

Быстрорежущие стали нового поколения

А. М. Адашкин, Л. С. Кремнев, И. Ю. Сапронов

Сформулированы требования к инструментальным сталям для инструмента, стойкость которого лимитируется не износостойкостью, а прочностью и сопротивлением ударным нагрузкам. Показано, что оптимальной является быстрорежущая сталь нового класса — заэвтектоидная. Рассмотрены механизмы разрушения быстрорежущих сталей ледебуритного (P6M5) и заэвтектоидного (11M5Ф) классов. Показано, что образование трещины критической длины у заэвтектоидных сталей происходит в результате не только упругой, но и значительной пластической деформации, поэтому работа по зарождению трещины значительно больше у стали 11M5Ф, чем у P6M5, что связано с особенностями структуры стали 11M5Ф — мелким зерном и отсутствием крупных эвтектических карбидов. Установлена взаимосвязь между деформацией и работой разрушения при статическом изгибе с одной стороны и ударной вязкостью с другой.

Ключевые слова: ледебуритные стали, заэвтектоидные стали, работа разрушения, работа деформации, критическая длина трещины, прочность, ударная вязкость, зерно аустенита, эвтектические карбиды.

Some requirements have been laid down for the tool steels used to make tools with their durability being limited by strength and impact resistance rather than by wear resistance. It has been shown that the tool steel belonging to a new hypereutectoid class is optimal for the abovementioned application. The fracture mechanisms have been considered for ledeburitic (P6M5) and hypereutectoid (11M5Ф) classes of tool steels. It has been demonstrated that critical length crack formation in hypereutectoid steels takes place not only by means of elastic but also by means of considerable plastic deformation; on this account the work of crack initiation in 11M5Ф considerably exceeds that of P6M5. The abovementioned fact is due to the peculiarities of 11M5Ф steel microstructure characterized by extremely fine grain and the absence of eutectic carbides. Correlation between fracture work and deformation has been established under static bend (on the one hand) and impact strength (on the other hand) conditions.

Keywords: ledeburitic steel, hypereutectoid steel, fracture work, work of deformation, critical crack length, durability, impact strength, austenite grain, eutectic carbides.

Введение

Быстрорежущие стали и твердые сплавы являются основным инструментальным материалом, предназначенным для изготовления режущего инструмента. Кроме того, их используют для изготовления тяжело нагруженного штампового инструмента, так как штамповые стали с 12% хрома (X12M, X12Ф1) не обеспечивают высокой стойкости такого инструмента в условиях высоких давлений [1 – 3].

Исследования быстрорежущих сталей последних лет были посвящены, главным образом, повышению их износостойкости и теплостойкости, то есть производительности обработки. Были разработаны стали повышенной производительности [4, 5] и

технологии упрочнения поверхностного слоя инструмента за счет нанесения износостойких покрытий (диффузионные покрытия, технологии PVD, CVD) [6–9].

Повышение твердости сталей сопровождается снижением их сопротивления хрупкому разрушению, то есть прочности, ударной вязкости. Эти свойства в случае отказов инструмента в результате износа выбирают по принципу достаточности. Иметь прочность и ударную вязкость более высокие, чем достаточные, нецелесообразно, так как это потребует снижения твердости и, таким образом, износостойкости.

Вместе с тем, в ряде случаев стойкость инструмента лимитируется не износостойкостью, а проч-

ностью и сопротивлением ударным нагрузкам. Это тяжело нагруженный холодноштамповый инструмент, который вынуждено изготавливают из быстрорежущих сталей [4]; а также малоразмерный режущий инструмент, основная причина отказа которого (до 70%) — поломки вследствие недостаточной прочности [10 – 13].

Для указанных условий эксплуатации инструмент должен обладать не только высокими значениями прочности и ударной вязкости, но и достаточной твердостью. Для предотвращения смятия рабочей кромки штампового инструмента необходимо обеспечить высокий предел текучести материала на сжатие, значение которого пропорционально твердости: $HV = 2,8 \sigma_{0,1}$ [14]. При операциях холодного выдавливания, возникают давления до 2500 МПа, при этом твердость инструмента должна составлять 61 – 63 HRC.

Твердость режущего инструмента, в том числе и малоразмерного, должна быть не менее 62 – 63 HRC [1], поскольку при меньшей твердости инструмент катастрофически изнашивается.

Таким образом, к сталям предъявляют противоречивые требования: с одной стороны — это высокая твердость и достаточная теплостойкость (при работе и режущего и высадочного штампового инструмента он нагревается до 300 – 500°C), и с другой стороны — высокие прочность и ударная вязкость. Повышение прочности традиционных быстрорежущих сталей возможно снижением температуры закалки. При этом уменьшается размер зерна, и повышается предел прочности [1, 12], однако, существенно повысить сопротивление быстрорежущих сталей хрупкому разрушению не удастся. Это определяется составом и структурой традиционных быстрорежущих сталей. Во-первых, это стали ледебуритного класса и, во-вторых, основная доля карбидной фазы — карбиды M_6C на основе вольфрама и молибдена.

Первое обстоятельство определяет наличие в структуре крупных эвтектических карбидов размером до 10 – 12 (15) мкм. В условиях знакопеременных нагрузок, характерных для работы инструмента, трещины часто зарождаются на границе раздела “карбид – матрица” [15]. Чем больше размер карбида, тем больше протяженность границы его раздела с матрицей и соответственно, выше вероятность зарождения трещины.

Второе обстоятельство — основной тип карбидов на основе вольфрама и молибдена определяет необходимость нагрева под закалку до высоких температур, чтобы растворить карбиды в аустените и обеспечить последующее дисперсионное твердение

при отпуске для получения необходимой твердости. Из-за высокой температуры нагрева под закалку получить мелкое зерно невозможно. Сталь, обладающая высоким сопротивлением хрупкому разрушению и одновременно твердостью, должна иметь особо мелкозернистую структуру, в которой недопустимо наличие крупных карбидов.

Этим требованиям отвечает сталь нового поколения 11M5Ф — заэвтектоидная, в отличие от известных ледебуритных быстрорежущих сталей, в структуре которой отсутствует ледебурит и крупные эвтектические карбиды [16]. В этой стали основным является карбид типа $M_{23}C_6$ на основе хрома, растворение которого в аустените происходит при температурах, заметно более низких, чем карбида M_6C [4]. Поэтому высокая твердость отпущенной стали достигается в результате закалки от меньших температур, чем у традиционных быстрорежущих сталей, при этом сохраняется мелкозернистая структура. Являясь барьером перемещению дислокаций, границы зерен могут задерживать развитие трещины [17].

При малом зерне величина трещины ограничена его размерами и может быть меньше длины $l_{кр}$, при которой трещина распространяется самопроизвольно. Распространение трещины через границы зерна требует дополнительной энергии. Рост трещины может происходить в соседнем зерне, и лишь затем происходит их соединение [17], после чего их общая длина достигает $l_{кр}$. В крупнозернистой структуре размер зерна превышает $l_{кр}$, поэтому затраты энергии на возникновение такой трещины существенно меньше.

Прочность закаленных и отпущенных быстрорежущих сталей характеризует, главным образом, их сопротивление хрупкому разрушению; в изломе отсутствует вязкая структурная составляющая [18]. В литературе нет сравнительных данных о характере разрушения быстрорежущих сталей различных структурных классов, как традиционных ледебуритных (например, P18, P6M5), так и сталей нового класса — заэвтектоидных.

Цель данной работы — изучение характера разрушения быстрорежущих сталей ледебуритного и заэвтектоидного классов, оценка стойкости штампового и малоразмерного режущего инструмента из этих сталей.

Методика исследований

Исследования выполняли на ледебуритной стали P6M5 (масс. %: C — 0,86; W — 5,72; Mo — 5,10; Cr — 4,26; V — 1,94) и заэвтектоидной 11M5Ф

(масс. %: С — 1,05; Мо — 5,40; W — 0,43; V — 1,51; Cr — 3,94; Се — 0,15).

Механические свойства определяли на термически обработанных образцах. Закалку проводили в соляных хлорбариевых ваннах, раскисленных ферросилицием, температуру закалки варьировали в диапазоне 1120–1220°C для стали Р6М5 и 1020–1120°C для стали 11М5Ф, отпуск осуществляли в печах сопротивления без защитной атмосферы при 560°C 3 раза по 1 ч.

Механические испытания проводили по схеме трехточечного изгиба на образцах размером 6 × 6 × 70 мм при расстоянии между опорами (l) 60 мм. На каждый режим термической обработки испытывали не менее пяти образцов. Определяли следующие параметры:

— разрушающую силу (ошибка измерения не более 3 %);

— предел прочности $\sigma_{изг} = M/1,2W$, МПа, где M — разрушающий изгибающий момент ($M = Pl/4$), P — разрушающее усилие, Н, $W = bh^2/6$ — момент сопротивления при изгибе, b и h — ширина и высота образца, мм. Коэффициент 1,2 при расчете момента сопротивления учитывает пластическую деформацию при изгибе [1];

— деформацию (прогиб) образца (f) фактическую — максимальную до разрушения и расчетную (f_p), $f_p = Pl^3/48EI_x$, где P — разрушающее усилие, l — расстояние между опорами, E — модуль упругости, I_x — полярный момент ($I_x = bh^3/12$);

— работу разрушения — как площадь под кривой изгиба “ $P-f$ ” (ошибка не превысила 3%).

Ударную вязкость (КС) определяли на маятниковом копре (50 Н·м), на образцах без надреза размером 8 × 8 × 55 мм при расстоянии между опорами 40 мм. На каждый режим испытывали не менее пяти образцов (ошибка не более 5 %).

Красностойкость определяли по твердости закаленного и отпущенного образца после 4-х часовой выдержки при 620°C.

Рентгенофазовый анализ (РФА) выполняли на дифрактометре “Дрон-3” с использованием CoK_α излучения. Съемку выполняли в условиях симметричной фокусировки по Брэггу – Брентано. Наличие или отсутствие карбидных фаз проверяли по интенсивности сильных линий (333) карбидов M_6C и $M_{23}C_6$.

Стойкостные испытания режущего инструмента

Наибольшая доля малоразмерного инструмента — сверла, поэтому они были выбраны для проведения стойкостных испытаний. На каждый режим

термической обработки для каждой стали испытывали по 10–12 сверл диаметром 0,5 мм, длиной 40 мм. В качестве обрабатываемого материала использовали сталь 45, твердостью 180–200 НВ. Скорость резания составляла 23,55 м/мин (15000 об./мин), подача — 0,002 мм/об., глубина сверления — 4 мм.

Стойкостные испытания штампового инструмента

Стойкостные испытания штампового инструмента проводили при высадке шестигранного углубления в винтах М10 (ГОСТ 11738-84). Обрабатываемый материал — сталь 35 твердостью 65–76 НRV для пуансонов из стали Р6М5 и 90–98 НRV — из стали 11М5Ф. Испытывали по 10–15 пуансонов на каждый режим термической обработки для каждой стали.

Результаты и их обсуждение

Характер разрушения сталей

Прежде всего, следует отметить совпадение полученных результатов с данными [18] в части мгновенного, практически бездеформационного

Таблица 1

Площадь под кривыми изгиба сталей 11М5Ф и Р6М5 (закалка + трехкратный отпуск 560°C, 1 ч)

Сталь	Температура закалки, °C	Площадь (S) под кривой изгиба, мм ²			$S_{пл}/S_{общ}$
		$S_{общ}$	$S_{упр}$	$S_{пл}$	
11М5Ф	1040	2622	1584	1038	0,4
	1060	2424	1440	985	0,4
	1100	1950	1700	250	0,13
Р6М5	1140	1989	1680	310	0,15

$S_{общ}$ — площадь под кривой разрушения; $S_{упр}$ — площадь под упругой частью кривой разрушения; $S_{пл}$ — площадь под пластической частью кривой разрушения (см. рис. 1).

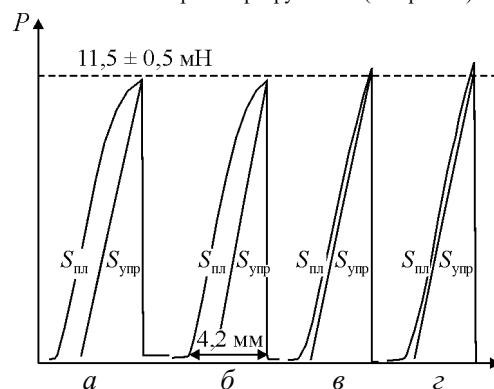


Рис. 1. Диаграммы изгиба сталей 11М5Ф (а – в) и Р6М5 (з) в зависимости от температуры закалки (отпуск 560°C, 3 раза по 1 ч): а – 1040°C; б – 1060°C; в – 1100°C; з – 1140°C.

разрушения при образовании трещины критической длины (максимального усилия на кривой “ $P - f$ ” рис. 1).

Для разных сталей и режимов термической обработки наблюдаются заметные отличия в характере диаграмм изгиба (рис. 1). Вид диаграмм разрушения образцов из стали 11М5Ф, закаленных от температур ниже 1100 °С (рис. 1а, б), отличается от диаграмм для стали 11М5Ф, закаленной от 1100 °С, и стали Р6М5, закаленной от 1140 °С (рис. 1в, г). Две последние кривые изгиба практически одинаковы.

Площадь под кривыми “ $P - f$ ” для двух первых диаграмм (рис. 1а, б) и, соответственно, работа образования $l_{кр}$, во-первых, больше по абсолютной величине, и, во-вторых, в общей работе доля работы на пластическое деформирование ($S_{пл}$) больше и достигает 40 % (табл. 1). Образование $l_{кр}$ в этих случаях требует затрат энергии как на упругое, так и на пластическое деформирование. При повышении температуры закалки стали 11М5Ф до 1100 °С доля работы на пластическую деформацию уменьшается и становится практически такой же, как у стали Р6М5 (рис. 1в, г, табл. 1). Образование $l_{кр}$ в стали Р6М5 происходило с малой пластической деформацией при всех температурах закалки (рис. 1г). Более низкие температуры закалки не исследовали, поскольку в этом случае не достигается необходимая твердость ни для холодноштампового (61 – 63 HRC), ни, тем более, для режущего инструмента (63 – 65 HRC) (табл. 3).

Предел прочности при изгибе для сталей 11М5Ф и Р6М5, закаленных в соответствии с режимами табл. 1, мало отличается, а максимально достижимые пределы прочности составили 4000 – 4200 МПа, что совпадает с данными [19].

Следовательно, большая работа образования $l_{кр}$ определяется не разрушающим усилием, а величиной деформаций. Она существенно больше при изгибе стали 11М5Ф (рис. 1, табл. 1).

Таблица 2

Соотношение фактических ($f_{ф}$) и расчетных ($f_{р}$) значений прогибов при разрушении сталей 11М5Ф и Р6М5

Сталь	Температура закалки, °С	Разрушающее усилие, кН	Прогиб, мм		$f_{ф}/f_{р}$
			$f_{р}$	$f_{ф}$	
11М5Ф	1020	10,76	2,26	4,5	1,99
	1040	10,36	2,18	4,26	1,95
	1060	10,45	2,19	4,16	1,89
	1100	9,02	1,89	3,0	1,59
	1140	9,30	1,96	3,3	1,63
Р6М5	1160	10,10	2,12	3,3	1,55
	1180	10,16	2,13	3,1	1,50

Указаны средние значения разрушающего усилия и $f_{ф}$.

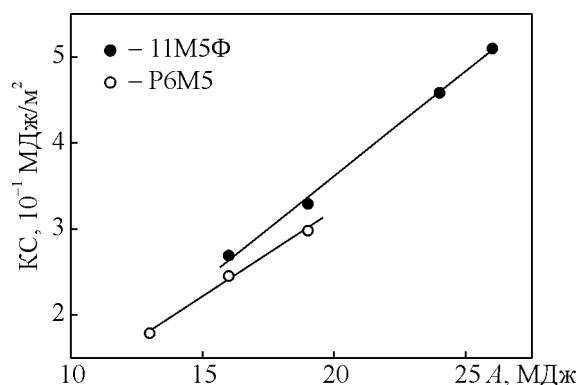


Рис. 2. Взаимосвязь работы разрушения при статическом изгибе и ударной вязкости.

В [1] показано, что фактическая деформация (прогиб) при разрушении сталей высокой твердости в 2 – 5 раз больше прогиба, определяемого расчетным путем по классическим формулам сопротивления материалов для упругой области. Чем больше различие между фактическим и расчетным значениями, тем больше доля пластической деформации. Наши результаты подтвердили эти данные. Отчетливо проявилась большая “пластичность” стали 11М5Ф (табл. 2). Отношение фактической деформации образцов из стали 11М5Ф, закаленных от температур ниже 1100 °С, примерно в два раза больше ее расчетных значений. Повышение температуры закалки до 1100 °С приводит к снижению этого соотношения, (уменьшению доли затрат на пластическую деформацию при образовании $l_{кр}$). Оно практически такое же, как и у образцов из стали Р6М5, закаленных в исследованном диапазоне температур (табл. 2).

Большая работа образования $l_{кр}$, выявленная при статическом изгибе, естественно, должна повышать и сопротивление динамическому изгибу увеличивать ударную вязкость, что подтверждается экспериментально (рис. 2).

Получена практически линейная зависимость между работой разрушения при статическом изгибе и ударной вязкостью. Это свидетельствуют об идентичном характере разрушения быстрорежущих сталей высокой (более 60 HRC) твердости при статическом и динамическом изгибе — образование $l_{кр}$, требующее затрат энергии, и, последующее ее мгновенное распространение.

Испытания режущего и штампового инструмента

Предварительно определяли величину зерна и механические свойства сталей Р6М5 и 11М5Ф, закаленных от разных температур, для выявления

Таблица 3

Влияние температуры закалки на величину зерна сталей Р6М5 и 11М5Ф и их механические свойства после отпуска

Сталь	Температура закалки, °С	Величина зерна, балл	Твердость, HRC	Красностойкость Кр. 620, 4 ч, HRC	Предел прочности на изгиб, $\sigma_{изг}$, МПа	Ударная вязкость, $KC \cdot 10^{-1}$, МДж/м ²
Р6М5	1120	14	58	53	3250	-
	1140	13	61	55	3700	3,1
	1160	13 – 12	62	56,5	4100	2,5
	1180	12	63	57	4200	2,4
	1190	12 – 11	63,5	57	4000	2,3
	1200	11	64	57,5	3900	2,0
	1210	11 – 10	65	59	3700	2,0
	1220	10 – 9	65	59,5	2700	1,7
11М5Ф	1020	менее 14	59	54	4500	5,9
	1040	14	62	56	4300	5,2
	1060	14 (13)	62,5	57	4250	4,6
	1080	13	63	57,5	3900	4,0
	1100	12 – 13	64,5	59,5	3350	3,4
	1120	10 – 12 (13)	65	60	3300	2,6

Таблица 4

Сравнительная стойкость инструмента из сталей Р6М5 и 11М5Ф (закалка от оптимальных температур, отпуск 560 °С, 3 раза по 1 ч)

Инструмент	Сталь	Стойкость	Коэффициент вариации стойкости	Количество случайных отказов, %
Сверла	Р6М5	76	0,52	25
	11М5Ф	108	0,38	11
Пуансоны	Р6М5	215	0,46	30
	11М5Ф	520	0,32	10

Примечания. 1. Стойкость сверл — количество обработанных отверстий до скрипа. 2. Стойкость пуансонов — вес обработанных заготовок, кг. 3. Случайный отказ: для сверл — поломка; для пуансонов — стойкость менее 100 кг

режима, обеспечивающего максимальную прочность (табл. 3).

Наибольшая стойкость сверл и высадочных пуансонов из стали Р6М5 в 1,5 – 1,7 раз выше, чем после стандартной закалки на зерно 10 балла была достигнута после закалки от 1170 – 1180 °С. При такой закалке сталь Р6М5 сохраняет мелкое зерно 12 балл и получает достаточно высокую твердость. Понижать температуру закалки не имеет смысла, поскольку при этом одновременно снижаются и прочность и твердость.

Закалку инструмента из стали 11М5Ф выполняли от 1060 °С, при этом обеспечивается максимальная прочность и высока доля пластической деформации при разрушении (табл. 1). Более низкая температура закалки (1040 °С) приводит к снижению твердости, практически не повышая предела прочности стали.

Выбор оптимальной температуры закалки обоснован также тем, что по данным РФА закалка от 1060 °С обеспечивает полное растворение не только основного карбида $M_{23}C_6$ на основе хрома, но и имеющегося в структуре карбида M_6C на основе молибдена (на рентгенограмме линии этих карбидов отсутствуют). При этом после закалки и отпуска достигается высокий уровень твердости. При повышении температуры закалки до 1080 °С растет зерно,

а доля работы на предварительную пластическую деформацию перед разрушением и ударная вязкость снижаются (табл. 1 – 3, рис. 2).

Результаты сравнительных испытаний малоразмерного режущего и штампового инструмента из сталей Р6М5 и 11М5Ф показали существенное преимущество последней. Это выражается не только в показателях стойкости инструмента, но и в уменьшении разброса ее значений и количестве случайных отказов (табл. 4).

Преимущество стали 11М5Ф обусловлено ее структурой — прежде всего мелким зерном. Закалка при которой в структуре практически не остается карбидов (они сдерживают рост зерна в ледебуритных сталях), выполняется от низких температур — на 120 °С ниже, чем стали Р6М5. Это позволяет, с одной стороны, получить высоколегированный твердый раствор α , с другой, — сохранить мелкое зерно.

Твердость 62 – 63 HRC достигается при величине зерна 12 и 14 балла для сталей Р6М5 и 11М5Ф, соответственно (рис. 3). Средняя площадь зерна для этих сталей составляет 32 и 8 мкм², соответственно. Это определяет высокое сопротивление динамическим нагрузкам, что важно не только для высадочных пуансонов, но и для сверл, работающих на проход и

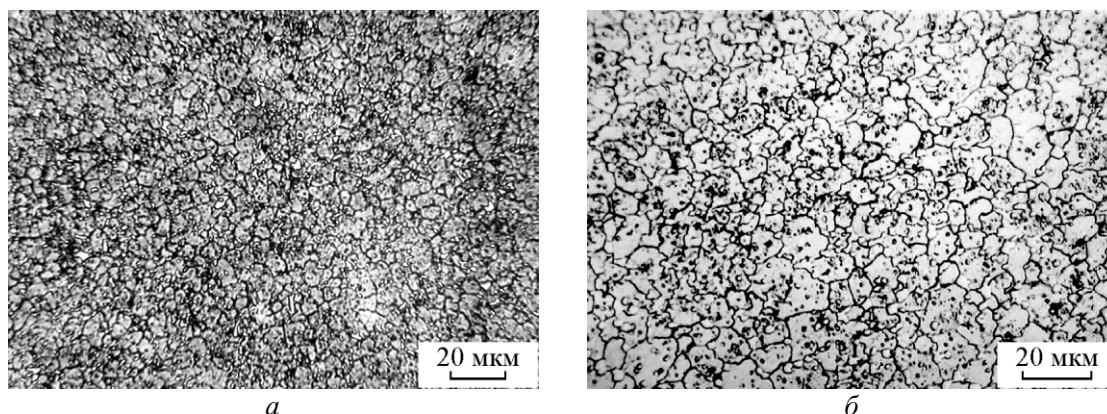


Рис. 3. Величина зерна сталей 11M5Ф (а) и P6M5 (б) с твердостью 62 – 63 HRC.

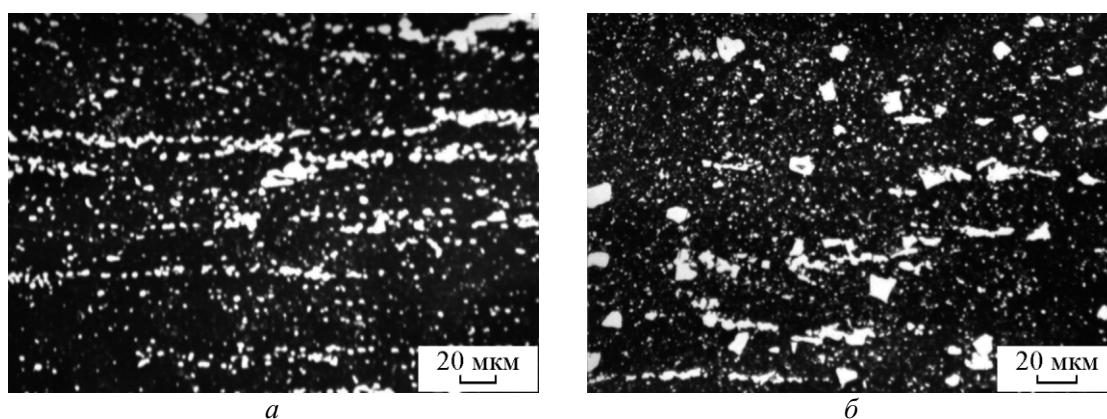


Рис. 4. Структура сталей 11M5Ф (а) и P6M5 (б) в отожженном состоянии.

испытывающих динамические нагрузки при входе и выходе инструмента из контакта с обрабатываемым материалом [18].

Отсутствие в структуре крупных эвтектических карбидов (рис. 4) повышает сопротивление малоциклового усталости [15, 17] — основной причине потере работоспособности штампового инструмента [20].

Отсутствие в структуре крупных эвтектических карбидов также способствует повышению стойкости и стабильности этой характеристики для режущего инструмента по сравнению с ледебуритной быстрорежущей сталью. В структуре стали P6M5 присутствуют карбиды размером до 8 – 10 мкм (рис. 4б). Их величина больше радиуса закругления режущих кромок малоразмерного инструмента, что увеличивает вероятность выкрашивания кромок, повышенный износ, увеличение сил резания и, как следствие, поломку инструментов.

Стоимость безвольфрамовой стали 11M5Ф ниже, P6M5. Необходимым условием реализации преимуществ стали 11M5Ф является соблюдение режимов горячего пластического деформирования в условиях её производства на металлургических заводах и

отсутствие в структуре отожжённых заготовок грубого излома со следами пережога. Это условие необходимо дополнительно вводить в требования на поставку стали 11M5Ф.

Выводы

1. Установлены различия механизмов разрушения быстрорежущих ледебуритной и заэвтектоидной сталей, связанные с их структурой. Для сталей нового поколения — заэвтектоидных характерно существенно более мелкое зерно при равной или большей твердости и отсутствие в структуре крупных эвтектических карбидов.

2. Образование трещины критической длины у заэвтектоидных сталей, в отличие от ледебуритных, происходит в результате не только упругой, но и значительной пластической деформации, что требует большей энергии и определяет высокое сопротивление динамическим нагрузкам.

3. Определена область рационального применения заэвтектоидных сталей, в которой ледебуритные стали не конкурентны.

Литература

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983, 524 с.
2. Adaskin A.M. Applicability of P6M5 steel. Russian engineering research, 2010, v. 30, no. 2, p. 186 – 189.
3. Kremnev L.S. Critical coefficient of stress intensity and fracture toughness of high-strength tool materials. Metal science and heat treatment, 1996, v. 38, no. 1 – 2, p. 33 – 37.
4. Kremnev L.S. Alloying theory and its use for creation of heat-resistant tool steels and alloys. Metal science and heat treatment, 2008, v. 50, iss. 11 – 12, p. 526 – 534.
5. Adaskin A.M., Kremnev L.S., Sapronov I.Y. Fracture of ledeburite and hypereutectoid high-speed steels. Metal science and heat treatment, 2011, v. 53, no. 5 – 6, p. 280 – 284.
6. Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П. Методологические принципы создания функциональных покрытий нового поколения для применения в инструментальном производстве. Справочник. Инженерный журнал с приложением, 2011, № 12, с. 13 – 22.
7. Волосова М.А., Туманов А.А. Систематизация методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущего инструмента и алгоритм их выбора. Вестник МГТУ Станкин, 2011, № 3, с. 78 – 83.
8. Sobol O.V., Andreev A.A., Grigoriev S.N., Volosova M.A., Gorban V.F. Vacuum-arc multilayer nanostructured TiN/Ti coatings: structure, stress state, properties. Metal science and heat treatment, 2012, v. 54, no. 1 – 2, p. 28 – 33.
9. Черкасова Н.Ю., Шейн А.А., Антоненкова Г.В., Сотова Е.С. Исследование механизма и кинетики изнашивания разделительных штампов из полутеплостойких сталей в процессе обработки изделий из различных конструкционных материалов. Трение и износ, 2013, т. 34, № 3, с. 284 – 292.
10. Adaskin A.M. Use of the effect of stress relaxation for changing the shape of articles from nonplastic steels and alloys. Metal science and heat treatment, 2012, v. 54, no. 1 – 2, p. 47 – 51.
11. Смольников Е.А. Термическая и химико-термическая обработка инструмента в соляных ваннах. М.: Машиностроение, 1989, 311 с.
12. Адаскин А.М., Кремнев Л.С., Сапронов И.Ю. Влияние температуры закалки на коробление сталей P6M5 и 11M5Ф. Технология металлов, 2006, № 7, с. 26 – 29.
13. Григорьев С.Н., Борисов А.А., Маслов А.Р. Инструментальное обеспечение микрообработки. Справочник. Инженерный журнал с приложением, 2011, № 12, с. 32 – 37.
14. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. Под ред. Р.В. Голдштейна. М.: Мир, 1989, 509 с.
15. Екобори Т.Е. Физика и механика разрушения твердых тел. М.: Металлургия, 1971, 264 с.
16. Кремнев Л.С. Низколегированные безвольфрамовые быстрорежущие стали 11M5Ф и 11M5ФЮ и их термическая обработка. МТМ, 1987, № 11, с. 56 – 58.
17. Мак Лин. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965, 431 с.
18. Фридман Я.Б. Сведения о механических свойствах металлов. Металловедение и термическая обработка сталей. Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. Т. 1, с. 185 – 204.
19. Адаскин А.М., Кремнев Л.С., Сапронов И.Ю. Выбор сталей и режимов термической обработки холодновысадочных пуансонов, формирующих шестигранное углубление в заготовках винтов. Вестник машиностроения, 2005, № 9, с. 25 – 29.
20. Cherkasova N. Yu., Shein A. A.; Antonenkova G. V., et al. Study of mechanism and kinetics of wear of shearing dies from semi-heat-resistant steels in machining articles made from various structural materials. Journal of friction and wear, 2013, v. 34, iss. 3, p. 214 – 220.

Статья поступила в редакцию 20.09.2013 г.

Адаскин Анатолий Матвеевич — Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования “Московский государственный технологический университет “СТАНКИН” (ФГБОУ ВПО МГТУ СТАНКИН), кандидат технических наук, профессор, специалист в области инструментальных материалов и технологий их упрочнения. E-mail: tolia.home@list.ru.

Кремнев Леонид Стефанович — Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования “Московский государственный технологический университет “СТАНКИН” (ФГБОУ ВПО МГТУ СТАНКИН), доктор технических наук, профессор, специалист в области инструментальных материалов и технологий их упрочнения. E-mail: kremnevl@yandex.ru.

Сапронов Илья Юрьевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова (г. Москва), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области инструментальных материалов и технологий их упрочнения. E-mail: ceramica@imet.ru.