

Таблица 3

Марка	Структура	Гладкие образцы $\sigma_{в}$, МПа	Образцы с надрезом, $\sigma_{в}$, МПа			
			надрез 90°	чувств. к надр.	надрез 45°	чувств. к надр.
34ХНМА	М $\xrightarrow{\text{отп}}$ 650°С	975	1010	1,15	960	1,10
	(М+Б) $\xrightarrow{\text{отп}}$ 650°С	850	1045	1,23	975	0,93
36ХСА	М $\xrightarrow{\text{отп}}$ 650°С	899	1242	1,38	1171	1,30
	(М+Б) $\xrightarrow{\text{отп}}$ 650°С	882	1104	1,25	1188	1,27
12ХНЗА	М $\xrightarrow{\text{отп}}$ 650°С	658	984	1,49	987	1,50
	(М+Б) $\xrightarrow{\text{отп}}$ 650°С	611	903	1,48	877	1,44

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ТИПА Х12
С НОРМИРОВАННО ПОНИЖЕННЫМ
СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА**

**Н.Б.Кириллов
СПбГТУ**

Структурные фазовые превращения, протекающие в твердых растворах при их распадах, определяющим образом влияют на свойства различных по назначению сталей. Отрицательное влияние на вязкость стали, трещиностойкость оказывает ее химическая и структурная неоднородность [1]. Пластической деформации металлов свойственна неравномерность и неоднородность протекания процессов. Неравномерность распределения пластической деформации может быть макроскопическая и микроскопическая. Микроскопическая неравномерность распределения деформации проявляется в том, что одни зерна металла или их группы деформированы сильнее, чем соседние с ними. Более того, отдельные зерна в разных местах своего объема имеют разную степень деформации. Следовательно, неоднородность поля пластической деформации проявляется в разнообразной неравномерности распределения деформации.

Неоднородность поля деформации приводит к сильной локализации пластической деформации в отдельных микрообъемах, которая может

достигать очень больших значений. Высокая степень деформации в этих микрообъемах неминуемо приводит к образованию и накоплению местных дефектов (рыхлостей, пор, трещин). Появляющаяся концентрация напряжений возле наиболее развившихся (наиболее опасных) в процессе деформации трещин после достижения уровня прочности связи в металле приводит к лавинному росту трещин разрушения, перерастающему в общее разрушение тела. Следовательно, склонность к разрушению зависит от неоднородности поля деформации: чем тверже частицы второй фазы, тем меньше деформируется она и тем неоднороднее распределяется деформация в деформируемом металле.

Двухфазные сплавы, состоящие из зерен, резко отличающихся по сопротивлению деформированию, не могут быть разрушены без локальной пластической деформации зерен мягкой фазы. Внутри металла имеются локальные очаги пластических сдвигов, от которых непосредственно начинается разрушение или которые инициируют разрушение по соседству с собой, перегружая менее прочную фазу. Таким образом, оценка степени неоднородности при пластической деформации, вызванной особенностями строения стали, полностью определяется ее склонностью к хрупкому разрушению.

В случае двухфазных металлов с дисперсной второй фазой огромное значение имеют количество карбидов и других подобных фаз и их размеры (дисперсность). Дисперсионные выделения и включения в поверхностных слоях являются структурными концентраторами напряжений, способствующими реализации специфических механизмов инициирования трещин.

Дисперсная фаза может быть равномерно распределена в объеме металла или преимущественно расположена по границе зерен. Особенно опасно сосредоточение частиц по границам зерен. При равномерном распределении дисперсной фазы эти мелкие частицы, вклиниваясь в основную металлическую матрицу, затормаживают развитие пластических сдвигов в ней при приложении напряжения.

В случае равномерно распределенных некогерентных выделений в матрице нет внутренних напряжений. Согласно Давиденкову, они уравновешены в объеме металла. Выделения при этом закрепляют дислокации. Каждая дислокация, огибая включения, оставляет за собой дислокационную петлю, что приводит к увеличению напряжения с ростом деформации [2]. Если выделения жестче матрицы, то они отталкивают дислокации, так что дислокации останавливаются перед ними, тем самым тормозится движение дислокаций [3]. Вблизи выделений могут возникать новые дислокации.

Таким образом, равномерное распределение высокодисперсной карбидной фазы обеспечивает хорошую способность снятия пиков перенапряжений и затормаживает развитие трещин [4,5]. Предотвращение локализации деформации приводит к тому, что в деформирование оказывается вовлеченным все зерно [5].

Исследование влияния степени дисперсности упрочняющей фазы на скорость накопления микропор показало, что чем меньше частицы той фазы и чем фаза стабильнее, тем медленнее в стали развиваются микроповреждения. Если матрица (зерно) упрочнена субструктурой, "декорированной" выделениями или дисперсными частицами упрочняющих фаз, формирование повреждений протекает очень медленно. Однако чрезмерное упрочнение зерна может привести к тому, что деформация будет развиваться преимущественно в приграничных областях, что облегчит образование микропор [6].

Следовательно, изучение причин преждевременного разрушения изделий, а также специальные исследования указывают на весьма важное влияние равномерности распада твердых растворов на работоспособность конструкционных материалов в специфических условиях эксплуатации.

Равномерность распада приводит к созданию в матрице относительно правильного чередования частиц карбидов или интерметаллидов, т.е. образованию типа микрорешетки из этих фаз. При таком распаде твердый раствор в процессе температурно-временных циклов под нагрузкой все время остается относительно изотропным и обеспечивает возможность равномерности протекания пластической деформации. Одновременно с этим обеднение твердого раствора легирующими элементами (разупрочнение его) облегчает работу границ зерен в условиях ползучести, т.к. дает возможность реализации течения внутри их. Это замедляет развитие межзеренных повреждений во времени и обеспечивает высокую остаточную пластичность при разрушении [4, 7].

Другим важным структурным фактором, определяющим сопротивление зарождению и развитию трещин, является объемная дилатация на границе раздела "формирующаяся фаза - матрица", предопределяющая появление упругоискаженных (растянутых и сжатых) областей в матрице, глубину их распространения и уровень напряжений. В связи с отмеченным, прочность и пластичность сплавов должны определяться не только степенью равномерности и упорядочения выделяющихся вторичных фаз, их формой и концентрацией, расстоянием между частицами, способностью их к коалесценции, но и величиной объемной дилатации, обусловленной концентрационным и размерным несоответствием между матрицей и формируемым состоянием фазы в инкубационном периоде распада: от начала зарождения (появления сегрегатов) до потери когерентности (появления обособленной фазы) [4].

Кроме того, весьма важным является легированность твердого раствора, т.е. как бы его мощность, его способность сохранять во времени механические и другие свойства при соответствующих температурных и силовых условиях. При этом необходимо учитывать предотвращение хрупкого (или вязкого) разрушения, т.е. предусматривать сохранение в материале во времени необходимого запаса пластичности, позволяющего осуществить релаксацию полей напряжений от скопленных дисло-

каций и других несовершенств, а также напряжений от структурно-фазовых превращений путем передачи деформации в соседний объем, а не путем образования зародыша хрупкой трещины [8].

Легированность твердого раствора влияет на реализуемый механизм пластической деформации. При напряжениях ниже $\sigma_{0,2}$ осуществляется дислокационный механизм, а выше $\sigma_{0,2}$ подключается другой механизм пластической деформации - порообразование или деструкция [9, 10]. В твердых инструментальных материалах с невысокой вязкостью разрушения на первой стадии (зарождение и рост трещины длиной l до критического размера $l_{кр}$) трещина развивается по пластическому дислокационному механизму, т.е. сдвигом, тогда как на второй стадии разрушения (неконтролируемое распространение трещины длиной $> l_{кр}$ до полного разрушения) путем хрупкого скола, т.е. отрывом [11, 12]. Указанный процесс разрушения выявлен для быстрорежущих сталей, твердых сплавов и минераллокерамики [13].

Даже в обычных конструкционных, а тем более в инструментальных (высокоуглеродистых) сталях процессы карбидообразования являются решающими в работоспособности сталей и инструмента. При выборе обычных сталей, подвергаемых закалке (чтобы получить требуемую структуру) и необходимому отпуску для достижения нужных прочностных и вязко-пластических свойств, именно процессы карбидообразования имеют кардинальное значение.

Если в стали имеются не только вторичные, но и первичные карбиды, то очень важно распределение не только одних, но и других.

Вопросы карбидообразования, достижения равномерного однородного распределения карбидной фазы особенно важны для сталей инструментальных высокоуглеродистых, легированных в больших количествах достаточно сильными карбидообразующими элементами, имеющими в структуре большую долю карбидных фаз, различных по своей природе и морфологии (первичных, эвтектических, вторичных, эвтектоидных), различных по типу с переменной легированностью.

Износостойкость инструмента зависит не столько от количества карбидной фазы, сколько от степени дисперсности карбидов. Карбиды должны быть мелкими и равномерно распределенными в структуре. При грубых скоплениях на границе раздела "карбид - матрица" возможны трещины, и в первую очередь в зоне крупных карбидов, их скоплений. Кроме того, при скоплении карбидов возникает вероятность того, что в контакт с обрабатываемым материалом вступит не система карбид - вязкая матрица, а непосредственно карбид. В силу его хрупкости возможно выкрашивание, сколы на поверхности инструмента, что ускоряет его износ. Помимо этого, площадь поверхности части твердой фазы возрастает с уменьшением его размеров.

Таким образом, равномерное внедрение в относительно пластичную матрицу твердых частиц карбидов, например, в высокохромистых сталях типа X12, придает материалу высокое сопротивление износу.

Высокохромистые инструментальные стали характеризуются повышенной хрупкостью. Их отличительная особенность - большое количество избыточных карбидов, расположенных, в зависимости от технологии получения металла, в виде строк или в той или иной степени деформированной сетки. Отрицательное влияние оказывают крупные первичные карбиды, способствующие образованию дефектов в виде трещин, сколов, несплошностей. Строчечное расположение карбидов и их скопления значительно ухудшают прочность стали и работоспособность инструмента. Изучение характера разрушения штампового инструмента холодного деформирования позволило установить, что во многих случаях причиной разрушения являлось наличие грубой карбидной неоднородности, в этом случае трещины проходят по карбидным строчкам.

Зарождение трещин происходит в зонах с повышенным содержанием карбидной фазы. Наличие грубых карбидных строк или остатков карбидной сетки приводит к повышению легированности твердого раствора в участках, прилегающих к карбидам, и снижает общее насыщение твердого раствора после закалки, что вызывает существенную анизотропию свойств. После закалки возникают области концентрационной неоднородности, отличающиеся по составу и свойствам. Карбидная полосчатость в хромистых сталях приводит к образованию в процессе закалки смежных полос разных структур, что резко понижает прочность [16].

Карбидная неоднородность особенно сказывается на стойкости крупных и сложных по конфигурации штампов, а также инструмента, имеющего режущую кромку не на поверхности [17].

Хрупкое разрушение - одна из основных причин низкой работоспособности инструмента. Хрупкое разрушение инструмента обусловлено не малыми исходными прочностью и пластичностью сталей, а изменениями их структуры в процессе эксплуатации, что ведет к образованию трещин на границе раздела "карбид - матрица".

Скопления карбидов, карбидные строчки могут быть очагами выкрашивания, образования мельчайших трещин и, следовательно, выхода инструмента из строя. Установлено, что при приложении переменных нагрузок трещины зарождаются на границе раздела "карбид - матрица" [18]. Вероятность зарождения трещины тем выше, чем больше размеры карбидов и их количество, а также при отсутствии когерентности карбидов и матрицы. Сделан вывод, что лучшие быстрорежущие стали для изготовления штампового инструмента, работающего в условиях высоких удельных напряжений при ударных нагрузках, - заэвтектондные, а не ледебуритные.

Разрушение инструмента может происходить также в результате выхода карбидных строчек на рабочую поверхность инструмента [19,20]. Выход крупных карбидов и их скоплений на поверхность приводит при больших удельных давлениях к их выкрашиванию из-за высокой твердости и большой хрупкости карбидов. В поверхностных слоях инстру-

мента возможно дробление крупных карбидов в процессе работы, приводящее к преждевременному износу инструмента.

Вырубные штампы чаще всего выходят из строя в связи с изменениями геометрических размеров. Износ их рабочей поверхности происходит в результате абразивного истирания, усталостного микровыкрашивания и скалывания.

Применяемые методы уменьшения карбидной неоднородности сводятся, в основном, к деформированию металла и дроблению карбидов механическим путем. Измельчение карбидов при этом происходит, в основном, в поверхностном слое. Затруднено перемещение карбидов из строк в свободные зоны, так как это может привести к надрывам в материале.

Выбор марки стали зависит от условий эксплуатации инструмента и причин выхода его из строя. В тех случаях, когда определяющими оказываются сопротивление микровыкрашиванию и скалыванию, предпочтение следует отдавать маркам стали с минимальной карбидной неоднородностью и повышенной хрупкой прочностью.

Следовательно, повышенная износостойкость высокохромистых инструментальных сталей при эксплуатации даже с небольшими динамическими нагрузками не реализуется из-за большой карбидной неоднородности и выкрашивания рабочей кромки инструмента еще до наступления нормального износа.

Рассматриваемые в настоящей работе высокохромистые инструментальные стали марок X12, X12BM, X12M, X12Ф1 и им подобные, содержащие в соответствии с ГОСТ 5950-73 обычно 11,0-13,0 % хрома, 1,0-2,3 % углерода, а также молибден, ванадий, вольфрам, азот, титан и другие легирующие элементы, предназначены для изготовления следующих инструментов для деформирования в холодном или относительно невысоко нагретом состоянии: вырубных штампов повышенной точности и сложной конфигурации и для обработки высокопрочных материалов; тяжелонагруженных чеканочных, калибровочных штампов и высадочного инструмента; пластин для армирования чугуновых штампов листовой штамповки; инструмента для холодного прессования при удельных давлениях до 1400-1800 МПа и для прессования порошков; некоторых вытяжных штампов; иногда высадочных штампов; накатного инструмента; фильера для волочения; некоторого инструмента для деревообработки [14, 15, 21].

Достаточно частое и широкое применение высокохромистых инструментальных сталей на производстве обусловлено рядом причин и спецификой их свойств. Они обладают высокой износостойкостью, превосходя при комнатной и повышенной температуре быстрорежущие стали повышенной теплостойкостью, малой деформируемостью при термической обработке (применение же термической доводки позволяет свести деформацию практически к нулю), высокой закаливаемостью и прокаливаемостью в крупных сечениях при закалке даже на воздухе, возмож-

ностью восстанавливать размеры инструмента из-за износа при эксплуатации и др.

Главным недостатком их является большая карбидная неоднородность. Она наиболее значительна в крупном профиле, то есть в том, который чаще всего используют для штампов. Снизить карбидную неоднородность можно, по нашему мнению, за счет термической обработки, если добиться существенного растворения карбидной фазы при нагреве.

Наибольшую износостойкость и теплостойкость хромистые инструментальные стали достигают при содержании в их составе 12-13 % хрома. Дальнейшее повышение хрома в стали существенно не улучшает этих свойств, т.к. при этом не изменяется природа карбидной фазы, которая соответствует формуле Me_7C_3 [14]. Считают снижение содержания углерода ниже 1,2-1,3 % нецелесообразным по причине излишнего снижения твердости и сопротивления пластической деформации.

Достижимая при закалке максимальная твердость зависит от количества содержащегося в мартенсите углерода. Она достигает наивысших значений при 0,7-0,8 % углерода [22]. Именно такое содержание углерода в быстрорежущих сталях считается оптимальным. Дальнейшее его возрастание увеличивает устойчивость аустенита, понижает мартенситную точку, повышает количество остаточного аустенита, ухудшает вязкость, деформируемость и обрабатываемость (технологичность).

Большинство инструментов, изготавливаемых из высокохромистых сталей типа X12, где важны механические свойства и более высокие эксплуатационные свойства, показывает их при пониженном содержании углерода. Ограниченность применения высокотемпературного нагрева, рассмотренного в [23], связана с наличием предельной растворимости карбидов при росте температуры; то есть при высоких содержаниях углерода имеются избыточные карбиды, не растворяющиеся в матрице. Оптимальные свойства следует ожидать при отсутствии карбидной полосчатости, то есть при ликвидации избыточных карбидов. Это значит, что избыточное содержание углерода (выше предела растворимости) вредно, и максимальное его содержание должно лимитироваться положением кривой растворимости углерода в аустените. При пониженном содержании углерода уменьшается количество карбидов в стали. При высокотемпературном растворении не будет "лишних" (избыточных) карбидов, они все перейдут в твердый раствор и при последующем старении равномерно выделятся. Опираясь на данную концепцию, были выплавлены стали типа X15 с пониженным содержанием углерода.

Исследования проводили на сталях с пониженным содержанием углерода 50X12ФБЦЧ, 70X12ФБЦЧ, 110X12ФБЦЧ в отожженном состоянии. Структура этих сталей представляет собой мелкозернистый перлит и дисперсные карбиды. Балл карбидной неоднородности сталей 50X12ФБЦЧ и 70X12ФБЦЧ - первый, а стали 110X12ФБЦЧ - второй. Таким образом, уже в исходном состоянии рассматриваемые стали имели равномерное однородное распределение карбидов.

Фазовый физико-химический анализ показал, что в отожженном состоянии сталь 50X12ФБЦЧ содержит 6,3 % карбидов, сталь 70X12ФБЦЧ - 8,7 %, сталь 110X12ФБЦЧ - 12,2 %. Для сравнения в стали X12Ф1 промышленной плавки было 14,1 % карбидной фазы. Основным карбидом является гексагональный хромистый карбид Me_7C_3 , имеющий параметры решетки: $a = 1,4008$ нм. Кроме этого, обнаружен весьма устойчивый карбид NbC.

Образцы сталей в отожженном состоянии нагревали до температур 900, 1000, 1025, 1050, 1075, 1100, 1150, 1200, 1225, 1250, 1275 °С при выдержках от 5 мин до 10 ч. Исследовали влияние температуры нагрева и выдержки на количество и размеры карбидов.

В стали 50X12ФБЦЧ при нагреве до 1000 °С имеются дисперсные карбиды, равномерно распределенные в матрице. При более высоких температурах наблюдается рост зерна аустенита, крупногочлчатый мартенсит, а при 1200 °С в стали уже нет избыточных карбидов, они все растворились в аустените.

В стали 70X12ФБЦЧ в исходном состоянии больше карбидной фазы. При нагреве она постепенно растворяется, начиная с самых мелких, а затем и более крупные карбиды убывают. При нагреве до 1200 °С в стали остается всего 0,4 % карбидов.

Для стали 110X12ФБЦЧ в отожженном состоянии характерно расположение карбидов в виде строчек. При нагреве они медленнее растворяются. Нагрев до 1200 °С приводит к присутствию в стали 3,5 % карбидов.

Фазовым физико-химическим анализом определяли содержание карбидов при нагревах сталей в интервале температур 900-1250 °С. Для создания однородного твердого раствора длительность выдержек при нагреве была принята равной 3 ч. Учитывая постоянное соотношение между атомами углерода и металла в карбиде Me_7C_3 , было рассчитано количество карбидов по содержанию легирующих элементов в фазовом осадке. По результатам анализа были построены зависимости изменения количества карбидов от температуры аустенитизации.

Определив содержание углерода в твердом растворе по данным фазового физико-химического анализа, построили кривую предельной растворимости углерода для сталей типа X12.

Таким образом, определены параметры нагрева, обеспечивающие полное растворение карбидной фазы и получение однородного твердого раствора в сталях типа X12 с пониженным содержанием углерода.

Результаты фазового анализа показывают, что имеет место некоторое изменение химического состава карбидов в сталях 50X12ФБЦЧ, 70X12ФБЦЧ, 110X12ФБЦЧ при температурах нагрева выше 1000 °С, что может быть связано с различной степенью подвижности атомов в карбиде, с их разной диффузионной активностью.

Высокохромистые стали с пониженным содержанием углерода в интервале выбранных рациональных температур закалки обладают до-

вольно высокой прочностью при изгибе, значительно превышающей (примерно в 2 раза) прочность сталей X12Ф1, X6ВФ и им подобных, которая составляет для последних 3050-3250 МПа. Это связано с равномерным распределением первичных и вторичных карбидных фаз, с уменьшением концентрационной и структурной неоднородности, с равномерным распределением напряжений и предотвращением локализации пластической деформации в отдельных микрообъемах, т. е. это связано с предотвращением возможности образования и развития зародышевых трещин, которые вызывают снижение прочности.

Исследовали ударную вязкость сталей 50X12ФБЦЧ, 70X12ФБЦЧ, 110X12ФБЦЧ на образцах без надреза, в зависимости от температуры закалки после низкого отпуска при температуре 150 °С в течение 1 ч. Изменение ударной вязкости при повышении температуры закалки с 1010 до 1040 °С аналогично изменению прочности на изгиб и согласуется с [14, 15, 24]. Дальнейшее повышение температуры закалки до 1070 °С изменяет соотношение между прочностью и пластичностью. Ударная вязкость образцов из сталей типа X12 (50X12ФБЦЧ, 70X12ФБЦЧ, 110X12ФБЦЧ) сохраняется на том же уровне, что можно объяснить уменьшением концентрационной и структурной неоднородности.

При сравнении значений ударной вязкости высокохромистых и быстрорежущих сталей промышленных плавок видно, что ударная вязкость этих сталей ниже (и очень существенно, в 5-6 раз), чем исследуемых высокохромистых с пониженным содержанием углерода.

Важно знать и характер разрушения металлов. Информацию о ходе процесса разрушения и об особенностях его механизма дает фрактография - исследование поверхности изломов. В данной работе поверхность изломов образцов исследовали после их испытания на ударный изгиб. Рассмотрим некоторые из полученных микрофрактограмм.

В изломе стали X12Ф1, подвергнутой высокотемпературной обработке (глубокая аустенитизация, глубокая дестабилизация, закалка и отпуск), видно внутризеренное разрушение с ограниченной вязкостью. На поверхности излома большое количество крупных включений карбидов, располагающихся колониями на поверхности излома. На этих колониях зарождаются трещины, но так как включений много, то трещина раскрывается, не сопровождаясь большими пластическими деформациями. Карбиды имеют ограниченную форму, что указывает на их высокотемпературное образование.

На фотографиях микрорельефов излома стали 110X12ФБЦЧ, закаленной с 1070 °С и низкоотпущенной, видно, что разрушение хрупкое, наблюдают плоские выделения карбидов, на которых зарождаются хрупкие микротрещины, микропоры на включениях.

На фотографиях излома образца стали 70X12ФБЦЧ, закаленной с 1070 °С и низкоотпущенной, видим чашечный вязкий излом - внутризеренное разрушение. Выделений карбидов на поверхности излома суще-

ственно меньше, чем в стали 110X12ФБЦЧ, они дисперснее и более однородные, располагаются на больших расстояниях друг от друга. Разрушение происходит по механизму зарождения, пластического подрастания и объединения микропор, каждая из которых возникает на дисперсных выделениях карбидов округлой формы.

На части образцов для испытания на ударный изгиб был сделан надрез, и они были испытаны. Результаты приведены в таблице.

Из приведенных данных видно, что ударная вязкость образцов с надрезом исследуемых сталей значительно превышает ударную вязкость стали X12Ф1 промышленной выплавки.

Промышленное опробование штампового инструмента из разработанных сталей, проведенное на ряде предприятий, показало его высокую стойкость (в 1,5-3,0 раза) и надежность, отсутствие преждевременного выхода из строя из-за хрупких сколов и трещин. Причина снятия с эксплуатации - износ.

Таблица

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов с U-образным надрезом

Марка стали	Температура закалки, °С	KCU, кдж/м ²
50X12ФБЦЧ	1010	23,75
	1040	21,25
	1070	20,6
70X12ФБЦЧ	1010	15,0
	1040	13,75
	1070	13,75
X12 (ГОСТ 5950-73)	1070	5,0-7,0

На основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что дисперсность и равномерность распределения карбидных фаз позволяют получить более изотропное состояние твердого раствора, что способствует повышению вязко-пластических свойств и обеспечивает высокое сопротивление хрупкому разрушению инструмента при ударных и изгибных нагрузках. Таким образом, в результате проведенных исследований полностью подтвердились концепции структурных аспектов ослабления повреждаемости инструментальных сталей и преждевременного выхода из строя инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пашков П.О. Пластичность и разрушение металлов. - Л.: Судпромгиз, 1950. - 260 с.
2. Халл Д. Введение в дислокации. - М.: Атомиздат, 1968.-280 с.
3. Фридель Ж. Дислокации. - М.: Мир, 1967. - 643 с.
4. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющих и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. - Л.: Судостроение, 1972. - 288 с.
5. Паршин А.М. Радиационное набухание сплавов в зависимости от особенностей структурных превращений // Структура, прочность и пластичность сталей и сплавов. - Л.: ЛПИ, 1981. - С. 3-13.
6. Куманин В.И., Школьникова Б.Э., Апухтина И.И. О двух стадиях накопления повреждений в жаропрочных материалах // МиТОМ. - 1977. - N11. - С. 20-23.
7. Станюкович А.В. Хрупкость и пластичность жаропрочных материалов - М.: Металлургия, 1967. - 199 с.
8. Структура и свойства сплавов / Б.Б.Гуляев, Н.В.Камышанченко, И.М.Неклюдов, А.М.Паршин, Е.И.Пряхин. - М.: Металлургия, 1993.- 317 с.
9. Рыбакова Л.М. Характеристики механических свойств и субструктура металлов // МиТОМ. - 1994. - N10. - С. 12-17.
10. Гуляев А.П. Сопротивление хрупкому разрушению // МиТОМ.- 1993. - N5. - С. 21-26.
11. Романив О.В. Вязкость разрушения конструкционных сталей.- М.: Металлургия, 1979. - 175 с.
12. Кремнев Л.С. Особенности разрушения инструментальных материалов // МиТОМ. - 1994. - N4. - С. 17-22.
13. Баринов А.М., Андриашвили П.И. Докритическое распространение трещины в хрупких материалах при монотонном погружении // ФХММ. - 1988. - N6. - С.21-24.
14. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. Изд. 5 е. - М.: Металлургия, 1983. - 526 с.
15. Лозняк Л.А., Скрынченко Ю.М., Тишаев С.И. Штамповые стали. - М.: Металлургия, 1980. - 244 с.
16. Харитонюк А.М. Термическая обработка штампов для выдавливания корпусов часов // МиТОМ. - 1963. - N4. - С. 56-57.
17. Геллер Ю.А. Выбор стали для штампов холодного деформирования // МиТОМ. - 1964. - N4. - С.62-64.
18. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. Пер. с англ. - М.: Металлургия, 1971. - 264 с.
19. Позняк Л.А., Орлова Л.М. К вопросу о контроле карбидной неоднородности в сталях типа X12 // Штамповые стали. - М.: Машиностроение, 1964. - С. 61-72.
20. Штейн Ф.С., Данильченко А.М. Стойкость инструмента для холодной объемной штамповки // Штамповые стали. - М.: Машино-

строение, 1966. - С. 8-24.

21. Раузин Я.Р. Термическая обработка хромистой стали. Изд. 4-е.- М.: Машиностроение, 1978. - 278 с.

22. Гуляев А.П. Металловедение. Изд. 6 е. - М.: Металлургия, 1986.- 34с.

39. Кириллов Н.Б. Исследование процесса распада пересыщенных твердых растворов в инструментальных сталях // Известия РАЯ. Металлы. - 1994. - №6. - С. 88-92.

24. Гуляев А.П., Лебедева Е.А. Исследование стали марки X12ФН.- М.: ЦБТИ, 1952. - 39 с.

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО КРАТКОВРЕМЕННОГО И КОМБИНИРОВАННОГО ОТПУСКОВ

Ю.В.Шахназаров,
Лю Хо Сек,
А.Ю.Шахназаров
СПбГТУ

Проблема понимания природы дисперсионного упрочнения быстрорежущих сталей (как и мартенситно-стареющих) осложняется установленной Р.Хоникомбом зависимостью эффекта твердения (высота пика) в чистейших по примесям тройных сплавах от наличия ничтожных долей (0,07% ат.) четвертого легирующего элемента, “запускающего” механизм старения. Вместе с тем, в быстрорежущих сталях известен эффект эстафетного наследования, который заключается в интенсификации твердения при проведении предварительного низкотемпературного отпуска, следствием которого могут быть только процессы, связанные с перемещением примеси внедрения (углерода). Процессы же при стандартном (560°C) или высокотемпературном кратковременном отпусках (нагревах), в том числе для определения красностойкости, обусловлены перемещением примесей замещения. Показано, что эффект наследования имеет место и при высокотемпературных отпусках, что проявляется в повышенной твердости и красностойкости.

Наименее изучены структурные особенности быстрорежущих сталей после высокотемпературных и комбинированных отпусков, а также трещиностойкость и прочность.

Исследована взаимосвязь твердости (HRC), красностойкости (K), трещиностойкости (P_T) и прочности (P), параметра решетки (a_0 , a_K) и ширины рентгеновской линии (B_0 , B_K), определенных после отпуска и после определения красностойкости. Испытания сталей типа P6M5 (закалка от 1230 °C) проводили на трехточечный изгиб при расстоянии между опорами 40 мм, измеряя нагрузку разрушения (P_T , P) образцов с