации [4, 48]. Кроме того, по данным [56], легирование высокобористых сталей титаном благоприятным образом сказывается на их структуре.

Из основных легирующих элементов быстрорежущих сталей наряду с ванадием использовали молибден, который способствует образованию эвтектических карбидов более тонкого строения [31]. Добавки легирующих элементов вводили в расплав базовой стали в расчетных количествах по схеме, представленной в табл. 3.

После кристаллизации [57, 58] структура сталей плавки № 1 и 7 представлена бейнитом и аустенитом; твердость в обоих случаях составляет 56 HRC. У сплавов плавки № 2, 4, 5 и 8 происходит закалка металлической основы с образованием мартенсита и остаточного аустенита. Как следствие, твердость находится в пределах 60—64 HRC. В сталях плавки № 3, 6 и 9 формируется ферритная металлическая основа, о чем свидетельствуют низкие значения твердости 16—28 HRC и что, по всей видимости, обусловлено высокой степенью легированности сплавов титаном и ванадием [32].

После литья в структуре сталей присутствуют карбиды MC, M₂₃C₆, M₆C и M₃C, количественное соотношение между которыми зависит от состава сплава [58, 59]. Стехиометрический состав сложнолегированных карбидов M₆C и M₃C описывается соответственно формулами Fe₃Mo₃C и Fe₂MoC [59].

При первичной кристаллизации избыточные фазы выделяются преимущественно в междендритном пространстве в составе эвтектики, образуя по границам зерен твердого раствора хорошо развитую карбидную (карбоборидную) сетку [58]. Исключение — сплавы плавки № 2 и 3. В структуре сплава плавки № 2 между дендритами наблюдаются относительно небольшие выделения эвтектики, а у сплава плавки № 3 карбидная сетка практически отсутствует.

Эвтектика образуется преимущественно на базе карбоборида M₂₃(C, V)₆ и по мере увеличения степени легированности сплава бором объемная доля этой структурной составляющей возрастает. Доминирующее влияние на ее морфологию при

любых принятых в эксперименте соотношениях молибдена и бора оказывает суммарная добавка ванадия и титана. При введении этих элементов в расплав в минимальных пропорциях формируется эвтектика с сотовой морфологией, напоминающей строение ледебурита в белом чугуна [58].

Выделения структурно обособленных тугоплавких карбидов MC наблюдаются как между дендритами, так и внутри зерен металлической основы. Чем больше титана и ванадия содержит сплав, тем больше в его структуре карбидов MC.

Твердость сталей в отожженном состоянии находится в пределах 16 — 24 HRC. При термической обработке происходят качественные и количественные изменения карбидной составляющей сплавов, связанные с диффузионным перераспределением легирующих элементов между избыточными фазами и металлической основой, а также с непосредственным растворением этих фаз [58, 59]. В частности, после закалки карбоборид $M_{23}(C, B)_6$ уже не обнаруживается в стали плавки № 2, а в структуре стали плавки № 7, наоборот, становится основной избыточной фазой.

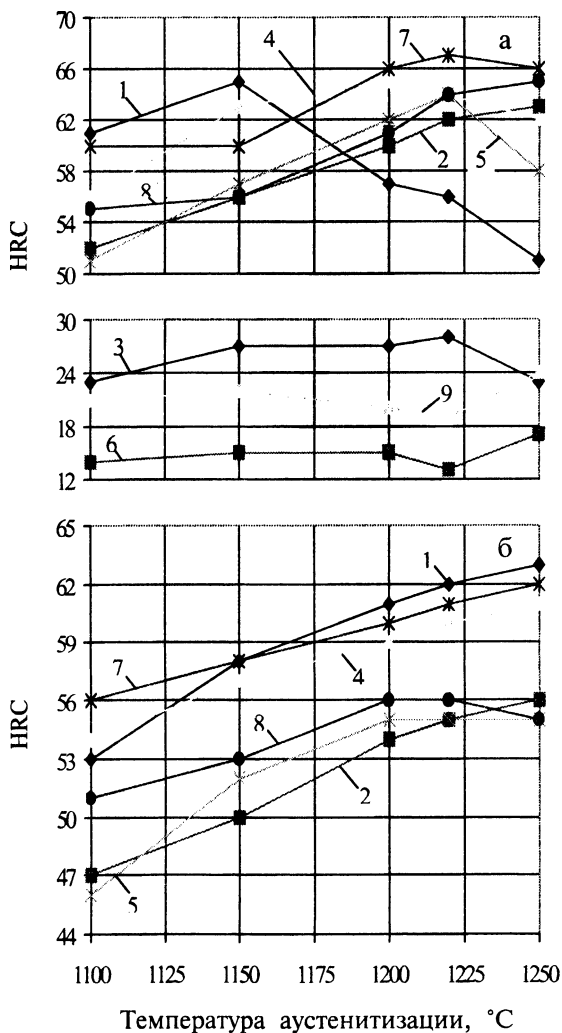


Рис. 4. Зависимость твердости сталей от температуры аустенизации: а — после закалки; б — после закалки и трехкратного отпуска при 560 °С по 1 ч; 1—8 — номера плавков

После закалки низкие показатели твердости сталей плавков № 3, 6 и 9 (рис. 4, а) говорят об отсутствии у них $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений по причине стабилизации их ферритной матрицы [57, 58]. После отпуска при 560 °С в структуре сталей отдельных плавков сохраняется повышенное количество остаточного аустенита [58]. Результаты определения твердости отпущенного материала в зависимости от температуры аустенитизации (рис. 4, б) свидетельствуют о том, что выбранная температура отпуска в отличие от обычных быстрорежущих сталей не является оптимальной.

При повышении температуры отпуска количество остаточного аустенита быстро уменьшается [58], что сопровождается ростом твердости в интервале температур 570—600 °С (рис. 5). При этом у сталей плавков № 4, 5 и 7 максимум вторичного твердения достигается при 570 °С, у сталей плавков № 1, 2 и 8 — при 600 °С. При 630 °С твердость резко снижается у всех сплавов (рис. 5).

Эти данные, а также значения твердости после дополнительного отпуска при 620 °С в течение 4 ч [58] показали, что сплавы, несмотря на легирование бором, обладают пониженной теплоустойчивостью и по этому показателю уступают стандартным быстрорежущим сталям. Но, как свидетельствуют результаты трибологических испытаний, они значительно превосходят их по сопротивлению абразивному истиранию [58], что обусловлено высокой твердостью избыточных фаз и в первую очередь карбидов эвтектического происхождения. С учетом этого система легирования сталей была подвергнута корректировке с целью повышения в первую очередь их теплоустойчивости.

На втором этапе исследований были выплавлены стали трех плавков (10—12), система легирования которых подвергалась корректировке с целью повышения их теплоустойчивости. Для улучшения баланса между содержанием углерода, с одной стороны, и сильными карбидообразующими эле-

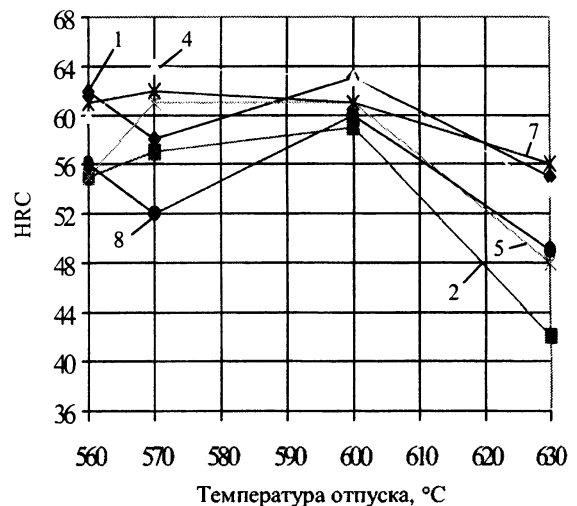


Рис. 5. Зависимость твердости сталей от температуры отпуска после закалки от 1220 °С: цифры у линий — номера плавков

ментами, с другой, во-первых, ограничили верхний предел добавок ванадия и молибдена, а титан использовали лишь в качестве модификатора, во-вторых, довели добавку бора до 1,4 % и прибегали к легированию вольфрамом (табл. 3).

Структура металлической основы сталей дополнительных плавок после литья представлена мартенситом и остаточным аустенитом, а избыточных фаз — преимущественно M_3C на основе Fe_2MoC и небольшим количеством MC с природой VC . Эвтектика на базе M_3C имеет ярко выраженную сотовую морфологию. У сплава плавки № 10 наряду с сотовой выявлена и ванадиевая эвтектика на базе карбида VC . Наибольшее количество эвтектической составляющей (до 50 объемных процентов) образуется в сплаве плавки № 12 [58].

После полной термической обработки основной избыточной фазой становится $M_{23}(C, V)_6$, что объясняется превращением по схеме $M_3C \rightarrow M_{23}C_6$, которое известно для фаз внедрения в легированных сталях [55]. Согласно данным микронзондового анализа, превращение сопровождается изменением степени легированности избыточных фаз, входящих в состав эвтектики. В структуре сплавов плавок № 11 и 12 после полной термической обработки также зафиксированы следы карбида VC , а у последнего сплава дополнительно обнаружен борид хрома CrB_4 [58].

Результаты металлографических исследований сталей после полной термической обработки показали, что изменение фазового состава основной эвтектической составляющей по реакции $M_3C \rightarrow M_{23}C_6$ отражается на ее морфологии: эвтектические колонии на базе карбоборида $M_{23}(C, V)_6$ образуют тонкодисперсные стержни.

Твердость сталей плавок № 10—12 после закалки от 1220 °С и трехкратного отпуска при 560 °С по 1 ч составляла 66—67 HRC. Как показали результаты механических испытаний [58], лучшими показателями теплостойкости и износостойкости среди сталей с оптимизированным химическим составом обладал сплав плавки № 12. Несомненно, что высокие значения теплостойкости (60 HRC после дополнительного отпуска при 620 °С, 4 ч) и особенно износостойкости (скорость потери массы при изнашивании 34 мг/ч напротив 76 мг/ч у стали Р6М5) обусловлены как дополнительным легированием карбоборида $M_{23}(C, V)_6$ вольфрамом и повышенным содержанием в нем ванадия, так и наличием в структуре этого сплава боридов CrB_4 . С другой стороны, наличие большого количества избыточных фаз по границам зерен металлической основы является главной причиной ее относительно невысокой ударной вязкости, не превышающей после полной термической обработки 6 Дж/см². На основании выполненных экспериментов для промышленного апробирования были рекомендованы стали плавок № 7 и 12, которые благодаря исключительно высокой износостойкости могут успешно

использоваться в качестве инструментального материала соответственно для литых холодноштамповых и металлорежущих инструментов. На завершающем этапе исследований сплавы были подвергнуты модифицированию титаном и висмутом, что позволило повысить их ударную вязкость примерно в 1,5 раза — с 5—6 до 8—9 Дж/см².

Литература

1. Черкасов В. Е., Яшкин Н. М., Чен Б. С. и др. Влияние церия на структуру и свойства литой быстрорежущей стали Р6М5 // *МиТОМ*. 1981. № 11. С. 28—30.
2. Li Yanjun, Jiang Qichuan, Zhao Yuguang, He Zhenming. Modification of M2 cast high-speed steel // *Acta met. Sin.* 1996. Vol. 32, N 3. P. 313—317.
3. Kheirandish S., Kharrazi Y. H. K., Mirdamadi S. Mechanical properties of M7 high speed cast steel modified with niobium // *ISIJ International*. 1997. Vol. 37, N 7. P. 721—725.
4. Чаус А. С., Рудницкий Ф. И. Влияние модифицирования на структуру и свойства литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей // *МиТОМ*. 1989. № 2. С. 27—32.
5. Чаус А. С. Влияние модифицирования и легирования на износостойкость литых быстрорежущих сталей // *Трение и износ*. 1999. Т. 20, № 3. С. 325—332.
6. Чаус А. С. Модифицирующий эффект висмута в литых быстрорежущих сталях // *Вестн. НАН Беларуси. Сер. физ.-техн. наук*. 2000. № 2. С. 10—17.
7. Чаус А. С. Влияние редкоземельных металлов на структуру и свойства литой W—Mo—Co быстрорежущей стали // *Vedecké práce Materiálovotechnologickej fakulty Slovenskej technickej univerzity v Bratislave so sídlom v Trnave*. Bratislava, 1999. Zväzok 7. S. 71—76.
8. Chaus A. S., Rudnitsky F. I. The influence of elements on structure and properties of the tungsten-molybdenum high-speed steels // *CO — MAT — TECH '98: Proc. of the Intern. Conf. Bratislava, STU, 1998*. Vol. 1. P. 23—34.
9. Chaus A. S. The modifying effect of nickel in as-cast M2 and M30 high-speed steels // *CO — MAT — TECH '2000: Proc. of the Intern. Conf. Bratislava, STU, 2000*. Vol. 1. P. 75—81.
10. Wadell B. Development and evaluation of a new low alloyed high-speed steel // *Metals and Materials*. 1973. Vol. 7, N 7. P. 38—42.
11. Вышковски Е., Панасюк В. Новая экономно-легированная быстрорежущая сталь с повышенным содержанием кремния // *МиТОМ*. 1978. № 9. С. 30—33.
12. Кремнев Л. С. От стали Р18 к безвольфрамовым низколегированным быстрорежущим сталям // *МиТОМ*. 1986. № 7. С. 27—30.
13. Середин-Сабатин Н. П. Низколегированные безвольфрамовые быстрорежущие стали // *МиТОМ*. 1988. № 7. С. 17—18.
14. Алферов В. П., Кочкина Л. А., Лаевский Г. Б., Новикова Г. Ю. Безвольфрамовые быстрорежущие стали 12М5ФЮ и 11М3ФЗСБЦ // *МиТОМ*. 1988. № 8. С. 6—8.
15. Кремнев Л. С. Теория легирования быстрорежущих сталей // *МиТОМ*. 1991. № 6. С. 10—14.
16. Заблочки В. К., Боровко А. И. Особенности свойств быстрорежущих сталей электрошлакового переплава // *МиТОМ*. 1979. № 7. С. 13—18.
17. Randak A., Kurzeja J. Eigenschaften von im Vakuum umgeschmolzenen Schnellarbeitsstählen // *Stahl und Eisen*. 1966. N 86. S. 1017—1024.
18. High-purity tool steels from new electroslag remelt furnace // *Canadian Machinery and Metalworking*. 1972. Vol. 83, N 1. P. 46—47.
19. Зубов Л. А., Мандрик Е. А. Суспензионное литье быстрорежущей стали // *Литейное производство*. 1974. № 11. С. 41—42.
20. Геллер Ю. А. Об улучшении структуры быстрорежущей стали в слитке, прокате и поковках // *Сталь*. 1963. № 9. С. 831—834.
21. Бельский Е. И., Чаус А. С., Соболев В. Ф. и др. А.с. 1281594 СССР: МКИ С 21 D 1/25, 6/04. Способ обра-

ботки литого инструмента из быстрорежущей стали // Открытия. Изобретения. 1987. № 1. С. 88.

22. Федоров В. Н., Смирнов В. В. Кинетика кристаллизации и структура быстрорежущей стали Р6М5, полученной закалкой из расплава // Изв. РАН. Металлы. 1993. № 6. С. 120—125.

23. Оганян Р. А., Оганян Я. Н., Рошупкин А. Г. Структурные превращения в боросодержащей быстрорежущей стали, полученной закалкой из расплава // Металлы. 1996. № 9. С. 12—15.

24. Chaus A. S., Rudnitskii F. I. Crystallization of high-speed steel in graphite mould cooled in liquid nitrogen // Acta Metallurgica Slovaca. 2001. Vol. 7, N 3 (2/2). P. 208—213.

25. Мургаш М., Покуса А., Чаус А. С. Электрошлаковый переплав компактированных порошков быстрорежущих сталей в магнитном поле // Изв. вузов. Черная металлургия. 1993. № 3. С. 41—45.

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

27. Murgaš M., Pokusa A., Chaus A. S. Patent 280345 SR, MKI D 22 F 9/00; B 22 D 27/02. Spôsob elektrotroskového liatia s použitím práskového polotovaru // Vestník ÚPV SR. 1999. N 12. С. 43.

28. Мургаш М., Чаус А. С. Использование магнитного поля при электрошлаковом переплаве стали // ФиХОМ. 1998. № 2. С. 99—107.

29. Murgaš M., Chaus A. S., Pokusa A., Pokusová M. The Electroslag Remelting of High-Speed Steel Using a Magnetic Field // ISIJ International. 2000. Vol. 40, N 10. P. 980—986.

30. Kirk F. A. High-Speed Steel Technology: The Manufacturer's viewpoint // J. Iron Steel Inst. 1971. Vol. 209, N 8. P. 606—619.

31. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983.

32. Гелин Ф. Д., Чаус А. С. Металлические материалы. Мн.: Дизайн ПРО, 1999.

33. Геллер Ю. А., Караванов Ю. И. Улучшение структуры и свойств литой быстрорежущей стали путем отжига // Станки и инструмент. 1960. № 7. С. 29—31.

34. Таничева О. Н. Отжиг литой стали ЛР18 // Металлы. 1964. № 9. С. 34—38.

35. Hellman P. Aus Wirkungen eines seigerungslosen Gefüges bei Schnellarbeitsstählen // Werkstatt und Betrieb. 1976, Bd. 109. S. 523—528.

36. Мовчан В. И., Воронкина Л. А., Педан Л. Г. Структура низкоуглеродистых быстрорежущих сталей после цементации // Металлы. 1987. № 1. С. 36—38.

37. Кремнев Л. С. Заэвтектоидные быстрорежущие стали // Металлы. 1985. № 8. С. 24—25.

38. Кремнев Л. С. От стали Р18 к безвольфрамовым низколегированным быстрорежущим сталям // Металлы. 1986. № 7. С. 35—43.

39. Кремнев Л. С. Низколегированные безвольфрамовые быстрорежущие стали 11М5Ф и 11М5ФЮ и их термическая обработка // Металлы. 1987. № 11. С. 56—57.

40. Кремнев Л. С., Седов Ю. Е. Об оптимизации составов низколегированных быстрорежущих сталей // Металлы. 1988. № 6. С. 26—33.

41. Малахов В. В., Ярцев А. Н., Буянская Т. А. и др. Применение на АО "Автоваз" заэвтектоидной быстрорежущей стали 11М5Ф для изготовления режущего и холодноштампового инструмента // Металлы. 1997. № 5. С. 7—10.

42. Чаус А. С. О перспективе использования низколегированной безвольфрамовой быстрорежущей стали 11М5Ф для литого инструмента // Металлы. 1998. № 8. С. 15—20.

43. Чаус А. С., Покусова М., Мургаш М., Латышев И. В. Разработка и использование литых быстрорежущих сталей нетрадиционного химического состава // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Междунар. сб. науч. тр. Донецк, 2000. Вып. 14. С. 44—48.

44. Мовчан В. И., Иванов Л. И. Цементуемые быстрорежущие стали // Обработка материалов резанием: Материалы семинара. М., 1980. С. 35—37.

45. Чаус А. С., Левитан В. Б., Будровский К. С., Сушко В. В. Ас. 1474179 СССР: МКИ С 22 С 38/50. Быстрорежущая сталь // Открытия. Изобретения. 1989. № 15. С. 96.

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

47. Chaus A. S. The Formation of Structure in as-cast High-speed Steels during Primary Solidification // Technology 97: Proc. of the Intern. Conf. Bratislava, STU, 1997. P. 312—318.

48. Чаус А. С. Карбиды MeC в литых быстрорежущих сталях // Металлы. 1999. № 3. С. 68—74.

49. 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.

50. Chaus A. S., Latyshev I. V. The observation of carbides in as-cast M2 high-speed steel alloyed by vanadium, titanium and niobium // CO — MAT — TECH '99: Proc. of the Intern. Conf. Bratislava, STU, 1999. Vol. 1. P. 29—36.

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

52. Chaus A. S., Latyshev I. V. Improvement of durability of as-cast high-speed steel tool by carburizing // TOOLS 2000: Proc. of the Intern. Conf. Bratislava, STU, 2000. P. 112—115.

53. Golland A. Metallkundliche Grundlagen des Hochleistungs Werkzeugstahles "Rollodur" // Werkstatt und Betrieb. 1953. N 8. S. 393—398.

54. Чаус А. С. О механизме влияния бора в литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталях // ФММ. 2001. Т. 91, № 5. С. 36—46.

55. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения. Т. 1. М.: Мир, 1971.

56. Гольдштейн Я. Е., Мизин В. Г. О некоторых особенностях строения высокобористых сталей // Металлы. 1988. № 7. С. 2—6.

57. Chaus A. S., Murgas M. The structure and mechanical properties of complex alloyed as-cast high chromium tool steel // Acta Metallurgica Slovaca. 1999. Vol. 5, N 2. P. 345—349.

58. Чаус А. С., Мургаш М. Особенности структуры и свойств комплекснолегированной литой высокохромистой инструментальной стали // Металлы. 2000. № 5. С. 67—76.

59. Chaus A. S., Murgaš M. The formation of carbides in the Fe—Cr—Mo—V—Ti—B—C and Fe—Cr—Mo—V—W—B—C alloys // CO — MAT — TECH '99: Proc. of the Intern. Conf. Bratislava, STU, 1999. Vol. 1. P. 21—28.