

И. АРТИНГЕР

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ
СТАЛИ
И ИХ
ТЕРМИЧЕСКАЯ
ОБРАБОТКА

СПРАВОЧНИК

И. АРТИНГЕР

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И ИХ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Перевод с венгерского
В.П. Романова и Б.В. Климова
под редакцией
докт. техн. наук Л.С. Кремнева

СПРАВОЧНИК



МОСКВА «МЕТАЛЛУРГИЯ» 1982

Оглавление

Предисловие к русскому изданию	5
Предисловие	7
1. Виды инструментов и условия их работы	9
1.1. Инструменты для холодной деформации	9
1.2. Инструменты для горячего деформирования и для литья	14
1.3. Режущие инструменты	18
1.4. Инструменты для обработки синтетических материалов	22
2. Требования к инструментальным сталям	22
2.1. Основные свойства инструментальных сталей	22
2.1.1. Твердость	23
2.1.2. Прочность, предел упругости, предел текучести, долговечность	28
2.1.3. Вязкость	37
2.1.4. Сопротивление термической усталости	47
2.1.5. Теплостойкость и стойкость против отпуска	52
2.1.6. Износостойкость	56
2.1.7. Теплопроводность	61
2.1.8. Устойчивость формы и размеров	64
2.1.9. Технологические свойства	69
3. Легирование, производство инструментальных сталей в соответствии с их назначением и условиями эксплуатации	79
3.1. Распределение легирующих компонентов в фазах сталей	80
3.2. Карбиды инструментальных сталей	82
3.3. Влияние технологии производства на распределение карбидов и другие свойства инструментальных сталей	91
3.4. Влияние легирующих компонентов на температуру критических точек превращения стали	95
3.5. Мартенсит инструментальных сталей	100
3.6. Влияние легирования на процессы при отпуске и на дисперсионное твердение	104
3.7. Влияние легирования на свойства инструментальных сталей	113
4. Инструментальные стали и их термическая обработка	115
4.1. Классификация инструментальных сталей и их химический состав	115
4.2. Цель и теоретические основы термической обработки инструментальных сталей	132
4.3. Способы термической обработки	136
4.4. Нагрев, выдержка при нагреве, охлаждение	145
5. Свойства и диаграммы изотермических превращений инструментальных сталей	166
5.1. Вязкие, не обладающие теплостойкостью, инструментальные стали высокой твердости	166
5.2. Инструментальные стали высокой твердости, не обладающие теплостойкостью (и с невысокой вязкостью)	172
5.3. Износостойкие инструментальные стали высокой твердости переходного типа (полутеплостойкие)	185
5.4. Инструментальные стали высокой твердости, износостойкие и теплостойкие (быстрорежущие стали)	203
5.5. Теплостойкие стали повышенной вязкости (штамповые стали для горячей деформации)	237

6. Выбор инструментальных сталей в зависимости от условий эксплуатации	283
6.1. Выбор материала для металлорежущего инструмента	284
6.2. Выбор материала штампов для горячей деформации	286
6.3. Выбор материала штампов для холодного деформирования	293
6.4. Выбор материала штампов для обработки пластмасс	296
7. Примеры термической обработки	297
Библиографический список	305
Предметный указатель	311

Предисловие

к русскому изданию

Применение инструментальных сталей способствует повышению производительности труда. В настоящее время объем производства инструментальных сталей неуклонно возрастает, количество марок сталей, применяемых в промышленности, исчисляется сотнями. Инструментальные стали по праву относят к наиболее сложным сплавам в связи с характером протекающих в них превращений, структурой и разнообразием свойств, а также условиями термической обработки. Высокая стоимость этих высоколегированных сталей и отсутствие достаточного количества научно-технической литературы, посвященной им, оправдывает интерес, который вызывает появление таких публикаций у широкой научно-инженерной общественности.

К монографиям по инструментальным сталям предъявляют трудно совместимые требования: сочетание информации, характерной для справочника, и глубины изложения, свойственной научному трактату.

В книге И. Артингера «Инструментальные стали и их термическая обработка» представлены обе эти стороны. Справочник содержит обширный материал по всем группам инструментальных сталей (за исключением, пожалуй, сталей для измерительных инструментов), в котором читатель с различной профессиональной и научно-технической ориентацией найдет ответ на интересующие его вопросы. Это объясняется тем, что автор излагает сведения, касающиеся областей применения сталей, их свойств и режимов термической обработки, на основе общих и современных положений о превращениях и структуре сталей, а также теории легирования, которые предшествуют изложению практических рекомендаций. Другая особенность книги состоит в том, что в ней широко освещены условия работы (нагрузки) наиболее характерных инструментов, а также методы оценки структуры и свойств инструментальных сталей. Это будет способствовать продуманному и, следовательно, более правильному и активному использованию материала книги, тем более что в ней содержатся многочисленные примеры применения сталей для конкретных инструментов и способов их упрочнения. Много внимания уделено новым способам производства инструментальных сталей и влия-

нию металлургических факторов на их основные и технологические свойства. Эта сторона книги И. Артигера оригинальна и оправдана тем, что технологические свойства сталей во многом определяют не только возможность массового производства высококачественных инструментов, но и существенно влияют на стабильность основных свойств, надежность инструментов, что особенно важно для успешной эксплуатации современных автоматизированных и высокопроизводительных металлообрабатывающих станков и систем.

Приведенные данные об инструментальных сталях будут полезны советским специалистам в широкой области металлообработки.

Проф. докт. техн. наук **Л. С. Кремиев**

Предисловие

Ключевым вопросом развития технологии машиностроения являются улучшение качества средств производства и выпуск их в требуемом количестве. Эти задачи могут быть решены путем повышения технического уровня инструментального производства. В Венгрии весьма велик удельный расход инструмента; он в два раза выше, чем, например, в Советском Союзе. Затраты на обеспечение, оснащение инструментом в себестоимости производства очень велики, что объясняется не столько высокой стоимостью инструмента, сколько небольшим сроком его службы, дополнительными издержками, обусловленными быстрой изнашиваемостью. Срок службы инструмента и инструментальной стали непосредственно определяет стоимость производимых изделий. Совсем безразлично, сколько комплектов инструмента и какое число промежуточных переточек необходимо для производства той или иной серии деталей.

Кроме того, с увеличением срока службы инструмента снижается потребность в нем, что высвобождает значительные мощности по производству этого инструмента.

Доля стоимости материала — инструментальной стали — составляет ~15% стоимости инструмента; удельная доля материала вырубных инструментов ниже (6—7%), а стоимость материала горячеформующих инструментов может достигать даже 40—50 %. Цена новых марок сталей с развитием технологии производства инструментальной стали, возможно, возрастет. Экономичность использования той или иной инструментальной стали целесообразно исследовать с позиции оценки общей эффективности инструмента в целом. Даже 2—3-кратное повышение цены материала может оказаться выгодным, если срок службы инструмента соответственно возрастет.

Одним из условий производства высококачественного долговечного инструмента является выбор инструментального материала. Качество его должно соответствовать назначению инструмента и нагрузкам, возникающим в процессе его работы. Для этого нужно знать характер и величину этих нагрузок при заданной технологии; следует также выявить внешние (технологические, эксплуатационные) и внутренние (структурные, металлургические свойства мате-

риала) факторы, под влиянием которых материал инструмента сможет противостоять этим нагрузкам. Однако выбор соответствующего инструментального материала является только одним из условий для изготовления высококачественного инструмента. Конструкция, качество изготовления и не в последнюю очередь термообработка и поверхностное упрочнение решающим образом влияют на срок службы инструмента, а следовательно, и на объем его производства. Термообработка может в широких пределах изменить структуру, а следовательно, свойства инструментальных сталей.

Доля инструментальной стали в общем производстве стали составляет примерно 1—2 %; однако по составу, структуре и свойствам инструментальные стали чрезвычайно разнообразны. Отмечается, что количество простых по составу нелегированных сталей уменьшается; все шире используют средне- и высоколегированные стали. Особенно повысился интерес к сталям для инструментов холодной и горячей пластической деформации, поскольку в технологии производства возрос объем производства способами пластической деформации. Для улучшения свойств инструментальных сталей все шире применяют современные технологические процессы, а именно: электрошлаковый, электронолучевой переплав, всестороннюю деформацию, термомеханическую обработку, методы поверхностной термообработки и др. Поэтому, подчеркивая важность состава сталей, автор старался повсеместно подчеркнуть значение технологии производства инструментов.

При написании настоящей книги мной были использованы материалы многочисленных книг и журнальных статей, результаты экспериментальных исследований, выполненных по совместной программе с «Данувией» и Чепельским сталеплавильным комбинатом, а также с Исследовательским институтом металловедения и технологий при моем участии в осуществлении целевой программы Министрства металлургии и машиностроения ВНР под названием «Развитие холодно- и горячеформующих инструментов», равно как разнообразный практический опыт, накопленный в промышленности и на предприятиях. Выражаю благодарность всем оказавшим мне содействие.

Надеюсь, что книга окажет помощь работникам промышленности и исследовательских лабораторий, а также будущим специалистам — студентам вузов и университетов.

1. Виды инструментов и условия их работы

Качество и необходимую термообработку стали, используемой для изготовления какого-либо инструмента, определяют нагрузки, возникающие в процессе эксплуатации инструмента. Эти нагрузки и их воздействие зависят от технологического процесса формообразования и могут быть как весьма различными, так и схожими. Могут быть выделены следующие технологические процессы производства, в которых используются инструменты:

- методы холодного деформирования;
- методы горячего деформирования и литья;
- методы резания синтетического материала.

1.1. Инструменты для холодной деформации

Инструменты для холодной деформации используют в таких технологических процессах, в которых рабочая температура инструмента не превышает $200\text{--}300^\circ\text{C}$.

Основные типы холодноформующих инструментов:

- для холодной резки;
- вырубные;
- вытяжные;
- для деформации материала выдавливанием;
- для холодной штамповки;
- гибочные;
- для холодной прокатки.

Температура калибров и измерительных средств не должна превышать комнатную; более того, вызываемое трением изнашивающее воздействие проявляется так же, как и у ранее упомянутых холодноформующих инструментов, поэтому здесь указываются также и их нагрузки.

Инструменты для холодной резки. Эти инструменты используют главным образом для слесарных работ.

Снятие стружки, резку производит кромка, выполненная в виде режущего клина. Режущая кромка в процессе работы подвергается ударной и изгибающей нагрузкам, а также сжатию и сильному истирающему воздействию. Вследствие ударной и изгибающей нагрузок опасность хрупкого излома весьма велика.

Пневматический инструмент (плоские резцы, рамные резцы, отбойный молоток, чеканочный молоток, заклепочная обжимка и т. д.) используют в молотах, приводимых в действие сжатым воздухом. Во время работы инструмент испытывает циклические растягивающие и сжимающие нагрузки, к которым добавляется изгибающая нагрузка, вызываемая наклонным рабочим положением молотка. Вставной конец инструмента, воспринимающий удары поршня, и режущая кромка, осуществляющая резку, рубку, подвержены сильному износу.

Ножи в процессе работы производят операции, аналогичные пиленню и расщеплению (раскалыванию), но без образования стружки,

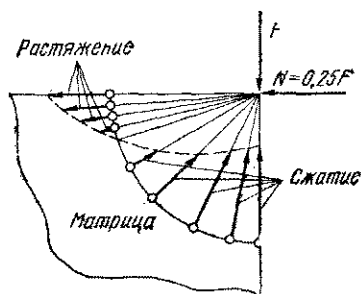


Рис. 1. Схема нагружения матрицы:

F — усилие среза; N — результирующее напряжение, нагружающее матрицу в радиальном направлении

Острые ножи непрерывно соприкасаются с разрезаемым материалом, оказывающим изнашивающее воздействие. Качество ножей определяется их режущей способностью и стойкостью. Режущая способность в значительной мере зависит от конфигурации режущей кромки (острия): чем тоньше острие, тем лучше его режущая способность. Однако тонкое острие иногда склонно к выкрашиванию.

Ножи-ножницы (дисковые ножницы) применяют для холодной резки слитков (болванок), плит, листов стального профиля. В зависимости от качества разрезаемого материала, его прочности и размера, а также от величины зазора ножи ножниц подвергаются

значительному кромочному давлению, износу, изгибу и иногда динамическим ударным нагрузкам. При резке тонких, но очень твердых материалов наиболее опасными являются изнашивающие воздействия, а при резке толстых — многоосное напряженное состояние.

Вырубные и пробивные (перфорационные) инструменты. Вырубкой, пробивкой, глубокой вытяжкой, гибкой изготовляют сложные по конфигурации, соответствующие по форме и размеру детали с высоким качеством поверхности.

Во время вырубки пуансон и кромка матрицы разделяют материал листа вдоль замкнутой линии. Толщина листа колеблется от нескольких десятых миллиметра до 10 мм. Пуансон представляет собой брусok или цилиндр, рабочей частью которого является режущая кромка. Матрица — это не очень толстая плита, имеющая сквозные отверстия, соответствующие форме и размеру вырубаемой детали или пробиваемому отверстию. От состояния режущей кромки в значительной мере зависят возникающие в материале напряжения и деформация. На первой стадии вырубки поверхность пуансона давит на вырубемый материал, а на второй стадии режущие кромки пуансона врезаются в него. Возникающее при вырубке усилие среза подвергает пуансон сжатию и продольному изгибу, а матрицу сжатию и поперечному изгибу (рис. 1).

Напряженное состояние инструментов, следовательно, очень сложное, трехосное. Большое сжатие вдоль кромки приводит к заплыванию, а растягивающие усилия — к выкрашиванию. К этому следует добавить, что нагрузки эти — циклические и знакопеременные, большей частью динамические, вызывающие усталость материала. Наибольшая динамическая нагрузка приходится на матрицу. Из-за вибрации ползуна пресса возникают новые повторяющиеся нагрузки. Обычно тяжелее всего переносят сложные нагрузки пуансоны малого диаметра. Осевое сжатие, действующее на периферию режущих кромок матрицы, зависит от сопротивления сдвигу вырубемого материала:

$$P_{\text{ср}} = 2,25\tau.$$

Осевое сжимающее усилие (напряжение) вдоль режущей кромки равно двукратному среднему, иначе говоря, оно может достигнуть

пятикратного значения прочности сдвигу вырубаемого материала, т. е. по абсолютной величине 3000—5000 Н/мм². Под воздействием большого поверхностного сжатия имеют место трение материала об элементы штампа; а также некоторое проинклинование пуансона в матрицу, что оказывает значительное изнашивающее воздействие.

В дальнейшем такая циклическая нагрузка может возникнуть также вследствие колебаний (вибрации) ползуна пресса в тот момент, когда пуансон выходит из матрицы.

Вследствие трения и преобразования части работы деформации (необходимой для вырубки) в тепло температура режущей кромки в зависимости от качества вырубленного материала может достигнуть 150—300° С.

Вырубные инструменты обычно очень сложны по конфигурации, по профилю и, следовательно, после закалки уже не могут быть исправлены; поэтому сохранение размера и формы является одним из важнейших свойств инструментальной стали.

Вытяжные инструменты можно подразделить на две группы: инструменты глубокой вытяжки и инструменты вытяжки проволоки, прутков и труб.

Инструменты глубокой вытяжки

В процессе глубокой вытяжки из листа **вытяжной матрицей** (например, в виде кольца) и **вытяжным** пуансоном вытягивают полое тело. Во время формования (деформирования) помещенный на кольцо лист не закреплен по наружному контуру, поэтому он изменяет свою форму, скользя между пуансоном и матрицей; в процессе вытяжки пуансон, развивая высокое давление, постоянно загибает лист на скругленную кромку вытяжного кольца, а затем сдвигает его в кольцо и протягивает через вытяжное отверстие. Вытяжное

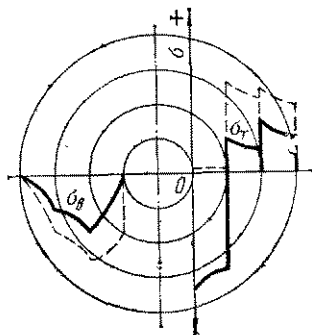
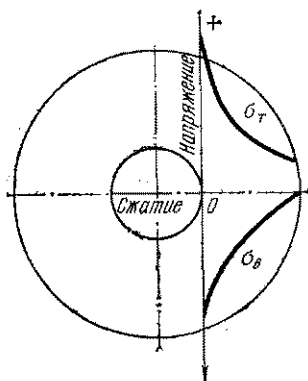


Рис. 2. Распределение напряжений в вытяжном штампе: σ_r — радиальное напряжение; σ_θ — тангенциальное напряжение

Рис. 3. Распределение напряжений в дважды предварительно напряженном штампе:

— внутреннее сжатие отсутствует; — — внутреннее сжатие возникает; σ_r — радиальное напряжение; σ_θ — тангенциальное напряжение

усилие тем меньше, чем тоньше деформируемый лист и ниже его прочность, а также чем больше радиус вытяжной кромки кольца. В то же время минимальный радиус скругления — важное условие предупреждение образования складок. Поэтому очень важным является определение наиболее целесообразного скругления кромок вытяжного кольца и вытяжного штампа, а также установление соответствующего вытяжного зазора. В процессе вытяжки, а также при удалении полого тела из инструмента между контактирующими поверхностями инструмента и тела возникает трение, приводящее к значительному износу. Износ проявляется главным образом в увеличении размера вытяжного кольца; износ пуансона менее значителен, но способствует образованию царапин и вырывов на поверхности полого тела. Трение и износ можно снизить, употребляя инструмент с гладкой и износостойкой поверхностью. Трение может быть также снижено обработкой поверхности деформируемого листа и применением смазочных масел. В вытяжном кольце во время вытяжки, помимо радиального сжимающего напряжения, возникает также циклическое тангенциальное растягивающее напряжение; они распирают кольцо (рис. 2). Следовательно, материал вытяжного кольца должен также противостоять повторяющимся растягивающим напряжениям; он должен быть прочным. Для обеспечения наиболее благоприятного состояния сжатия вытяжные кольца подвергают предварительному напряжению различными способами (рис. 3).

Пустотелая часть инструментов для протяжки проволок, прутков и труб имеет конусообразную форму, благодаря чему они могут уменьшать диаметр деформируемого материала. Обычно материал через разные по сечению вытяжные кольца протягивают в холодном состоянии. Трение между материалом и инструментом оказывает очень сильное изнашивающее действие и вызывает налипание. Для вытяжного кольца характерно трехосное напряженное состояние.

Деформация материала выдавливанием — это высокопроизводительный способ, которым изготовляют прутковые и полые тела с размерами большой точности и высоким качеством поверхности. В процессе выдавливания материала поперечное сечение исходной заготовки из листа или прутка уменьшают до соответствующего размера и формы или же формируют в полое тело.

В закрытом пространстве (в матрице) пуансон подвергает исходную заготовку давлению; металл, оказывающийся в состоянии почти гидростатического сжатия, вытекает через конусное отверстие матрицы (прямое выдавливание) или через щель между матрицей и пуансоном (обратное выдавливание).

Из теории следует, что на элементы инструмента для выдавливания действуют сложные и значительные нагрузки. В полости инструмента в зависимости от прочности деформируемого материала нужно создать чрезвычайно большое давление, порядка 1000—3000 Н/мм², которое также должен выдержать и пуансон. Если пуансон несколько децентрирован, то образуются дополнительные изгибающие и растягивающие нагрузки. Возникающие при высоком давлении между формируемым материалом и инструментом трение вызывает сильный нагрев и увеличивает износ инструмента. Для снижения трения инструмент следует полировать, а во время работы смазывать. Матрица, помимо сильного изнашивающего воздействия, обусловленного трением, подвергается также сложным всесторонним нагрузкам, повторяющимся в каждом цикле деформации. В зависимости от степени предварительного напряжения матрица может ис-

пытывать чисто растягивающие, растягивающе-сжимающие и чисто сжимающие напряжение (см. рис. 2 и 3). При увеличении давления предварительное напряжение инструмента является обязательным условием.

При холодной высадке инструмент (высадочный инструмент) деформирует материал в холодном состоянии одним ударом — штамповкой.

Инструмент выдавливает свою форму или негатив в холодном материале, находящемся в высокопрочном состоянии. Обычно деформацию производят две половинки инструмента: движущийся пуансон в зависимости от типа машины впрессовывает материал в неподвижную матрицу. Прессовальные машины с медленным перемещением инструмента и с коротким ходом имеют намного меньшую динамическую нагрузку на инструмент, чем высокоскоростные машины. В разъемных или целых матрицах в ходе деформации от внутреннего давления возникает сложное напряженное состояние (см. рис. 2). Это состояние при каждой деформации повторяется. Между рабочей поверхностью матрицы и деформируемым материалом возникает значительное трение, сильно изнашивающее инструмент.

Такого рода многоосная и динамическая нагрузка характерна также и для высадочных инструментов, формирующих головки болтов, заклепок, гвоздей. Разрушение таких инструментов происходит от расширения отверстий матриц, их опускания и прогибания, что является следствием недостаточной величины предела текучести при сжатии материала инструмента; кроме того, это ведет к усталости, отслоению и износу рабочей поверхности.

Инструменты для чеканки монет и медалей также подвергаются очень большому поверхностному давлению ($2500-3000 \text{ Н/мм}^2$) и изнашивающему воздействию. Эти инструменты работают обычно без заусенцев, поэтому сложное напряженное состояние выражено еще сильнее. В результате многочисленных и сильных ударов кромки инструмента наклепываются и выкрашиваются.

Инструменты для выдавливания полостей матриц, которые не могут быть изготовлены резанием, подвержены еще более высоким сжимающим нагрузкам ($2800-3500 \text{ Н/мм}^2$), а также весьма значительному изнашивающему воздействию, обусловленному трением между материалом и штампом.

Нагрузка чеканочных штампов, применяемых в производстве столовых приборов и драгоценностей, меньше, чем высадочных. На инструменте нужно создать износостойкий слой толщиной, соответствующей глубине рельефа изделия.

Накатные каландровые инструменты также подвержены поверхностному давлению на кромку и значительному истиранию, износу.

Части гибочного инструмента: гибочный пуансон и гибочная матрица, их формирующие поверхности имеют форму детали, получаемой в результате гибки. При гибке плоский лист «втягивается» в полость, образуемую рабочими поверхностями гибочных инструментов. Вследствие перемещения, скольжения материала по поверхности матрицы возникает значительное трение. Из-за трения изнашиваются рабочие кромки инструмента, причем сильнее изнашивается матрица. Кроме того, инструмент испытывает большие сжимающие и изгибающие нагрузки. Гибочные инструменты часто имеют длину нескольких метров, поэтому необходимо избегать их коробления.

Холодные валки. При холодной прокатке деформируемую заготовку пропускают между двумя соответствующим образом изготов-

ленными (профилированными, гладкими), вращающимися в противоположных или в одном и том же направлениях валками. На таких станах производят прутки различного поперечного сечения (круглые, прямо- и шестиугольные, сложных профилей и т. д.), трубы и листы. Деформируемый материал протягивают между противоположно вращающимися валками; материал принимает вырезанную в теле вальца форму и размер, соответствующие профилю валков или зазора между гладкими прокатными вальцами. Поверхность валков подвержена большим сжимающим напряжениям и истирающему воздействию; одновременно валки испытывают напряжения изгиба и кручения; нагрузка на правильные валки несколько меньшая. Калибры и измерительные средства трутся об измеряемую деталь и поэтому они подвергаются истирающему воздействию. Однако их форма и размеры не должны изменяться в течение продолжительного времени (нескольких лет).

1.2. Инструменты для горячего деформирования и для литья

Инструментами для горячего деформирования обрабатывают стали, легкие и цветные металлы. Имеются следующие технологические операции такой обработки: ковка в штампах, штамповка, сгибание облоя, обработка выдавливанием, резка (рубка), литье под давлением и т. д.

Нагрузка на формирующий инструмент весьма сложная. Общим для каждой операции является то, что инструмент в зависимости от технологии на определенное время входит в соприкосновение с имеющей высокую температуру заготовкой, которая нагревает инструмент до нескольких сот градусов (по Цельсию). С возрастанием температуры, как известно, свойства стали сильно изменяются. С прекращением контакта и с подключением охлаждения температура инструмента понижается и процесс повторяется. Поэтому температура инструмента и его поверхностных слоев постоянно изменяется, что вызывает явление термической усталости. К изменяющимся температурным нагрузкам добавляются еще и значительные механические нагрузки.

Ковочные и прессовые штампы

Штампы — это собранные в стальном блоке соответствующего качества разъемные инструменты с полостями, конфигурация которых негативна по отношению к обрабатываемой детали.

Разогретый до высокой температуры и вследствие этого пластичный материал забивают или запрессовывают в полость. Деформирующее давление ($0-1000 \text{ Н/мм}^2$) вызывает в матрице изменяющееся сложное напряженное состояние.

Под воздействием высокого давления при ударе металл стремится заполнить полости матрицы. Конфигурация полости вызывает принудительное течение металла.

Острые кромки, углы матрицы, заусеничные каналы, мостики, вертикальные стенки оказывают большое сопротивление течению материала и оно затрудняется.

Между металлом, текущим с большой скоростью ($\sim 50 \text{ м/с}$) по полостям матрицы, зачастую покрытой окалиной, и стенками полости возникает трение, которое ведет к износу стенок и кромок ин-

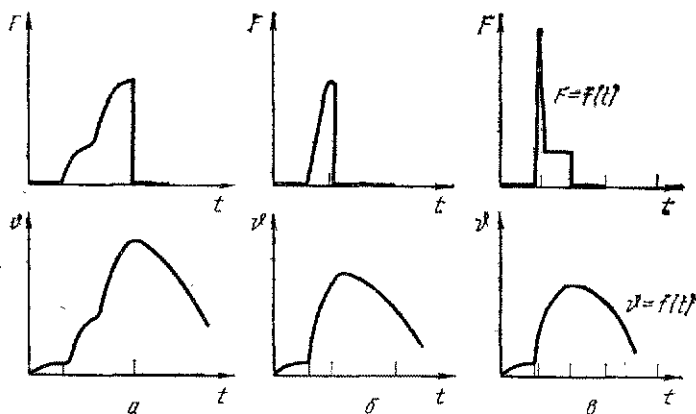


Рис. 4. Механические и термические нагрузки матриц [$\theta_{\max} = (0,5 \div 0,68) \theta$ нагрева заготовки]:

а — гидравлический пресс; б — фрикционный пресс; в — свободно падающий молот

струмента. Кроме того, острые тонкие кромки и углы во время работы нагреваются до высокой температуры очень быстро ($1000\text{--}2700^\circ\text{C/s}$), а после удаления детали также быстро охлаждаются. Чем больше теплопроводность материала инструмента и чем быстрее тепло проникает внутрь инструмента, тем ниже температура его поверхности. Кроме того, если вся масса матрицы нагревается до высокой температуры ($300\text{--}400^\circ\text{C}$), то соответствующие слои инструмента попеременно нагреваются и охлаждаются. Эти изменения температуры и возникающие в результате этого сжатия и расширения повторяются при каждом цикле деформации. Вследствие небольших пластических деформаций от циклических нагрузок поверхностный слой может растрескаться из-за термической усталости. При увеличении времени контакта возможно возникновение местных перегревов ($700\text{--}830^\circ\text{C}$), которые могут привести к отжигу материала инструмента.

У ковочных и штамповочных машин, работа которых основана на разных принципах и скорости которых различны, термическая и механическая нагрузки на матрицы сильно различаются. Для одних из них характерны высокие температуры и колебания темпе-

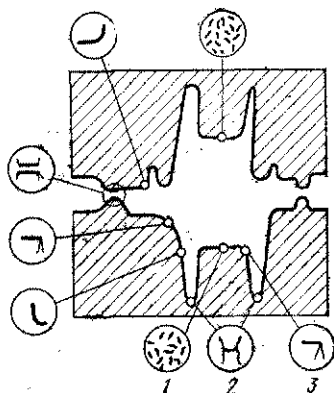


Рис. 5. Места характерных дефектов матрицы:

1 — термическая усталость; 2 — усталость; 3 — износ

ратур, для других же динамические, механические (типа ударов) нагрузки (рис. 4).

Эрозия матриц обусловлена усталостью, возникающей вследствие повторяющихся сжатий, остаточной деформации, хрупкого излома, вызываемого динамическим характером действия сил, износом, вызываемым истечением материала, термической усталостью, вызываемой нагревом матрицы и колебанием температур. Места образования характерных дефектов показаны на рис. 5.

Перечисленные явления в значительной мере зависят не только от свойств материала матрицы, но и от конфигурации ее полостей, их сложности, размеров, от точности установки и от условий эксплуатации (смазки, температуры инструмента, условий охлаждения и т. д.).

Обычно срок службы небольших и простых по форме матриц больше срока службы сложных по форме крупноразмерных матриц. Чем больше масса молота, тем меньше число производимых до первого его ремонта кованых деталей.

Нагрузка инструментов для снятия заусенцев зависит от размера обрезаемой детали. Чем больше размеры обрабатываемой детали, тем медленнее она остывает, и толщина заусенцев на ней обычно большая. Помимо большого давления, на кромку у заусенцеобразной машины следует также учитывать и тепловую нагрузку.

При небольших заусенцах нагрузка заусенцеобразной машины аналогична нагрузке холодного вырубного штампа.

Инструменты для выдавливания прутков и труб

В целях уменьшения сопротивления деформированию выдавливание стальных, тяжелых и легких металлов производят в горячем состоянии. По сравнению с изложенными нагрузками холоднодавильных инструментов здесь штамповочное давление меньше, однако велика температура инструмента и в результате необходимости охлаждения возникают колебания температуры. Температура горячего выдавливания ($^{\circ}\text{C}$) некоторых типов сплавов приведена ниже:

Алюминий	~450
Сплав алюминия	420—480
Медь и ее сплавы	800—900
Сталь	900—1150

При выборе материала инструмента необходимо учитывать нагрев, уменьшающий прочность, и термическую усталость, вызываемую изменениями температуры. Требования, предъявляемые к материалу инструмента, зависят от свойств деформируемого материала, от температуры и продолжительности выдавливания, от величины давления и условий охлаждения инструмента.

Инструменты для литья металлов

Металлические отливки большой точности и с гладкой поверхностью крупными сериями могут производиться только в металлических формах (кокилях) и способами литья под давлением. В последних случаях жидкий металл под большим давлением подают в металлическую форму. Использование металлических форм экономично только лишь при крупносерийном производстве, так как их изготовление стоит дорого.

Кокиль — это постоянная металлическая форма, в которой заливается жидкий металл под действием собственного веса (гравитации) заполняет пустоты формы, соответствующие внешней конфигурации отливки, и там застывает. При производстве полых отливок стержни, образующие внутренние пустоты отливок, также изготовляют из металлов или иногда из песочной смеси. Материал кокиля в зависимости от температуры литья жидкого металла в процессе производства сильно нагревается. Так, например, при литье алюминиевых сплавов температура кокилей может достигать 450°C ; температура тонких выступающих частей и стержней может быть еще выше. При удалении отливки, а также в результате охлаждения температура кокиля понижается, а при заливке вновь возрастает. Следовательно, материал кокиля подвержен при высокой температуре значительным температурным колебаниям и эрозии (изнашивающему действию), вызываемой жидким металлом. Наиболее изнашивающимися частями кокиля являются литниковая система и расположенные против нее стенки кокиля, а также стержни.

Литейные инструменты для литья впрыскиванием и литья под давлением. Заполнение пустот формы с применением давления при изготовлении тонкостенных и сложных отливок происходит быстрее и является более надежным.

Быстротекущий жидкий или полужидкий металл заполняет каждое углубление формы и дает хорошее качество поверхности. При литье впрыскиванием жидкий металл непосредственно из плавильной ванны газом высокого давления ($2500\text{—}5500\text{ Н/см}^2$) или насосом выбрасывается в тщательно обработанный кокиль.

При таком так называемом горячекамерном способе вследствие работы с жидким металлом нужно считаться с тем, что кокиль нагревается до высоких температур. Поэтому литье впрыскиванием обычно применяют для литья легкоплавких сплавов, например цинковых ($380\text{—}420^{\circ}\text{C}$) и сплавов Pb—Sn ($200\text{—}300^{\circ}\text{C}$). Изнашивающее действие текущего с большой скоростью жидкого металла велико только в поперечном сечении в местах впрыскивания и на выступах. Текущий с большой скоростью металл сильно изнашивает выступающие части (кромки), «слизывает» их. В момент впрыскивания металла температура тонких кромок и стержней в сравнении со средней температурой кокиля сильно возрастает, затем также быстро понижается. При изготовлении толстостенных отливок инструменты испытывают большую тепловую нагрузку, чем в случае простых и небольших по размеру отливок. Колебания температуры частые и амплитуда их велика. Вследствие усадки остывающая отливка давит на стержень и возникает прилипание.

Если при литье под давлением пресскамеру не нагревать, а плавить металл в специальных печах, такой способ называют холоднокамерным. Сплав, взятый из печи при температуре между ликвидусом и солидусом, заливают в пресскамеру, откуда с помощью насоса через литниковую систему нагнетают в кокиль.

Из-за более низких температур литья при этом способе можно работать с большими давлениями ($3500\text{—}10\,000\text{ Н/см}^2$); инструмент при этом используется более эффективно. Вследствие внутреннего давления в инструменте возникает многоосное напряженное состояние. В результате большого давления и густой консистенции текущего металла эрозия инструмента при холоднокамерном способе значительная. Поверхность полостей формы в момент впрыскивания повышается до 90 % температуры литья (например, для алю-

миевых сплавов до 500—600° С), затем в период между заливками снижается до 250—300° С. Внутренние части кокиля нагреваются в меньшей степени.

Большая разница температур, возникающих в инструменте, вызывает значительные напряжения.

Температура литья и давления для некоторых отливаемых сплавов и ожидаемый срок службы инструментов приведены в табл. 1.

Наибольшая нагрузка на инструмент возникает при литье под давлением тугоплавких медных сплавов (латуни, бронзы) и сталей.

ТАБЛИЦА 1. ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

Характеристики	Основной материал сплава				
	Zn	Al	Mg	Cu	сталь
$t_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$	380-400	580-600	580-585	900-950	1600-1700
$t_{\text{лит}}, ^\circ\text{C}$	380-450	580-650	600-680	900-960	1400-1600
Давление, Н/см ²	2,5-5,5	3,5-6,5	4-8	6-10	10
Количество обрабатываемых одним инструментом рабочих заготовок, тыс. шт.	500	50	70	5	5

1.3. Режущие инструменты

В процессе резания с рабочей заготовки инструментом удаляют часть материала до достижения заданной формы или размера; при резании режущая кромка перемещается относительно рабочей заготовки. Следовательно, инструмент должен быть пригодным для снятия части материала, стружки, до достижения необходимой формы и качества поверхности. С точки зрения экономичности резания весьма важным является период стойкости инструмента, т. е. рабочий период между двумя переточками инструмента. Для отделения стружки в процессе резания и преодоления трения необходимо приложить силу. Действующая на инструмент сила резания является результирующей основной силы резания и сил резания в направлении подачи и в направлении прохода.

Величина силы резания зависит от многих факторов, например от материала рабочей заготовки, качества ее поверхностного слоя, условий резания, конструкции инструмента, коэффициента трения, степени износа и т. д.

Вертикальная компонента силы резания, действующей на кромку инструмента, давит и изгибает режущую часть инструмента; в инструменте возникают зоны сжимающих и растягивающих напряжений. Наибольшее давление приходится на тонкие режущие кромки. Под воздействием этих нагрузок в инструменте не должны возникать трещины, а его упругая деформация не должна превышать допустимую величину.

Прилегающую к кромке зону нужно сформировать таким образом, чтобы она подвергалась только сжатию, а не изгибу. Совмещение износостойкости с прочностью на изгиб — задача весьма трудная.

Величина силы трения, возникающая при скольжении стружки по передней поверхности инструмента, зависит прежде всего от материала заготовки и инструмента, от скорости резания, от условий охлаждения и смазки.

Значительная часть работы, затрачиваемой на деформацию снимаемого слоя и на преодоление трения, превращается в тепло. При резании вязких, высокопрочных материалов образуется большее количество тепла, чем при резании хрупкого материала.

С увеличением скорости резания работа трения и количество выделяющегося за счет этого тепла возрастают.

Значительная часть (20%) тепла, выделяющегося при резании, поглощается инструментом, что ведет к его нагреву. В зоне главной режущей кромки инструмента в зависимости от условий и скорости резания в отдельных случаях фиксировался нагрев до 600—1000° С. Температура инструмента изменяется в зависимости от продолжительности процесса. В начале резания на протяжении короткого отрезка времени температура весьма быстро повышается, что играет существенную роль в формировании сложноподвижного состояния. При прерывистом резании (фрезеровании, долблении) термические напряжения больше, чем при непрерывном (точении, сверлении).

Температура инструмента может быть снижена (и, таким образом, продлен срок его службы) применением смазки, охлаждением, увеличением поперечного сечения державки инструмента для улучшения отвода тепла.

В процессе резания инструмент под влиянием тепловых и механических воздействий, а также вследствие приваривания раскаленной стружки изнашивается. Износ режущих инструментов происходит при больших поверхностных давлениях и высоких значениях коэффициента трения и температур; износ — явление весьма сложное; это — результат трения, эрозии, царапин, выкрашивания, адгезии, диффузии, химических, электрических, усталостных и других процессов. Иногда может наступить так называемое ювенильное трение металлов с неокисленной поверхностью.

Тот или иной характерный тип износа режущих инструментов (износ уголков, кромок, задней грани, передней поверхности; краевой износ) в первую очередь зависит от материала инструмента и заготовки, от способа и характера обработки. Так, например, краевой износ является следствием скольжения стружки по передней поверхности инструмента; он имеет место при обработке материалов, дающих вязкую, слинную стружку. Износ по задней грани происходит при обработке резанием главным образом хрупких материалов, при чистой обработке. Износ кромок характерен для процесса обработки полимерных материалов.

Срок службы инструмента является сложной функцией многих факторов. Из них решающими являются характер, протекание и величина износа. После достижения определенной величины износа, зависящего от условий резания, наступает стадия ускоренного износа; увеличивается контактирующая поверхность и температура инструмента; теряется форма кромки и режущая способность инструмента снижается.

В период ускоренного износа эксплуатация инструмента становится нецелесообразной. Начальный износ может быть уменьшен снижением шероховатости режущей поверхности инструмента доводкой при заточке и устранением неровностей шлифовкой. Ско-

рость износа может быть снижена увеличением износостойкости материала инструмента в период равномерного износа.

Нагрузка на режущие инструменты в зависимости от рабочего процесса может носить статический или динамический характер. Так, например, при непрерывной обработке резанием, при токарной обработке высокопрочных материалов нагрузка имеет статический характер. В прерывистых операциях резания, например при чистовом фрезеровании, долблении или при использовании дисковой фрезы, нагрузка на инструмент имеет динамический характер. Кроме того, нагрузка циклически изменяется, повторяется, что вызывает усталость. Очень опасными для инструмента являются также быстро изменяющиеся, повторяющиеся сложные нагрузки, порождаемые вибрацией.

К группе одиолезвийных инструментов относятся токарный, строгальный и долбежный резцы. При строгании и долблении в начале хода на инструмент действует ударная нагрузка, которая вследствие переменного движения рабочей заготовки или инструмента носит циклический характер. Силы резания, вызывающие изгиб или сжатие инструмента, действуют только во время рабочего хода. В целях экономии при черновой обточке работают с большой толщиной стружки, большой шириной среза и высокой скоростью резания.

При чистовой обработке, кроме надлежащей производительности, необходимо обеспечить также заданную шероховатость поверхности. Для достижения гладкой поверхности требуются большие скорости резания. Для резцов черновой обработки используют более вязкие, для резцов чистовой обработки — более твердые, а для повышения производительности и увеличения скорости — красностойкие марки сталей.

Многолезвийные инструменты. Сверла

При сверлении отверстий в сплошном материале или при расверливании уже имеющихся отверстий инструмент должен выдерживать определенный момент при кручении и усилие подачи. Возможность нагружения сверл малого диаметра определяется их склонностью к разрушению и зависит от их вязкости. Во время сверления наибольшая температура развивается по периметру сверла, на кромках, так как здесь поперечное сечение, отводящее тепло, наименьшее.

Зенкеры используют для рассверливания отверстий, изменения их размеров или формы или же для образования цилиндрических или конических углублений для головок болтов, винтов и т. п.

Развертки применяют для уменьшения шероховатости поверхности после сверления, для достижения точности их формы и размеров. Толщина снимаемой стружки небольшая; просверленное отверстие точно направляет инструмент. Тонкие кромки подвержены сильному изнашивающему воздействию, поэтому очень важным требованием является образование тонких кромок, достижение устойчивости их формы и размера. Нагрузка на машинные развертки и скорость их резания больше, чем ручных разверток.

Метчики используют для нарезания резьбы в просверленных отверстиях и для окончательного формирования резьбы. Выступающие тонкие кромки подвергаются очень большим силовым и изнашивающим воздействиям. В результате износа кромки скругляются, вследствие чего сильно возрастает момент резания, что может при-

вести к поломке инструмента. Поэтому материал метчика должен обладать не только хорошей режущей способностью и стойкостью, но и высокой вязкостью.

Плашки применяют для нарезания внешней резьбы. Плашка — это такая гайка, у которой режущие кромки не сплошные, а прерывистые. Нарезание резьбы в основном производит начальная часть плашки. Наиболее сильному износу подвержены кромки инструмента.

Протяжки (протяжные инструменты), используемые в массовом производстве для обработки внешних и внутренних отверстий (главным образом, фасонных), — это зубчатые, многолезвийные ступенчатые инструменты. Ступенчатое расположение зубьев позволяет снимать стружку все новыми и новыми зубьями при протяжке или продавливании инструмента через ранее сделанное отверстие. Разные по размерам и форме отверстия требуют в каждом случае отдельного инструмента. Для достижения заданной степени шероховатости поверхности инструмент изготавливают с очень тонкой и износостойкой кромкой. Благодаря малой подаче на каждый зуб и небольшой скорости резания нагрев инструмента незначителен. Наименее прочной является обычно обжимная часть протяжной оправки¹, где возникают только растягивающие напряжения.

Сохранению формы и размеров длинных инструментов следует уделять внимание уже при их термообработке. Материал протяжки, следовательно, не должен быть склонен к короблению.

Фрезы. Зубья выполнены на поверхности тела вращения или на торцевой поверхности. Во время вращения зубья последовательно периодически входят в зону резания, обуславливая этим динамическую нагрузку. Непрерывное резание производят одновременно сразу несколькими зубьями. У торцовых фрез ударные и изгибающие нагрузки, а также вибрация весьма значительны. Нагрузка, приходящаяся на один зуб цилиндрической фрезы, начиная с момента резания зуба в материал изменяется от точки к точке, причем с увеличением толщины стружки непрерывно растет, а по выходе зуба из материала резко падает. У дисковых фрез существенны ударные нагрузки. Производство фрез и их переточка чрезвычайно дороги, поэтому срок их службы должен быть как можно более длительным.

Пилы — это наиболее прецизионные и производительные инструменты, изготавливаемые из листа или из ленты. Разрезку ими производят механическим снятием стружки посредством возвратно-поступательного движения (пилы-полотна), непрерывного движения (ленточные пилы) или посредством непрерывного вращательного движения (циркулярные пилы).

При увеличении скорости резания или при резании твердых материалов зубья нагреваются, усиливается их износ. Трудности заключаются в том, что мало производят листов из высоколегированных и быстрорежущих сталей; кроме того, тонкие циркулярные пилы и дисковые фрезы в процессе закалки и заточки деформируются.

У циркулярных пил большого диаметра только наружная часть изготавливается из инструментальной стали, причем она по периметру состоит из отдельных сегментов.

Напильники применяют для обработки поверхностей, в качестве режущих полотен и т. д., для образования плотных соединений. Раз-

¹ Наименее прочным является сечение протяжки по впадинам первого зуба. (Прим. ред.)

личают напильники с насечкой в одном и в двух направлениях. Кромки напильников или насечки, нарезанные в одном направлении, параллельны между собой. Напильники с однонаправленной насечкой применяют для опилки мягких материалов. Кромки напильника во время работы не нагреваются.

В силу требуемой точности напильования нужно делать тонкие и ровные насечки, а качество инструментальной стали должно обеспечивать высокую твердость кромки. Сталь не должна быть хрупкой, содержать карбидную сетку, на поверхности не должно быть обезуглероженного слоя; она должна хорошо обрабатываться резанием.

1.4. Инструменты для обработки синтетических материалов

Изделия, детали из синтетических материалов в большинстве случаев изготавливают штамповкой и литьем под давлением. Температура формования полимерных материалов высока ($150-180^{\circ}\text{C}$), однако из-за их вязкости они оказывают сильное изнашивающее действие и вызывают эрозию, а иногда и коррозию, так как в процессе их формования выделяются активные вещества (например, у поливинилхлорида). Давление прессования для них велико ($1000-10000\text{ Н/см}^2$); нагрузка падает главным образом на тонкие, выступающие ребра. Инструменты для формования полимерных материалов обычно имеют сложную конфигурацию; их изготовление — работа весьма трудоемкая. Доля затрат на материалы в объеме всех расходов невелика даже при использовании дорогих сталей высококачественных марок. Поэтому нецелесообразно использовать дешевый материал, который может сократить срок службы инструмента. Материал инструмента должен легко и хорошо формоваться, обрабатываться и легко поддаваться резанию.

Формуемость важна потому, что часто инструмент можно изготовить холодным выдавливанием. Иногда необходимо, чтобы инструмент имел гладкую полированную зеркальную поверхность и долго сохранял бы ее. Деталь не должна прилипать к поверхности инструмента.

Инструмент на протяжении длительного времени должен сохранять свою форму и размеры, поскольку с его помощью необходимо производить детали одинаковых размеров и качества очень крупными сериями.

2. Требования к инструментальным сталям

2.1. Основные свойства инструментальных сталей

В ходе исследования нагрузок на отдельные типы инструментов было установлено, каким воздействиям должны противостоять инструментальные стали и благодаря каким свойствам могут быть достигнуты заданные сроки службы инструментов.

Наиболее важными свойствами режущих инструментальных сталей являются следующие:

- износостойкость (стойкость режущей кромки);
- твердость;
- высокий предел упругости;
- стойкость при отпуске, теплостойкость (красностойкость);
- теплопроводность;
- формо- и размероустойчивость;
- вязкость.

Наиболее важные свойства инструментальных сталей для холодной деформации:

- износостойкость;
- твердость;
- высокий предел упругости;
- прочность на сжатие (предел текучести при сжатии);
- формо- и размероустойчивость;
- чистая гладкая поверхность;
- вязкость.

Наиболее важные свойства инструментальных сталей для горячей деформации:

- теплостойкость;
- износостойкость (в горячем состоянии);
- твердость;
- вязкость, стойкость против термической усталости (нечувствительность к колебаниям температуры);
- стойкость против отпуска;
- теплопроводность.

Кроме этих основных, желательно, чтобы инструментальные стали обладали также рядом технологических свойств:

- нечувствительностью к перегреву;
- прокаливаемостью;
- минимальной склонностью к трещинообразованию;
- невосприимчивостью к прилипанию и привариванию;
- нечувствительностью к обезуглероживанию;
- высокой пластичностью в горячем состоянии;
- обрабатываемостью резанием;
- шлифуемостью.

Требования, предъявляемые к разным типам инструментальных сталей, могут быть одним и тем же, например твердость, вязкость и т.п., однако их требуемый уровень, а следовательно, последовательность при перечислении неодинаковы. Химический состав, а также структура сталей не в одинаковой мере влияют на эти свойства.

Во многих случаях невозможно или же очень трудно одновременно обеспечить максимум отдельных основных свойств; улучшение того или иного свойства неизбежно влечет за собой ухудшение остальных. Задача сама по себе трудна потому, что нужно найти и установить основные свойства, наилучшим образом соответствующие нагрузке инструмента данного типа, так, чтобы остальные ухудшались минимально.

2.1.1. Твердость

Твердость — основное, легко определяемое свойство инструментальных сталей, при измерении которого материал находится приблизительно в условиях гидростатического сжатия и, следовательно,

в очень благоприятных условиях для развития пластической деформации; твердость характеризует сопротивление стали деформациям и контактным напряжениям. С точки зрения изучения сопротивления хрупкому разрушению метод определения твердости является существенно более мягким, чем при испытании на растяжение или на сжатие.

Твердость сталей в зависимости от их состава и структуры, на которую можно влиять термообработкой, возможно изменять в очень широких пределах.

Твердость сталей зависит главным образом от содержания растворенного в мартенсите по типу внедрения углерода (рис. 6). Эта зависимость действительно также и в области небольших содержаний углерода и азота (рис. 7). Элементы, растворенные по типу внедрения в α -железе с кубической пространственной решеткой, вызывают сильное искажение решетки (см. рис. 95).

Углерод, содержащийся в количестве $\leq 0,5\%$, весьма эффективно повышает твердость закаленной стали ($> 0,5\%$ — незначительно). Легирующие элементы, за исключением азота, не изменяют твердость мартенсита.

Однако твердость закаленных сталей на практике в большинстве случаев ниже, чем мартенсита с аналогичным содержанием углерода, так как при закалке, помимо мартенсита, образуются другие фазы с менее твердой структурой, например бейнит. Кроме того, часть аустенита (особенно в высокоуглеродистых и легированных сталях) не превращается при охлаждении до комнатной температуры, поэтому в структуре будет присутствовать и аустенит, который мягче, чем мартенсит. Поэтому не удивительно, что в структуре инструментальной стали, требующей большой твердости, мартенсит является одной из важнейших фаз. По этой причине увеличивают содержание углерода в некоторых быстрорежущих сталях с тем, чтобы увеличилось не только содержание карбидов, но и содержание углерода в мартенситной матрице (табл. 2). Однако при

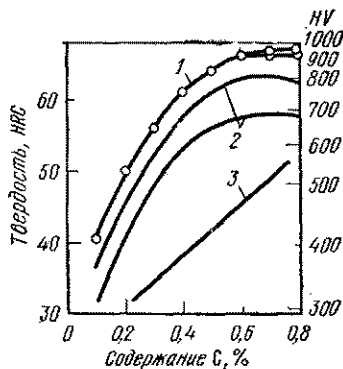


Рис. 6. Влияние содержания углерода на твердость мартенсита и стали:

1 — 100% мартенсита; 2 — практически достижимая твердость; 3 — 50% мартенсита

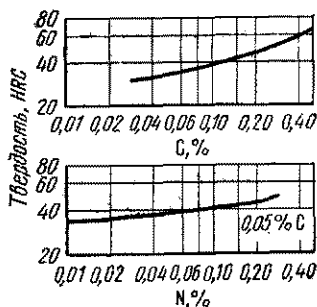


Рис. 7. Влияние содержания углерода и азота на твердость мартенсита

ТАБЛИЦА 2. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА
В БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ R6 (W6—Mo5—V2) НА ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ
МАРТЕНСИТА

Содержание углерода, %	Растворенные в мартенсите, %				
	C	W	Mo	V	Cr
0,7	0,4	4,3	3,2	1,2	3,9
1,03	0,6	4,1	2,6	1,2	3,7
1,5	0,9	3,1	2,4	0,9	3,6
2,1	1,2	3	2,3	0,7	3,2
3,36	1,3	2,5	1,3	0,5	2,1

этом может уменьшиться содержание легирующих элементов в мартенсите, так как образуются карбиды других типов.

Содержание углерода в мартенсите или же в твердом пересыщенном растворе для данного типа стали зависит от температуры и продолжительности аустенитизации, а также от условий отпуска. Ниже показано содержание углерода (%) в мартенсите стали, содержащей 1% C и 1,5% Cr, в зависимости от температуры аустенитизации v :

$t_{\text{ауст.}}^{\circ}\text{C}$. . .	800	820	840	880	900	940
$C_{\text{март}}$. . .	0,42	0,5	0,6	0,75	0,8	0,9
$C_{\text{март}}$. . .	0,55	0,6	0,8	1,05	1,15	—

Для сталей марки K1 и KII, содержащих 12% Cr и 2,2 и 1,6% C соответственно, характерно следующее распределение C в мартенсите:

Содержание C, %, в мартенсите при температуре аустенитизации, $^{\circ}\text{C}$:	KI	KII
960	0,02	—
1050	0,77	0,55
1200	1,1	1,05

Высокая температура аустенитизации не только увеличивает содержание углерода в мартенсите, но и укрупняет зерно аустенита. Вследствие большого содержания углерода после закалки воз-

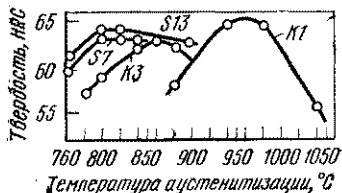


Рис. 8. Влияние температуры аустенитизации на твердость закаленных инструментальных сталей

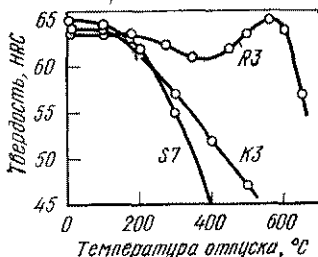


Рис. 9. Влияние температуры отпуска на твердость нелегированной, низколегированной и быстрорежущей сталей

растает количество более мягкого остаточного аустенита, а твердость может понизиться (рис. 8). Поэтому заэвтектоидные стали нецелесообразно закалывать с температур, значительно больших A_1 . В сталях, содержащих более 0,8% С, после закалки от температур, расположенных вблизи температуры A_1 , присутствуют карбиды; благодаря этому увеличиваются твердость и износостойкость стали.

ТАБЛИЦА 3. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА
НА СОДЕРЖАНИЕ УГЛЕРОДА В МАРТЕНСИТЕ

Сталь	Содержание С, %, после отпуска при температуре, °С						
	—	100	200	300	400	500	600
Нелегированная	1,4	0,76	0,4	0,2	—	—	—
»	1,09	0,72	0,38	0,16	—	—	—
»	1,56	0,5	0,3	0,12	—	—	—
Сталь с 2% Сг (0,45% С)	0,38	0,37	0,23	0,17	0,09	—	—
Сталь с 5% Сг (0,4% С)	0,40	0,39	0,35	0,24	0,2	—	—
Сталь с 12% Сг (2,2% С)	0,45	—	0,4	—	0,3	—	—
Быстрорежущая сталь 18-4-1	0,4	—	0,4	—	0,35	0,2	0,18

Содержание С в мартенсите в той или иной степени зависит от степени легирования сталей, но существенно изменяется в зависимости от температуры отпуска (табл. 3).

Под влиянием отпуска содержание углерода в твердом растворе (мартенсите) стремится к равновесному. В соответствии с этим изменяется также и твердость закаленных сталей. На рис. 9 показано изменение твердости закаленных приблизительно на одинаковую твердость нелегированных, низколегированных и быстрорежущих сталей в зависимости от температуры отпуска. Твердость нелегированной стали вследствие быстрого распада мартенсита под влиянием отпуска существенно снижается. Твердость низколегированной стали вначале снижается умеренно, поскольку распад мартенсита и уменьшение содержания в нем углерода становятся значительными только в области высоких температур. Твердость высоколегированной стали в соответствии с содержанием углерода в мартенсите первоначально снижается очень незначительно, затем с какой-то определенной температуры отпуска в результате других, увеличивающих твердость превращений (дисперсионное твердение, переход остаточного аустенита в мартенсит и т. д.) существенно возрастает.

Согласно сказанному практически твердость инструментальных сталей зависит не только от содержания углерода в мартенсите, но и от эффективности дисперсионного твердения (см. раздел 3.6), от количества остаточного аустенита и от возможности превращения его в мартенсит (см. раздел 3.6). Таким образом, задаваемая твердость какой-либо данной стали может быть точно достигнута с помощью термообработки, правильного выбора температуры и продолжительности отпуска. Кроме того, твердость стали зависит от плотности дислокаций твердого раствора (мартенсит, аустенит), которая может быть повышена термомеханической обработкой и хо-

лодной деформацией. Твердость стали также увеличивается с уменьшением размеров блоков когерентного рассеяния мартенситных кристаллов.

Твердость сталей, измеряемая при комнатной и главным образом при более высоких температурах, помимо сказанного, в большей мере зависит от количества и свойств (твердости) более стабильных и более твердых, чем мартенсит, фаз карбидов, интерметаллидов, и от их размеров. Влияние крупных карбидов на твердость быстрорежущих сталей показано на рис. 10. Кроме того, в случае неравномерного распределения карбидов в сталях с большим количеством карбидов могут возникать твердые карбидные строчки с мягкими промежутками между ними. Размер зерен аустенита не оказывает существенного влияния на твердость закаленной стали.

Карбиды, встречающиеся в различных инструментальных сталях, подробно будут рассмотрены позже. Ниже дается сравнение твердости некоторых основных типов карбидов и других фаз с твердостью мартенсита.

Фаза	Твердость, НV
Феррит	~100
Мартенсит:	
0,2% С	~530
0,4% С	~560
0,6% С	~920
0,8% С	~980
Fe ₃ C, цементит	850—1100
Карбиды:	
M ₂₃ C ₆	1000—1100
M ₆ C	1000—1100 (1800)
M ₇ C ₃	1400—1800
MC	1800—3200
Нитриды	1000—3000
Металлические соединения (интерметаллиды)	500

Примечание. М — металл (обозначение легирующего компонента).

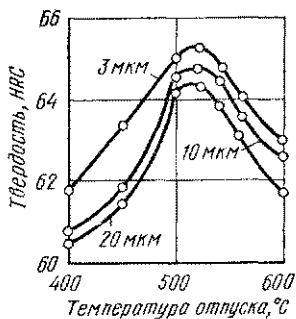


Рис. 10. Влияние размера карбидов (указаны на кривых) на твердость быстрорежущей стали в зависимости от температуры отпуска

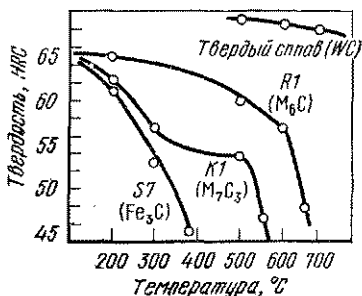


Рис. 11. Изменение твердости различных быстрорежущих сталей, сплавов в зависимости от температуры испытания

Твердость стали, измеренная при высоких температурах, зависит от стабильности фаз, образующих ее структуру. Некоторые фазы сохраняют свою твердость до начала их распада. На рис. 11 показано изменение твердости разных легированных сталей, содержащих, следовательно, разные типы карбидов в зависимости от температуры испытания.

2.1.2. Прочность, предел упругости, предел текучести, долговечность

Большинство инструментов, кроме высокой твердости поверхностных слоев, должно иметь соответствующую прочность по всему поперечному сечению или в каком-то определенном месте с тем, чтобы противостоять крутящим, изгибающим, растягивающим, сжимающим или комплексным нагрузкам, которым он подвергается. Обычно наибольшие и весьма разнообразные напряжения возникают на кромках инструмента или в поверхностных слоях. Схемы напряженного состояния, вызываемые разными нагрузками, весьма различны. Эти различия схематично представлены на рис. 12, предложенном Я. Б. Фридманом. Из диаграммы видно, какое напряжение при той или иной нагрузке (способе испытания) является решающим: растягивающее напряжение или напряжение сдвига. Как известно, с точки зрения увеличения пластичности, способности к деформации благоприятным является напряжение сдвига. Чистое трехосное растягивающее (нормальное) напряжение вызывает хрупкий излом, т. е. разрушение без остаточной пластической деформации. Следовательно, не случайно, что инструментальные стали с различной структурой ведут себя по-разному при различных видах нагружения. Хрупкие стали вообще не выносят или трудно выносят неблагоприятные с точки зрения возникновения пластической деформации напряжения (например, испытание на разрыв, растягивающую нагрузку). Поскольку стали с такой структурой или же при таких испытаниях не способны к проявлению даже минимальной остаточной пластической деформации, то поэтому еще задолго до достижения предела текучести, т. е. до достижения значения напряжения, ответственного за появление остаточной деформации 0,2%, хрупкие ломаются (разрушаются). В то же время, если схема напряженного состояния благоприятствует развитию пластической деформации (например, при испытаниях на твердость, на сжатие или даже при изгибе), хрупкие стали обнаруживают значительную остаточную деформацию и благодаря этому можно определить их пределы текучести при сжатии, прочности при сжатии и изгибе. У хрупких материалов прочность на сжатие имеет также физический смысл.

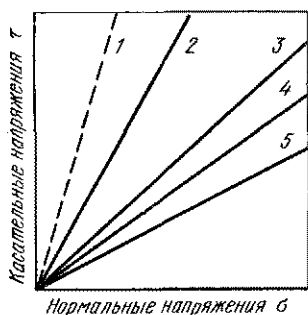


Рис. 12. Состояния напряженности при различных способах испытания:

- 1 — испытание на твердость; 2 — сжатие; 3 — кручение; 4 — изгиб; 5 — растяжение.

Прочность на изгиб как реальный показатель может быть использована только в том случае, если

пластичность материала минимальна, и он почти совершенно хрупкий, т. е. его предел прочности на изгиб примерно совпадает с пределом текучести при изгибе. Прочность на изгиб (поскольку она даже у очень хрупких материалов отражает определенную пластичность) иногда приводят как показатель, характеризующий вязкость.

Определение прочности на изгиб не очень трудоемко по сравнению с определением прочности при ударном изгибе.

Ввиду неравномерного распределения напряжений значения прочности на изгиб, определенные на разных по размерам образцах, различаются между собой. Обычно принятые для испытания образцы — это цилиндр диаметром 5 мм или в форме прямой призмы с поперечным сечением 3×6, 6×6 и 10×10 мм.

Заметная зависимость прочности от схемы напряженного состояния свойственна почти всем инструментальным сталям, но наиболее четко она выражена у высокотвердых сталей ледобуритного класса:

Материал	σ_B при растяжении, Н/мм ²
Конструкционная сталь	2500—3500
Быстрорежущая сталь	2000
Сталь с 12% Cr	1300
Твердый сплав	500—800
Керамика	150—250
Алмаз	100—150

Ниже приведены значения прочности быстрорежущей стали Р3 после обычной термообработки в зависимости от способа испытания.

Испытания:	σ_B	
	в продольном направлении	в поперечном направлении
на растяжение	1950	1700
на изгиб	2500	2000
на кручение	2250	1900
на сжатие	3900	3800

Поведение других инструментальных сталей аналогично приведенным выше данным. Прочность ледобуритных сталей при самом мягком методе испытаний (сжатии) в 2—3 раза больше прочности при растяжении. Поэтому всегда необходимо иметь в виду, какому напряженному состоянию соответствует предел прочности, о котором идет речь. Из ледобуритных сталей целесообразно изготавливать инструменты, работающие преимущественно на сжатие. К сожалению, часто из-за неправильного расчета в инструментах, кроме благоприятных сжимающих нагрузок, действуют и другие, приводящие к возникновению неблагоприятных схем напряженного состояния. Именно поэтому свойства используемых инструментальных сталей должны удовлетворять и этим требованиям.

Прочность на разрыв инструментальных сталей зависит также от ряда внутренних факторов:

- содержания углерода (твердость стали);
- размера аустенитных зерен;
- состояния границ зерен;

размера карбидов и прочих выделений, их количества и распределения;
внутренних напряжений;
качества поверхности.

Внутренние напряжения, возникающие при закалке, весьма сильно снижают прочность на изгиб инструментальной стали, тогда как твердость почти не изменяется. Большое значение в возникновении напряжений или же в их уменьшении имеют скорость охлаждения и отпуск.

Попытки рассчитать предел прочности при растяжении по результатам определения твердости по Роквеллу в случае, когда $HRC > 50$, не приводят к положительному результату, так как в условиях растяжения остаточная деформация таких сталей минимальна, т. е. они разрушаются хрупко.

Размер, распределение карбидов у заэвтектоидных и ледебуритных инструментальных сталей, как известно, могут быть существенно изменены дополнительной пластической деформацией. Влияние такого изменения наиболее полно проявляется в значениях прочности сталей на изгиб.

Некоторые данные по прочности на изгиб деформированных на разные размеры прутков инструментальных сталей представлены в табл. 4.

Максимальные значения прочности на изгиб некоторых инструментальных сталей ледебуритного класса приведены ниже.

	σ_B при изгибе, Н/мм ²
Твердый сплав	800—1200
12% Cr, 3% C	1200
K1, обычной выплавки	2300
То же, ЭСП	2800
12% Cr, 2,2% C, 2% V, 0,8% Mo ЭСП	3000
K11	3800
R6(6-6-2) обычной выплавки	3600
То же, ЭСП	4050
R 10(2-8-1) обычной выплавки	3100
То же, ЭСП	3750
12-1-4-5 ЭСП	1800
R9(7-4-3-5) обычной выплавки	1500

Из данных, приведенных выше, видно, что переплавка оказывает благоприятное, а высокое содержание карбидов — отрицательное воздействие на прочность.

Предел прочности на растяжение, как известно, — это не истинный предел прочности. Способы его измерения зафиксированы в международных стандартах и легко осуществимы; они пригодны для сравнения и для установления ряда закономерностей, однако для расчета не применяются. Для расчета инструментов в качестве показателя прочности пригоден предел текучести. В большинстве инструментов даже в самых неблагоприятных рабочих условиях не может возникнуть напряжение, превышающее предел упругости или тем более — предел текучести (резание, высадка, выдавливание и т. д.), так как оно вызвало бы остаточную деформацию инструмента, изменение геометрии его кромки.

При повторяющихся (чередующихся во времени) нагрузках нужно принимать во внимание также долговечность и предел вы-

носивости инструментальной стали. Пределом упругости называют напряжение, превышение которого вызывает остаточную деформацию, равную 0,001; 0,002 или 0,02% (его обозначение $\sigma_{0,001}$, $\sigma_{0,002}$, $\sigma_{0,02}$). Поэтому этот показатель материала обычно называют еще сопротивлением малой деформации.

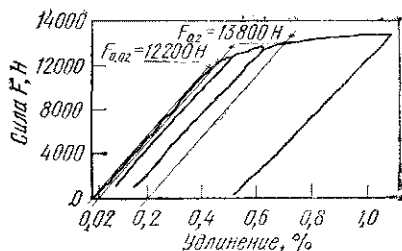


Рис. 13 Определение пределов текучести и упругости

ТАБЛИЦА 4. ПРОЧНОСТЬ НА ИЗГИБ ЛЕДЕБУРИТНЫХ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ДИАМЕТРА ПРУТКА

Диаметр прутка, мм	σ_B при изгибе, Н/мм ² , сталей марок		
	KI	KII	R3
Литой	—	< 2000	< 700
100—150	—	2200	1000
80—100	1400	2350	1700
60—80	1800	2900	1900
20—30	2300	3050	3200
< 10	—	—	3500

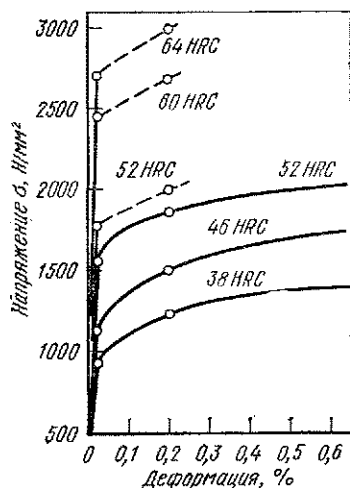


Рис. 14. Влияние твердости на предел упругости инструментальных сталей;

— K13 (испытание на растяжение); --- K1 (испытание на сжатие)

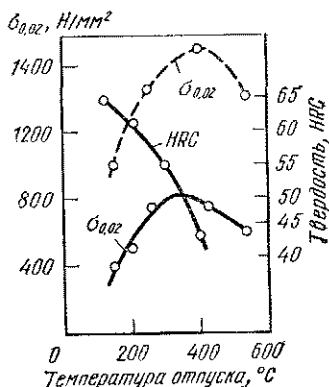


Рис. 15. Влияние температуры отпуска на предел упругости инструментальных сталей;

— инструментальная сталь S8; --- инструментальная сталь W6

**ТАБЛИЦА 5. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ПРЕДЕЛ
ТЕКУЧЕСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ
И СЖАТИИ**

Марка (состав) стали	$t_{\text{ауст}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{0,2}$ при сжа- тии, Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$ при рас- тяжении, Н/мм ²
K13	1040	560*	2000	1680
		560**	2300	1850
		610*	1660	1500
		640*	1250	1250
	980	580**	2250	1800
2,2%С 12%Cr 2%V 0,8%Mo	1040	180	2800	—
		250	2400	—
		540	2550	—
	1080	540	2800	—
R6	1160	350	2550	—
		550	2850	—
		600	2400	—
	1220	550	3150	—
		600	3000	—
R10	1160	350	2600	—
		550	2900	—
		600	3000	—
	1220	550	3350	—
		600	3300	—
12—1—4—5	1240	540	3720	—
		560	3820	—
		580	3680	—

* Продолжительность отпуска 2 ч.

** То же, 6 ч.

В этом случае необходимо замерять удлинение на один — два порядка меньше, чем предел текучести, обуславливающий остаточное удлинение 0,2%, а это можно измерить только с помощью точных тензометров, позволяющих делать большие увеличения. Диаграмма с подобными измерениями представлена на рис. 13. Из-за сложности измерений обычно определяют предел текучести, который еще можно принимать за истинное напряжение. Предел текучести — это напряжение, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,2%; широко применяемый показатель, рассматриваемый как начальное сопротивление остаточной деформации ($R_{p0,2}$).

Предел упругости инструментальных сталей в большинстве случаев должен быть увеличен с целью достижения максимума твердости (рис. 14). Однако часто с повышением температуры отпуска

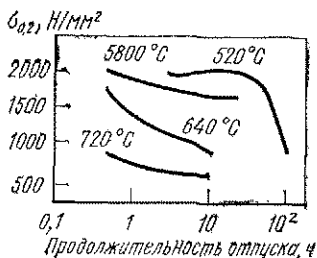


Рис. 16. Влияние температуры и продолжительности отпуска на предел текучести инструментальной стали К13

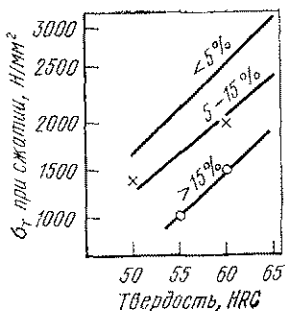


Рис. 17. Влияние количества остаточного аустенита на предел текучести при сжатии инструментальной стали К1 (цифры на прямых указывают количество остаточного аустенита)

предел упругости крупнозернистой стали возрастает, а твердость уменьшается (рис. 15). Снятие внутренних напряжений влияет на предел упругости и через него на срок службы инструментов, что наблюдается также и у быстрорежущих сталей.

Следующие внутренние факторы больше всего увеличивают предел упругости инструментальных сталей:

- содержание углерода мартенсита;
- дисперсионное твердение;
- снижение внутренних напряжений;
- уменьшение количества остаточного аустенита;
- уменьшение размера зерен аустенита;
- равномерное распределение карбидов;
- повышение теплостойкости.

Предел текучести инструментальных сталей как напряжение, соответствующее началу значительной остаточной деформации, чувствительно реагирует на большую часть внутренних, структурных факторов (например, на структурные изменения, вызываемые термообработкой), поэтому, например, под влиянием дисперсионного твердения он может изменяться в очень широких пределах (рис. 16).

Влияние дисперсионного твердения на предел текучести хорошо иллюстрируют данные табл. 5.

Максимальный предел текучести при сжатии у быстрорежущих сталей достигается в состоянии дисперсионного твердения. Он менее чувствителен к распределению карбидов, содержанию вредных примесей, к размеру зерен аустенита. Из-за минимальной пластичности высокопрочных хрупких сталей ледебуритного класса при растяжении предел текучести при

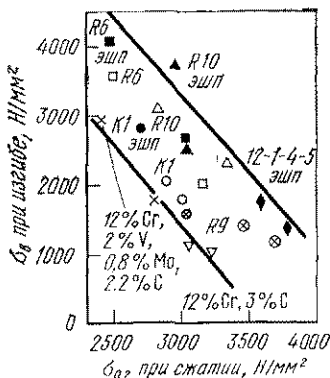


Рис. 18. Изменение прочности на изгиб инструментальных сталей в зависимости от предела текучести при сжатии

испытаниях определяют не при растяжении, а при сжатии, так как в этом случае возникает более благоприятное напряженное состояние $R_{рсж}$. В случаях, когда разрушение при сжатии наступает до достижения остаточной деформации, равной 0,2% или же близко к ней, в качестве показателя может быть также выбрана прочность на сжатие. Предел текучести инструментальной стали с 12% Cr, содержащей остаточный аустенит, даже в случае постоянной твердости сильно изменяется в зависимости от количества аустенита (рис. 17).

Максимальные значения пределов текучести (H/mm^2) отдельных марок стали таковы:

	$\sigma_{0,2}$ при сжатии	$\sigma_{0,2}$ при растяжении
W1, K14, NK	1800	1500
K12, K13	2200	1900
Мартенситно-старееющая сталь	2300	2050
W6	2300	—
K11	2400	—
K1, обычная выплавка	3100	—
То же, ЭШП	2850	—
12% Cr, 2% V, 0,8% Mo, 2,2% C, ЭШП	2800	—
12% Cr, 3% C	3250	—
R3	2500	—
R6, обычная выплавка	3150	—
То же, ЭШП	3050	—
R10, обычная выплавка	3350	—
То же, ЭШП	3000	—
R9	3600	—
12-1-4-5, ЭШП	3800	—
Твердый сплав	4000	—

На основании сказанного можно констатировать, что пределы текучести при растяжении и сжатии зависят от следующих факторов:

- содержания углерода и других легирующих элементов в твердом растворе (мартенсите);
- интенсивности дисперсионного твердения (среднее расстояние между частицами);
- количества и качества карбидов;
- количества остаточного аустенита.

Все эти факторы повышают также твердость стали, поэтому с хорошим приближением можно считать, что чем больше твердость инструментальной стали, тем выше предел ее текучести. Однако с увеличением твердости пластичность инструментальных сталей снижается, поэтому при $HRC \geq 50 \div 55$ речь может идти только о пределе текучести при сжатии. При растягивающей нагрузке такие стали уже при небольшой нагрузке хрупко разрушаются. На рис. 18 представлена деформационная способность инструментальных сталей с большим пределом текучести при сжатии. На рис. 18 указано влияние предела текучести при сжатии на изменение предела прочности при изгибе, определение которого считается более целесообразным, чем предела прочности при растяжении.

Долговечность. Большинство деформирующих и режущих инструментов чаще всего испытывает быстро меняющиеся циклические силовые воздействия. Нагрузка имеет пульсирующий характер.

Под действием повторяющихся нагрузок в материале инструмента наступает явление усталости. Число смен нагрузки в зависимости от степени износа инструмента может достигнуть 10^4 — 10^6 . Поэтому целесообразно было бы знать долговечность инструментальных сталей и в некоторых случаях предел выносливости; к сожалению, в этой области в нашем распоряжении имеется пока еще мало данных.

Долговечность ледебуритных инструментальных сталей и сталей с высоким содержанием углерода и карбидов при чисто растягивающих (циклических) и при растягивающе-сжимающих нагрузках, а также при растяжении очень невелика и не может быть существенно изменена даже термообработкой. У таких сталей предел выносливости при изгибе в зависимости от условий производства и термообработки составляет не более 10—40% предела прочности на изгиб.

В то же время долговечность ледебуритных инструментальных сталей с большим содержанием карбидов в области чисто сжимающих нагрузок с хорошим приближением совпадает с пределом текучести стали при сжатии (табл. 6). Как мы уже видели, предел текучести при сжатии в зависимости от легирования, производства и термообработки может измеряться в широких пределах (см. табл. 5).

В связи со сказанным весьма существенно, чтобы область нагружения инструментов, изготовленных из ледебуритных инструментальных сталей с высоким содержанием карбидов, оставалась в диапазоне действия сжимающих напряжений, что может быть достигну-

ТАБЛИЦА 6. ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Марка (состав) стали	$t_{\text{ауст}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{0,1}$ при сжатии, Н/мм ²	Предел выносливости (знакопостоянные напряжения сжатия) R_{10^4} , Н/мм ² , $\alpha_R=2$
K11	1020	160	2100	1850
		180	2400	2500
		250	2200	2400
		350	2000	2100
		500	1930	2050
R3	1250	560	2350	2090
1,1%С 6%Cr 1,3W 0,5V	1000	160	1950	1750
		250	2150	2000
		500	2000	2050
0,4%С 5%Cr 2%W 0,8%V 1,0%Si	1050	200	1600	1800
		500	1650	1850

то однократным, многократным или специальным обжатием инструментов.

	W6	K1
$\sigma_{0,02}$, Н/мм ²	1300—1500	1200—1700
σ при сжатии, Н/мм ²	1400—2300	2400—3000
Предел выносливости, Н/мм ² , при $R_{cp}=0$ (циклическая знакопостоянная нагрузка):		
R_{10^4}	$\pm 700-900$	$\pm 700-950$
R_{10^5}	$\pm 500-800$	$\pm 650-750$
при $R_{min}=0$ (циклическая знакопостоянная нагрузка):		
R_{10^4}	1000—1200	850—1000
R_{10^5}	750—900	750—850

Тот факт, что долговечность инструментальных сталей ледебуритного класса при растяжении и изгибе невелика, часто является причиной выхода из строя инструментов до их износа. Чем менее равномерно распределены карбиды в стали, тем чувствительнее она к растягивающим напряжениям и тем больше склонна к трещинообразованию. Вязкость таких сталей также невелика, вследствие чего трещина распространяется быстро.

Инструментальные стали для горячего деформирования могут использоваться также и в диапазоне растягивающих нагрузок. Долговечность их меньше предела текучести, но может быть значительно повышена улучшением условий их производства и термообработки (табл. 7). Помимо σ_t , большое значение для долговечности таких сталей имеет переплавка, повышающая вязкость стали.

ТАБЛИЦА 7. ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Марка стали	$\sigma_{0,02}$, Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	W_c^* , Дж/см ³	Долговечность (число циклов) при $\sigma_{дл}$, Н/мм ²		
				0—900	0—1000	0—1100
K14, обычная выплавка	1140	1510	1480	$8,5 \cdot 10^4$	$1,7 \cdot 10^4$	—
K14, ЭШП	1160	1550	1700	10^5	—	$1,8 \cdot 10^5$
W3, обычная выплавка	—	1400—1500	1700	10^5	—	$2 \cdot 10^4$
W3:						
ЭШП	—	1400—1500	2200	$2 \cdot 10^5$ — 10^5	$5 \cdot 10^4 \cdot 10^5$	
ЭЛП	—	1380—1500	1900	—	$5 \cdot 10^5 \cdot 10^6$	$6 \cdot 10^4$
E1, обычная выплавка	1400	1770	400	$1,5 \cdot 10^6$	$1 \cdot 10^5$	$5,5 \cdot 10^4$

* W_c — удельная работа деформации.

Для инструментальных сталей горячего деформирования действительным также остается утверждение о том, что их долговечность (число циклов 10^4 — 10^5) совпадает примерно с их пределами текучести при сжатии. Предел текучести таких сталей при сжатии также высок, зачастую он выше, чем определенный при испытании на растяжение.

2.1.3 Вязкость

Вязким является такой материал, разрушению которого предшествует значительная остаточная (пластическая) деформация в случае различных, иногда, возможно, и динамических нагрузок (рис. 19). Следовательно, для того, чтобы вызвать разрушение пластичных и вязких материалов, требуется значительная работа пластической деформации. Это положение можно сформулировать еще проще: напряжение, вызывающее разрушение пластичных и вязких материалов, больше предела текучести. Вместе с тем разрушение хрупких материалов может быть также вызвано меньшим, чем предел текучести, напряжением. До разрушения в таких материалах не наблюдается остаточная (пластическая) деформация, распространяющаяся на весь размер образца или рабочей заготовки; наблюдается только упругая деформация. Чем вязче материал, тем меньше опасность хрупкого излома.

Вязкость или хрупкость материала — это не физическое его свойство, а только лишь его состояние. Внешние факторы (напряженное состояние, температура, скорость нагружения) вместе с определенными внутренними факторами определяют, в каком состоянии (в хрупком или вязком) находится материал. В этом смысле, естественно, очень большую роль играют внутренние факторы.

Согласно нашим знаниям процесс разрушения имеет две стадии: возникновение трещины и ее распространение. В процессе разрушения высокопрочных материалов решающее значение имеет распространение трещины, а при разрушении низкопрочных материалов — ее возникновение.

В большинстве методов испытания эти две стадии невозможно или очень трудно разделить.

В соответствии с некоторыми исследованиями трещина в каком-либо материале возникает тогда, когда в процессе нагружения за-

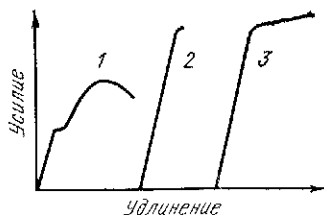


Рис. 19. Диаграммы, снятые при испытании на растяжение пластичного (1), хрупкого (2) и вязкого (3) материалов

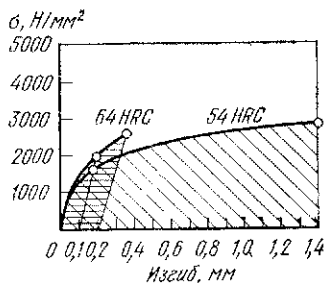


Рис. 20. Диаграммы, снятые при испытании на изгиб инструментальных сталей К1 с твердостью HRC 54 и HRC 64

трачивается удельная работа разрушения A , характерная для данного материала, которая может быть определена на основании данных испытания на растяжение:

$$A = \int_0^{\lambda_c} \sigma' d\lambda,$$

где σ' — истинное напряжение; λ_c — истинное удлинение, соответствующее образованию шейки.

Следовательно, удельная работа разрушения — это работа, поглощенная единичным объемом, пропорциональная площади диаграммы, полученной при испытании на растяжение; она может быть определена расчетом или планметрированием. При разрушении пластичных, вязких материалов площадь диаграммы истинное напряжение — истинное удлинение практически совпадает с удельной работой разрушения, затраченной на создание трещины¹. До тех пор, пока трещина не возникнет, эта работа может быть отнесена только к единице объема, иначе она была бы произвольной. Удельная работа разрушения в определенных пределах не зависит от способа нагружения, т. е. одно и то же ее значение получается при растяжении, сжатии и малоциклового усталости.

Работа остаточной деформации может быть определена испытаниями на изгиб и на кручение как площадь диаграмм, снятых при изгибе и кручении (рис. 20). Работу разрушения при изгибе A обычно выражают в джоулях. Испытание на изгиб, при котором напряженное состояние более благоприятно, чем при чистом растяжении, весьма пригодно для оценки высокотвердых, ледебуритных и поэтому хрупких инструментальных сталей и материалов. В специальной литературе часто можно встретить случаи использования значений прочности на изгиб для характеристики вязкости ледебуритных сталей. Для оценки вязкости быстрорежущих сталей часто применяют также испытание на кручение, которое может характеризовать прежде всего ожидаемое поведение спирального сверла. Однако этот метод определения намного сложнее и дороже испытания на изгиб и растяжение. Работа разрушения, определяемая разными методами, из-за влияния особенностей распределения напряжений и формы образцов не может быть сопоставлена; сами по себе эти способы могут быть использованы для сравнительной оценки сталей, их структуры и вязкости.

Распространение трещины может быть определено по формулам механики разрушения, разработанным Ирвином. С их помощью может быть также определено сопротивление распространению трещины (хрупкому излому), т. е. энергия, необходимая для распространения трещины с единичной поверхностью; вязкость разрушения G_{Ic} (Дж/см²); определяемый с помощью математической зависимости и значения величины G_{Ic} коэффициент критической интенсивности напряжения K_{Ic} (Н/мм^{3/2}). Согласно теории Ирвина и его сотрудников два тела при распространении трещины ведут себя аналогично в том случае, если поля напряжения вокруг устьев трещин в них одинаковы.

Из математического описания распределения напряжений вокруг устья трещины следует, что величина напряжений в любой точке

¹ Следует иметь в виду, что трещины докритического размера присутствуют в стали еще до испытания. (Прим. ред.)

упругого тела может быть задана так называемым показателем интенсивности напряжения K . Значение показателя K различных по форме заготовок и образцов описывается разными зависимостями, полученными в результате проведенных анализов, и, следовательно, определяется ими.

Общей чертой этих зависимостей, относящихся к той или иной геометрической конфигурации, является то, что K всегда представляет собой функцию какого-либо среднего напряжения σ , длины трещины a и какого-то характерного размера образца. Спонтанное распространение трещины при характерном критическом значении K начинается при так называемом K_{Ic} , определяемом по напряжению, замеренному в ходе испытаний и по данным размеров образца. K_{Ic} считается характеристикой материала, поскольку показывает, при каком критическом значении $K=K_{Ic}$ в материале данного состояния при данной температуре и скорости нагружения произойдет разрушение.

Для определения коэффициента критической интенсивности напряжения K_{Ic} пригодны многие методы и зависимости. Ниже приведены только некоторые из них.

Для бесконечно широких катаных листов с надрезом посередине

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi \frac{a}{2}},$$

где σ — среднее напряжение; a — длина трещины.

Для катаных листов ограниченной ширины с надрезом посередине

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{b \operatorname{tg} \frac{\pi a}{b} \text{ Н/мм}^{3/2}},$$

где b — ширина листа.

Для катаных листов конечной ширины с боковым надрезом

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{b \operatorname{tg} \frac{\pi a}{b} + 0,1b \sin \frac{2\pi a}{b} \text{ Н/мм}^{3/2}}.$$

Из испытания на растяжение остро надрезанных цилиндрических образцов ($l < 0,025$ мм) с отношением $d/D = 0,667$

$$K_{Ic} = y \frac{F_{\max}}{D^3} \approx 0,414 \sigma \sqrt{D} \text{ Н/мм}^{3/2},$$

где D — наибольший диаметр образца; d — диаметр в месте надреза; $F_{\max}$ — максимальное усилие; y — коэффициент, зависящий от размеров образца и длины трещины:

$$y = 1,72 \frac{D}{d} - 1,27.$$

На основе зарегистрированных данных испытания на изгиб и на ударный изгиб образцов с V-образным надрезом с предварительной нанесенной усталостной трещиной

$$K_{Ic} = y \frac{bM \sqrt{a}}{Sb^2} \text{ Н/мм}^{3/2},$$

где M — изгибающий момент, S — толщина образца; b — ширина образца; y — коэффициент, зависящий от размеров образца и длины трещины:

$$y = 1,93 - 3,87 \frac{a}{S} + 14,53 \left(\frac{a}{S} \right)^2 - 25,11 \left(\frac{a}{S} \right)^3 + \dots$$

Следовательно, определение K_{Ic} представляется принципиально очень простым, поскольку образец, содержащий любую трещину, может быть испытан, а значение K может быть рассчитано. Однако практическое осуществление испытаний наталкивается на многие трудности. Таковой, например, является создание соответствующей трещины. Может случиться, что длину трещины нужно измерить в ходе эксперимента с тем, чтобы в момент спонтанного излома можно было зафиксировать истинную длину трещины в данный момент. Очень серьезная теоретическая и практическая трудность возникает, когда в зоне трещины материал образца будет течь (испытывает пластическую деформацию). Уравнения механики разрушения были выведены на основе законов теории упругости. У металлов эти уравнения действительны лишь с большим приближением¹, так как в зоне трещины всегда имеет место некоторая пластическая деформация. Из-за возникающей пластической зоны в целях надежности нужно считаться с большей, чем в действительности, длиной трещины. Радиус пластической зоны $r_{пл}$ определяют по следующей зависимости:

$$r_{пл} = \frac{K_{Ic}^2}{2\pi \cdot \sigma_{0,2}^2}.$$

Поэтому размеры образца, необходимые для действительных измерений, приводятся в стандартах на испытания как функция относительного числа $(K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2$.

Орован вместо удельной поверхности энергии предложил использовать значение фиктивной энергии G , состоящей из двух членов: из поверхностной энергии и из энергии, отнесенной к микроскопической по размерам поверхности пластической деформации, возникающей в зоне трещины. Эта фиктивная энергия, т.е. энергия преодоления в момент распространения трещины, или же энергия, необходимая для распространения на единичном пути трещины единичной длины, есть, в сущности, вязкость разрушения. Вязкость разрушения находится в тесной связи с рассмотренным выше коэффициентом интенсивности напряжения:

$$\sigma \sqrt{\pi a/2} = \sqrt{EG}.$$

В критических, предельных случаях между ними имеются следующие зависимости.

В случае плоской деформации

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{EG}{1-\mu}},$$

где μ — коэффициент Пуассона.

¹ Энергия пластической деформации на 2—3 порядка больше, чем поверхностная энергия. (Прим. ред.)

В случае плосконапряженного состояния

$$K_{Ic} = \sqrt{EG_{Ic}}.$$

Кроме двух ранее рассмотренных и физически правильных показателей (W_c , Дж/см³ и G_c , Дж/см²), при традиционном испытании материалов для оценки сталей широко применяют всю энергию, отнесенную к произвольно выбранной поверхности, определенной в процессе изгибно-ударного¹, т.е. динамического испытания надрезанных образцов (удельную ударную вязкость).

Всю энергию, необходимую для разрушения образцов с U, V-образным надрезом и надрезом в виде замочной скважины, а также других (ненадрезанных) образцов, т.е. для создания и распространения трещины, относят к поверхности разрушения образца. Таким образом, эта единица измерения совпадает с размерностью измерения вязкости при разрушении, т.е. Дж/см², но с физической точки зрения такая аналогия неправомерна, так как энергия возникновения трещины может быть отнесена не к поверхности, а только к тому объему, в котором возникла пластическая деформация перед распространением трещины. Определение этого объема, однако, на практике сталкивается с очень серьезными трудностями, поэтому от него отказываются и для простоты затраченную энергию произвольно относят ко всему поперечному сечению образца.

Сравнение в данном случае неприемлемо. Каждое измерение и каждый данный результат действительны только для какого-то данного образца и не могут быть обобщены. Из-за разного напряженного состояния различных образцов и скорости деформации данные не соизмеримы (КСU-образным, KCV-образным надрезом и КС — без надреза). С возрастанием остроты надреза вследствие уменьшения работы, затрачиваемой на образование трещины, сокращается величина всей работы разрушения.

Энергия образования трещины намного больше необходимой для ее распространения². Поэтому для испытания хрупких инструментальных сталей используют образцы без надреза (КС).

Благодаря простоте, быстрой проведения испытания, легкости изготовления образцов и недорогому оборудованию с начала XX в. накоплены очень большой опыт и масса данных, пригодных для сравнения и усреднения; естественно, что сбор подобных сведений продолжается. Эти сведения, в сущности, касаются экспериментальных, опытных методов, но они дают также обширную, полезную и ценную информацию для более надежной оценки материалов для определения опасности хрупкого разрушения, особенно в тех областях, где установлены зависимости между данными лабораторных измерений и результатами практического использования.

Факторы, определяющие вязкость инструментальных сталей. Наряду с определенными внешними факторами на вязкость сталей и сопротивление хрупкому разрушению влияет еще множество внутренних факторов:

химический состав (прежде всего содержание углерода, в меньшей мере — содержание других легирующих компонентов);
загрязняющие примесные компоненты;
количество и качество включений;

¹ Иначе: работа удара при изгибе. (Прим. пер.)

² Для хрупких материалов. (Прим. ред.)

степень пластической деформации;
величина зерен аустенита;
количество, распределение, дисперсность карбидов и других фаз (выделений, остаточного аустенита и т. д.);
внутренние напряжения.

Это значит, что на вязкость сталей, помимо термообработки, существенно изменяющей структуру, важное влияние оказывает технология изготовления, а также способ выплавки и горячего деформирования.

Под влиянием изменения структуры стали, протекающего в зависимости от температуры и времени отпуска, существенно изменяются сопротивление сталей хрупкому разрушению и вязкость, каким бы показателем, пригодным для оценки, их не характеризовали. На рис. 21 показано изменение показателей вязкости инструментальных сталей, полученных различными способами, в зависимости от температуры и продолжительности отпуска. Естественно, что предел текучести сталей (твердость) зависит также от этих структурных изменений, хотя и не в такой мере, как вязкость. На основе экспериментальных результатов для каждой стали можно подобрать такую оптимальную комбинацию параметров термообработки (температура и продолжительность аустенитизации, температура и продолжительность отпуска), при которой показатель, характеризующий структуру стали, сложившуюся под ее воздействием (будь то удельная работа разрушения или вязкость разрушения), будет максимальным и предел текучести также будет наибольшим. В этом состоянии распределение выделений по размеру и по объему стали сравнительно равномерно и за время заданного срока службы инструмента это распределение, а также распределение легирующих между матрицей и карбидами остаются практически неизменными.

Переплавы, как известно, снижают содержание загрязняющих компонентов и, естественно, объем и характер включений. Влияние неметаллических включений хорошо иллюстрирует рис. 22.

Под влиянием переплавов снижается также обогащение загрязняющих компонентов границ зерен. Когезионная прочность более чистых границ зерен намного выше. Поэтому, например, показатель вязкости очищенной от загрязняющих примесей стали менее чувствительны к размеру зерен аустенита, чем сталей, изготовленных обычным путем. Измеренный при высокой температуре показатель, характеризующий вязкость стали К13_{а_{нтр}} с V-образным надрезом), очищенной электрошлаковым переплавом, также значительно повысился в сравнении с обычной выплавкой как в случае стали с нормальным, так и с крупным зерном (рис. 23). Под воздействием переплава существенно снижается также и анизотропия показателей вязкости.

Сплавы, содержащие твердые выделения (карбиды, нитерметаллиды, включения и т. д.), как и большинство инструментальных сталей, по деформационной способности неоднородны. Для образования трещин (раковин) нужна критическая деформация, зависящая от размеров, формы выделений и среднего расстояния между ними. Вместе с тем деформация при разрушении является функцией объемной доли выделений (рис. 24).

Поскольку между размером, объемной долей включений и средним расстоянием между ними имеются однозначные зависимости, то в результате дисперсионного твердения показатель, характе-

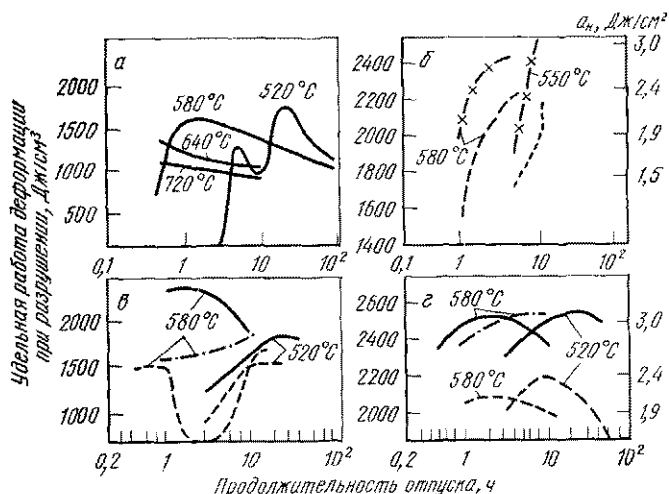


Рис. 21. Влияние способа выплавки, температуры и продолжительности отпуска на вязкость при изломе инструментальной стали и удельную работу при изломе:

————— обычная выплавка; ————— электрошлаковый переплав;
 -.-.-.-.- электроннолучевой переплав; —X—X— вакуумно-индукционный переплав;

а — влияние температуры и продолжительности отпуска на удельную работу деформации при разрушении инструментальной стали K13; б — влияние способа выплавки, температуры и продолжительности отпуска на вязкость разрушения стали K13; в — влияние способа выплавки, температуры и продолжительности отпуска на удельную работу деформации при разрушении инструментальной стали W3; г — влияние способа выплавки, температуры и продолжительности отпуска на вязкость разрушения инструментальной стали W3

ризующий вязкость, зависит в основном от среднего расстояния между выделениями. В этом случае предел текучести сталей, измеренный при комнатной температуре, между прочим, также является функцией среднего расстояния между выделениями. Поэтому структура таких сталей может приемлемо оцениваться пределом текучести как свойством, показателем, характерным для данной структуры материала.

Это подтверждает рис. 25, который иллюстрирует изменение значения K_{Ic} разными способами изготовленных кованных и термообработанных инструментальных сталей в зависимости от предела текучести. Можно констатировать, что вязкость сталей с увеличением предела текучести уменьшается. Используя дополнительные данные, полученные результаты можно подразделить на несколько зон. Результаты, располагающиеся вблизи нижней граничной кривой, — это данные, относящиеся к литым сталям, бломам; вблизи верхней граничной кривой располагаются данные для хорошо прокованных, с мелким зерном аустенита, а также для переплавленных (ЭШП), очищенных от вредных примесей плавками.

Следовательно, при определении основных зависимостей между показателями, характеризующими вязкость, и структурой мате-

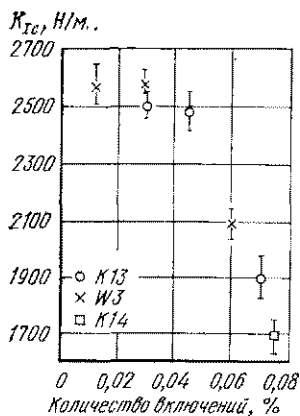


Рис. 22. Влияние количества включений на коэффициент критической интенсивности напряжения K_{Ic} инструментальных сталей для горячей деформации

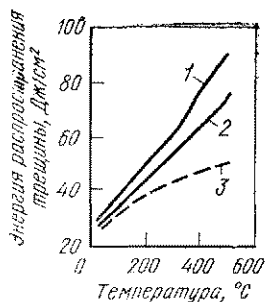
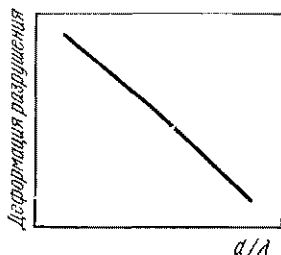


Рис. 23. Влияние перепада и величины зерна аустенита на энергию распространения трещины в инструментальной стали K13 в зависимости от температуры:

1 — ЭШП; 2 — ЭШП; 3 — обычная выплавка

Рис. 24. Деформация разрушения в зависимости от объема выделений (d — размер выделений; λ — среднее расстояние выделений)



риалов нельзя не учитывать степень деформации и величину зерна аустенита как дополнительные характеристики.

В зависимости от степени деформации формируется структура стали и изменяется наследованное от структуры слитка неоднородное распределение по границам первичных кристаллитов фаз примесных или легирующих компонентов. Качество стали зависит от степени деформации, технологии производства, размеров слитка и т. д. Для каждой стали, имея в виду данные, полученные для хорошо прокованных плавок с крупными зёрнами¹ аустенита после закалки, можно определить критическую (минимальную) степень деформации, выше которой влияние особенностей литой структуры практически прекращается.

Размер зерен аустенита при закалке зависит от условий аустенитизации (температуры, продолжительности и т. д.). Значительное растворение карбидов, необходимое для достижения красностойкости, стойкости против отпуска, дисперсионного твердения и т. д., требует повышения температуры аустенитизации, что, однако, ведет к укрупнению зерна и вследствие этого к снижению вязкости.

¹ Инструментальные стали после небольшой степени деформации склонны к перегреву и росту зерен аустенита. (Прим. ред.)

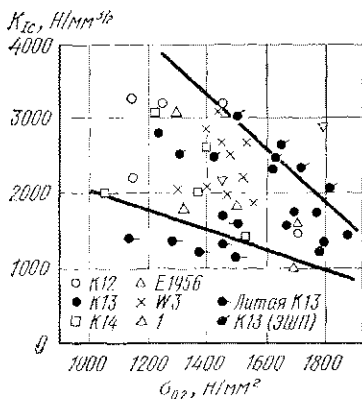


Рис. 25. Изменение коэффициента критической интенсивности напряжения K_{ic} инструментальных сталей в зависимости от предела текучести:

1 — мартенситностарееющая сталь

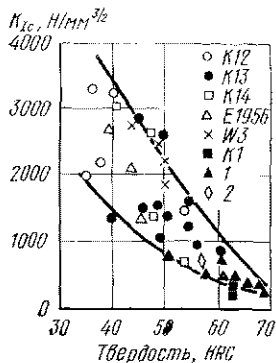


Рис. 26. Изменение коэффициента критической интенсивности напряжения K_{ic} в зависимости от твердости:

1 — быстрорежущая сталь; 2 — белый чугун

Чтобы распространить общую зависимость на высоколегированные хрупкие ледебуритные стали, необходимо изображать значения показателя, характеризующего вязкость, в зависимости от твердости. Ранее было показано, что твердость с хорошим приближением определяется содержанием углерода в мартенсите. На рис. 26 представлены значения K_{ic} различных инструментальных сталей в зависимости от твердости сплава. Можно заметить, что вязкость, относящаяся к какой-то данной твердости, изменяется в широких пределах в зависимости от марки стали, технологии производства, от переплавки, перековки и термообработки. Влияние же вспомогательных характеристик на вязкость в области высоких значений твердости невелико.

В сталях с особенно высокими значениями твердости верхняя граница зависимости, характерная для условий мелкого зерна аустенита большой степени деформации, существенно сближается с нижней границей, характерной для сталей в литом состоянии, содержащих также первичные карбиды. В области сверхвысоких значений твердости резервы вязкости минимальны.

Значение работы разрушения при изгибе, используемой для характеристики вязкости хрупких сталей, с возрастанием твердости стали однозначно уменьшается (рис. 27). На рисунке видно, что работа разрушения при изгибе

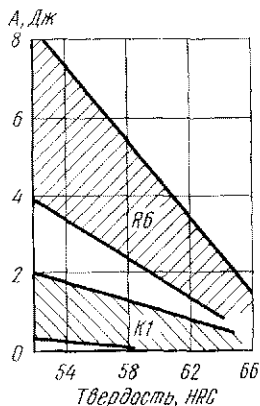


Рис. 27. Изменение работы разрушения при изгибе A в зависимости от твердости

также в значительной мере зависит от структуры стали, от способа ее производства.

Ударная вязкость, характеризующая вязкость конструкционных и инструментальных сталей для горячей деформации, также одно-значно изменяется в зависимости от твердости даже при различных температурах испытания (рис. 28). Основное влияние вспомогательных характеристик и здесь хорошо разграничивается. В зависимости от температуры испытания (или эксплуатации) это влияние становится более значительным. На основании опыта, полученного при исследовании причин разрушения инструментов для горячей деформации, значение ударной вязкости материала инструментов, разрушившихся хрупко при 500°C , с V-образным надрезом, $a_n = 20 \div +25 \text{ Дж/см}^2$.

Для простоты определения вязкости высокоуглеродистых и ледебуритных инструментальных сталей используют обычно значения ударной вязкости a_n , измеряемые на образцах без надреза при испытании на ударный изгиб.

Изложенные результаты убедительно свидетельствуют о том, что вязкость и твердость — это противоположные свойства. Факторы, повышающие твердость (предел текучести), снижают вязкость, и наоборот. Поэтому невыполнимые требования не могут быть предъявлены к сталям. Повышение срока службы инструментов обычно является компромиссным решением при поиске оптимального соотношения между твердостью, пределом текучести и вязкостью. Нельзя, однако, забывать о тех резервах вязкости, которые наряду с данной твердостью (пределом текучести) кроются в модернизации, улучшении технологии производства инструментальных сталей (производство стали, переплавка, пластическая деформация, термообработка и т. д.).

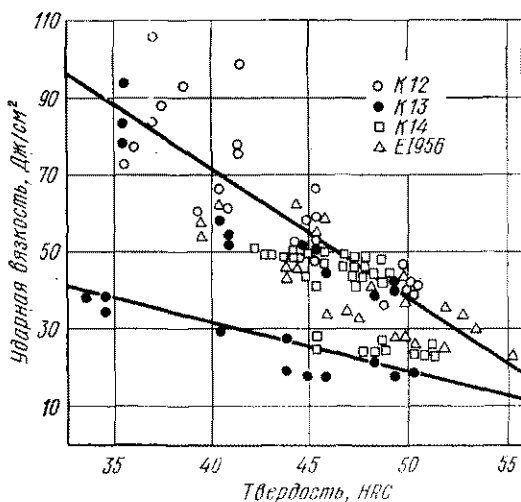


Рис. 28. Изменение ударной вязкости инструментальных сталей в зависимости от твердости при 500°C

2.1.4. Сопротивление термической усталости

Сопротивление термической усталости — это одно из основных свойств инструментальных сталей для горячей деформации. Термическая усталость — это такое явление, когда поверхность инструмента под воздействием повторяющихся нагревов и следующих за ними охлаждений растрескивается (рис. 29).

Поверхностные слои инструментов горячей деформации в каждом цикле нагрев — охлаждение изменяют свой объем. При нагреве поверхностные слои должны были бы расширяться, но более холодные внутренние слои препятствуют этому, вследствие чего вначале внешние слои упруго сжимаются (рис. 30). Если температурный градиент от поверхности внутрь детали достаточно велик, то при данном коэффициенте теплового расширения напряжение сжатия при доминирующей температуре достигнет действительного предела текучести (предела ползучести) и в поверхностном слое произойдет пластическая деформация (сжатие). При быстром охлаждении этот же слой должен был бы постепенно сжиматься, но из-за предшествовавшей пластической деформации и из-за сопротивления теперь уже более нагретых внутренних слоев протекание этого процесса затруднено или он вообще не происходит и, таким образом, поверхностный слой сначала упруго, а затем пластично растягивается. При восстановлении первоначальной температуры размер поверхностного слоя совпадает с его первоначальным размером, но в нем остается растягивающее напряжение, величина которого соответствует пределу текучести стали. Поэтому в новом цикле нагрев — охлаждение возникает дополнительная остаточная деформация (см. рис. 30). Если можно было бы повышение температуры поверхности ограничить так, что возникла только упругая деформация, то диаграмма напряжение—деформация стала бы обратимой и термическая усталость не наступила.

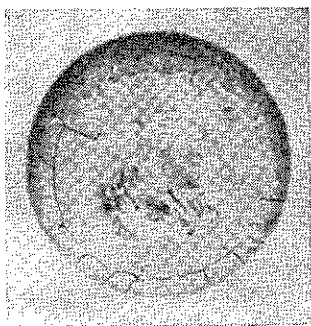


Рис. 29. Излом разрушенного вследствие термической усталости вытяжного пуансона

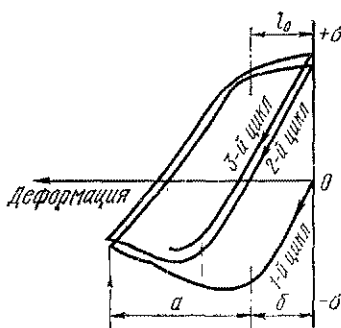


Рис. 30. Деформации, вызывающие термическую усталость:

l_0 — удлинение; деформация сжатия;
 a — остаточная; b — упругая

Вследствие этих повторяющихся пластических деформаций, так же как и при изменяющихся механических нагрузках, пластичность стали уменьшается и сначала образуются центры возникновения трещин, а затем одновременно с углублением и расширением трещин на поверхности возникает целая сеть их. Формуемый или отливаемый кипящий материал, проникая в трещины, способствует их раскрытию и разрушению инструмента. В зависимости от сопротивления материала инструмента распространению трещины (хрупкому излому) микротрещины растут или медленно, постепенно, или вне-

ТАБЛИЦА 8.
КОЭФФИЦИЕНТЫ ФОРМЫ, ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ
И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ КАРБИДОВ И ВКЛЮЧЕНИЙ

Фазы, включения	Коэффициент формы $K = \frac{\epsilon_{\text{макс}}}{\epsilon_{\text{ном}}}$	Модуль упру- гости $E \times 10^{-4}$, Н/мм ²	Коэффициент теплового рас- ширения $\alpha \cdot 10^6$
Феррит	—	—	10
Карбиды	3	20—62	4—10
M ₆ C	—	—	8
M ₇ C ₃	—	—	7
Al ₂ O ₃	1,6—1,7	39	8,0
Корунд	2,5—3,2	27	8,4
Оксиды	1,3—1,9	17—20	14
Силикаты	1,6—2,2	—	—

запно переходят в длинные глубокие трещины, раскрывающиеся на поверхности инструмента. В процессе нагревания поверхностных слоев до температуры A_1 и последующего охлаждения происходит также изменение объема, вызываемое аллотропическими превращениями (например, мартенситным превращением), которое ускоряет процесс термической усталости инструмента. По мнению многих специалистов, растрескиваемость поверхности инструментов горячего деформирования всегда связана с аллотропическим превращением.

Неметаллические включения (окислы), располагающиеся в поверхностных слоях инструмента, также повышают его склонности к термической усталости. Коэффициент теплового расширения некоторых оксидных включений намного больше, чем у матрицы; далее, из-за воздействия включений различной формы во время нагрева и охлаждения возникают новые поля напряжения и местные остаточные деформации; последние ведут к образованию трещин. Чем больше разница между коэффициентами теплового расширения матрицы и включения, тем выше возникающие напряжения. В табл.8 приведены коэффициенты теплового расширения некоторых типов включений и фаз, модули упругости и коэффициенты формы (влияние надреза).

Термическую усталость вызывают следующие факторы:
большая разница температур между поверхностью и внутренней зоной инструмента;

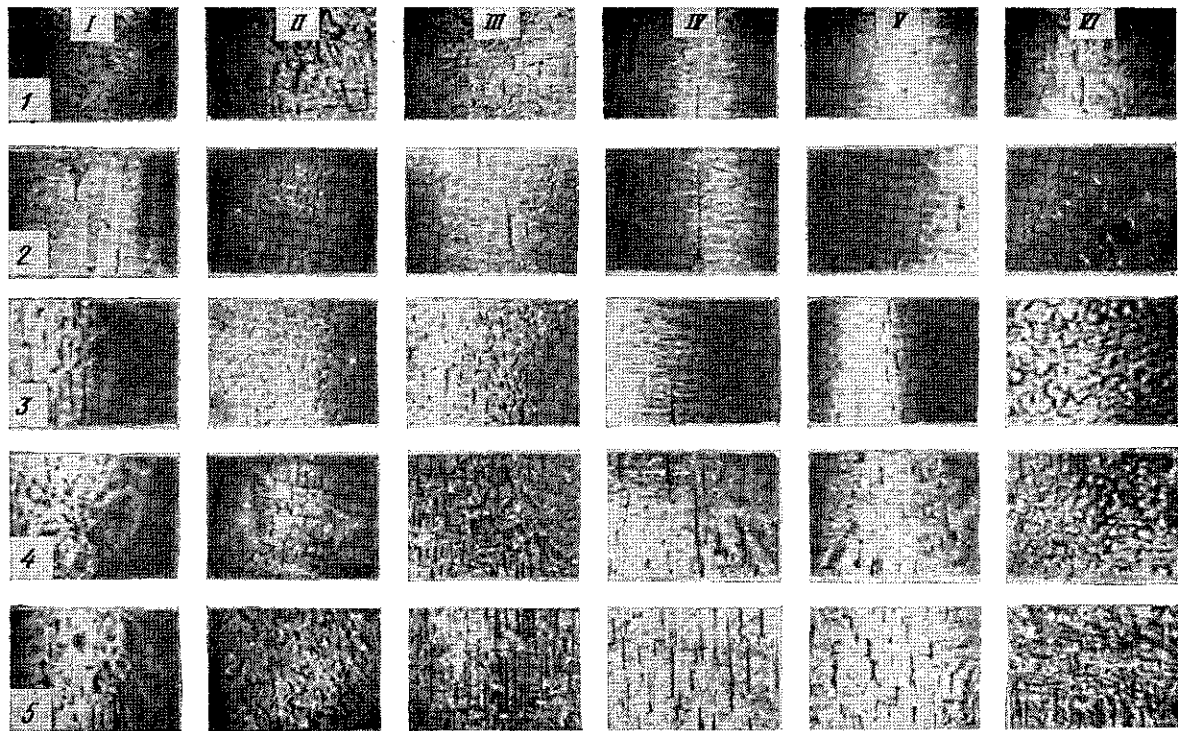


Рис. 31. Эталоны видов термической усталости инструментальных сталей

чрезмерно высокая температура рабочей заготовки при низкой температуре инструмента;
 длительное время контакта;
 хорошая теплопередача между рабочей заготовкой и инструментом;
 большие размеры инструмента и сложная его конфигурация;
 высокое содержание углерода и легирующих в матрице;
 низкая температура превращения $\alpha \rightarrow \gamma$;
 большой коэффициент теплового расширения стали;
 небольшой предел текучести стали при нагреве;
 большое содержание карбидов, крупные их размеры, неравномерное распределение;
 крупные зерна аустенита, загрязненность их границ;
 большое количество неметаллических включений, неравномерное их распределение.

Среди перечисленных факторов первые пять — внешние; они относятся к области конструирования инструментов. Большинство же внутренних факторов, как об этом было сказано раньше, связано с вязкостью материала инструмента. Поэтому не случайно, что содержание легирующих, повышающее стойкость против отпуска стали, ее предел текучести при нагреве, красностойкость, температура превращения $\alpha \rightarrow \gamma$, через другие факторы снижает иногда вязкость и, таким образом, сопротивление термической усталости. В очень многих случаях красностойкие стали более чувствительны к термической усталости.

При учете склонности стали к термической усталости нельзя не принимать во внимание влияние легирующих на теплопроводность стали.

Пока не разработан общепринятый унифицированный метод для определения сопротивления термической усталости инструментальных сталей.

Чаще всего образцы с отшлифованной поверхностью быстро нагревают в тонком слое заданной толщины (1—2,5 мм) до температуры A_1 или выше нее, затем быстро охлаждают (в воде, сжатым воздухом).

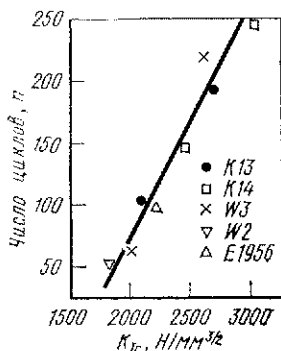


Рис. 32. Влияние коэффициента критической интенсивности напряжения K_{Ic} на число циклов n , вызывающих трещину общей длиной 40 мм на инструментальных сталях для горячей деформации:

● — K13; □ — K14; × — W3; ▽ — W2; △ — E1956

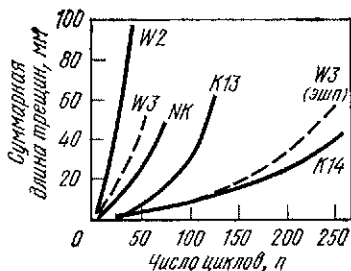


Рис. 33. Склонность к термической усталости инструментальных сталей для горячей деформации

Быстрые нагревы легче всего можно повторять в индукционной печи; иногда образец можно нагревать в алюминиевой или свинцовой ванне. Эти ванны нагревают слой большой толщины.

Сопротивление термической усталости можно характеризовать числом циклов, соответствующим возникновению на поверхности образца первых трещин, числом циклов, соответствующим какому-то данному числу трещин, длине или глубине трещин, качеством растрескавшейся поверхности, размером сетки трещин (величиной ее ячеек), или серией эталонов путем сравнения с ними и другими способами.

На рис. 31 приведена серия эталонов, представляющая в пяти разрядах шесть характерных случаев термической усталости. Серия эталонов позволяет сделать различие между сеткообразными растрескавшимися поверхностями (малых, больших размеров), поверхностями с продольными трещинами и поверхностями, имеющими вид обгорелых «апельсиновых корок». На основе одного из перечисленных методов оценки можно характеризовать сопротивление инструментальных сталей термической усталости. Так, можно однозначно показать, что увеличение твердости данной инструментальной стали (или же снижение ее вязкости) повышает ее склонность к термической усталости. Это подтверждает также наблюдение, констатирующее, что число циклов, вызывающее растрескивание общей длиной 40 мм, у различных инструментальных сталей для горячей деформации изменяется в зависимости от критического коэффициента интенсивности напряжения, характеризующего вязкость стали (рис. 32).

Из двух инструментальных сталей, термообработанных на одинаковый предел текучести, та будет обладать большей сопротивляемостью термической усталостью и, следовательно, иметь большой срок службы, вязкость которой выше и энергия, необходимая для возникновения и распространения трещины, больше.

Повышение содержания углерода в легированных инструментальных сталях уменьшает сопротивление их термической усталости.

Различия в вязкости, обусловленные структурой сталей, их чистотой (переплавкой), проявляются также и в склонности к термической усталости (рис. 33).

Оценка согласно серии эталонов (см. рис. 31) склонности к термической усталости некоторых основных оптимально термообработанных инструментальных сталей для горячей деформации дана в табл. 9.

С точки зрения сопротивления термической усталости наиболее пригодны те стали, которые в широком диапазоне температур не испытывают аллотропического превращения (например, аустенитные и мартенситно-старенные стали).

Сопротивление инструментальных сталей термической усталости может быть улучшено способами термической обработки поверхностей, нитрированием, хромированием.

ТАБЛИЦА 9. ОБОЗНАЧЕНИЕ ЭТАЛОНОВ, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИХ ТЕРМИЧЕСКУЮ УСТАЛОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Марка стали	Обозначение эталона
K12—K14	I—II
E1956	III—V
W1, W2, W3	IV—V
NK	VI

2.1.5. Теплостойкость и стойкость против отпуска

Нагрев инструментов во время работы может вызвать не только растрескивание поверхности, обусловленное тепловым напряжением, но может привести также к отпуску, к отжигу поверхностных слоев инструментальной стали. В результате такого отпуска твердость инструмента, его теплостойкость и износостойкость снижаются и вследствие остаточной деформации могут измениться его размеры (инструмент расширяется).

Под стойкостью против отпуска инструментальных сталей понимают те их свойства, благодаря которым кромки инструмента или его поверхностные слои при нагреве в процессе работы сохраняют заданные и полученные термообработкой структуру и другие показатели (твердость, предел текучести). Например, быстрорежущие стали при нагреве минимум до 600°С сохраняют необходимую твердость.

Теплостойкость означает замеренные — при какой-то данной высокой температуре — конкретные прочностные свойства (предел упругости, прочность). Следовательно, стойкость против отпуска и теплостойкость — родственные свойства, так как аналогичным образом зависят от структурных факторов.

Теплостойкость (отпускную стойкость) инструментальных сталей и в первую очередь быстрорежущих сталей обычно выражают той максимальной температурой, при которой после определенной тепловой выдержки (2—4 ч) или после многократных разогревов наступают такие структурные или качественные изменения (твердость, предел текучести, износостойкость и т. д.), которые существенно влияют на срок службы инструмента, например, снижают твердость до значений HRC60—HRC58: ϑ_{HRC60} ; ϑ_{HRC58} . Испытания могут быть проведены также и в горячем состоянии или же в охлажденном после нагрева в холодном состоянии¹. Красностойкость² инструментальных сталей характеризуется температурой, относящейся к твердости, равной HRC50, HRC45 или даже пределом текучести при нагреве $\sigma_{0,2}$, определяемом при различных температурах.

Увеличение значения t_{HRC} — температуры, характеризующей теплостойкость (красностойкость), стойкость против отпуска быстрорежущих сталей, в несколько раз повышает срок службы режущих инструментов:

$\vartheta_{\text{HRC60}}, ^\circ\text{C}$	Увеличение срока службы
610→640	В 2—3 раза
610→700	» 10—15 раз

¹ Приведенные определения нуждаются в уточнении: теплостойкость определяют по температуре нагрева, а также отпуска, сохраняющих заданный уровень свойств стали. В последнем случае можно говорить о стойкости против отпуска. Однако свойства, измеренные при нагреве или же после охлаждения от той же температуры до 20°С, далеко не одинаковы, в особенности для температур, превышающих 0,7—0,8 T_c (К) критических точек стали. (Прим. ред.)

² Термин «теплостойкость» правильной, чем красностойкость так как отражает более отчетливо существо явления: устойчивости стали воздействию тепла. (Прим. ред.)

Теплостойкость и стойкость против отпуска определяют: стабильность металлической матрицы, содержание в ней легирующих; свойства, стабильность, размеры, склонность к коагуляции образующихся карбидов или интерметаллидов; температура превращения $\alpha \rightleftharpoons \gamma$.

Распределение карбидов и размер зерен особого значения не имеет.

Легирующие, благоприятно действующие на красностойкость стали: Cr, W, Mo, V, Co. Это активные карбидообразующие легирующие¹, карбиды которых вызывают в стали дисперсионное твердение. Образованные ими карбиды коагулируют меньше, чем цементит; они могут выделяться также в виде сильно диспергированных частиц.

Менее склонны к коагуляции карбиды типа MC и M₆C. Они растворяются также в твердых растворах, в матрице и тем самым повышают ее стабильность, например температуру рекристаллизации. Влияние W и Mo на красностойкость инструментальной стали показано на рис. 34.

Понижение твердости начинается с началом коагуляции карбидов и распада матрицы.

Количество легирующих, оставшихся в твердом растворе инструментальной стали определенного состава, дисперсность карбидов и, таким образом, ее теплостойкость можно хорошо регулировать подбором условий аустенитизации и отпуска (табл. 10).

¹ За исключением кобальта. (Прим. ред.)

ТАБЛИЦА 10. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СОДЕРЖАНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ В ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ И НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ

Марка стали	$t_{\text{ауст}}$, °C	$t_{\text{отп}}$, °C	$\Sigma(\text{Mo, V, W})$, % в матрице	$\sigma_{0,2}$ Н/мм ²	$\sigma_{0,2/500^\circ\text{C}}$, Н/мм ²
К14	1000	600	1,36	1500	1200
	1040	600	1,64	1510	1270
		630	1,37	1450	1170
ЭИ956	1040	600	2,8	1570	1330
	1070	600	4,3	1770	1440
		630	3,7	1600	1330
W2	1120	630	5	1370	1200
	1120*	630	5,3	1340	1240
	1120**	630	5,6	1360	1270

Примечание. Продолжительность аустенизации 30 мин.

* 120 мин, воздух.

** 120 мин, масло.

ТАБЛИЦА 11. ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ
В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИЗАЦИИ

Марка стали	$t_{\text{ауст}}$, °C	Теплостойкость, Н/мм ²				
		$\sigma_{\text{T/450}}$	$\sigma_{\text{T/1500}}$	$\sigma_{\text{T/550}}$	$\sigma_{\text{T/600}}$	$\sigma_{\text{T/650}}$
W2	1190	—	—	1360	1280	—
	1150	1420	1320	1250	1150	750
	950	1350	1200	1060	800	570
K12	1080	—	1400	1300	1050	—
	1030	—	1350	1200	950	—
	980	—	1200	1080	820	—

С увеличением температуры аустенизации растет содержание легирующих в твердом растворе, что влечет за собой повышение твердости или прочности, достигаемое при отпуске (табл. 11).

Исходная прочность, достигнутая закалкой и отпуском, оказывает свое воздействие на теплостойкость стали в широком диапазоне температур (рис. 35). Однако выше определенной температуры (~650°С) значение теплостойкости уже не зависит от значения исходной прочности.

Предел текучести при нагреве инструментальных сталей для горячей деформации до 300—350°С не очень отличается от значений, измеренных при комнатной температуре. Более того, предел текучести по разному термообработанных инструментальных сталей для горячей деформации, измеренный при 500°С, с хорошим приближением прямо пропорционален пределу текучести, измеренному более просто при комнатной температуре (рис. 36). Чем выше предел текучести инструментальной стали при удовлетворительной вязкости, тем выше ее красностойкость до 600—650°С.

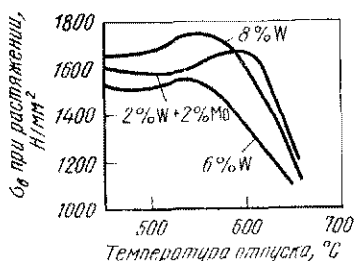


Рис. 34. Влияние вольфрама и молибдена на прочность инструментальной стали в зависимости от температуры отпуска (другие легирующие: 0,35% C; 3% Cr; 9,5% V)

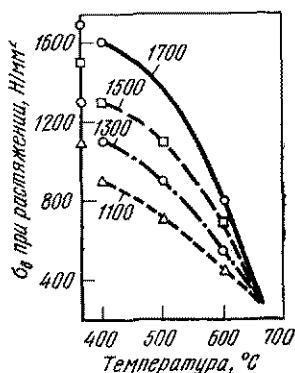


Рис. 35. Влияние исходной прочности на растяжение на теплостойкость инструментальной стали K14 (цифры на кривых означают исходную прочность)

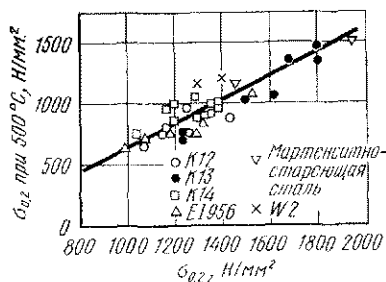


Рис. 36. Изменение предела текучести при нагреве инструментальных сталей для горячей деформации в зависимости от предела текучести при комнатной температуре

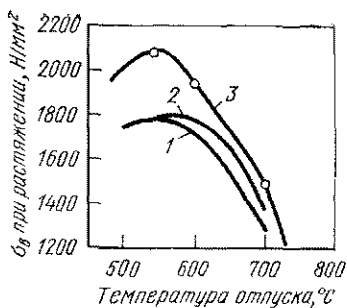


Рис. 37. Влияние содержания кобальта и температуры отпуска на прочность инструментальных сталей для горячей деформации:

1 — W2; 2 — W2+2% Co; 3 — 0,45% C, 4,5% Cr, 4,5% W, 0,5% Mo, 2% V, 4,5% Co

Влияние Co на красностойкость и стойкость против отпуска инструментальных сталей также значительно. Растворяясь в матрице, Co повышает стабильность твердого раствора. Его благоприятное воздействие проявляется как в быстрорежущих, так и в инструментальных сталях для горячей деформации (рис. 37).

Термомеханическая обработка инструментальных сталей также благоприятно сказывается на их стойкости против отпуска и, таким образом, на теплостойкости (рис. 38).

Предел текучести при нагреве матриц с объемноцентрированной кубической пространственной решеткой только примерно до 650°C превышает такой же показатель сталей с гранецентрированной кубической пространственной решеткой (рис. 39).

Поэтому инструментальные стали с очень высокой теплостойкостью и сплавы вместо ферритной мартенситной структуры имеют аустенитную основу.

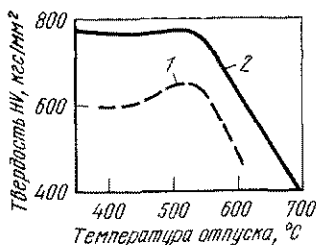


Рис. 38. Влияние термомеханической обработки и температуры отпуска на прочность инструментальной стали K12:

1 — после закалки; 2 — после 82%-ной деформации

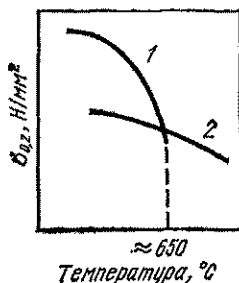


Рис. 39. Предел текучести аустенита и мартенсита в зависимости от температуры нагрева:

1 — мартенсит; 2 — аустенит

2.1.6. Износостойкость

Износостойкость инструментов является следствием сложных совокупных процессов, которые протекают не только при физическом уничтожении кромок инструмента; ее могут сопровождать пластическая деформация, усталость и даже диффузионные процессы. Вследствие износа геометрия кромок инструмента изменяется, вырубные и режущие усилия возрастают. Для экономики технологий деформирования и резания безразлично, каков срок службы режущих кромок, т. е. количество времени между двумя переточками инструмента, и сколько деталей будет произведено за этот период.

При динамическом характере нагрузки и при высокой температуре эксплуатации степень износа растет. Динамическая нагрузка вызывает дальнейшее выкрашивание, вырывание поверхностных слоев. Высокая же рабочая температура снижает твердость материала инструмента и предел текучести, а также способствует развитию диффузионных процессов между материалом инструмента и обрабатываемой заготовкой. Циклические давления на рабочие поверхности и кромок инструментов, приводящие к накоплению от цикла к циклу небольших остаточных деформаций и к образованию трещины в поверхностных слоях, также активно содействуют увеличению степени износа.

Износостойкость — это очень сложное свойство сталей, которое в значительной мере зависит от внешних факторов: качества обрабатываемого материала, коэффициента трения, величины контактных напряжений, особенностей технологии производства и условий эксплуатации (смазки, температуры инструмента и т. д.).

В ходе применения различных способов деформации, резания трудно решать, какой вид износа является доминирующим: абразивный, диффузионный, коррозионный, эрозионный или адгезионный. Обычно встречается каждый из них, даже если и не в одинаковой мере. Поэтому, как правило, на опытных инструментах или моделировании стремятся определить в данных конкретных условиях наиболее износостойкую инструментальную сталь.

Износостойкость инструментальных сталей при абразивном износе может быть поставлена в однозначную взаимосвязь с твердостью

ТАБЛИЦА 12. ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ 12% Сг, С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ С В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТВЕРДОСТИ АБРАЗИВНОГО МАТЕРИАЛА

С. %	$v_{\text{ауст.}}$ °С	Карбид, %	Аустенит, %	Износ, мкм/м		
				кремний (HV 1000)	корунд (HV 1800)	SiC (HV 2700)
3	920	26	—	1,6	1,7	3,2
2,1	960	16	18	2,1	2,2	3,2
	1150	11,6	50	2,4	2,45	3,2
1,6	960	14	—	2,2	2,2	3,4

стали, с сопротивлением малой остаточной деформации (предел упругости, предел текучести при сжатии), которые, как было показано, в значительной мере зависят от содержания мартемсита и концентрации углерода в стали. Воздействие различных по твердости образцовых материалов на высокотвердые стали показано в табл. 12.

Из данных табл. 12 видно, что износостойкость инструментальных сталей определяют не только твердость, но также их структура и обусловленные ею другие свойства. Чем больше разница между твердостью инструмента и материала обрабатываемой заготовки, тем заметнее различие между износостойкостью инструментальных сталей.

Положительное влияние высокой твердости на износостойкость стали проявляется также и при высокой температуре кромок инструмента (например, при резании, рис. 40). Как следует из сказанного ранее, большое влияние на износостойкость стали оказывают содержание карбидов, количество остаточного аустенита. При высокой температуре износостойкими являются только стали, устойчивые против отпуска. Уменьшение твердости вследствие распада мартемсита сильно снижает износостойкость. Чрезмерно высокая твердость, сочетающаяся только с минимальной вязкостью, также не является особо благоприятным фактором для износостойкости (см. рис. 26). Выкрашивание кромок происходит еще до появления нормального износа. Очень высокая твердость допускается только при наиболее благоприятном напряженном состоянии. Между содержанием карбидов в инструментальной стали и износостойкостью может быть выявлена однозначная зависимость (рис. 41). Чем больше карбидов в инструментальной стали, тем меньше износ. Большое влияние на износостойкость оказывает не только количество, но также и качество карбидов. Так, износ быстрорежущих сталей с одинаковой твердостью существенно снижается в зависимости от количества присутствующего в них карбида ванадия (рис. 42). Разные карбиды и в различных количествах встречаются также и в быстрорежущих сталях. Отношение скоростей резания v_{80} этих быстрорежущих сталей, относящихся к 60-мин стойкости режущего инструмента между двумя их переточками, приведено ниже.

Марка стали	R1	R2	R3	R6	R8	R9	R10	R11
v_{80}	1,30	1,20	1,00	1,04	1,25	1,28	0,96	1,30

Следует заметить, что в уравнении стойкости режущего инструмента скорость фигурирует в 8—10-й степени. Износ вырубных инструментов или находящаяся от него в прямой зависимости высота заусенца в данных условиях вырубки тем меньше, чем больше карбидов типа MC содержит инструментальная сталь (рис. 43). Количество остаточного аустенита, в некоторых пределах повышающее вязкость, увеличивает износостойкость инструмента, уменьшает высоту заусенцев вырубленных деталей (рис. 44). Для предотвращения выкрашивания во всех случаях необходима определенная минимальная вязкость. Это подтверждает также диаграмма (см. рис. 40), из которой видно, что повышение твердости однозначно ведет к снижению вязкости. Если у инструмента преобладает динамическая нагрузка, то для повышения износостойкости при данной твердости и содержании карбидов требуется больший запас вязкости. В очень многих случаях (например, у вырубных, пневматических инструмен-

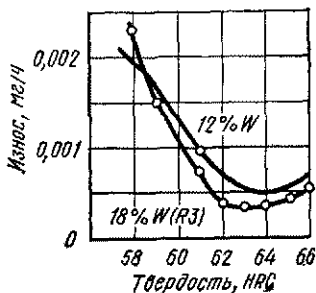


Рис. 40. Износостойкость быстрорежущих сталей при нагреве в функции твердости

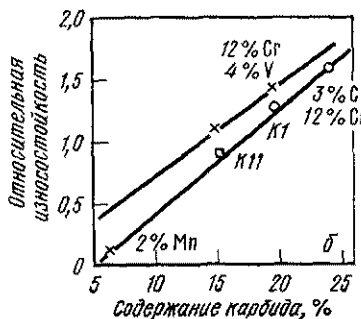
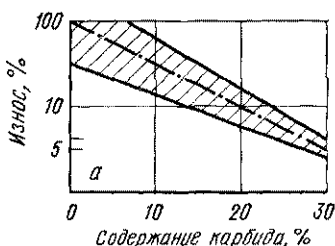


Рис. 41. Влияние количества карбидов на величину износа: а — в общем случае; б — при вырубке трансформаторных листов

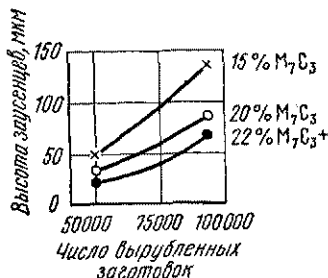
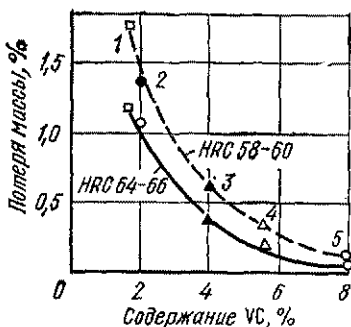


Рис. 42. Влияние количества и твердости карбида ванадия на износостойкость быстрорежущих сталей:

Рис. 43. Влияние количества и типа карбидов на высоту заусенцев вырубленных заготовок

	C	W	Mo	V	Co
1 (R10)	0,8	2	9	1	—
2 (R6)	0,85	6	5	2	—
3	1,1	6	5	3	—
4	1,3	6	5	4	—
5	1,6	12	1	4	5

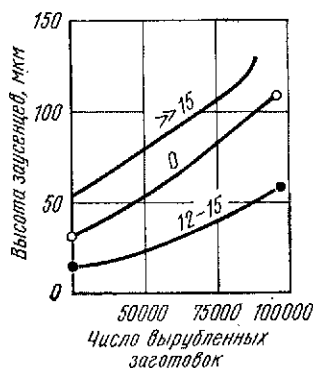


Рис. 44. Влияние количества остаточного аустенита на высоту заусенцев заготовок, вырубленных из инструментальной стали марки К1 (цифры на кривых показывают содержание остаточного аустенита, %)

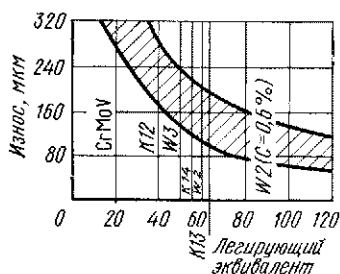


Рис. 45. Влияние легирующего эквивалента на величину износа инструментальных сталей для горячей деформации; $\sigma_B = 1600 \text{ Н/мм}^2$; $\phi_{\text{инстр}} = 255^\circ \text{С}$

тов, горячих матриц и т. д.) для повышения вязкости нужно стремиться к снижению твердости (до HRC50—58). Увеличение твердости поверхности улучшает в таких случаях износостойкость. Износостойкость и вязкость, равно как твердость и вязкость, — свойства взаимнопротивоположные.

Теплостойкие стали для инструментов горячей деформации (работающих при динамической нагрузке), матриц с целью достижения

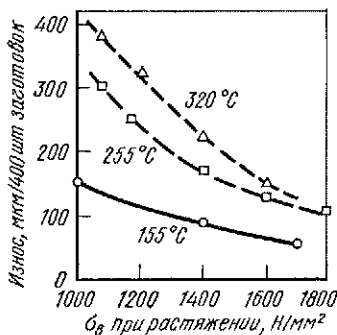


Рис. 46. Влияние температуры на износ инструментальной стали К14 ($t_{\text{ауст}}$) в зависимости от прочности на растяжение (цифры на кривых показывают температуру инструмента)

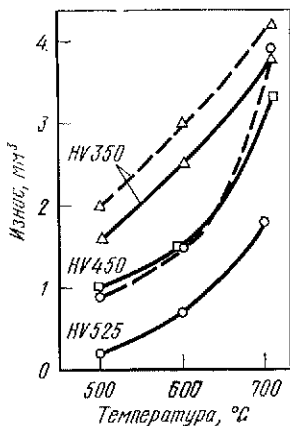


Рис. 47. Влияние температуры аустенизации и твердости на износ инструментальной стали марки К14:

— $t_{\text{ауст}} = 1040^\circ \text{С}$;
 --- $t_{\text{ауст}} = 980^\circ \text{С}$

достаточно высокой вязкости изготавливают с существенно более низким содержанием углерода, благодаря чему их твердость ниже, чем быстрорежущих сталей. Износостойкость таких сталей, кроме того, зависит от состояния твердого раствора, содержания легирующих, от количества и качества карбидов, от их распределения.

Таким образом, чем выше стойкость стали против отпуска и красностойкость, тем больше обычно также ее износостойкость при нагреве.

Отдельные легирующие в различной степени повышают износостойкость инструментальной стали для инструментов горячей деформации. Для данных условий эксплуатации и данной прочности ($R_m=1600$ Н/мм²) влияние некоторых легирующих элементов, повышающих износостойкость, можно выразить следующим соотношением: $Cr : W : Mo : V = 2 : 5 : 10 : 40$.

Принимая во внимание это соотношение, можно вычислить легирующий эквивалент для некоторых инструментальных сталей. Как показывает опыт, чем выше легирующий эквивалент стали, тем меньше ее износ (рис. 45).

Кобальт также повышает износостойкость инструментальных сталей для инструментов горячей деформации, так как повышает их стойкость против отпуска, уменьшает скорость выделения карбидов и обеспечивает более равномерное их распределение. Износостойкость инструментальных сталей для инструментов горячей деформации в зависимости от температуры инструмента может быть существенно улучшена повышением предела текучести стали и ее прочности на растяжение (рис. 46). Предварительный подогрев инструмента благоприятен с точки зрения увеличения вязкости, стойкости к термической усталости; однако он снижает износостойкость.

В зависимости от условий аустенитизации и отпуска изменяются также состав твердого раствора и вследствие этого износостойкость стали (табл. 13).

ТАБЛИЦА 13. СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ
ДЛЯ ИНСТРУМЕНТОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Марка стали	$t_{ауст.}$ °C	$t_{отп.}$ °C	$\sigma_{0,2'}$ Н/мм ²	$\sigma_{0,2'}$ Н/мм ²	ΣW , Mo, V (%) в матри- це	Избы- точные фазы, %	Износ, мм ³ / 10 000 циклов
K14	980	600	1420	1020	—	—	1,2
	1000	600	1500	1300	1,36	5,4	0,51
	1040	600	1510	1270	1,64	4,7	0,54
	1040	640	1400	1210	1,97	5	2
K12	1040	600	1440	—	1,17	6,4	0,3— 2,3
ЭИ956	1040	630	1410	1160	4	7	7—13
W2	1120	630	1350	1200	5,3	11	9—19

Примечание. Износ цилиндрических образцов (уменьшение объема) определяли при сухом трении скольжения на 15 типах абразива «Цельсит», подогревавшихся до различных температур.

При соответствующем увеличении температуры аустенитизации износостойкость стали также возрастает. Износ инструментальных сталей, термообработанных до приблизительно одинакового предела текучести, неодинаков. Можно заметить, что чем больше количество избыточных фаз в стали (например, карбидов, не растворившихся примесей), тем значительнее износ¹. В этом большую роль играет выкрашивание карбидов. Износ инструментальных сталей для инструментов горячей деформации с увеличением температуры испытания существенно возрастает (рис. 47). Увеличение содержания легирующих в твердом растворе вследствие нагрева до температуры аустенитизации и большая твердость стали даже в области повышенных рабочих температур обеспечивают более высокую износостойкость.

2.1.7. Теплопроводность

От теплопроводности сталей в значительной мере зависит срок службы инструмента, поскольку его поверхностные слои разогреваются до высоких температур. При лучшем отводе тепла сталь лучше сохраняет свою твердость и износостойкость. Срок службы работающих в тяжелых условиях инструментов горячей штамповки возрос в несколько раз после того, как материал инструментов заменили высокотеплопроводной сталью. Теплопроводность имеет большое практическое значение для нагрева и охлаждения крупногабаритных инструментов и блоков инструментов. Внутренняя часть блока инструментов в одних и тех же условиях нагревается и охлаждается тем быстрее, чем выше теплопроводность материала блока. Размерность коэффициента теплопроводности: $\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{К}) = = 0,23 \text{ кал}/(\text{см} \cdot \text{с} \cdot ^\circ\text{C})$.

В системах с неоднородной структурой теплопроводность изменяется в зависимости от объемной концентрации составляющих согласно логарифмическому правилу смешения². Превращения, происходящие в структуре стали, также оказывают существенное воздействие на теплопроводность:

Фаза	Коэффициент теплопровод- ности при 20 °C λ_1
Феррит	0,75
Цементит	0,08
Перлит	0,50
Аустенит	0,16
Мартенсит	0,42

Влияние изолированных включений карбидов в металлической матрице минимальное. Можно рассчитывать на повышение теплопроводности стали в случае, если произойдет переход из какого-нибудь гомогенного состояния (аустенит, мартенсит) в гетерогенное. Теплопроводность нелегированной стали в мартенситном состоянии ($\text{Вт}/\text{см} \cdot ^\circ\text{C}$)

$$\lambda = 0,606 + 0,213 \text{ C}\%;$$

¹ Это утверждение справедливо для указанных в табл. 13 условий испытаний. (Прим. ред.)

² Для гетерогенных систем типа матричных справедлива закономерность Н. С. Курнакова. (Прим. ред.)

**ТАБЛИЦА 14. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ
НА ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ**

Марка стали	Состояние	Коэффициент теплопроводности λ при температуре, °C	
		100	300
S11	Отожженная	0,44	—
	Закаленная (вода 880° C)	0,33	—
	Закаленная + отпущенная при 150° C	0,33	—
R3	Отожженная	0,25	—
	Закаленная (1280° C)	0,17	0,19
	Закаленная + отпущенная при 560° C	0,20	0,22
Быстрорежущая сталь, 15% W То же, 5% Co	Закаленная	0,16	—
	Закаленная + отпущенная при 560° C	0,24	0,29

феррито-цементитной фазы

$$\lambda = 0,606 \div 0,134 \text{ C} \%$$

Из этого следует, что с повышением содержания углерода в стали и температуры закалки (аустенинизации) теплопроводность стали снижается; под влиянием же отпуска вследствие распада твердого раствора возрастает. Теплопроводность некоторых инструментальных сталей приведена в табл. 14.

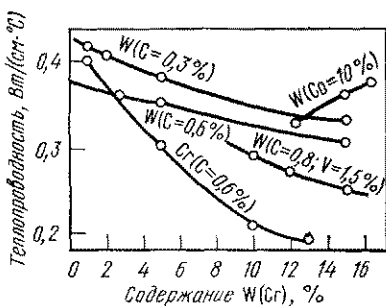


Рис. 48. Влияние содержания хрома и вольфрама на теплопроводность сталей

Известно, что при шлифовании, сопровождающемся значительным локальным выделением тепла, у отпущенных сталей возникает меньше поверхностных дефектов, чем у закаленных. Теплопроводность закаленных (мартенситных) сталей также намного меньше. Однако благоприятное воздействие повышения температуры отпуска на теплопроводность имеет свои ограничения по другим причинам (снижение твердости, износостойкости и т. д.).

Из ранее сказанного, а так-

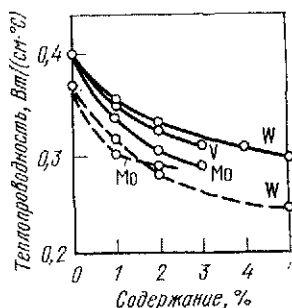


Рис. 49. Влияние содержания вольфрама, молибдена и ванадия на теплопроводность 0,3%-ной углеродистой и 1,5%-ной хромистой сталей;

— при 400° С; --- при 500° С

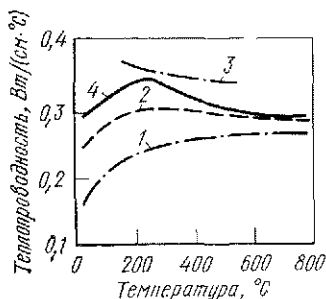


Рис. 50. Теплопроводность инструментальных сталей для горячей деформации в зависимости от температуры; марки стали:

1 — К13; 2 — W2; 3 — W3; 4 — 0,4% С, 3,3% Сг, 2,5% W, 1,2% Мо, 1,2% V, 1,7% Со

же из данных табл. 14 следует, что теплопроводность легированных сталей из-за легированности твердого раствора, изменений в структуре и большой стойкости против отпуска существенно ниже, чем нелегированных инструментальных сталей. Влияние некоторых, важных для инструментальных сталей легирующих компонентов показано на рис. 48 и 49, а также в табл. 15.

С повышением температуры теплопроводность сталей уменьшается; однако чем больше легирующих растворено в твердом растворе, тем это снижение менее значительно. Более того, теплопровод-

ТАБЛИЦА 15. КОЭФФИЦИЕНТ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ λ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ

Наименование стали и ее состав, %	Температура, °С							
	20	100	200	250	300	400	500	600
W3	—	—	—	0,30	—	0,29	0,26	—
W1	—	—	—	0,24	—	—	—	—
Быстрорежущие стали:								
7W	—	0,22	0,25	—	—	0,34	0,38	—
12W	—	0,22	0,23	—	—	0,25	0,27	—
12W+4V+5Co	0,17	0,20	0,23	—	0,24	0,25	0,27	0,28
12W+5Co	—	0,24	0,22	—	0,29	0,31	0,35	—
6W+5Mo+2V	0,20	0,21	0,23	—	0,24	0,25	0,26	0,27
R3 (18W)	—	0,20	0,21	—	0,23	0,24	0,25	—
18W+2V+5Co	0,17	0,20	0,22	—	0,23	0,24	0,25	0,27
R1 (18W+10Co)	—	—	—	—	—	—	0,38	—
Твердый сплав (95W+5Co)	—	—	—	—	—	—	0,75	—

ность высоколегированных сплавов (содержащих 20% легирующих), например, таких, как быстрорежущие стали, при нагревании возрастает. Теплопроводность кобальтсодержащих быстрорежущих сталей на 20—25% выше, чем сталей, не содержащих кобальт, но меньше, чем твердых сплавов, содержащих кобальт. На рис. 50 показано изменение теплопроводности некоторых инструментальных сталей для инструментов горячей деформации.

2.1.8. Устойчивость формы и размеров

Даже не испытывая нагрузки, инструмент может претерпевать деформацию, изменение размера в ходе процесса его производства (пластическая деформация, термообработка, резание и т. д.), тем более при длительной (в течение нескольких месяцев) эксплуатации. Изменение формы в процессе производства вызывают изменением размера, а изменения, происшедшие во время хранения и пользования инструментом, — короблением.

ТАБЛИЦА 16. ПРИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИЙ



Изменение размера и коробление очень затрудняют производство точных, стабилизированных инструментов и приборов, а также их использование.

Деформацию в инструменте создают возникающие в результате различных воздействий, большей частью неравномерно распределенные напряжения.

У напряжений и деформаций может быть множество взаимосвязанных причин образования (табл. 16). В данном случае причины, вызывающие деформацию, трудно разделимы, однако, несмотря на это, влияние некоторых факторов весьма заметно.

Термические напряжения вызываются неравномерным тепловым расширением, обусловленным разницей температур различных частей рабочей детали. Деформация тем сильнее, чем больше степень охлаждения, скорость нагрева, чем больше размеры и чем сложнее конфигурация инструмента, чем меньше теплопроводность и теплоустойчивость инструментальной стали. Более подробно о тепловых напряжениях, возникающих при тепловой обработке, см. раздел 5.

Напряжения, возникающие из-за изменения объема и размеров являются в основном следствием различных удельных объемов фаз, образующихся в процессе аллотропических превращений. Наименьшую удельную массу имеет аустенит, наибольшую — мартенсит. Поэтому мартенситное превращение сопровождается увеличением объема. Влияние образования фаз с различными объемами проявляется в тех частях рабочей детали, в которых образуется мартенсит, т. е. в поверхностном слое низкопрокаливающихся сталей и по всему поперечному сечению высокопрокаливающихся сталей.

Напряжение, вызванное изменением объема, и величина изменения объема регулируются следующими факторами:

- содержанием углерода в твердом растворе (мартенсите);
- количеством и стабильностью остаточного аустенита;
- распределением карбидов;

ТАБЛИЦА 17. ИЗМЕНЕНИЕ РАЗМЕРОВ СТАЛИ ПРИ ЗАКАЛКЕ

Марка стали	C, %	$v_{\text{ауст}}$, °C	Аустенит, %	Изменение размеров при закалке, %
C10	0,1	—	—	—0,06
Cr2	0,4	—	—	+0,052
M1	0,85	—	17	+0,06
M4	1,05	—	6	+0,097
W9	1	$> A_3$	10	+0,10
		$A_1 - A_3$	—	+0,065
S8	0,8	—	—	+0,185
S11	1,1	—	—	+0,175
R3	0,8	1280	30	+0,025
		Ок. A_1	—	—0,017
K11	1,6	960	10	+0,05
		1020	20	—0,05
K1	2,2	960	20	+0,08
		1020	40	—0,1
12%Cr	3	960	—	—0,05
		1020	—	—0,15

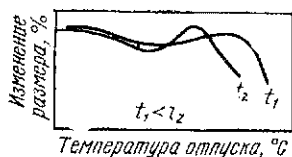


Рис. 51. Влияние температуры отпуска и его продолжительности на изменение размера легированных инструментальных сталей

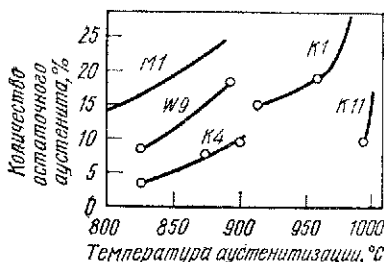


Рис. 52. Изменение количества остаточного аустенита в закаленных инструментальных сталях в зависимости от температуры аустенизации

скоростью охлаждения;
степенью перегрева.

Содержание углерода в твердом растворе (мартенсите) зависит от состава стали и от температуры аустенизации и отпуска. Поэтому у сталей с разным содержанием углерода изменения размеров неодинаковы (табл. 17). Если в стали нет остаточного аустенита, то изменение размера тем больше, чем больше в стали и в мартенсите углерода. Для легированных сталей положение несколько иное. Наличие остаточного аустенита с малым удельным объемом уменьшает изменение размеров. Под воздействием отпуска уменьшается содержание углерода в мартенсите и в результате этого размер рабочей заготовки (табл. 18).

Однако при определенной температуре отпуска, зависящей от состава стали, остаточный аустенит может превратиться в мартенсит, который вызывает увеличение размеров, уравнивающее или превышающее их уменьшение (сжатие) (рис. 51). Это зависит от того, какого состава и в каком количестве остаточный аустенит преобразуется в мартенсит. Превращение 1% остаточного аустенита в мартенсит вызывает увеличение размера примерно на 0,010—0,012%.

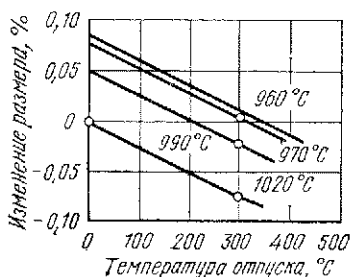


Рис. 53. Изменение размера инструментальной стали марки K1 в зависимости от температур аустенизации и отпуска (цифры на прямых показывают температуру аустенизации, °C)

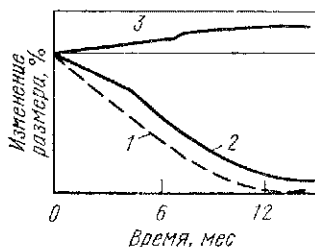


Рис. 54. Изменение размера (деформация) в зависимости от времени стабилизации:
1 — закаленной; 2 — закаленной и глубокоохлажденной; 3 — закаленной, глубокоохлажденной и отпущенной

Наличие остаточного аустенита может существенно повлиять на изменение размера. Как известно, количество и стабильность остаточного аустенита зависят также от содержания легирующих в твердом растворе, от температуры аустенитизации, от обработки холодом, от условий отпуска и от предзакалочной структуры. Чем больше в аустените таких легирующих, которые понижают температуру мартенситного превращения (например, Mn, Cr; см. раздел 3), или же чем выше температура аустенитизации, способствующая растворению легирующих, тем в большем количестве в стали присутствует остаточный аустенит (рис. 52) и в тем меньшей степени происходит увеличение размера в процессе закалки (см. табл. 17).

Ранее уже говорилось о влиянии температуры аустенитизации. Здесь следует только показать изменение размеров стали K1, отпущенной с различных температур аустенитизации, в зависимости от температуры отпуска (рис. 53). Под влиянием глубокого охлаждения, следующего за закалкой, аустенит переходит в мартенсит, что ведет к увеличению размера инструмента (табл. 19). Влияние исходной структуры на изменение размера проявляется в том, что в зависимости от формы перлита (пластинчатой или зернистой) изменяется растворимость карбидов и, следовательно, количество остаточного аустенита.

ТАБЛИЦА 18. ИЗМЕНЕНИЕ РАЗМЕРОВ СТАЛЕЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ ОТПУСКА ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 200° С

Марка стали	C, %	Изменение размера отпущенной стали
C10 . .	0,1	—0,067
Cr2 . . .	0,4	—0,048
K4 . . .	1,05	—0,075
S8 . . .	0,8	—0,082
S11 . . .	1,1	—0,085
W9 . . .	1,0	—0,06
M1 . . .	0,85	—0,02
R3 . . .	0,80	—0,026
K11 . . .	1,6	—0,069
K1 . . .	2,2	—0,05

ТАБЛИЦА 19. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗАЦИИ НА СТЕПЕНЬ ИЗМЕНЕНИЯ РАЗМЕРА (%) СТАЛИ, СОДЕРЖАЩЕЙ 12% Cr

Марка (состав) стали	Термообработка	Температура аустенитизации v, °C			
		960	1020	1050	1150
3%С 12%Cr	Закалка	—0,05	—0,15	—,30	—0,40
	Закалка + глубокое охлаждение	+0,25	+0,22	—0,18	+0,18
K1	Закалка	+0,08	—0,10	—0,20	—0,45
	Закалка + глубокое охлаждение	+0,20	+0,20	+0,18	—0,32
K11	Закалка	+0,05	—0,05	—0,12	—0,50
	Закалка + глубокое охлаждение	+0,17	+0,18	+0,16	—0,20

**ТАБЛИЦА 20. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ
НА ИЗМЕНЕНИЕ РАЗМЕРА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, %**

Марка (состав) стали	$v_{отп}, ^\circ\text{C}$	Охлаждения в масле с тем- пературой, $^\circ\text{C}$		Охлаждение на воздухе
		30	160*	
0,7%С, 2%Mn (K11)	—	+0,15	+0,07	+0,11
	150	+0,07	-0,15	—
	200	+0,09	-0,22	—
	—	+0,148	+0,126	+0,068
	150	+0,131	+0,117	+0,050
	200	+0,120	+0,110	+0,042

* В течение 10 мин.

Влияние неравномерного распределения карбидов состоит в том, что величина изменения размера, обусловленного закалкой и отпуском, зависит от деформации и от направления карбидных строк и в значительной мере отличается в продольном и поперечном направлениях. Различие может достигать 0,1%.

Поэтому для инструментов с точными размерами нужно выбирать сталь с равномерным распределением карбидов. Такой тип сталей получают с помощью специальной технологии деформации, подвергая ее многосторонней ковке.

Высокая скорость охлаждения, помимо увеличения термических напряжений, препятствует диффузии газов, их выделению до мартенситного превращения, что ведет к дополнительному увеличению размера в процессе закалки (табл. 20).

Увеличение размера закаливаемых заготовок будет тем большим, чем в большем количестве будет образовываться мартенсит, т. е. чем больше степень прокаливаемости стали.

Величину деформации в процессе выдержки или длительной эксплуатации определяют следующие факторы:

перераспределение внутренних напряжений в инструменте в процессе различных операций деформирования, резания, термообработки; поэтому целесообразно между отдельными операциями деформирования, резания или после них проводить термообработку, снижающую напряжения;

дополнительные напряжения, зависящие от нагрузки, температурных условий, размера и формы;

происходящее с течением времени дальнейшее изменение объема, например, вследствие уменьшения деформации мартенсита или из-за превращения остаточного неустойчивого аустенита в мартенсит в результате влияния обезуглероженного или науглеродившегося слоя.

Превращение 1% тетрагонального мартенсита в кубический сопровождается примерно 0,0015%-ным уменьшением размера.

Превращение 1% остаточного аустенита в мартенсит вызывает увеличение размера примерно на 0,012%. Деформация будет меньше у тех сталей, структура которых более стабильна (рис. 54).

2.1.9. Технологические свойства

Чувствительность к перегреву. Прочность высокоуглеродистых инструментальных сталей, вязкость, предел упругости существенно снижаются в случае чрезмерно высокой температуры аустенитизации как при горячей деформации, так и в процессе закалки. Ухудшение свойств происходит вследствие укрупнения зерен аустенита и выделения карбида по границам зерен в процессе охлаждения от высоких температур. Чувствительность к перегреву — это такое явление, при котором выше некоторой температуры аустенитизации происходит укрупнение зерен стали. Чувствительность к перегреву различных типов стали различна. Отдельные марки сталей можно закаливать только в очень узких пределах температур; в других же сталях даже при значительных превышениях обычных температур аустенитизации зерно заметно не укрупняется. Наиболее чувствительными к перегреву являются эвтектоидные и заэвтектоидные стали. Так, повышение температуры аустенитизации нелегированных сталей на 10—15°С сверх оптимальной ведет к существенному снижению прочности на изгиб и вязкости (рис. 55); в то же время твердость стали или совсем не изменяется, или почти не изменяется (см. рис. 8). Излом таких перегретых сталей грубый, зерна

ТАБЛИЦА 21. ВЕЛИЧИНА ЗЕРЕН АУСТЕНИТА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗАЦИИ

$\gamma_{\text{ауст}}, ^\circ\text{C}$	Величина зерен аустенита, балл				
	K13	K14	E1956	W3	W2
1000	11	11—12	—	—	—
1050	10	8—10	11—12	10	—
1070	—	—	11	—	—
1100	6—8	7	10	6—7	—
1130	—	6	9	—	11—12
1150	4—5	—	8	—	—
1200	3—4	3	5	—	—

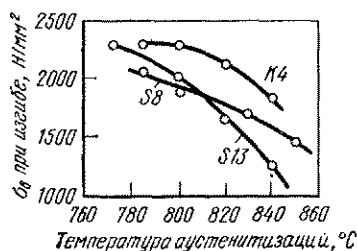


Рис. 55. Изменение прочности на изгиб инструментальных сталей марок S8, S13 и K4 в зависимости от температуры аустенитизации

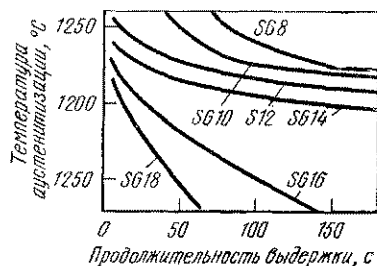


рис. 56. Влияние температуры и продолжительности аустенитизации на размер зерна аустенита быстрорежущей стали марки R6

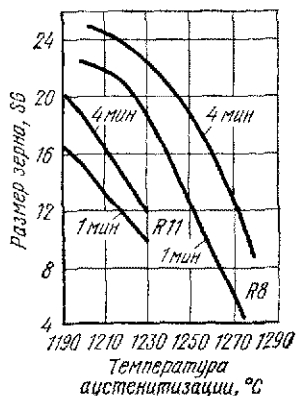


Рис. 57. Влияние температуры и продолжительности аустенизации на размер зерна быстрорежущих сталей R8 и R11

или труднорастворимые фазы, например, такие, как окислы Al_2O_3 , нитриды и особенно труднорастворимые карбиды (VC). Их присутствие препятствует укрупнению зерен аустенита.

Величина зерен, нечувствительных к перегреву сталей, и толщина закаленного слоя с увеличением температуры аустенизации существенно не изменяются.

Из мелкозернистого аустенита при закалке образуется мелкозернистый и мелкоигольчатый мартенсит.

Ледебуритные стали с высоким содержанием карбидов в определенных пределах из-за наличия специальных карбидов менее чувствительны к перегреву. Присутствующие в таких сталях карбиды по некоторой степени препятствуют укрупнению зерен аустенита и существенному ухудшению их механических свойств. Показатель размера зерен аустенита SG быстрорежущей стали типа R6 в зависимости от продолжительности аустенизации и выдержки представлен на рис. 56, а аналогичный показатель сталей R8 и R11 — на рис. 57. Показатели размеров зерен аустенита сталей, получаемых различными способами, стали R10 указаны в табл. 22, а данные табл. 23 иллюстрируют вязкость стали R6 с различной величиной зерен.

Чувствительность к перегреву не имеет место только до тех пор, пока не растворятся карбиды.

Некоторым размерам зерен даже при одинаковой твердости соответствуют различные характеристики прочности и вязкости (рис. 58—61).

Из этих рисунков видно, что

крупные, толшина закаленного слоя также большая.

Вязкость инструментальных сталей для горячей деформации обычной чистоты также весьма чувствительна к укрупнению зерен, обусловленному перегревом. Поэтому очень важным является определение величины зерен аустенита таких сталей, излома, вязкости в зависимости от температуры закалки. Величина зерен аустенита некоторых инструментальных сталей для горячей деформации представлена в зависимости от температуры аустенизации в табл. 21. Продолжительность выдержки при нагреве 10 мин. При увеличении продолжительности выдержки при нагреве размер зерен заметно возрастает.

Стали тогда нечувствительны к перегреву, если в них равномерно распределены мелкие нерастворимые.

ТАБЛИЦА 22. ВЕЛИЧИНА ЗЕРЕН АУСТЕНИТА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ R10

Температура аустенизации $t_{\text{ауст.}}^{\circ}\text{C}$	Размер зерен, SG, аустенита в сталях	
	ЭШП	обычной выплавки
1160	16	12
1190	15	11,5
1220	13	10
1250	10	7

ТАБЛИЦА 23. ВЛИЯНИЕ
ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРЕН НА ТВЕРДОСТЬ
И ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ R6

Показатель размера зерен	Твердость стали, HRC		W _p , Дж	КС, Дж/см ²
	зака- ленной	закаленной + отпуск при 550°C, 3X1 ч		
SG18	64	63	≥ 3	≥ 80
SG8	64	67	≤ 1	≤ 30

характеристики прочности и вязкости более чистых сталей, изготовленных электрошлаковым переплавом (ЭШП), даже при грубозернистой структуре более благоприятно, чем у обычных сталей. Из рис. 59 следует, что наибольшая прочность, достигаемая при данной температуре аустенизации, различна и достигается при наиболее короткой тепловой выдержке при нагреве (необходимой для растворения карбидов). Однако максимально достижимое значение прочности на изгиб с повышением температуры аустенизации выше определенного предела (~1220°C) даже при наиболее короткой выдержке существенно сокращается (рис. 62). И без того низкие значения прочности на изгиб обычных, непереплавленных ледобуритных инструментальных сталей типа K1 (не более 2800 Н/мм²), и работа пластической деформации при разрушении на изгиб (не более 0,6 Дж) с укрупнением зерна аустенита уменьшаются еще больше (рис. 63). Поэтому возможная погрешность, допускаемая при осуществлении технологии термообработки, обычно приводит к большому различию в сроках службы инструмента.

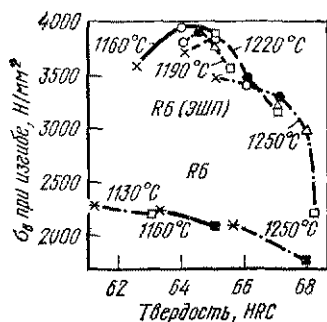


Рис. 58. Влияние температуры и продолжительности аустенизации на прочность при изгибе быстрорежущей стали марки R6 обычной выплавки и ЭШП в функции твердости; отпуск при 550°C, 3X1 ч:

×, * — 20 с; ● — 80 с; ■ — 320 с; ○ — 40 с; △ — 160 с (цифры на кривых соответствуют температуре аустенизации)

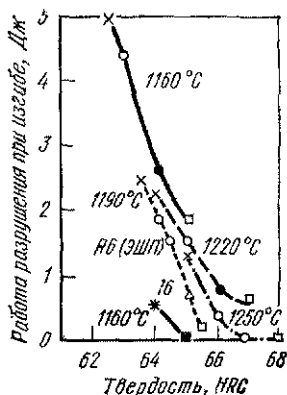


Рис. 59. Влияние температуры и продолжительности отпуска на работу разрушения при изгибе быстрорежущей стали марки R6 обычного качества и ЭШП в зависимости от твердости; отпуск при 550°C, 3X1 ч:

×, * — 20 с; ● — 80 с; ○ — 40 с; □, ■ — 320 с (цифры на кривых соответствуют температуре аустенизации)

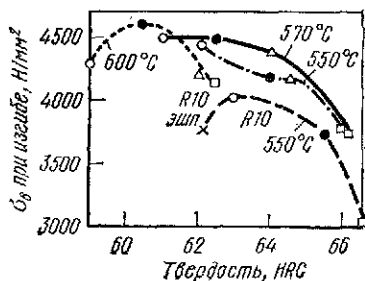
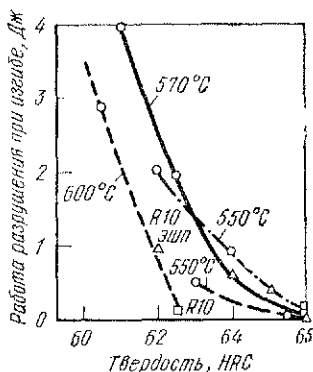


Рис. 60. Влияние температуры отпуска на прочность при изгибе стали марки R10 (обычной выплавки и ЭШП), закаленной с различных температур аустенитизации; отпуск 3×1 ч; время аустенитизации $t = 80$ с; температура аустенитизации, °C:

× — 1130; ○ — 1160; ● — 1190; △ — 1220; □ — 1250; величина зерна аустенита: ○ — SG16; ● — SG15; △ — SG13; □ — SG10 (цифры на кривых обозначают температуру отпуска)

Рис. 61. Влияние температуры отпуска на работу разрушения при изгибе стали марки R10 (обычной выплавки и ЭШП), закаленной от различных температур аустенитизации; отпуск 3×1 ч; время аустенитизации 80 с; температура аустенитизации, °C:

○ — 1160; ● — 1190; △ — 1220; □ — 1250; величина зерна аустенита: ○ — SG16; ● — SG15; △ — SG13; □ — SG10 (цифры на кривых обозначают температуру аустенитизации)



Прокаливаемость. Прокаливаемость инструментальных сталей показывает, в каких размерах, какого диаметра достигается заданная твердость или прочность. Прокаливаемость характеризуется диаметром такого прутка, у которого и в середине образуется мартенсит, т. е. скорость охлаждения здесь по меньшей мере такая же, как и критическая скорость охлаждения данной стали. Теплоотводящая способность охлаждающих сред оказывает существенное влияние на прокаливаемость сталей.

Следовательно, для инструмента данного размера нужно выбрать такую сталь, которая закаливается в заданном размере. Прокаливаемость инструментальных сталей в основном зависит от содержания легирующих в аустените и, следовательно, от его стабильности. Стабильность аустенита хорошо характеризуется критическим временем или скоростью охлаждения (когда еще не начинается превращение аустенита в перлит, в бейнит).

Прокаливаемость инструментальных сталей увеличивает любой (за исключением кобальта) легирующий компонент, который растворен в аустените. Компоненты, лучше других повышающие прокаливаемость: Ti, B, V, Mn, Cr, Ni. Легирующие, связанные в карбидной фазе, не повышают прокаливаемость. Некоторые легирующие или примесные компоненты, количество которых обычно не указывают, существенно влияют на прокаливаемость. Поэтому прокаливаемость различных плавок одних и тех же марок стали различна.

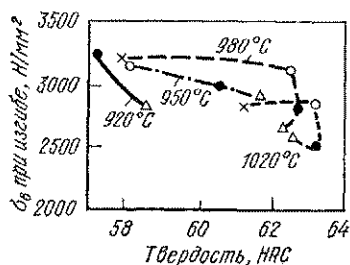


Рис. 62. Влияние температуры и времени аустенизации на прочность при изгибе инструментальной стали марки К1 после ЭШП в зависимости от твердости; отпуск при 180°С в течение 2 ч; время аустенизации, с:

× — 5; ● — 40; ○ — 20; △ — 80 (цифры на кривых обозначают температуру аустенизации)

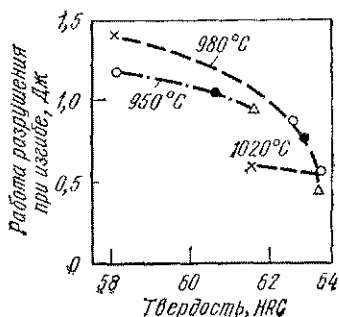


Рис. 63. Влияние температуры и времени аустенизации на работу разрушения при изгибе в зависимости от твердости; отпуск при 180°С 2 ч; время аустенизации, с:

× — 5; ● — 40; ○ — 20; △ — 80 (цифры у кривых означают температуру аустенизации)

Крупнозернистые перегретые инструментальные стали прокаливаются лучше.

Прокаливаемость нелегированных или низколегированных сталей проще всего определить испытанием по Джомини (торцевой закалкой) или на основании эталонов излома. Изломы, характеризующие прокаливаемость нелегированных инструментальных сталей, показаны на рис. 64. Образцы в виде прямоугольных призм с поперечным сечением 20×20 мм после нагрева до 760—840°С охлаждаются в воде. В зависимости от толщины закаленного слоя в изломе может быть определен балл прокаливаемости. В таких случаях после обозначения марки стали указывают балл (например, Si11, Si12). Прокаливаемость сильнолегированных и, следовательно, хорошо прокаливающихся сталей проверяют на специальных образцах с увеличенными размерами.

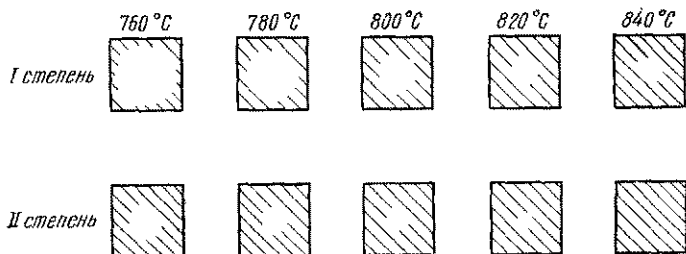


Рис. 64. Степени прокаливаемости нелегированных инструментальных сталей

С увеличением прокаливаемости уменьшается различие в твердости между поверхностью и сердцевиной материала.

Повышение прокаливаемости сталей сопровождается улучшением их закаливаемости. Закаливаемость — это такое свойство сталей, когда в результате закалки их поверхность становится мартенситной и приобретает высокую твердость. На первый взгляд кажется, что закаливаемость зависит только от содержания углерода в стали. Однако более тщательные исследования показывают, что важную роль в этом процессе, кроме содержания углерода, играют растворенные в аустените другие легирующие компоненты, а также применяемые охлаждающие среды. Имеются, например, и такие инструментальные стали, которые получают наибольшую твердость только в результате весьма эффективного водяного охлаждения (нелегированные стали), другие же (например, высоколегированные) даже при охлаждении на воздухе, т. е. закаливаются также под воздействием более мягкой охлаждающей среды.

Склонность к образованию трещин. В процессе закалки и шлифования инструментальных сталей часто из-за фазовых преобразований и разницы в температурах возникают трещины. Чем больше размер инструмента и чем сложнее его конфигурация, тем сильнее его склонность к образованию трещин.

Эту склонность усиливают неравномерное распределение карбидов, неоднородная перегретая с укрупнившимся зерном структура, обезуглероживенный слой (в находящемся под ним слое с более высоким содержанием углерода происходит большее изменение объема, вследствие чего на поверхности образуются трещины), скорость охлаждения в области температур мартенситного превращения.

Обезуглероживание (декарбонизация). Поверхностное обезуглероживание инструментальных сталей обычно происходит при нагреве выше 800°C и при контакте инструмента с такой средой, которая окисляет железо, растворенные в железе углерод или карбиды. Такое действие оказывают, например, кислород, двуокись углерода, водяной пар, в том или ином количестве имеющиеся в нагревательной атмосфере. Прежде всего окисляется углерод поверхностного слоя и переходит в газовую фазу. Затем изнутри рабочей заготовки в не насыщенный углеродом аустенит, находящийся на поверхности, диффундируют новые атомы углерода, также реагирующие с окружающей средой. Скорость обезуглероживания определяется скоростью диффузии углерода. Толщина обезуглероживающего слоя зависит:

- от состава стали;
- от насыщения ее легирующими элементами;
- от температуры и продолжительности нагрева;
- от реакционной способности атмосферы.

Среди легирующих элементов никель и хром снижают степень обезуглероживания. Никель, правда, не изменяет заметно скорость окалинообразования, однако он понижает способность углерода растворяться в поверхностных слоях, снижая таким образом глубину обезуглероживания. Хром уменьшает склонность к окалинообразованию и концентрируется в окалине.

Поверхностному обезуглероживанию сталей способствуют Si ($\geq 0,8\%$), Mo, Co. Эти элементы повышают активность углерода¹,

¹ За исключением молибдена. (Прим. ред.)

скорость его диффузии и вследствие этого степень обезуглероживания. Поэтому, следовательно, нужно уделять большое внимание режиму нагрева молибден- и кобальтсодержащих инструментальных сталей.

Обогащение легирующими элементами (молибденом и т. д.), которое наблюдается при небольшой перековке, приводит к образованию глубоких обезуглероженных участков (рис. 65).

Обезуглероживание может быть уменьшено или же вообще предотвращено в печах с регулируемой атмосферой или же в вакуумных ($<10^{-1}$ мм рт. ст.), а также в соляных раскисленных ваннах с соответствующим составом и изолирующей от воздушного пространства печи упаковкой (дважды или трижды использованным при цементации карбюризатором при температуре ниже 830°C и чугуновой стружкой при температуре $>830^{\circ}\text{C}$). Степень обезуглероживания может быть снижена также сокращением продолжительности тепловой выдержки, например предварительным подогревом ниже температуры окончательной аустенитизации ($100\text{--}150^{\circ}\text{C}$).

Окалинообразование нелегированных инструментальных сталей начинается уже при $\sim 520^{\circ}\text{C}$ и с повышением температуры становится все более интенсивным. Склонность сталей к окалинообразованию существенно снижается при содержании $\sim 5\%$ Сг (до $700\text{--}800^{\circ}\text{C}$). При более высокой температуре требуется большее содержание легирующего.

Обрабатываемость в горячем и холодном состоянии. Пластичность в горячем состоянии нелегированных сталей не намного хуже, чем конструкционных сталей. Стали, содержащие 1,2—1,3% углерода, уже меньше поддаются деформации. С повышением температуры нагрева примерно до 1200°C пластичность сталей возрастает. Верхний предел температуры деформации ограничивается опасностью окисления. Пластичность легированных теплостойких сталей растет только до $1150\text{--}1180^{\circ}\text{C}$. Карбиды карбидообразующих легирующих, находящихся в растворе, при охлаждении во время деформации в большинстве случаев выделяются на границах аустенитных зерен, что значительно ухудшает пластичность стали. Поэтому температуру деформации теплостойких сталей доводят не более чем до $1100\text{--}1150^{\circ}\text{C}$.



Рис. 65. Глубокие обезуглероженные полосы у инструментальной стали K14 после 5-ч тепловой выдержки при 1050°C ; четырехкратная уковка

Марка стали	Температура горячей деформации, °C	Марка стали	Температура горячей деформации, °C	Марка стали	Температура горячей деформации, °C
S7—S13	1100—850	W7	1050—850	W3	1100—850
K3	1150—850	W8	1050—850	R1	1150—900
K4	1150—850	W9	1050—850	R2	1150—900
K6	1000—800	NK	1100—850	R3	1150—900
K1	1050—850	K12	1100—850	R6	1100—900
K11	1050—850	K13	1100—850	R8	1100—900
M1	1050—850	K14	1100—850	R9	1100—900
W5	1050—850	W1	1100—850	R10	1100—900
W6	1050—850	W2	1100—850	R11	1050—900

Деформируемость ледобуритных инструментальных сталей сильно зависит от структуры. Ковкость литых или деформированных только с малой степенью обжата сталей с карбидной эвтектической сеткой весьма плохая. После начальных степеней деформации, разрушающих карбидноэвтектическую сетку, пластичность стали начинает расти.

Горячую деформируемость инструментальных сталей обычно определяют испытаниями на кручение и не только во время нагрева, но и при охлаждении от какой-то заданной температуры.

Холодная деформируемость эвтектоидных и заэвтектоидных сталей со структурой зернистого перлита удовлетворительна, поэтому они пригодны для чеканки (для высадки) и для глубокого выдавливания.

Ледобуритные стали в холодном состоянии не деформируются. Поэтому быстрорежущие стали протягивают при примерно 350—500° C, когда пластичность у них больше, а сопротивление деформации меньше, нежели при комнатной температуре. В случае высоколегированных сталей также нужно считаться с весьма высоким сопротивлением деформации (табл. 24). Сопротивление деформации, как известно, помимо температуры, зависит также от степени относительной истинной деформации, от скорости деформации.

Обработываемость резанием. Обработываемость резанием заэвтектоидных и ледобуритных инструментальных сталей после отжига на зернистый перлит очень хорошая. Твердость инструментальных сталей в этом состоянии самая низкая. Поэтому в качестве критерия

ТАБЛИЦА 24. СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ,
Н/мм²

Марка стали	Температура деформации, °C					
	20	500	560	1100	1150	1200
C10	260—600	—	—	—	—	—
	600	—	—	—	—	—
S10	—	—	—	130	—	—
K1	—	—	—	—	250	—
R6	700—1100	650	480	600—200	—	—
R3	600—1000	750—800	500	100—300	—	60—180

обрабатываемости сталей резанием обычно принимают их твердость после отжига.

Ниже приведены данные о твердости сталей некоторых марок после их отжига. Однако наименьшую шероховатость получают не в отожженном состоянии, а при сорбитной структуре с несколько большей твердостью (HRC23—30):

Марка стали	Твердость в отожженном состоянии, HB	Марка стали	Твердость в отожженном состоянии, HB	Марка стали	Твердость в отожженном состоянии, HB
S7	187	W1	220	W2	250
S8	187	W5	230	W3	240
S9	192	W6	250	R1	300
S10	197	W7	270	R2	290
S11	207	W8	230	R3	270
S13	217	W9	250	R6	270
K3	220	NK	250	R8	280
K4	230	K12	235	R9	290
K6	230	K13	235	R10	270
K1	255	K14	230	R11	300
K11	255	W1	250		

Присутствующие в инструментальных сталях легирующие, растворяясь в твердом растворе (в феррите) или же образуя карбиды, ухудшают обрабатываемость сталей резанием. Среди легирующих, растворяющихся в феррите, в наибольшей мере ухудшает обрабатываемость стали резанием кремний. Для улучшения обрабатываемости резанием инструментальные стали дополнительно легируют серой, теллуром; для того чтобы при этом чрезмерно не снижалась горячая деформируемость сталей, в них увеличивают содержание марганца.

В структуре после термообработки на высокую твердость присутствие карбидов очень затрудняет обработку резанием ледобуритных инструментальных сталей. Поэтому их обрабатывают при твердости не выше HRC40—45.

Шлифуемость — это также весьма сложное свойство инструментальных сталей. Твердость карбидов, встречающихся в инструментальных сталях, приближается к твердости абразивных материалов. Поэтому наличие карбидов снижает производительность шлифования. Наибольшее воздействие в этом отношении оказывает карбид ванадия; влияние карбидов хрома слабее.

Шлифуемость сталей характеризуют коэффициентом шлифуемости G , который представляет собой отношение количества сошлифованного материала к количеству материала, отделившемуся со шлифующего инструмента (табл. 25).

Во время шлифования на поверхности неправильно отпущенных сталей, а также у сталей, в которых осталось более 10% остаточного аустенита, образуются шлифовочные трещины. Подобные инструментальные стали (например, стали с высоким содержанием хрома) шлифуются только с очень небольшими подачами.

Качество шлифованной поверхности в значительной степени зависит от размера зерна карбидов и от их распределения. Чем крупнее зерна карбида и чем неравномернее их распределение, тем хуже качество шлифованной поверхности. При шлифовании крупные зер-

на могут выкрашиваться. Качество шлифованной поверхности ухудшается также в случае обезуглероживания поверхности, снижающей твердость.

Вследствие применения неправильной технологии шлифования температура поверхности может сильно повыситься, что приведет к отпуску мартенсита, к снижению твердости и, таким образом, к снижению износостойкости.

Полируемость. Во многих случаях имеется необходимость полировать поверхность инструментов (например, инструментов по изготовлению медалей, пластмасс). Качество полируемой поверхности инструментальной стали улучшается с повышением твердости стали,

ТАБЛИЦА 25. КОЭФФИЦИЕНТ ШЛИФУЕМОСТИ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Легирующие элементы стали					Коэффициент шлифуемости G
	C	W	Mo	V	Co	
R3	0,7	18	—	1	—	6—12
	0,8	18	—	2	—	4
	1,05	18	—	3	—	1,1
	1,2	18	—	4	—	0,4
	1,5	12	—	5	5	0,8
R10	0,8	1,5	8	1	—	7
R6	0,8	6	5	2	—	4
	1,0	6	5	3	—	1

Примечание. Скорость резания $v=200$ м/мин; глубина резания $f=0,05$ мм; охлаждение эмульсией.

равномерности распределения карбидов, со снижением содержания неметаллических включений, а также со снижением количества остаточного аустенита ($\leq 10-12\%$). Например, высокохромистые инструментальные стали полируются плохо.

С улучшением качества поверхности возрастает адгезионная способность инструментальной стали, которая весьма необходима измерительным калибрам; в других же случаях это свойство неблагоприятно. Адгезионную способность можно снизить очень тонким оксидным слоем ($5 \cdot 10^{-6}$ мм), создаваемым нагревом до $200-300^\circ\text{C}$ (что не ухудшает качество поверхности) или же азотированием. Адгезия приводит к очень быстрому выходу из строя инструмента в результате сваривания контактирующих поверхностей и отрыва материала. Адгезионная способность в сильной мере зависит также и от качества деформируемого материала: чем мягче материал, тем легче он приваривается к инструменту. Адгезионную способность инструментальных сталей можно снизить увеличением количества карбидов и поверхностной обработкой (окисление, азотирование).

3. Легирование, производство инструментальных сталей в соответствии с их назначением и условиями эксплуатации

Известно, что структура сплавов системы железо — углерод (структура стали) изменяется в зависимости от содержания углерода (рис. 66). В равновесном состоянии структура эвтектоидной стали, содержащей 0,8% С, чисто перлитная, доэвтектоидной стали с содержанием 0—0,8% С — феррито-перлитная, а заэвтектоидной стали, содержащей 0,8—2% С, — перлитно-цементитная, т. е. смесь цементита и карбидов. Ледебуритная эвтектика, появляется в сплавах Fe—С только при наличии в них более 2% С. Прочность и раз-

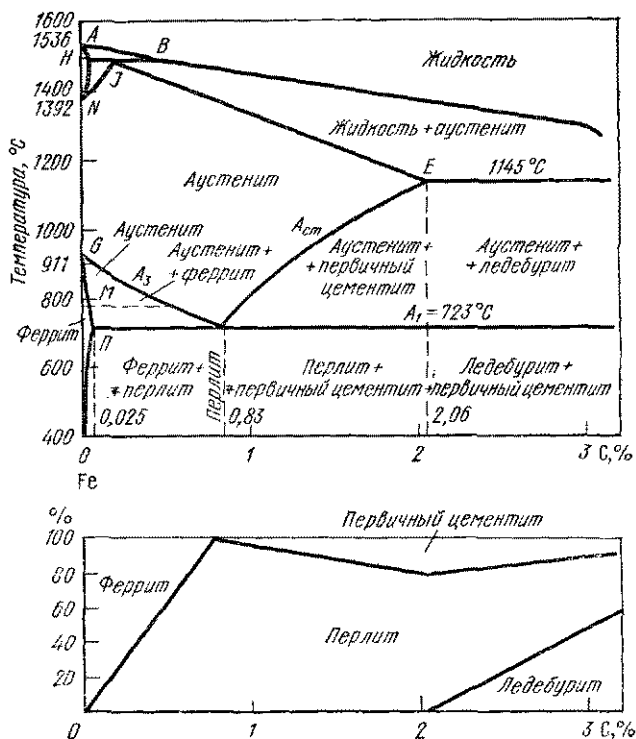


Рис. 66. Диаграмма состояния системы Fe—С

личные физические свойства сталей определяются количеством определенных фаз в их структуре, распределением этих фаз и размерами их кристаллитов.

Благоприятное воздействие легирующих элементов на свойства стали объясняется тем, что они изменяют химический состав фаз, температурно-временные соотношения различных фазовых превращений и, таким образом, условия термообработки. Изменяется кинетика фазовых превращений, в результате чего возникает другая структура, чем в нелегированных сталях.

3.1. Распределение легирующих компонентов в фазах сталей

Число используемых для легирования сталей компонентов весьма велико. Соединения легирующих компонентов с железом и с другими компонентами сплава зависят от электронного строения атомов. Атомы легирующих компонентов в решетке железа растворяются двумя способами:

ТАБЛИЦА 26. ТИПЫ РЕШЕТОК ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ И РАЗМЕРЫ РАДИУСОВ АТОМОВ

Порядковый номер	Элемент	Радиус атома А	Тип пространственной решетки	Порядковый номер	Элемент	Радиус атома А	Тип пространственной решетки
4	Be	1,14	Гексагональный	41	Nb	1,43	Объемноцентрированная кубическая
5	B	0,87	Тетрагональный	72	Hf	1,6	Гексагональная
6	C	0,77	Алмазная	24	Cr	1,25	Объемноцентрированная кубическая
7	N	0,71	—				
8	O	0,66	—				
13	Al	1,43	Гранецентрированная кубическая	25	Mn	1,30	Гранецентрированная кубическая
14	Si	1,175	Алмазная	26	Fe	1,24	Объемноцентрированная кубическая
15	P	1,14	Ромбоэдрическая	27	Co	1,25	Гранецентрированная кубическая
16	S	1,02	То же				
22	Ti	1,45	Гексагональная	28	Ni	1,26	То же
23	V	1,31	Объемноцентрированная кубическая	29	Cu	1,28	»
40	Zr	1,61	Гексагональная	73	Ta	1,45	Объемноцентрированная кубическая
				74	W	1,37	То же

ТАБЛИЦА 27. РАСТВОРИМОСТЬ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ
В ФЕРРИТЕ И АУСТЕНИТЕ

Порядко- вый номер	Элемент	Растворяется в феррите, %	Растворяется в аустените, %	Карбид
6	C	0,008—0,025*	2	—
7	N	0—0,04	2,5	—
13	Al	15	2	—
14	Si	15	2	—
15	P	1,2	0,25	—
22	Ti	0,8—6	0,2	TiC
23	V	Неограниченно	0,2	VC
24	Cr	»	11	Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃
25	Mn	10	Неограниченно	—
27	Co	75	»	—
28	Ni	24	»	—
42	Mo	6—32	2,75	Mo ₂ C
74	W	6—32	6	W ₂ C

* Растворимость зависит от температуры (Прим. ред.).

замещают атомы железа (субституционное растворение);
заполняют в решетке железа промежутки между атомами (интерстиционное растворение).

Тип образующегося твердого раствора, а также степень растворения зависят от размеров атомов легирующего компонента, от его пространственной решетки, от распределения его электронов и от изменения электронной концентрации в возникающем твердом растворе. Радиусы атомов легирующих компонентов стали и типах решеток представлены в табл. 26.

Большинство легирующих компонентов имеет объемноцентрированную или гранецентрированную кубическую решетку, такую же, как α - и γ -железо. Это одно из условий того, чтобы легирующий компонент образовывал с железом твердый раствор. Пространственная решетка кристаллов Be, Ti, Zr, Hf гексагональная, Si и C — алмазная. Поэтому эти компоненты в минимальной степени растворяются в железе. Неограниченное растворение возможно лишь тогда, когда разница между диаметрами атомов легирующего компонента и железа небольшая ($<14\%$), а также если концентрация электронов или совсем не изменяется, или изменяется незначительно. Пределы растворимости некоторых легирующих компонентов в двух аллотропных модификациях железа приведены в табл. 27. Растворимость отдельных компонентов зависит от температуры и содержания углерода в стали. Растворяющиеся компоненты в зависимости от степени деформации решетки повышают предел текучести стали, ее твердость, изменяют стабильность образовавшейся фазы, теплостойкость и т. д. Увеличение твердости, однако, незначительное.

Твердый раствор железо образует только с такими элементами, радиус атома которых меньше $1 \text{ \AA}$, поскольку в решетке свободные промежутки между атомами невелики: $d=0,252 \text{ \AA}$ для объемноцен-

трированной кубической решетке и $d=0,29$ а для гранцентрированной кубической пространственной решетки, где a — параметр решетки ($a_{Fe\alpha}=2,86$ Å и $a_{Fe\gamma}=3,562$ Å).

Таковыми элементами внедрения с небольшими радиусами атомов являются С, В, N, О. Диаметр атомов этих элементов больше, чем пространство, предоставляемое в их распоряжение. Вследствие этого они значительно увеличивают параметр решетки. 1% растворившегося углерода увеличивает параметр решетки γ -железа на 0,045 Å (см. рис. 95). Поэтому в равновесных условиях растворимость этих компонентов в железе при низкой температуре минимальна.

3.2. Карбиды инструментальных сталей

В Периодической системе элементы, располагающиеся влево от Fe, такие как Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr, не только растворяются (в той или иной мере) в железе, но и образуют с содержащимися в стали С и N химические соединения (карбиды, нитриды) и, более того, образуют между собой интерметаллические соединения.

Склонность легирующих компонентов образовывать карбиды тем выше, чем больше нехватка электронов на d -электронной оболочке. В Периодической системе такие элементы расположены слева от Fe. Металлы вместе с неметаллическими элементами, а также металлы с различной валентностью часто образуют фазы, имеющие характер химических соединений.

Элементы с большим радиусом атомов вместе с неметаллическими элементами с малым радиусом атомов (такими, как С, N, В) образуют соединения с решеткой, характерной для фаз внедрения.

Фазы внедрения возникают в том случае, если имеется следующее соотношение радиусов атомов неметаллического элемента X и легирующего элемента M (металл):

$$\frac{r_X}{r_M} < 0,59.$$

В таких случаях соединения имеют правильную, несколько деформированную решетку (гранцентрированную, кубическую или гексагональную, реже объемноцентрированную), в которой элементы с малым радиусом атомов (С, N, В) заполняют пространства решетки между металлическими атомами. Межатомные поры в решетке могут иметь октаэдрическую и тетраэдрическую конфигурации. Количество пор и атомов в гранцентрированных и гексагональных пространственных решетках указано ниже¹.

	Гране- центриро- ванная ку- бическая	Гексаго- нальная
Число атомов	4	6
Число пор:		
октаэдрических	4	6
тетраэдрических	8	12

¹ Указано число атомов и пор, приходящихся на одну элементарную кристаллическую ячейку. (Прим. ред.)

Если в каждой октаэдрической поре находится по одному атому неметалла, то состав соединения выражается формулой MX ; если же все тетраэдрические поры заполнены атомами неметалла, то состав соединения M_2X .

Могут также образовываться соединения, составы которых соответствуют формулам M_3X и M_4X . В этих случаях не каждая пора решетки заполнена атомами неметаллов. Наиболее важные фазы внедрения приведены в табл. 28. Эти и аналогичные соединения очень стабильны, имеют высокие точки плавления и высокую твердость (табл. 29). В аустените они растворяются с большим трудом.

Трудно растворяющиеся в аустените и то только при очень высокой температуре мелкие карбиды препятствуют укрупнению зерна аустенита. Чем выше теплота образования карбидов, тем труднее они распадаются и тем до более высоких температур сохраняют свою твердость.

ТАБЛИЦА 28. ФАЗЫ ВНЕДРЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ТИПЫ РЕШЕТОК

Легирующий компонент	$\frac{r_X}{r_M}$	Фазы внедрения		
		MX	M_2X	M_4X
Fe	0,57	—	Fe_2N	Fe_4N^{*1}
Cr	0,568	—	Cr_2N^{*1}	—
Mo	0,565	$(MoC) MoN^{*1}$	Mo_2N, Mo_2C^{*1}	$Fe_2W_2C^{*3}$
W	0,56	WC^{*1}	W_2C^{*1}	$Fe_2W_2C^{*3}$
V	0,587	VC^{*2}	—	—
	0,54	VN^{*2}	—	—
Nb	0,583	NbC^{*2}	—	—
	0,496	NbN^{*2}	—	Nb_4C
Ta	0,538	TaC^{*2}	Ta_2C^{*1}	—
	0,496	TaN^{*2}	—	—
Ti	0,53	TiC^{*2}	—	—
	0,49	TiN^{*2}	—	—
Zr	0,475	ZrC^{*2}	—	—
	0,44	ZrN^{*2}	—	—
Hf	0,48	HfC^{*2}	—	—
	0,443	HfN^{*2}	—	—

*1 Гексагональная.

*2 Типа NaCl.

*3 Сложная гранецентрированная.

В фазах внедрения наблюдается дефицит по углероду или азоту и число атомов неметалла отличается от приведенных ниже.

Фаза внедрения	Количество неметалличес- ких атомов, % (ат.)
Fe_4N	19—21
Fe_2N	17—23
TiC	25—50
NbC	19—48
ZrC	35—50
MnO_2C	30—39
$\text{VC}(\text{V}_4\text{C}_3, \text{V}_3\text{C}_2)$	43—50

ТАБЛИЦА 29. ТВЕРДОСТЬ И ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ
КАРБИДОВ, НИТРИДОВ, БОРИДОВ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ

Легирующий компонент	Карбиды		Нитриды		Бориды
	твёрдость, HV	$\varphi_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$	твёрдость, HV	$\varphi_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$	$\varphi_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$
Cr	—	—	—	1500	—
(Cr_3C_2)	1300	2170	—	—	—
(Cr_7C_3)	2100	1665	—	—	—
$(\text{Cr}_{23}\text{C}_6)$	1650	1550	—	—	—
W	2470	2600	—	—	—
V	2950	2830	9*	2050	2250
Nb	2400	3500	8*	2300	—
Ta	1790	3780	3240	3100	2420
Ti	3200	3160	2450	2950	2020
Zr	2560	3530	1990	2980	—
Hf	2700	3890	200	2700	—

* Твёрдость по шкале Мооса.

Более того, фазы внедрения могут возникать также и при нехватке атомов углерода (например, соединение V_4C_3). Легирующие же компоненты практически не замещают друг друга в этих фазах внедрения *¹ и те не растворяют в себе также и атомы железа.

Карбид ванадия VC может образоваться даже при наличии самых малых количеств ванадия (0,1 %), если имеется соответствующее количество C. 1 % V связывает 0,2—0,3 % C (теоретически 0,19 %). Растворившись в VC минимальные доли (1—2 %) Mn и Cr повышают его растворимость. VC имеет кубическую гранецентрированную решетку, параметр которой $a=4,16 \text{ \AA}$. Параметр решетки карбида ванадия, извлеченного из быстрорежущих сталей, в которых обычно наблюдается нехватка атомов углерода (V_4C_3), равен $4,18 \text{ \AA}$. Карбид ванадия очень твердый (HV 2800), твердость быстрорежущих сталей HV 1800—2000 *². Его твердость намного выше

*¹ Многие из указанных фаз внедрения образуют между собой неограниченные и ограниченные твердые растворы. (Прим. ред.)

*² HV 900—1100 после обработки на максимальную твердость. (Прим. ред.)

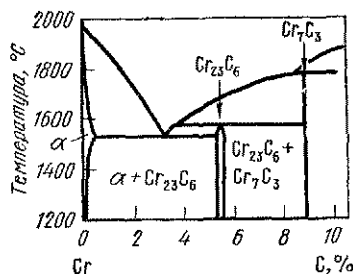


Рис. 67. Часть диаграммы состояния системы Cr—C

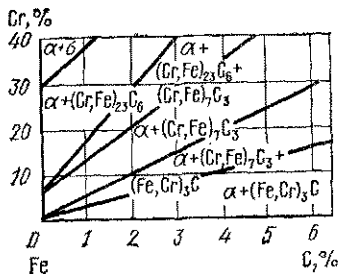


Рис. 68. Сечение диаграммы состояния системы Fe—Cr—C при 20° С

твердости карбидов состава $M_{23}C_6$ и M_6C (о них речь пойдет позже). Карбид ванадия очень плохо растворяется в аустените. При отпуске он появляется при температуре выше 500°С и его выделения вызывают упрочнение (см. раздел 3.6), причем максимум дисперсионного твердения обеспечивают карбиды в виде пластин диаметром ~ 100 и толщиной ~ 10 Å.

Стабильные вольфрамовые и молибденовые карбиды типа M_2X^{*1} и MX обычно появляются в структуре только при температуре отпуска выше 500°С или же после особо продолжительной тепловой выдержки (при 820—900°С). В сталях, легированных W и Mo, чаще встречаются карбиды типа $M_{23}C_6$ и M_6C . Карбиды W_2C и MoC имеют гексагональную решетку ($a=2,99$ Å, $c=4,72$ Å и $a=3,02$ Å, $c=4,72$ Å); у карбида WC $a=2,90$ Å, $c=2,83$ Å^{*2} и он практически

*1 Карбид M_2C при указанных температурах является метастабильной фазой, которая превращается в карбид M_6C с повышением температур отпуска до 600—700°С. (Прим. ред.)

*2 Карбиды W_2C , WC и MoC при высоких температурах имеют простую кубическую решетку. (Прим. ред.)

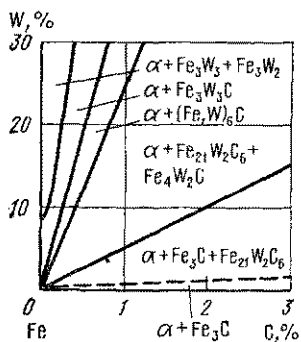


Рис. 69. Сечение диаграммы состояния системы Fe—W—C при 20° С

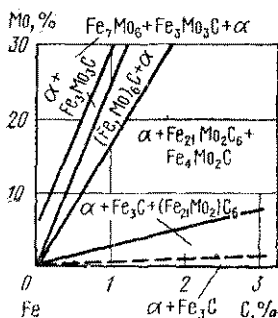


Рис. 70. Сечение диаграммы состояния системы Fe—Mo—C при 20° С

не растворяется в аустените. При отпуске выделение этих карбидов вызывает дисперсионное твердение¹, так как они образуются в виде игл диаметром ~ 15 и длиной ~ 100 Å. Твердость их велика: HV 1500—2000.

Если соотношение радиусов атомов неметалла и металла $r_X/r_M > 0,59$, то (как и в случае углерода и железа, $r_C/r_{Fe} = 0,62$) деформация решетки весьма велика. Поэтому решетка цементита Fe_3C имеет сложное ромбоэдрическое строение, в котором расстояния между атомами железа также различно. Аналогичную ромбоэдрическую решетку имеют карбиды Mn_3C и Cr_3C_2 ($r_C/r_{Mn} > 0,592$, $r_C/r_{Cr} = 0,616$). Эти соединения менее стабильны по сравнению с соединениями типа MX ; Cr, Mo, W уменьшают коагуляцию цементита при отпуске (см. раздел 3.6). Цементит появляется также и при отпуске мартенсита при температуре $> 150^\circ C$; этому предшествует выделение ϵ -карбида состава $Fe_{2,4}C$. В легированной стали цементит появляется в виде более мелких и равномерно распределенных кристаллитов, чем в нелегированной. Ниже приведено различие в радиусах атомов легирующих элементов и железа $\Delta r/r_{Fe} \cdot 100$.

	$\frac{\Delta r}{r_{Fe}} \cdot 100$	Растворимость в цементите, %
Cr	0,8	18—25
Mn	2,4	100
V	7	—
Mo	10	3
W	11	3
Ti	14	—
Nb	16	—
Zr	26	—

Карбиды хрома. Вместо карбида Cr_3C_2 , встречающегося в системе $Cr-C$, в системе $Fe-C-Cr$ образуются карбиды Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$ (рис. 67) и комплексные карбиды типа M_7C_3 и $M_{23}C_6$ (рис. 68). Часть атомов Cr замещают атомы Fe и некоторых других легирующих компонентов.

Cr_7C_3 кристаллизуется в гексагональной пространственной решетке ($a=14,01$ Å, $c=4,54$ Å). В карбиде типа M_7C_3 , встречающегося в стали, 40—60 % атомов Cr замещают атомы Fe или атомы Mn, 20 % — атомы Co и 6 % — атомы Ni. Это обстоятельство снижает твердость карбида до HV 1400—1800 и увеличивает его удельную массу. В сравнении с цементитом этот карбид растворяется в аустените в меньшей степени; эвтектические же карбиды сохраняются до температуры плавления. Карбид типа M_7C_3 начинает выделяться из мартенсита только при высоких температурах отпуска ($300-400^\circ C$). Склонность его к коагуляции меньше, чем цементита.

Карбиды $Cr_{23}C_6$ ($M_{23}C_6$). При увеличении содержания Cr в системах $Cr-C$ и $Fe-Cr-C$ наряду с карбидом M_7C_3 появляется также карбид $Cr_{23}C_6$ (типа NaCl) с гранцентрированной кубической пространственной решеткой ($a=10,59$ Å). Некоторые легирующие

¹ Упрочняющее влияние карбидов WC и MoC не обнаружено. (Прим. ред.)

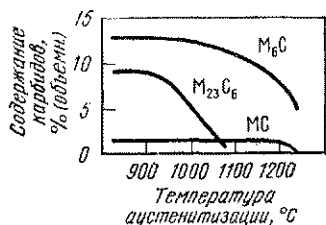


Рис. 71. Изменения содержания карбидов быстрорежущей стали марки R6 в зависимости от температуры аустенизации

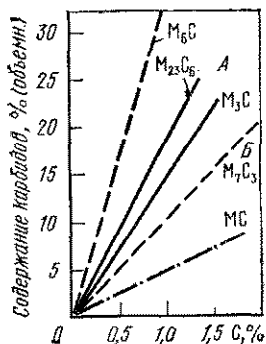


Рис. 72. Изменение количества различных типов карбидов в зависимости от содержания углерода:

А — отожженная углеродистая сталь;
Б — отожженная хромистая сталь

компоненты, заменяя часть атомов Сг, изменяют параметры решетки. Так, в карбиде $M_{23}C_6$ растворяется 30 % Fe, 20 % Со, 10 % V, <10 % W и Мо. $M_{23}C_6$, содержащий атомы железа, т. е. $Cr_{15}Fe_5C_6$, легче растворяется в аустените. Карбиды $M_{23}C_6$ хорошо растворяются в аустените при 950—1000°C. Таким образом, становится возможным повысить степень легирования аустенита и мартенсита. Твердость карбидов $M_{23}C_6$ в стали HV 1000—1100. Эти карбиды стабильнее карбидов M_7C_3 , и температура их образования также выше, чем

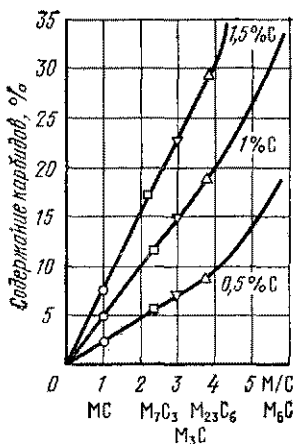


Рис. 73. Изменение количества карбидов в зависимости от отношения М/С при различном содержании углерода

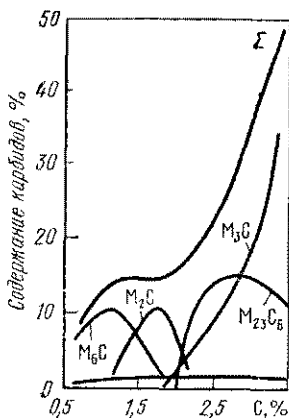


Рис. 74. Изменение количества карбидов и их типов в функции содержания углерода в быстрорежущей стали марки R6

последних. Поэтому с появлением карбидов $M_{23}C_6$ красностойкость стали возрастает.

В системах $Fe-W-C$ и $Fe-Mo-C$ даже при малом содержании W и Mo встречаются карбиды типа $M_{23}C_6(Fe_{21}W_2)_C$, $(Fe_{21}Mo_2)_C$ (рис. 69 и 70).

Карбиды M_6C . При содержании в сталях $>1\%$ W и $0,5\%$ Mo^{*1} образуется двойной карбид переменного состава (см. рис. 69 и 70). Его состав изменяется от Fe_2W_4C до $Fe_4W_2C^{*2}$; в среднем значении соответствует Fe_3W_3C , Fe_3Mo_3C . Часто он появляется и при дефиците углерода (при содержании $C < 15\%$), тогда его состав Fe_2Mo_2C , Fe_2W_2C (такой же, как и фазы внедрения M_4X). Параметр элементарной кубической пространственной решетки карбида M_6C в зависимости от содержания легирующих $a = 11,03 \div 11,12 \text{ \AA}$. W и Mo хорошо замещают друг друга. Кроме того, в карбиде M_6C иногда присутствует до 15% (ат.) V (Ti , Ta , Nb) и $Cr(Fe)$. В пространственной решетке, состоящей из 48 мест, предназначенных для атомов легирующих элементов, наряду с 34—48 атомами W (Mo) на 8 атомов C может приходиться 0—7 атомов V , 0—7 атомов Cr или Fe . W и Mo увеличивают, а V и Cr уменьшают параметр решетки. Таким образом, в быстрорежущих сталях в зависимости от режимов термообработки в значительной мере изменяется параметр решетки карбида M_6C . Растворившийся ванадий способствует дисперсионному твердению при отпуске. В присутствии Cr склонность карбида M_6C к коагуляции возрастает. Наибольшее количество V в карбиде M_6C растворяется при содержании в стали 9—12% W^{*3} . Так, например, в быстрорежущих сталях с 9% вольфрама стабильный самостоятельный карбид ванадия появляется только тогда, когда ванадия содержится более 1,5%. Карбид M_6C — также очень стабильный карбид, распадается с трудом. Чем выше содержание вольфрама и молибдена в карбиде M_6C , тем труднее он растворяется в аустените. Температура растворения вольфрамового карбида 950—1300°С, молибденового (хромового, ванадиевого) карбида 950—1250°С. Эвтектические карбиды M_6C растворяются только при температуре плавления стали (1250—1370°С).

Изменение количества рассмотренных здесь карбидов в зависимости от температуры аустенитизации хорошо иллюстрирует рис. 71 для стали типа R6 (6% W — 5% Mo — 2% V).

При длительной тепловой выдержке (30—40 мин) при 1260—1280°С карбиды M_6C быстро укрупняются, превращаются в полигональные, тетрагональные грубозернистые карбиды, которые не препятствуют росту зерен аустенита; кроме того, при деформировании они очень трудно раздробляются. При длительной многочасовой (15—24 ч) тепловой выдержке при 820—900°С (отжиг) вначале в них растет содержание W и увеличивается параметр решетки. Красностойкость таких сталей плохая, так как в твердом рас-

^{*1} Зависит также от содержания углерода в сплавах (см. рис. 69 и 70) (Прим. ред.)

^{*2} Как показано Я. С. Уманским и Н. Т. Чеботаревым, приведенные здесь составы в системе $Fe-W-C$ не реализуются; образуются соединения, близкие к составу Fe_2M_2C или Fe_6M_6C [1]. (Прим. ред.)

^{*3} Кремнев Л. С. Геллер Ю. А. показали, что максимальная растворимость ванадия в карбиде M_6C достигается в быстрорежущих сталях, содержащих 12—13% W [2]. (Прим. ред.)

творе остается мало W. В дальнейшем вместо карбида M_6C образуются более стабильные карбиды M_2C и MC (W_2C , WC). Поэтому по возможности нужно избегать продолжительных тепловых выдержек. Карбид M_6C , содержащий молибден, с этой точки зрения лучше, так как более стабилен и в меньшей мере образует в аустените Mo_2C .

При отпуске мартенсита, легированного W, Mo, карбид M_6C выделяется только при температуре $>500^\circ C$. Но и тогда он появляется вначале в виде M_2C и затем при $620\text{—}700^\circ C$ в виде M_6C .

Количество встречающихся в сталях карбидов, помимо содержания других легирующих, зависит от содержания C в стали. В карбидах различных типов связываются разные количества C (табл. 30). Для образования карбида ванадия требуется намного больше C, чем, например, для образования карбида M_6C , состоящего из атомов W с большой атомной массой: 1 % C дает ~5 % карбидов типа MC , 11—12 % — типа M_7C_3 , 15,6 % — типа M_3C , ~20 % — типа $M_{23}C_6$ и 41 % типа M_6C (рис. 72).

Чем больше соотношение M/C в карбиде, тем больше карбидов образуется при данном содержании углерода (рис. 73). При каком-то данном содержании легирующего, изменяя количество углерода, в структуре стали можно создавать разные типы карбидов (рис. 74, см. также рис. 68—70).

При затвердевании эвтектических сталей при их охлаждении в диапазоне температур $A_{cm}\text{—}A_1$ начинают выделяться карбиды вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените. Это так называемые вторичные карбиды. Часть карбида выделяется не только внутри зерна аустенита, но и по его границам, образуя карбидную (цементитную) сетку (рис. 75). Кроме того, в крупных слитках в результате ликвации образуются также крупные эвтектические карбиды.

Ледебуритные инструментальные стали обычно затвердевают в интервале высоких температур. В составе и удельной массе различных фаз имеются значительные различия. Эвтектика (аустенит и карбиды) затвердевает в виде сетки по границам ранее сформировавшихся зерен.

В процессе дальнейшего охлаждения из перегретого аустенита внутри зерен выделяются карбиды и частично на карбидах эвтектики. Структуру ледебуритной стали в литом состоянии иллюстрирует рис. 76. При горячей деформации хрупкая эвтектическая карбидная сетка сначала вытягивается в направлении деформации, сплющивается, затем образуются карбидные ряды (строчки), а при очень большой деформации формируется равномерно распределенная зернистая карбидная структура.

ТАБЛИЦА 30. КОЛИЧЕСТВО C, СВЯЗАННОЕ В РАЗЛИЧНЫХ ТИПАХ КАРБИДА

Легирующий элемент	Тип карбида	Количество C (%), связанное с 1 % легирующего элемента
Cr	M_7C_3	0,09
	$M_{23}C_6$	0,057
Mo	M_2C	0,059
	M_6C	0,020
W	M_2C	0,033
	M_6C	0,010
V	MC	0,190
Nb, Zr	MC	0,21

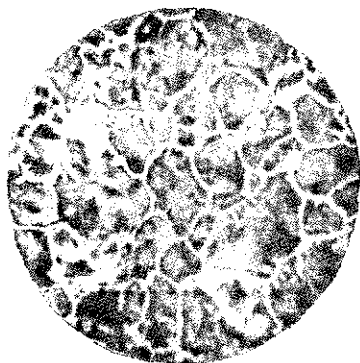


Рис. 75. Цементитная сетка в инструментальной стали марки S111 ($\times 60$)



Рис. 76. Эвтектическая структура быстрорежущей стали марки R3 ($\times 60$)

Для устранения эвтектической карбидной сетки требуется деформация со степенью обжатия 12—15, но и после этого остаются грубые карбидные строки. На равномерное распределение карбидов следует рассчитывать только после деформации со степенью обжатия 30—40. При наличии карбидной эвтектической сетки прочность и вязкость инструментальных сталей заметно снижаются.

Из-за наличия карбидных строк появляется заметная анизотропия механических и физических свойств в продольном и поперечном направлениях. Например, в разных направлениях различны изменения размеров (рис. 77). Термообработка таких сталей сопровождается увеличенной деформацией. Более мелкие карбиды легче

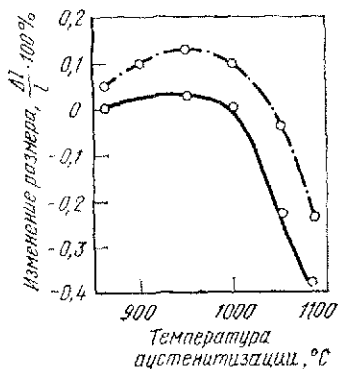


Рис. 77. Изменение размера инструментальной стали K1 в зависимости от температуры аустенизации в поперечном — и в продольном — направлениях

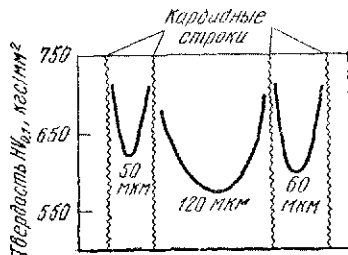


Рис. 78. Распределение твердости между карбидными строками быстрорежущей стали

растворяются, чем крупные, вследствие чего при аустенитизации происходит неравномерное распределение легирующих в твердом растворе. Вблизи карбидов растворяется много атомов углерода и легирующих, вследствие чего микротвердость между строками карбида существенно снижается (рис. 78), а зерна аустенита укрупняются. В результате этого при высокопроизводительном резании и вырубке существенно уменьшается срок службы тонкокримочных инструментов.

Инструментальные стали с неравномерным распределением карбидов более склонны также и к образованию трещин при закалке. Такие стали труднее шлифуются и полируются.

3.3. Влияние технологии производства на распределение карбидов и другие свойства инструментальных сталей

С увеличением количества карбидов, размера отливки увеличивается толщина сетки эвтектики (ледебуритной сетки); после горячей деформации распределение раздробленных зерен карбидов и их размер остаются все еще неравномерными. Степень горячей деформации (перековка) также имеет свои пределы. На рис. 79 представлены эталоны карбидной неоднородности в инструментальных сталях, содержащих карбиды типа $M_{23}C_6$, M_6C и MC , а на рис. 80 — эталоны карбидной неоднородности 12%-ных хромистых инструментальных сталей, содержащих главным образом карбиды типа M_7C_3 и M_3C . Допустимый балл карбидной неоднородности в зависимости от размера проката в ледебуритных сталях указан в табл. 31. Влияние размеров на механические свойства ледебуритных сталей отражает табл. 4.

С увеличением общего количества карбидов все большим становится размер раздробленных горячей деформацией карбидных зерен. Имеется много технологических способов производства, которые применяют для устранения эвтектической карбидной сетки и уменьшения размера карбидных зерен. Литая структура стали может быть измельчена, например, введением зародышеобразователей¹.

Под влиянием нитридов алюминия, титана, циркония эвтектический (ледебуритный) карбид, распределяясь по большей поверхности измельченных зерен аустени-

ТАБЛИЦА 31. ДОПУСТИМЫЙ БАЛЛ КАРБИДНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАЗМЕРА ПРОКАТА

Стали	Размер (диаметр, толщина), мм	Допустимый балл карбидной неоднородности
Быстро-режущие	< 40	1—3
	40—100	1—5
	100	1—6
Содержащие 12% Cr	< 40	1—3
	40—100	1—4
	> 100	1—5

¹ Модифицированием (Прим. ред.)

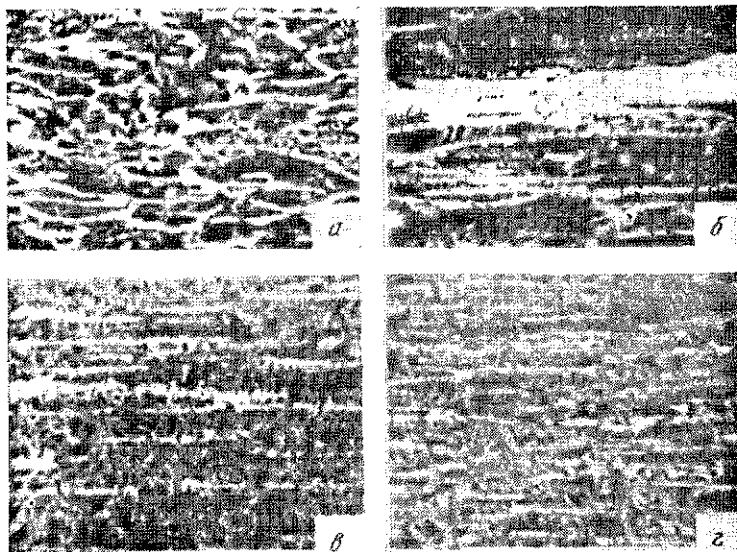


Рис. 79. Распределение карбидов в быстрорежущей стали по мере увеличения степени деформации (от а к г):

а — сетка карбидов; б — очень широкие карбидные строки; в — карбидные строки (наиболее распространенные степени обжатия); г — тонкие строки мелких карбидов ($\times 60$)



Рис. 80. Характер распределения карбидов в инструментальной стали марки К1

та, образует более тонкую сетку. Повышение скорости первичной кристаллизации действует в этом же направлении. Коэффициент формы¹ изложниц по возможности должен быть менее 3, а в особых случаях должен равняться 1,5. В целях уменьшения степени деформации при изготовлении профиля заданного размера неизбежным становится увеличение размера слитка. Наиболее благоприятным является слиток массой 100—1500 кг. С увеличением массы слитка значительно возрастает размер эвтектической карбидной сетки в средних зонах отливки (рис. 81).

Эвтектическая карбидная сетка сталей, легированных молибденом, намного тоньше, чем сталей, легированных вольфрамом.

Производство крупноразмерных профилей требует применения особых способов, например таких, как хорошо управляемое эффективное охлаждение в процессе затвердевания, или различных способов переплава (электрошлаковую, вакуумно-дуговую, электронно-лучевую). Эти способы позволяют уменьшить ликвацию и производить отливки с примерно одинаковой структурой во всех направлениях с более мелкими и равномерно распространенными карбидами.

Обычно- венная выплавка	ЭШП
-------------------------------	-----

Размер карбидов, мкм, после обжата:

10-кратного	13—17	12—14
100-кратного	11—14	9—12

Карбидная неоднородность после обжата:

10-кратного	2,5—6,5	3—4
100-кратного	1—4	1—3

¹ Отношение высоты изложницы к ее ширине.

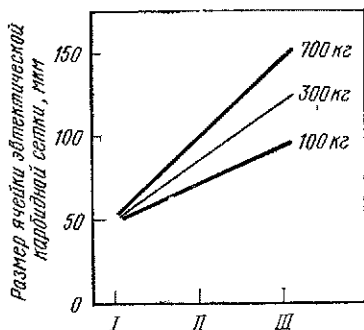


Рис. 81. Изменение размера ячеек карбидной эвтектики в зависимости от массы отливки (цифры на кривых соответствуют массе отливок):

I — поверхность; II — переходная зона; III — сердцевина

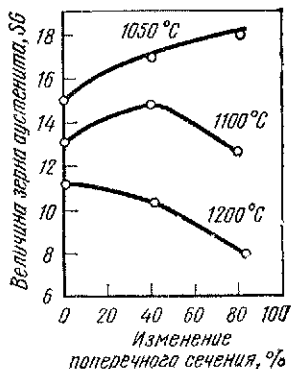


Рис. 82. Изменение величины зерна аустенита стали марки R6 в зависимости от степени деформации при различных исходных температурах деформации

Переплавки снижают дефекты затвердевания и количество вредных примесей элементов (табл. 32). Благодаря этому улучшаются, например, горячая деформируемость и вязкость сталей.

Преимущества, которые достигаются переплавками, сформулированы в табл. 33. Для получения заданных свойств высоколегированные (с большим содержанием карбидов) инструментальные стали в настоящее время, как правило, переплавляют.

Эффективность горячей деформации, перековки повышается, если ее осуществлять одновременно с нескольких сторон (на быстросходных прессах, на ротационных ковочных машинах). В этом случае и схема напряженного состояния при деформации также более благоприятна. При нагреве, таким образом, можно достигнуть большего изменения поперечного сечения. Начальная температура деформации и время тепловой выдержки перед деформацией, ее продолжительность оказывают влияние не только на величину карбидов, но и на размер зерна аустенита (рис. 82).

Под действием высокой температуры и продолжительной тепловой выдержки укрупняются карбиды типа M_6C ; они превращаются в угловатые, очень трудно измельчающиеся карбиды. Кроме того, возрастает опасность возможного обезуглероживания. Для предупреждения обезуглероживания применяют быстрый нагрев (в атмосфере защитного газа), короткую (4—6 ч) тепловую выдержку, увеличивают степень деформации при многостороннем сжатии. Все это в результате значительно улучшает качество инструментальных сталей (см., например, рис. 25, 26). Кроме того, требуется подвергать, по крайней мере, четырехкратному укову материал для блока крупногабаритной ковочной матрицы.

Для обеспечения равномерного распределения мелких карбидов весьма пригоден шведский метод (порошковой металлургии) Асера — Штора. Из гранул, получаемых в результате распылений жид-

ТАБЛИЦА 32. ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ВЫПЛАВКИ
НА СОДЕРЖАНИЕ ВРЕДНЫХ ПРИМЕСЕЙ И ВКЛЮЧЕНИЙ
В ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Марка стали	Способ выплавки	P, %	S, %	O_2 , млн. ⁻¹	N_2 , млн. ⁻¹	H_2 , млн. ⁻¹	Сульфиды, % (объемн.)	Оксиды, % (объемн.)
K13	Обыкновенный	0,027	0,023	63	105	2,5	0,022	0,019
	ЭШП	0,029	0,008	50	89	0,3	0,003	0,012
	Вакуумно- дуговой	0,026	0,020	36	82	0,4	0,014	0,008
W3	Обыкновенный	0,028	0,022	70	75	1,0	0,018	0,017
	ЭШП	0,025	0,007	44	72	0,6	0,003	0,010
	Электронно- лучевой	0,022	0,014	31	41	0,5	0,012	0,006

**ТАБЛИЦА 33. ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ВЫПЛАВКИ
НА СОДЕРЖАНИЕ ЗАГРЯЗНЯЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ**

Воздействие способа выплавки	Способ выплавки			
	электро- шлаковый	вакуумно- дуговой	электрон- лучевой	вакуумно- индук- ционный
Улучшение макроструктуры	++	++	++	+
Уменьшение ликвации	++	++	++++	+
Дегазация	+		++++	+
Уменьшение неметалличес- ких включений	++	++	++	+
Обессеривание	+++	---	---	+
Уменьшение размеров кар- бидов	++	+	++	+
Содержание, млн ⁻¹				
S	20—80	---	100—150	---
O	40—60	20—30	15—30	15—30
N	70—100	80—120	40—50	40—60
Sn	—	—	10—20	—
Sb	—	—	10—20	—
As	—	—	20—40	—

Обозначения: — нет воздействия; + воздействие слабое; ++ среднее; +++ сильное.

кой стали, прессуют заготовки при высокой температуре. Однако стоимость изостатически агломерированных (спеченных) заготовок примерно в три раза выше стоимости обыкновенной чушки.

3.4. Влияние легирующих компонентов на температуру критических точек превращения стали

Легирующие компоненты, растворяющиеся в отдельных фазах стали, в зависимости от их концентрации изменяют температуру аллотропического превращения железа. Часть легирующих компонентов снижает температуру A_3 и повышает температуру A_4 . Это аустенитообразующие элементы: марганец и никель, пространственная решетка которых совпадает с гранцентрированной кубической пространственной решеткой аустенита.

Марганец в значительной мере снижает температуру A_3 (рис. 83); при его концентрации $>3\%$ даже при равномерном замедленном охлаждении аустенит остается в структуре стали до комнатной температуры. При быстром же охлаждении при содержании $>10\%$ Mn структура стали чисто аустенитная; превращение $\gamma-\alpha$ подавляется.

Упрощенная диаграмма Жюлле (рис. 84) хорошо иллюстрирует присутствие структурных составляющих в сплавах Fe—Mn, содер-

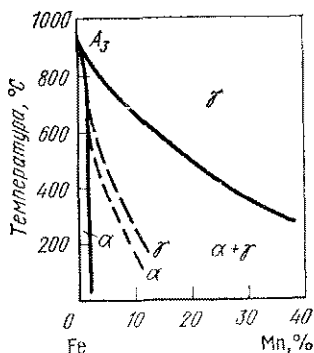


Рис. 83. Влияние марганца на температуру A_3 в системе Fe—Mn

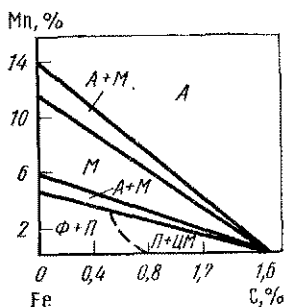


Рис. 84. Структурная диаграмма Жюлле сплавов Fe—Mn—C

жащих атомы углерода, расширяющего аустенитную область; на рис. 84 показана структура охлажденных на воздухе образцов в зависимости от содержания легирующих.

Влияние Ni на температуру A_3 и A_4 аналогично влиянию Mn (рис. 85). Температуры превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при нагреве и охлаждении сильно отличаются друг от друга (рис. 86). При быстром охлаждении происходит бездиффузионное мартенситное превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$. Образовавшийся мартенсит только при существенно более высокой температуре нагрева переходит в аустенит. Мартенситное превращение такого рода является обратимым процессом.

Структурные составляющие в зависимости от содержания C и Ni указаны на упрощенной диаграмме Жюлле (рис. 87). Из диаграммы видно, что в железоникелевых сплавах даже с небольшим содержанием C также может протекать мартенситное превращение. Это явление использовали, между прочим, для разработки так называемых мартенситно-стареющих сталей.

К аустенитообразующим легирующим компонентам относятся C, N и Si, однако их воздействие не так сильно, как Mn и Ni.

Под воздействием другой большой группы легирующих компонентов замыкается γ -область (снижается температура A_4 и возрастает температура A_3) и α -железо с объемноцентрированной кубической решеткой становится стабильным.

Ферритообразующие легирующие компоненты Cr, W, Mo, V, Nb, Zr, Ti, Si и Al.

Большинство из них, как это видно из предыдущего, одновременно является и карбидообразующими.

Ограничение γ -области нагляднее всего можно проследить на системе Fe—Cr—C (рис. 88). В присутствии аустенитообразующего углерода для ограничения γ -области требуется все большее количество хрома и легирующих. Растворимость отдельных легирующих компонентов в аустените различна (см. табл. 27), но под влиянием углерода она растет. При содержании легирующих, превышающем определенное значение, аустенит в сплавах не образуется и не возникают такие структурные составляющие, которые образуются в ре-

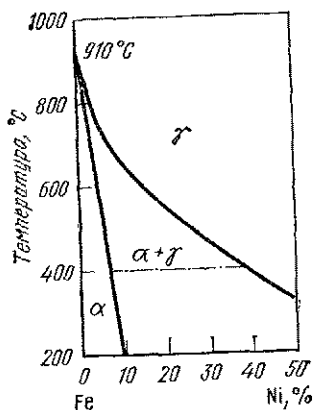


Рис. 85. Часть диаграммы равновесного состояния системы Fe—Ni

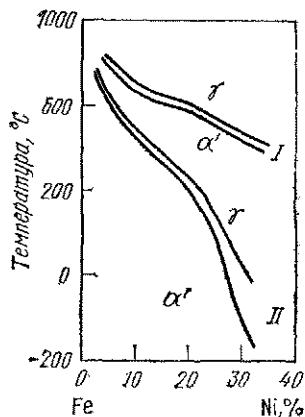


Рис. 86. Гистерезис превращения γ — α' системы Fe—Ni:

I — замедленное охлаждение; II — быстрое охлаждение

зультате аустенитного превращения (перлит, бейнит, мартенсит). Такие сплавы в широком диапазоне температур ферритные и даже содержат карбиды. Под воздействием легирующих компонентов изменяется температура эвтектоидного превращения (аустенит $\rightarrow$ перлит) (рис. 89). Ферритообразующие и карбидообразующие легирующие повышают температуру эвтектоидного превращения, Mn и Ni понижают. Поэтому для получения однородного аустенита в присутствии карбидообразующих легирующих требуется более высокая температура аустенитизации.

Под влиянием легирования изменяется не только температура эвтектоидного превращения, но и содержание C в эвтектоиде

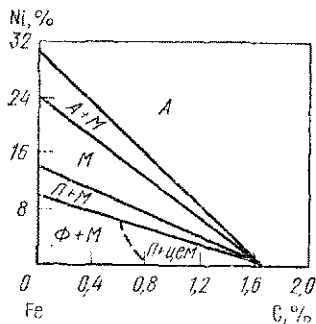


Рис. 87. Структурная диаграмма Жюляс для сплавов Fe—Ni—C

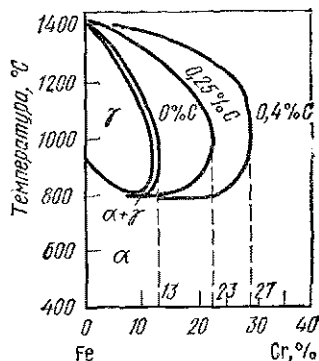


Рис. 88. Влияние хрома на положение аустенитной области в системе Fe—Cr

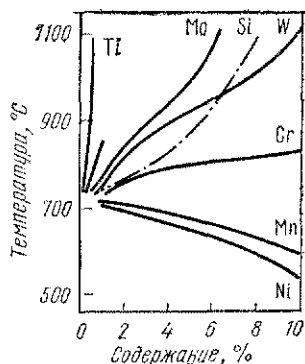


Рис. 89. Изменение температуры эвтектоидного превращения в зависимости от содержания легирующих

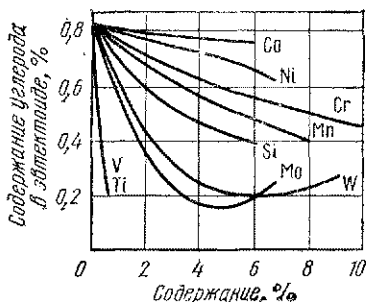


Рис. 90 Влияние количества легирующих на содержание углерода в эвтектоиде

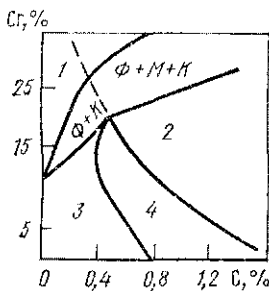


Рис. 91. Структурная диаграмма сплавов Fe—Cr—C:

1 — феррит; 2 — ледобурит; 3 — доэвтектоидная сталь; 4 — заэвтектоидная сталь

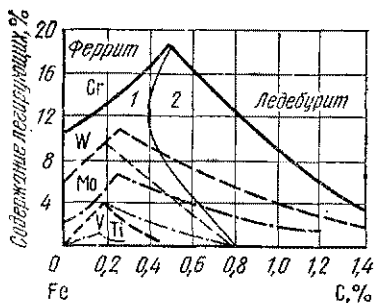


Рис. 92. Структурная диаграмма систем железо — легирующий элемент — углерод:

1 — доэвтектоидные стали; 2 — заэвтектоидные стали

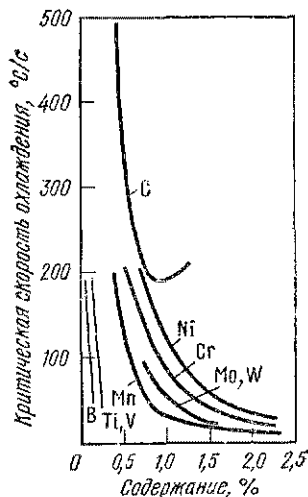


Рис. 93. Влияние легирующих, присутствующих в растворе, на критическую скорость охлаждения стали:

1 — критическая скорость охлаждения, °C/s; 2 — содержание легирующих, %

(рис. 90). Воздействие карбидообразующих легирующих весьма значительно. В некоторых случаях (легирование V, Ti, Mo и W) из аустенита уже при 0,2%-ном содержании в нем углерода может образоваться эвтектоид (перлит). Эвтектоид высокохромистых сталей также содержит только ~0,4% С. Следовательно, легированные стали в случае существенно меньшего содержания С в сравнении с равновесным могут иметь заэвтектоидную структуру и содержать вторичные карбиды.

В присутствии легирующих компонентов снижается способность аустенита растворять углерод. Это означает, что в зависимости от содержания легирующих и в сталях, содержащих <2% С, может появиться ледебурит (карбидная эвтектика). Это подтверждает, впрочем, структурная диаграмма охлажденных на воздухе Fe—Cr—С сплавов (рис. 91). Влияние других карбидообразующих компонентов на содержание углерода, вызывающего образование ледебурита (карбидной эвтектики), и на положение эвтектоидной точки S показано на рис. 92.

Одни легирующие компоненты повышают стабильность аустенита, увеличивают латентное (инкубационное) время, предшествующее различным превращениям (доэвтектоидному, перлитному, бейнитному), замедляют процессы превращений, сужают диапазоны отдельных превращений; другие же, наоборот, расширяют области температур перлитного и бейнитного превращений, изменяют диаграмму аусте-

ТАБЛИЦА 34. КОЛИЧЕСТВО СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ В РАЗЛИЧНЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ, %

Сталь	Закаленная сталь			Закаленная+отпущенная при 200° С сталь		
	мартенсит	карбиды	остаточный аустенит	отпущенный мартенсит	карбиды	остаточный аустенит
Нелегированная инструментальная (эвтектоидная)	97-98	—	2-3	94-95	3	2-3
Заэвтектоидная нелегированная сталь . . .	87-90	4-5	5-8	80-83	12	5-8
То же, легированная	82-88	3-6	9-12	76-81	10-12	9-12
Ледебуритная быстрорежущая сталь*	55-59	16-20	25	71-77	22-28	0-1
12%-ная хромистая сталь	65-78	12-14	10-20	65-77	13-15	10-20
12%-ная хромистая сталь** (высокая температура аустенитизации)	51-62	8-9	30-42	79-82	16-17	2-4

* Отпуск при 560° С, 3×1 ч.

** Отпуск при 500° С, 3×1 ч.

нитного превращения (диаграммы превращений различных инструментальных сталей приведены в разделе 5). Вследствие этого легирующие компоненты снижают критическую скорость охлаждения стали, т. е. скорость охлаждения, вызывающего мартенситное (бездиффузионное) превращение. Рис. 93 иллюстрирует влияние находящихся в растворе легирующих компонентов на критическую скорость охлаждения. Наиболее сильнодействующие легирующие: V, Ti, B, Mn, Mo, W и Cr. Эти компоненты в наибольшей мере увеличивают также прокаливаемость стали.

Данные о количестве структурных составляющих, встречающихся в инструментальных сталях в закаленном и закаленно-отпущенном состоянии, приведены в табл. 34.

Понятие «карбиды» включает в себя первичные, эвтектические и вторичные, а также эвтектоидные карбиды. Количества их очень трудно дифференцировать, а по своему влиянию они весьма аналогичны.

3.5. Мартенсит инструментальных сталей

Как уже упоминалось, наиболее важной структурной составляющей, влияющей на свойства инструментальных сталей, является мартенсит.

Превращение аустенита в мартенсит происходит в диапазоне низких температур, где коэффициент диффузии на 7—10 порядков ниже, чем при температуре перлитного превращения вблизи точки A_1 .

При мартенситном превращении изменяется только структура решетки (аллотропическое превращение). Вместо γ -железа с гранецентрированной кубической решеткой образуется α -железо с объемноцентрированной кубической решеткой, но при этом перераспределение легирующих компонентов даже в пределах элементарной решетки между исходной и конечной фазами не имеет места и их состав одинаков. Таким образом, растворенные в аустените легирующие компоненты остаются в решетке; более того, они почти не изменяют своего положения. Содержание C в мартенсите (сильнопересыщенный твердый раствор α) также совпадает с содержанием углерода в аустените, из которого этот мартенсит образовался. В равновесных же условиях при комнатной температуре α -железо растворяет в себе не более 0,01% C, а при температуре A_1 — не более 0,025% C (см. рис. 66). Сталь, закаленная на мартенсит, в отличие от аустенитной является магнитной; это также подтверждает происходящее превращение пространственной решетки.

Следовательно, мартенситное превращение протекает без продолжительной диффузии; оно начинается только при температуре M_n , зависящей от состава аустенита, и завершается при температуре M_s .

Мартенситное превращение начинается также с образования зародышей в тех местах, где система уже к этому подготовлена. Неупорядоченность решетки содействует этому превращению. Чем меньше размеры зерен аустенита, тем больше образуется зародышей и тем быстрее протекает превращение. Однако рост зародышей кристаллитов новой фазы зависит не от диффузии, как в ходе пер-

литного или бейлиитного превращения, а от разницы в свободной энергии преобразующегося аустенита и образующейся мартенситной фазы. Эта возникающая в энергиях разница должна покрывать поверхностную энергию кристаллитов новой мартенситной фазы и работу изменения объема, связанную с аллотропическим превращением. Разница в энергии зависит от температуры; при температуре M_n она увеличивается. Следовательно, мартенситное превращение начинается и продолжается только тогда, когда начинает высвобождаться энергия. Поэтому нужно понизить температуру стали. Таким образом, мартенситное превращение происходит только в процессе снижения температуры¹ и начинается в среднем где-то $\sim 200^\circ\text{C}$. Мартенситное превращение начинается при температуре M_n и ниже ее независимо от скорости охлаждения.

Количество образующегося в процессе превращения мартенсита зависит от того, насколько ниже температуры M_n охладили сталь.

Температуры M_n и M_K не зависят от скорости охлаждения и зависят от количества растворенных в превращающемся аустените углерода и легирующих (рис. 94).

Для нелегированных сталей

$$M_n = 520 - (360 - C) C,$$

$$M_K = M_n - 215;$$

для легированных сталей²

$$M_n = 520 - (360 - C) C - 33\text{Mn} - 22\text{Cr} - 17\text{Ni} - \\ - 11(\text{Mo} + \text{Si} + \text{W}) + 6\text{Co} + 17\text{Al},$$

где C , Mn , Si и пр. — содержание соответствующего компонента, %. Мартенситное превращение высокоуглеродистого и высоколегированного аустенита заканчивается только при температуре ниже комнатной. Поэтому в сталях, охлажденных лишь до комнатной температуры, часть аустенита не превращается и сохраняется в структуре как остаточный аустенит. Количество остаточного аустенита в сталях с 1% C составляет 8—15%, а в сталях, содержащих 1,5% C , 40—60%.

В присутствии легирующих, наиболее сильно снижающих начальную и конечную температуру мартенситного превращения: марганца, хрома, никеля (молибдена и вольфрама), количество остаточного аустенита возрастает (см. рис. 52).

Поскольку атомы C , а также N попадают в твердый раствор лишь при сильном искажении решетки и повышении ее температуры,

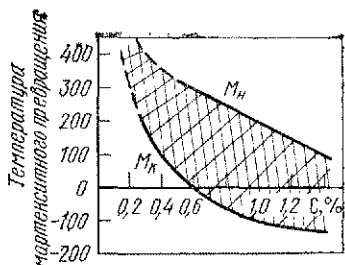


Рис. 94. Влияние содержания углерода на температуру начала M_n и конца M_K мартенситного превращения

¹ Известно также изотермическое превращение мартенсита. (Прим. ред.)

² Эти зависимости действительны лишь для сталей с легирующими, изменяющимися в определенном диапазоне концентраций.

то решетка мартенсита, пересыщенного α -железом, в зависимости от содержания углерода, но независимо от легирования весьма искажена, тетрагональная. Соотношение осей ячейки $c/a=1,046$ C, %.

Атомы углерода располагаются упорядоченно и занимают в тетрагональном мартенсите только места решетки $[0, 0, 1/2]$ или $[1/2, 1/2, 0]$. При неупорядоченном расположении атомов углерода (например, после отпуска) пространственная решетка становится кубической. Атомы углерода могут располагаться неупорядоченно (дислокации, границы двойников и т. д.). В наибольшей мере искажаются те ячейки решетки, в которых имеются атомы углерода; другие же искажаются в меньшей степени, так как при максимальной концентрации C $\sim 2\%$ (по массе) это соответствует $\sim 9\%$ (ат.). Атом C располагается посредине грани только каждой пятой ячейки решетки. Содержание 9% (ат.) C означает, что на каждые 9 атомов углерода приходится 91 атом железа, которые образуют 45,5 ячеек решетки. Следовательно, 9 атомов углерода распределяются в 45,5 ячейках решетки и таким образом он встречается только в каждой пятой из них. В мартенсите же, содержащем 0,5% C, например, только в каждой 24-й ячейке решетки может быть расположен атом C.

Средняя искаженность решетки мартенсита и параметра решетки зависит от того, сколько она содержит сильно искажающих компонентов, или же от количества содержащегося в мартенсите углерода (рис. 95). Изменение параметров решетки ($\text{\AA}$) в зависимости от содержания C описывается следующими зависимостями:

$$a = 2,861 - 0,613C;$$

$$c = 2,861 + 0,116C,$$

где C — количество растворившегося в мартенсите углерода, % (по массе).

Такое сильное искажение решетки мартенсита вызывает большие напряжения в решетке, которые определяют также твердость мартенсита (см. рис. 6).

Новая мартенситная и исходная аустенитная фазы тесно связаны между собой кристаллографически. Атомные плоскости (101) мартенситной решетки совпадают с плоскостями (111) аустенитной решетки, однако по своим размерам они несколько различаются.

Мартенситное превращение проходит при незначительном ($0,1-0,2 \text{ \AA}$) быстро протекающем одновременном смещении большой группы атомов, так что связь между атомами двух фаз сохраняется тесной, когерентной, отдельные атомы и в новой решетке остаются соседями. Скорость переупорядочения атомов очень высока (~ 1000 м/с), инкубационное время отсутствует. Когерентная связь из-за больших напряжений решетки не всегда сохраняется; в процессе мартенситного превращения наблюдаются смещения, возникают дислокации, т. е. происходит вызванное фазовым превращением упрочнение, которое дополнительно повышает твердость. При когерентной связи превращение в изотермических условиях не завершается; не образуется дополнительного количества зародышей кристаллитов. Когерентный рост прекращается также и в том случае, если в процессе роста кристаллит новой фазы натолкнется на границу зерен. Мартенсит характеризуется высокой плотностью дислокаций ($10^{11}-10^{12}/\text{см}^2$); твердость же зависит от того, в какой мере

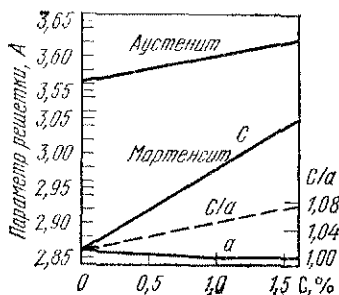


Рис. 95. Влияние содержания углерода на параметры решетки аустенита и мартенсита



Рис. 96. Мартенситные иглы

взаимодействуют между собой дислокации. Влияние растворенных атомов углерода на процесс блокирования дислокации общеизвестно. Мартенситные кристаллиты (пластины) состоят из блоков величиной $40\text{--}300\text{ \AA}$, с угловым наклоном $1\text{--}2^\circ$. Границы блоков образует дислокационная сетка. Блоком называют ту часть кристаллита, внутри которой атомы располагаются в решетке практически бездефектного строения.

Мартенситное превращение, протекающее при температуре ниже комнатной, идет с образованием двойникового мартенсита. Такой мартенсит имеет толщину $\sim 20\text{ \AA}$ и состоит из располагающихся на расстоянии $200\text{--}400\text{ \AA}$ друг от друга двойников-кристаллитов. Последние тем тоньше, чем больше деформация при фазовом превращении. Плоскости двойникования проявляются на поверхности в виде параллельных линий.

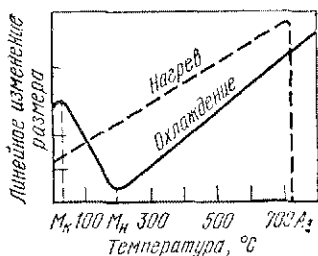


Рис. 97. Изменение линейных размеров стали при нагреве и охлаждении в зависимости от температуры

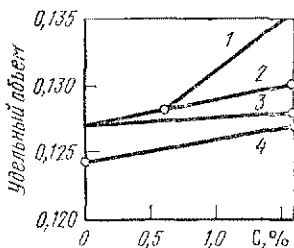


Рис. 98. Удельные объемы различных фаз в зависимости от содержания углерода: 1 — мартенсит; 2 — закаленная сталь; 3 — феррит+цементит; 4 — аустенит

Микроскопический снимок мартенсита показывает игольчатое строение (рис. 96); иглы пронизывают весь аустенитный кристаллит, но за границы его не выходят. Ширина игл 30—50, длина 1000—1500 Å, угол разориентировки 5—10°. Мартенситные иглы тем крупнее, чем из больших аустенитных зерен они образовались, т. е. чем выше была температура аустенитизации. Термомеханическая обработка, однако, уменьшает размеры мартенситных пластин и улучшает таким образом механические свойства мартенсита и стали (см. рис. 114—115). Мартенситное превращение аустенита протекает со значительным увеличением объема (рис. 97). В стали объем аустенитной фазы наименьший, а мартенситной наибольший. Удельный объем перлита находится между двумя вышеупомянутыми. Удельные объемы отдельных фаз иллюстрирует рис. 98; они были рассчитаны по параметрам решеток. Чем выше содержание углерода в аустените и мартенсите, тем больше их удельные объемы и тем большую деформацию они дают:

Удельный объем, см³/г

Аустенит	0,1212+0,0033 C (%)
Мартенсит	0,1271+0,0025 C (%)
Феррит+перлит . .	0,1271+0,0005 C (%)
Феррит+ε-карбид	0,1271+0,0015 C (%)

В сравнении с феррито-перлитной структурой удельный объем мартенсита, например, больше на величину, равную 0,0168 % C.

Мартенситное превращение аустенита, если иметь в виду превращение при температуре M_s , процесс необратимый. Во время нагрева мартенсит начинает превращаться в аустенит не при температуре M_s , а при температуре A_1 .

3.6. Влияние легирования на процессы при отпуске и на дисперсионное твердение

Структура закаленных сталей в зависимости от состава и условий аустенитизации состоит из тетрагонального мартенсита, непретворившегося (остаточного) аустенита и нерастворенных карбидов. В таком состоянии инструментальная сталь весьма хрупка, подвержена большим внутренним напряжениям, вследствие чего непосредственно после закалки не используется. Мартенсит — метастабильная фаза, склонная к превращению в другие, более стабильные фазы. Превращение мартенсита в течение длительного времени (месяц, год) наблюдается и при комнатной температуре; однако за практически приемлемое время происходит только при нагреве (отпуске). Поэтому инструменты после закалки отпускают, нагревают до какой-то невысокой или более высокой температуры и выдерживают. Под действием тепла в структуре закаленных инструментальных сталей происходят превращения. Для определенной стали характер и величина изменений зависят от температуры отпуска. У нелегированных сталей наблюдаются четыре хорошо различимые стали. В нелегированных и низколегированных инструментальных сталях с 60°С наблюдается первая стадия отпуска (60—150—170°С). Де-

формация решетки мартенсита уменьшается, в нем обнаруживаются уже участки с тетрагональностью только $c/a=1,01$. Тетрагональность такого уровня в легированных сталях сохраняется до 500°C .

Процесс отпуска. Отпуск нелегированных инструментальных сталей может быть подразделен на четыре стадии (этапа):

1. В диапазоне $80\text{—}200^{\circ}\text{C}$ начинается распад мартенсита.

2. В диапазоне $150\text{—}300^{\circ}\text{C}$ остаточный аустенит переходит в мартенсит.

3. В области температур $300\text{—}400^{\circ}\text{C}$ происходят процессы возврата и рекристаллизации; начинается рост зерен цементита.

4. При температуре выше 400°C наблюдается коагуляция цементита.

Эти процессы перекрывают друг друга; границы их температур, их интенсивность изменяются в зависимости от скорости нагрева до температуры отпуска.

Температурные интервалы этих процессов для легированных инструментальных сталей изменяются, отдельные стадии (2-я и 4-я) выпадают или же вновь проявляются после новой стадии — дисперсионного твердения, протекающего при $500\text{—}650^{\circ}\text{C}$.

1-я стадия. При $80\text{—}100^{\circ}\text{C}$ содержание углерода в мартенсите начинает снижаться и устанавливается на уровне, соответствующем метастабильному состоянию, характерному для данной температуры. Чем выше содержание углерода в мартенсите, тем интенсивнее протекает его распад.

На рис. 99 даны кривые содержания углерода в мартенсите различных сталей в зависимости от температуры отпуска. Так, при 150°C после тепловой выдержки в течение 1 ч мартенсит содержит $\sim 0,5\%$, а при 200°C $\sim 0,3\%$; эта величина с увеличением времени отпуска существенно не изменяется (рис. 100). Распад мартенсита, диффузия атомов углерода также в сильной мере зависят от температуры. Полупериод распада мартенсита при 20°C оценивается в 10 лет, при 40°C — в 2,5 мес, при 60°C — в 3 мес, при 100°C — в 1 ч, при 160°C — в 1 мин.

С уменьшением содержания углерода в мартенсите искаженность решетки уменьшается, тетрагональная ячейка ее превращается в приблизительно правильную кубическую систему. В результате этого удельный объем и размеры стали сокращаются.

Диффузия атомов углерода, а также подвижность атомов железа в этом диапазоне температур весьма незначительны, вследствие чего выделяющиеся карбиды очень мелкие ($1\text{—}10 \times 100 \text{ \AA}$), не видны под оптическим микроскопом; образуется так называемый ϵ -карбид с гексагональной плотноупакованной решеткой ($a=2,73 \text{ \AA}$; $c=4,33 \text{ \AA}$). Это еще не цементит, а только фаза, соответствующая составу $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$, которая когерентна с решеткой твердого раствора мартенсита; представляет собой непрерывный переход между двумя фазами. Когерентные фазы препятствуют перемещению дислокаций, появлению остаточных деформаций. Если образовался двойникованный мартенсит, то тогда на границах двойников расположение атомов железа такое же, как и в решетке цементита: $[101]$ мартенсита, $[100]$ цементита и образующийся при низкой температуре отпуска цементит будет иметь ромбическую ($a=4,05 \text{ \AA}$; $b=4,95 \text{ \AA}$; $c=7,05 \text{ \AA}$) решетку. В мартенсите с содержанием углерода менее $0,3\%$ ϵ -карбид не образуется, атомы углерода закреплены на дефектах решетки. Этот

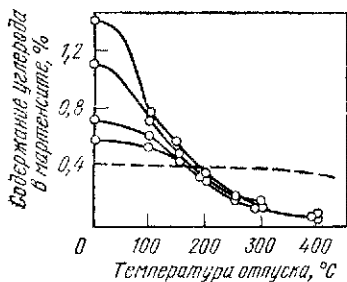


Рис. 99. Влияние температуры отпуска на содержание углерода в мартенсите:
 — — — высоколегированная сталь; — нелегированная сталь

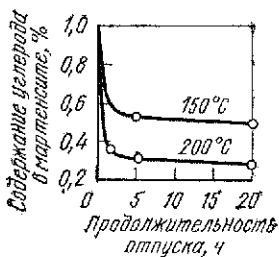


Рис. 100. Влияние продолжительности и температуры отпуска на содержание углерода в мартенсите нелегированных инструментальных сталей; цифры кривых — температура отпуска

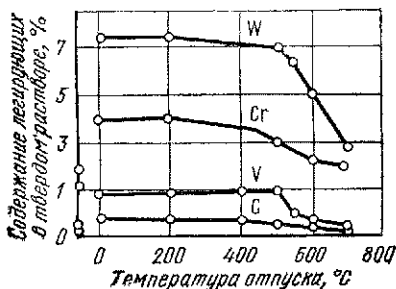


Рис. 101. Изменение содержания легирующих в твердом растворе закаленной стали R3 в зависимости от температуры отпуска

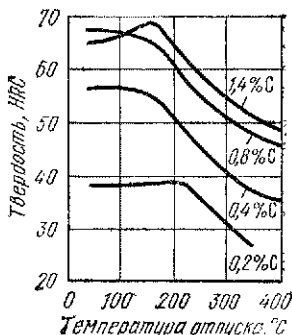


Рис. 102. Влияние температуры отпуска на твердость закаленных сталей с различным содержанием углерода

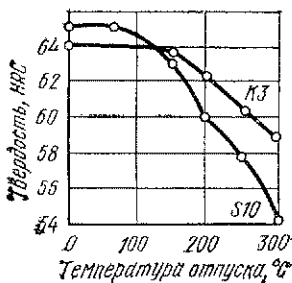


Рис. 103. Диаграмма отпуска инструментальной стали S10 и низколегированной стали K3

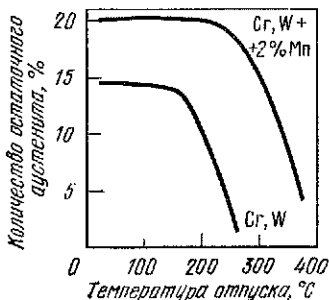


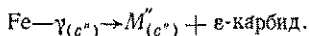
Рис. 104. Изменение количества остаточного аустенита в зависимости температуры отпуска в присутствии различных легирующих элементов

процесс, т. е. перемещение атомов углерода в другие октаэдрические поры, к дислокациям и в пустые места решетки, характерен также и для других сталей наряду с выделением ϵ -карбида. В этой области температур даже и речи не может быть о диффузии легирующих компонентов, так же как и при более высоких температурах вплоть до примерно 400° С (рис. 101). Легирующие равномерно распределяются во всех фазах, возникших в процессе закалки.

В результате перечисленных процессов ($M_c \rightarrow M'_c + \epsilon$ -карбид) твердость закаленной стали на 1-й стадии отпуска снижается минимально (рис. 102).

Микроскопическая структура отпущенного при низкой температуре мартенсита такая же игольчатая, как и до отпуска, только несколько более темная.

2-я стадия. В диапазоне 150—300° С продолжают быстрый распад мартенсита и дальнейшее уменьшение содержания углерода в твердом растворе (мартенсит, остаточный аустенит), внутренних напряжений, возникающих в результате деформации (искажения) решетки. Вследствие этого повышаются начальная и конечная температуры превращения мартенсита и это позволяет ставшему менее углеродистым остаточному аустениту превратиться при охлаждении в мартенсит:



Этот процесс сопровождается увеличением удельного объема и уменьшением вязкости. В высокоуглеродистых или легированных сталях, в структуре которых в большом количестве присутствует остаточный аустенит, это превращение компенсирует или даже превышает снижение твердости, вызываемое распадом мартенсита (см. рис. 102, 1,4% С). Возникающие в ходе превращения продукты такие же, какие образуются при отпуске мартенсита или получаются в процессе изотермического бейнитного превращения аустенита.

В присутствии легирующих элементов температура 2-й стадии повышается (рис. 103 и 104). Под влиянием отпуска намагниченность насыщения сталей возрастает. Температуру превращения в наибольшей мере повышают Mn, Cr, Si, в наименьшей Ni, Mo, V и Cu.

3-я стадия. При 300—400° С практически заканчивается распад мартенсита. Содержание углерода в твердом растворе понижается <0,1%, т. е. мартенсит переходит в почти равновесный феррит. Пластинь ϵ -карбида сменяют круглые по форме (дискообразные) выделения цемента (карбид железа Fe_3C) и исчезает тесная (когерентная) связь с твердым раствором. Между отдельными фазами образуются границы и исчезают внутренние напряжения второго рода. Наблюдаемое уменьшение удельного объема такое же, какое имеет место под влиянием аналогичного нагрева у холоднокатаной стали ($\sim 0,008 \text{ см}^3/\text{г}$). Следовательно, происходят возврат и рекристаллизация; одновременно снижается твердость, которая была приобретена сталью в результате фазовых превращений на первых стадиях закалки и отпуска. Размер блоков с исчезновением внутренних напряжений сначала уменьшается, затем в процессе рекристаллизации вновь начинает расти. Путем увеличения содержания С и применением глубокого охлаждения можно увеличить эффективность отпуска на 3-й стадии. На этой стадии Cr, Mo, W и Nb повышают температуру рекристаллизации. Поэтому температура достижения

полного равновесного содержания углерода в растворе $t_{\text{равн}}$ зависит от легирующих компонентов:

$$t_{\text{равн}}^{\cdot} (0,01 \% \text{ C}), ^\circ\text{C}$$

Сталь:

нелегированная		500
легированная Si		500
то же, 3% Ni		500
» 2,4% Mn		550
» 2% Cr		650
» 0,5% Mo		700

4-я стадия. На этой стадии происходят процессы коагуляции, протекающие при температуре свыше 400°C . Начинаются они уже при 300°C , затем все больше усиливаются и, наконец, становятся доминирующими. Из пластинчатых и дискообразных карбидов образуются шаровидные (так называемые сфероиды), размеры которых с увеличением температуры и времени отпуска становятся все больше (табл. 35, рис. 105). В присутствии легирующих компонентов процесс коагуляции замедляется, цементит насыщается легирующими, могут протекать карбидные превращения; мелкие карбидные зерна являются характерными для структуры легированных сталей. По мере развития процесса коагуляции твердость значительно снижается, а вязкость, наоборот, повышается. Твердость снижается тем сильнее, чем выше температура отпуска и чем дольше он длится.

Процесс лимитируется скоростью диффузии атомов углерода, которая в зависимости от температуры изменяется согласно уравнению.

$$v = K \exp \left(- \frac{Q}{RT} \right)$$

где K — константа данного превращения; Q — энергия активации образования выделений и их роста; R — газовая постоянная; T — температура, К.

ТАБЛИЦА 35. РАЗМЕР
КАРБИДОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ
ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА

Температура отпуска, $^\circ\text{C}$	Размер карбидов, $\text{\AA}$	Отношение максимального и минимального размеров
200	$(3-7) \times 20 \times 20$	3—4
550	$40 \times 60 \times 80$	2
600	$60 \times 75 \times 95$	1,5
630	2000—5000	1

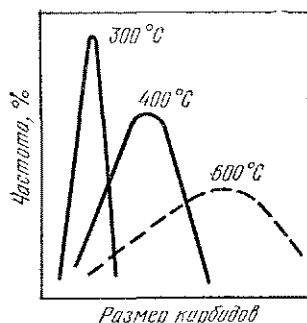


Рис. 105. Распределение карбидов по размерам в функции температуры отпуска (цифры на кривых обозначают температуру отпуска)

Вместо скорости процесса можно определить также время, необходимое для достижения ожидаемого результата:

$$t = 1/v.$$

Логарифмируя и преобразуя уравнение, получим

$$\ln t = \ln \frac{1}{v} = \ln \frac{1}{K} - \frac{Q}{RT};$$

$$T \left(\ln t - \ln \frac{1}{K} \right) = -\frac{Q}{R} = \text{const}$$

или же

$$T_1 (\ln t + C) = T_2 (\ln t_2 + C) = p = \text{const}.$$

Это выражение показывает, как соотносятся температура и время, необходимые для достижения какого-либо определенного состояния, например при заданных значениях твердости, предела текучести и т. д. p — это параметр, которым задаются для получения того или иного уровня какого-то свойства стали.

Если параметр p один и тот же, то изменение в стали (в сплаве), вызванное нагревом в различных условиях, ведет к одинаковому изменению в структуре, твердости, предела текучести. Благодаря этому открывается возможность для построения обобщенной кривой твердости (предела текучести) стали, отпущенной при различных температурах и в течение различных периодов (рис. 106).

Дисперсионное твердение. При отпуске закаленных легированных сталей в зависимости от качества и количества легирующих в области температур 500—650°С протекает процесс, связанный со значительным повышением твердости (рис. 107). Аналогичное явление наблюдается также и при старении сильнопересыщенных твердых растворов некоторых сплавов (мартенситно-старящая сталь, сплавы Al—Cu) (рис. 108).

Диффузия легирующих компонентов в этой области температур уже достаточна, благодаря чему их атомы покидают занятые ранее неравномерно расположенные места в решетке, переупорядочиваются и образуются специальные карбиды легирующих, а в мартенситно-старящей стали — интерметаллические соединения Ni_3Ti , Ni_3Mo , Fe_2Mo и т. д. Это переупорядочение (перестройка) протекает не скачкообразно, а через образование промежуточных фаз. Вначале оно идет в той плоскости решетки, в которой преимущественно концентрируются атомы легирующих компонентов, причем их скапливается столько, сколько требуется для образования зародыша выделения, зоны. Решетка этой области, обогащенной атомами легирующих компонентов, когерентно связана с решеткой мартенсита (твердого раствора) и является ее продолжением (рис. 109).

Из-за различий в межатомных расстояниях решетки зон и раствора сильно искажены, деформированы; вокруг зон возникают поля напряжений, оказывающие сильное противодействие скольжению дислокаций. Возрастают твердость, упругость и предел текучести стали.

В дальнейшем атомы легирующих зон присоединяют к себе столько атомов углерода, сколько требуется для образования карбида или другого соединения. Эти выделения все еще по-прежнему когерентны, находятся в тесной связи с матрицей, в результате чего и дальше увеличивают твердость, предел текучести. Такое повышение

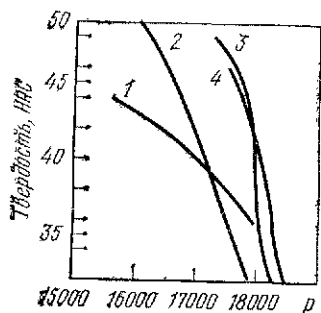


Рис. 106. Изменение твердости сталей для инструментов горячей деформации в зависимости от параметра $p = T(\lg t + 19)$: 1 — 0,56% С, 1,4% Cr, 0,75% Ni, 0,55% Mo, 0,1% V; 2 — сталь K13; 3 — сталь K14; 4 — сталь W3

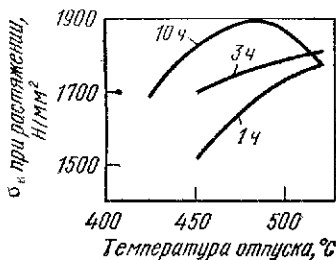


Рис. 108. Влияние температуры и продолжительности старения на прочность при растяжении мартенситно-стареющей стали 18Ni-8Co-5Mo; цифры у кривых означают продолжительность старения, ч

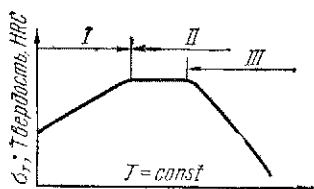


Рис. 110. Изменение предела текучести (твердости) в зависимости от продолжительности отпуска (старения): I — доля удельного объема включений растер; II — доля удельного объема включений сокращается; III — когерентная связь исчезает, начинается процесс коалесценции

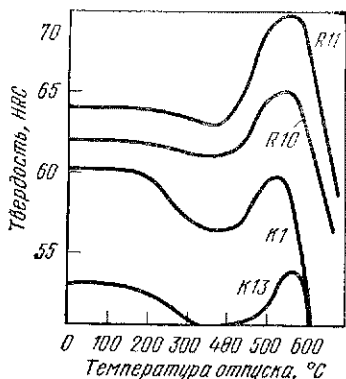


Рис. 107. Изменение твердости легированных закаленных инструментальных сталей в зависимости от температуры отпуска

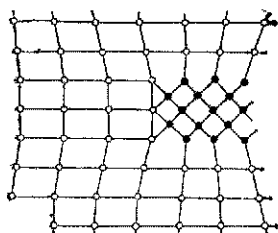


Рис. 109. Когерентная связь решеток двух фаз

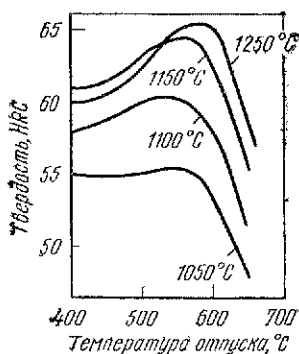


Рис. 111. Влияние температуры аустенизации на твердость быстрорежущей стали марки R6 в зависимости от температуры отпуска (цифры на кривых обозначают температуру аустенизации)

твердости и прочности, вызываемое воздействием второй тонкораспределенной фазы, называют дисперсионным твердением. Характерные особенности повышения предела текучести и твердости стали при дисперсионном твердении в зависимости от времени отпуска (старения) представлены на рис. 16 и 110. На начальном этапе дисперсионного твердения степень твердения зависит от объемной доли возникающих зон (выделений). Чем больше легирующих компонентов содержится в пересыщенном мартенсите или аустените (или же чем выше была температура аустенитизации), тем больше увеличиваются твердость и предел текучести (рис. 111).

Если принять, что выделения имеют какую-то определенную геометрическую форму, то их размер и среднее расстояние между ними связаны величиной объемной доли выделившейся фазы. Чем меньше размер выделения, тем меньше и расстояния между выделениями.

Причина дисперсионного твердения заключается в том, что зоны (выделения) второй фазы препятствуют перемещению дислокаций.

В тех местах (в зонах, у когерентных выделений), где скапливаются атомы легирующих компонентов, плоскости решеток сильно искажаются (деформируются), в результате чего дислокации через эти искажения перемещаются с трудом, с затратой большой дополнительной энергии. Внешне это проявляется в значительном увеличении напряжения, необходимого для деформации. При этом возрастает также длина дислокаций, так как в матрице они скользят легче, чем через зоны. Удлинение дислокаций — процесс, требующий также затраты энергии. Согласно Оровану напряжение, необходимое для выгибания дислокации в дугу с кривизной радиуса R :

$$\tau = \frac{Gb}{2R},$$

где G — модуль упругости сдвига; b — вектор дислокации Бюргерса. Чем больше растёт доля объема когерентных зон и выделений и сокращаются расстояния между ними, тем с большими препятствиями сталкиваются дислокации, тем меньше радиус их выгибания (рис. 112).

Если температура и имеющееся в распоряжении время делают возможной дальнейшую диффузию, то зоны начинают расти и образуются видимые под микроскопом выделения. Когда размеры зоны уже настолько велики (т. е. становятся критическими) для того, чтобы выигрыш в свободной энергии компенсировал энергетические затраты, необходимые для образования поверхности выделения¹, то происходят разрыв, размежевание решеток матрицы и выделения, т. е. теряется когерентность и образуется карбид или химическое соединение данного состава. Этот процесс в узком смысле этого слова является выделением самостоятельной (второй) фазы.

Когда исчезает взаимосвязанная (когерентная) фазовая граница между выделением и матрицей, дислокации не в состоянии уже проникнуть через новую фазу, поскольку плоскости их скольжения различны. Если какая-либо перемещающаяся дислокация приближается к какому-то препятствию, то она под воздействием поля напряжения застревает на некотором расстоянии от него (рис. 113, а), затем под влиянием увеличения нагружающего напряжения, упруго деформи-

¹ Необходимо учитывать также энергию упругой деформации, возникающей между матрицей и выделением. (Прим. ред.)

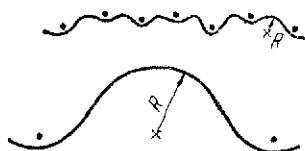


Рис. 112. Прогиб дислокаций у препятствий

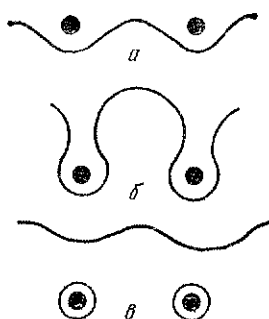


Рис. 113. Перемещение дислокаций в сплавах, содержащих выделения

руя препятствия, с огибанием по дуге проталкивается между ними (рис. 113, б). Отставание в скольжении между отдельными частями дислокаций может быть настолько большим, что вокруг выделений могут оставаться дислокационные кольца (рис. 113, в).

Критическое напряжение скольжения, необходимое для продавливания дислокаций между препятствиями: $\tau = C\sigma b/l$, где l — свободная длина пути дислокаций, половина расстояния между препятствиями.

При дальнейшем увеличении температуры или времени отпуска (старения) доля удельного объема выделений уже не растет, а растут размер выделений и расстояния между ними ($2l$), в результате чего число препятствий на пути дислокаций сокращается и двигаться им становится значительно легче. Уменьшаются твердость сплава, его предел текучести, предел упругости, вязкость же до некоторой степени возрастает (см. рис. 21). Процесс коагуляции выделений регулируется диффузией углерода и легирующих компонентов, а свой-

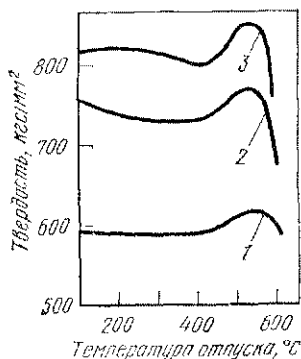


Рис. 114. Влияние термомеханической обработки на дисперсионное твердение: 1 — закаленная сталь марки К13; 2 — сталь К13, деформированная на 66% при 480° С; 3 — сталь, деформированная на 66% при 480° С (0,53% С; 3% Cr; 3% Мо; 1,5% W; 1,5% V)

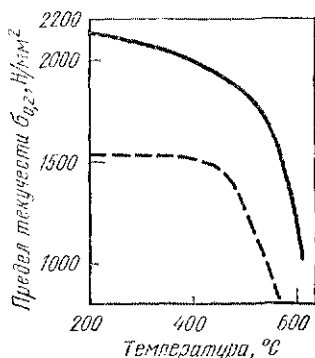


Рис. 115. Влияние термомеханической обработки на кривую отпуска стали марки К12: — — — — — закаленная + отпущенная; — — — — — после 90%-ной деформации

ства сплава в конечном итоге зависят от численного значения уже известного параметра:

$$T(c + \lg \tau) = p = \text{const.}$$

Выделения в дефектных, искаженных частях решетки мартенсита или другого твердого раствора, в местах, содержащих дислокации, образуются легче и быстрее. Поэтому процессу выделения, увеличению твердости содействует предварительная пластическая деформация, вызванная термомеханической обработкой (рис. 114—115)*.

3.7. Влияние легирования на свойства инструментальных сталей

Свойства инструментальных сталей складываются из свойств отдельных фаз и элементов структуры стали. Пропорционально количеству растворенных легирующих компонентов растут твердость и предел текучести твердого раствора (матрицы). Чем больше разность атомных радиусов Fe и легирующих компонентов, тем больше это влияние (рис. 116), к которому добавляется воздействие, оказываемое изменением механизма превращения (например, вместо перлитного бейнитного или мартенситного превращения и т. д.). Углерод, азот, бор и другие легирующие компоненты, растворенные в железе путем внедрения, более эффективно повышают твердость и предел текучести стали, но в то же время ухудшают ее вязкость в противоположность металлическим легирующим компонентам, растворяющимся путем замещения (рис. 117). Однако металлические легирующие компоненты расширяют условия термической обработки сталей.

Под влиянием легирования, как мы уже видели, значительно изменяется структура стали, становятся более легко достижимыми

* Вопросы упрочнения дисперсионно-твердеющих сплавов последовательно и более подробно изложены в специальных монографиях, см., например, книгу А. Келли и Р. Николсона «Дисперсионное твердение». М., «Металлургия», 1966, с. 299. (Прим. ред.)

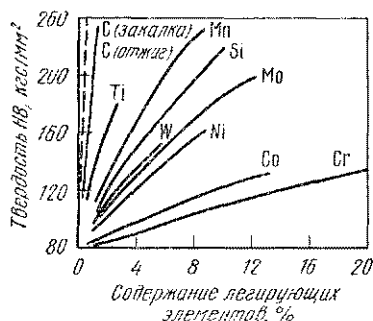


Рис. 116. Влияние количества растворенных легирующих элементов на твердость железа в равновесном состоянии

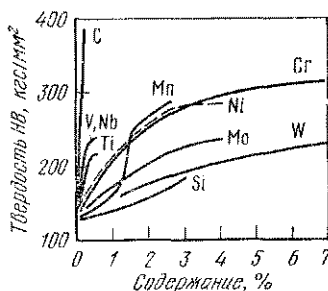


Рис. 117. Влияние количества растворенных легирующих элементов на твердость железа при сильном охлаждении

ТАБЛИЦА 36. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ
НА СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Свойства сталей	Легирующие элементы				
	C	Mn	Si	Cr	Ni
Твердость	+++	+	+	+	+
Прокаливаемость	+	++++	+	++	+
Отпускная хрупкость		+	+	+	+
Стойкость против отпуска			+	+	+
Тепловая износостойкость	+		+	+	
Теплостойкость				+	+
Вязкость	--		--	--	+
Теплопроводность	--		--	--	--
Обрабатываемость резанием	--		--	--	--
Деформируемость в горячем состоянии	--		--	--	

Продолжение

Свойства сталей	Легирующие элементы			
	W	Mo	V	Co
Твердость	+	+	+	+
Прокаливаемость	+	++++	++	
Отпускная хрупкость	--	--		
Стойкость против отпуска	++	++	++	++
Тепловая износостойкость	+	+	++	
Теплостойкость	++++	++++	++	++
Вязкость	--	--	--	--
Теплопроводность	--	--	--	+
Обрабатываемость резанием	--	--	--	
Деформируемость в горячем состоянии	--	--	--	

Условные обозначения: + улучшение небольшое; ++ среднее; +++ сильное; -- ухудшение небольшое; --- среднее.

структуры, отличающиеся от равновесных (например, мартенсит), растет прокаливаемость, замедляется процесс отпуска, протекает процесс дисперсионного твердения.

В табл. 36 показано влияние важнейших легирующих компонентов на свойства инструментальных сталей.

4. Инструментальные стали и их термическая обработка

4.1. Классификация инструментальных сталей и их химический состав

Классификация инструментальных сталей. Инструментальные стали как по своему составу, так и по структуре существенно отличаются от конструкционных, даже если в некоторых случаях встречаются определенные совпадения свойств. Большинство инструментальных сталей имеет заэвтектоидную или ледебуритную, а иногда доэвтектоидную структуру; некоторые имеют даже мартенситную основу с очень незначительным содержанием углерода ($C < 0,03\%$) (например, мартенситно-стареющие стали). Структура ледебуритных и заэвтектоидных инструментальных сталей после закалки и отпуска состоит из карбидов эвтектики и (или) распределенных в мартенсите вторичных карбидов. В структуре доэвтектоидных инструментальных сталей нет вторичных карбидов, а присутствуют только карбиды, получающиеся при эвтектоидных превращениях или при распаде мартенсита (при отпуске). В последние годы все шире применяют стали, закаленные на мартенсит, с очень незначительным содержанием углерода; твердость этих сталей значительно увеличивают дисперсионным твердением (мартенситно-стареющие стали).

Инструментальные стали часто классифицируют по их назначению, так как нагрузки на некоторые виды инструмента значительно отличаются друг от друга. Различают:

- штамповые инструментальные стали для холодного деформирования;

- штамповые инструментальные стали для горячего деформирования;

- инструментальные стали для обработки резанием.

Венгерский стандарт различает и классифицирует инструментальные стали на основе легирования и соответственно применения:

- нелегированные инструментальные стали (MSZ 4354);

- легированные инструментальные стали (MSZ 4352);

- инструментальные стали с добавками вольфрама, легированные хромом и другими элементами;

- быстрорежущие стали (MSZ 4351).

Стандарты содержат рекомендации по использованию (например, стали для холодной и горячей обработки).

Основные свойства инструментальных сталей: твердость, износостойкость, вязкость и теплостойкость. Некоторые свойства сталей с одинаковой структурой, легированных различными способами, в зависимости от степени и характера легирования могут быть подобными, но в то же время между этими сталями могут быть и значительные различия. Так, инструментальные стали, содержащие большое количество карбидов, как правило, являются износостойкими, но при этом обладают неодинаковой теплостойкостью. Однако повысить вязкость инструментальных сталей можно прежде всего снижением содержания углерода и карбидов.

С учетом зависящих друг от друга свойств, которые могут быть достигнуты, инструментальные стали можно разделить на пять групп.

1. Обладающие высокой твердостью, вязкие, нетеплостойкие инструментальные стали. К этой группе принадлежат нелегированные (небольшой прокаливаемости), со средним содержанием углерода, низколегированные (<3%) доэвтектоидные и эвтектоидные стали.

2. Обладающие высокой твердостью, нетеплостойкие инструментальные стали. К этой группе относятся нелегированные (небольшой прокаливаемости) стали с большим содержанием углерода и низколегированные (<3%) (повышенной прокаливаемости) заэвтектоидные стали.

3. Обладающие высокой твердостью, износостойкие инструментальные стали средней теплостойкости. Эти инструментальные стали представляют собой ледебуритные и заэвтектоидные стали, содержащие 5—12% Cr и среднее или большее количество (2—3%) углерода.

4. Обладающие высокой твердостью, износостойкие и теплостойкие инструментальные стали. К ним относятся ледебуритные стали со средним или высоким содержанием углерода, высоколегированные W, Mo, V (например, быстрорежущие стали).

5. Вязкие и теплостойкие инструментальные стали. Большинство из них представляют собой доэвтектоидные и заэвтектоидные стали с низким или, по крайней мере, средним содержанием углерода и легированные Cr, Ni, Mo, W, V. Дополнительно следует отметить высоколегированные стали с минимальным содержанием углерода.

Химический состав инструментальных сталей. Химический состав стандартизованных нелегированных инструментальных сталей приведен ниже¹.

	C
S71, S72*	0,65—0,74
S81, S82	0,75—0,84
S91, S92	0,85—0,94
S101, S102	0,95—1,04
S111, S112	1,05—1,20
S131, S132	1,21—1,40

¹ Cr < 0,20%, Ni < 0,25%, Cu < 0,25%.

* Si и Mn по 0,15—0,35%; P и S по 0,030%.

В обозначениях буквой S отмечается нелегированная инструментальная сталь. Первые цифры числового обозначения означают десятые доли процента среднего содержания C. По своей прокаливаемости некоторые стали можно причислить к двум группам. При этом после обозначения стали ставится цифра, обозначающая группу прокаливаемости (например, S81, S82, S111, S112). Стали, относящиеся ко второй группе прокаливаемости, прокаливаются в наибольшей мере, что дает наиболее толстый твердый слой при закалке (см. рис. 64).

Легированные инструментальные стали Венгерский стандарт MSZ 4352 делит на две группы.

Химический состав легированных вольфрамом инструментальных сталей можно найти в табл. 37, а инструментальных сталей, легированных хромом и другими химическими элементами, — в

табл. 38. При обозначении сталей буквы указывают на содержание основного легирующего компонента: W — вольфрам, К — хром, НК — никель — хром, М — марганец. Одна часть сталей пригодна для изготовления штампов для обработки холодной деформацией, другая часть — для штампов, предназначенных для обработки горячей деформацией. Химический состав стандартных быстрорежущих сталей представлен в табл. 39.

Марки сталей, зафиксированные в венгерских стандартах, естественно, не могут содержать все возможные виды инструментальных сталей. Поэтому в табл. 40—44 приведены наиболее часто применяемые в Советском Союзе, США и ФРГ инструментальные стали.

ТАБЛИЦА 37. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННЫЕ ВОЛЬФРАМОМ (ПО MSZ 4352—72)

Сталь	Химический состав, %					
обозначение	C	Si	Mn	Cr	W	V

Для горячего деформирования

W1*	0,25-0,35	0,2-0,4	0,2-0,5	2,0-2,7	8,50-10	0,2-0,4
W2	0,25-0,35	0,2-0,4	0,2-0,5	2,0-2,7	8,50-10	0,2-0,4
W3	0,25-0,35	0,2-0,4	0,2-0,5	2,0-2,7	4,0-5,0	0,2-0,4
W5	0,40-0,50	0,8-1,1	0,15-0,4	0,9-1,2	1,8-2,2	0,15-0,3
W6	0,50-0,60	0,8-1,1	0,15-0,4	0,9-1,2	1,8-2,2	0,15-0,3

Для холодного деформирования

W7	1,30-1,50	0,15-0,35	0,15-0,4	0,9-1,2	3,5-4,5	0,15-0,3
W8	1,00-1,15	0,15-0,35	0,15-0,4	0,9-1,2	1,2-1,6	—
W9	0,90-1,05	0,15-0,35	0,8-1,1	0,9-1,2	1,2-1,6	—

Примечание. $P \leq 0,030\%$; $S \leq 0,030\%$.

* 1,8—2,4% Ni.

Множество марок инструментальных сталей не означает столько же различных по своим свойствам сталей. Внутри отдельных групп сталей свойства находятся довольно близко друг к другу, некоторые различия имеются главным образом в условиях термической обработки.

ТАБЛИЦА 38. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ. ЛЕГИРОВАННЫЕ ХРОМОМ И ДРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ (ПО MSZ 4352-72)

Сталь обоз- наче- ние	Химический состав, %					
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V

Для горячего деформирования

K3	0,80-0,90	0,15-0,35	0,15-0,4	1,6-2,0	—	0,15-3,0
K4	0,95-1,10	0,15-0,35	0,15-0,4	1,3-1,65	—	—
K6	1,30-1,50	0,15-0,35	0,15-0,4	0,2-0,5	—	—
K11*	1,45-1,65	0,15-0,35	0,15-0,4	11-13	0,40-0,6	0,15-0,3
K1	1,90-2,20	0,15-0,35	0,15-0,4	11-13	—	0,15-0,3
M1	0,80-0,90	0,15-0,35	1,70-2,1	—	—	0,15-0,3

Для холодного деформирования

NK**	0,50-0,60	0,15-0,35	0,50-0,8	0,5-0,8	0,15-0,3	—
K12	0,35-0,45	0,80-1,10	0,40-0,6	4,5-5,5	1,20-1,5	0,30-0,5

Сталь обозначение	Химический состав, %					
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
K13	0,35-0,45	0,80-1,10	0,40-0,6	4,5-5,5	1,20-1,5	0,80-1,2
K14	0,24-0,32	0,20-0,40	0,15-0,4	2,6-3,1	2,60-3,0	0,40-0,6

Примечание. Р и S < 0,030% каждого.

* 0,40—0,70% W.

** 1,4—1,8% Ni.

ТАБЛИЦА 39. БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ (ПО MSZ 4352—72)

Сталь	Химический состав, %					
	C	Cr	W	Mo	V	Co
R1	0,74-0,84	3,8-4,6	17,5-19,0	0,7-1,0	1,2—1,5	9,0-10,0
R2	0,74-0,84	3,8-4,6	17,5-19,0	0,7-1,0	1,2—1,5	4,5-5,5
R3	0,72-0,83	3,8-4,6	17,5-19,0	0,5	0,9—1,2	—
R6	0,80-0,90	3,8-4,6	6,0-7,0	4,8-5,3	1,7—2,1	—
R8	0,80-0,90	3,8-4,6	6,0-7,0	4,8-5,3	1,7—2,1	4,5-5,5
R9	1,05-1,15	3,8-4,6	6,5-7,5	3,8-4,3	2,7—3,3	4,5-5,5
R10	0,75-0,85	3,8-4,6	1,2-1,7	8,0-9,0	0,9—1,2	—
R11	1,05-1,15	3,8-4,6	1,2-1,7	9,0-10,0	1,0—1,5	7,5-8,5

Примечание. Mn < 0,40%; Si < 0,40%; P < 0,030%; S < 0,030%.

120 ТАБЛИЦА 40. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ОБОЗНАЧЕНИЕ ВЯЗКИХ, НЕТЕПЛОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ

Химический состав, %								Обозначение стали по стандартам			
C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Ni	MSZ	ГОСТ	AISI/SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
0,7	—	—	—	—	—	—	—	7	У7	—	C 70 W1
0,75	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	C 75 W3
0,8	—	—	—	—	—	—	—	8	У8	—	C 80 W1
0,8	—	0,6	—	—	—	—	—	—	У8Г	—	—
0,7	—	—	0,5	—	—	—	—	—	7X	—	—
0,7	—	—	0,5	—	—	0,2	—	—	7X	—	—
0,64	1,4	—	0,5	—	—	—	—	—	—	—	64SiCr5
0,6	0,8	0,8	1,1	—	—	—	—	—	6XC	—	61CrSiV5
0,6	1	1	0,6	—	—	—	—	—	—	—	62SiMnCr4
0,6	—	1	1	—	—	0,1	—	—	—	—	59CrV4
0,5	1	—	—	0,5	—	0,25	—	—	—	S2	—
0,55	1,5	—	1,5	0,2	—	—	—	—	—	6F6	60MnSi4
0,55	2	0,8	—	—	—	0,2	—	—	—	S4	—
0,55	—	0,7	0,7	0,2	—	—	1,6	NK	5XH	—	75NiCrMo533
0,75	—	0,7	0,8	0,3	—	—	1,5	—	—	—	—
0,7	—	—	1	0,25	—	0,15	1,5	—	—	L6	75CrMoNiW67
0,75	—	—	1,5	0,7	0,3	—	0,5	—	—	—	50NiCr13
0,55	—	—	1,1	—	—	—	3	—	—	—	—
0,55	—	0,8	1	1	—	0,1	1	—	—	6F2	—
0,55	0,85	0,6	1	0,75	—	0,1	1,8	—	—	6F3	—
0,55	1	1	0,5	0,5	—	0,1	2,5	—	—	6F5	—
0,5	1	—	5	1,5	—	1	—	—	—	A9*	—
0,4	0,8	—	1,1	—	2,2	—	—	—	4XB2C	—	—
0,5	1	—	1	—	2	0,2	—	W5	—	—	45WCrV7

0,55	1	—	1	—	2	0,2	—	W6	—	—	60WCrV7
0,55	—	—	1,4	0,3	2,3	0,2	—	—	5XB2	SI	—
0,5	0,7	—	1,2	—	2,3	—	—	—	5XB2C	—	—
0,45	1	—	1,7	—	2	0,2	—	—	—	—	45WCrV77
0,6	0,6	—	1,1	—	2,5	—	—	—	6XB2C	—	—
0,75	—	—	0,5	0,35	0,6	0,25	—	—	—	—	73WCrMoV22
0,65	—	1	1,6	—	0,6	—	—	—	6XBГ	—	—
0,45	2,2	1,4	1,5	0,4	—	—	—	—	—	S6	—
0,55	0,9	0,7	1	0,5	—	0,2	—	—	55XГCМФ	—	—

* Ni 1,5%.

ТАБЛИЦА 41. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ОБОЗНАЧЕНИЕ НЕТЕПЛОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ

Химический состав, %							Обозначения стали по стандартам			
C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	MSZ	ГОСТ	AISI/SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
0,85	—	—	—	—	—	—	—	—	—	C85W1
0,9	—	—	—	—	—	—	S9	У9	—	—
0,9	—	—	—	—	—	0,25	—	—	W209	—
0,95	—	—	—	—	—	0,4	—	—	—	95V4
1,0	—	—	—	—	—	—	S10	У10	—	C100W1
1,05	—	—	—	—	—	0,25	—	—	W210	100V1
1,05	—	—	—	—	—	0,4	—	Φ	W310	—
1,1	—	—	—	—	—	—	S11	У11	—	C110W1
1,2	—	—	—	—	—	—	—	У12	—	—
1,25	—	—	—	—	—	—	—	—	—	C125W1
1,3	—	—	—	—	—	—	S13	У13	—	—

Химический состав, %							Обозначения стали по стандартам			
C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	MSZ	ГОСТ	AISI/SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
0,85	—	—	0,4	—	—	—	—	—	—	85Cr1
1,1	—	—	0,5	—	—	—	—	11X	—	110Cr2
1,25	—	—	0,3	—	—	—	—	—	—	125Cr1
1,45	—	—	0,35	—	—	—	K6	13X	—	—
0,9	—	—	0,8	—	—	—	—	—	—	90Cr3
0,8	—	—	0,55	—	—	0,2	—	8XΦ	—	—
0,9	—	—	0,55	—	—	0,2	—	9XΦ	—	—
1,15	—	—	0,7	—	—	0,1	—	11XΦ	—	115CrV3
1,4	—	—	0,3	—	—	0,1	—	—	—	145CrV1
1	—	—	—	1,25	—	—	—	—	F1	—
1,2	—	—	—	1	—	—	—	—	—	120W4
1,0	—	—	—	1	—	0,2	—	B1	—	100WV4
1,2	—	—	—	1	—	0,1	—	—	—	120WV4
1,15	—	—	—	2	—	—	—	—	—	115W8
1,4	—	—	—	3	—	0,2	—	—	—	142WV13
1,25	—	—	—	3,5	—	—	—	XB4	F2	—
1,25	—	—	0,75	3,5	—	—	—	—	F3	—
1,4	—	—	1	4	—	0,2	W7	—	—	—
1,3	—	—	—	5	—	0,2	—	XB5	—	X130W5
1,45	—	—	—	0,9	—	1,3	—	—	—	145V12
1,45	—	—	—	—	—	3,3	—	—	—	145V33
1,05	—	—	1	—	—	—	—	—	—	105Cr4
1	—	—	1,25	—	—	—	—	—	1,1	—
0,9	—	—	1,5	—	—	—	—	9X	—	—

1	—	—	1,5	—	—	—	K4	X	—	100Cr6
1,05	—	—	1,4	—	—	—	—	—	—	105Cr5
1,2	—	—	1,4	—	—	—	—	120X	—	120Cr5
1,45	—	—	1,5	—	—	—	—	—	—	145Cr6
1	—	—	1,5	—	—	0,2	—	—	L3	—
1	—	—	1,4	—	—	0,4	—	—	L7	—
0,85	—	—	1,8	—	—	0,2	K3	—	—	—
1,1	—	—	1	1,1	—	—	W8	—	—	—
1,1	—	—	1,1	1,3	0,15	0,2	—	—	—	110WCrVMo5
1,2	—	—	0,75	1,7	0,25	—	—	—	O7	—
0,8	—	—	1	2	—	0,3	—	—	—	80WCrV8
0,9	1,4	—	1,0	—	—	—	—	9XC	—	—
1,25	1,2	—	1,2	—	—	—	—	—	—	125CrSi5
1,45	1	—	—	—	0,25	—	—	—	—	140SiMo
1,5	1,5	—	3,5	—	—	—	—	—	—	150CrSi14
0,85	—	2	—	—	—	0,2	M1	9Г2Ф	—	90MoV18
1,05	—	1,1	0,9	—	—	—	—	—	—	105MnCr14
1,45	1	0,7	—	—	0,2	—	—	—	O6	—
1	—	0,6	1,5	—	—	—	—	—	L4	—
1	—	1	1	—	0,25	—	—	—	L5	—
0,9	—	1	0,5	0,5	0,2	—	—	—	O1	—
0,9	—	1	0,6	0,6	—	—	—	9XBГ	—	—
0,9	—	1,6	0,4	—	0,3	0,2	—	—	O2	—
1	—	1	1	1,3	—	—	W9	XBГ	—	105WCr6
0,7	—	2	1	—	1	—	—	—	A6	—
0,7	—	2	1	1	—	—	—	7XГ2BM	—	—
1,0	—	2	1	—	1	—	—	—	A4	—
1,0	—	3	1	—	1	—	—	—	A5	—
1,35	1,2	2	—	—	1,5	1,8	—	—	A10	—
1	1	0,8	0,8	0,8	—	0,1	—	XBCГ	—	—

**ТАБЛИЦА 42. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ОБОЗНАЧЕНИЕ
ИЗНОСОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ОБЛАДАЮЩИХ
ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И СРЕДНЕЙ ТЕПЛОСТОЙКОСТЬЮ**

Химический состав, %						Обозначения стали по стандартам			
C	Cr	Mo	W	V	Co	MSZ	ГОСТ	AISI/ SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
0,9	5	—	—	0,2	—	—	9Х5Ф	—	—
0,9	5	—	1	0,2	—	—	9Х5ВФ	—	—
1	5	1	—	0,2	—	—	—	A2	X100CrMo 5-1
1,1	6	—	1,3	0,5	—	—	Х6ВФ	—	—
0,5	5	1,2	1,2	—	—	—	—	A8	—
1,25	5	1	—	1	—	—	—	A3	—
2,25	5	0,5	1	4,5	—	—	—	A7	—
0,65	14	0,65	—	—	—	—	—	—	X65CrMo14
1	12	1	—	—	—	—	—	D1	—
1,3	12	—	—	0,8	—	—	X12Φ1	—	—
1,5	12	1	—	1	—	—	—	D2	X155CrMoV12. 1
1,5	12	1	—	—	3	—	—	D5	—
1,65	12	0,5	—	0,25	—	—	X12M	—	—
1,65	12	—	—	0,1	—	K11	—	—	X165CrV12
1,65	12	0,6	0,5	0,5	—	—	—	—	X165CrMoV12
1,65	12	0,5	—	—	1,3	—	—	—	X165CrCoMoV12
2	12	—	—	0,2	—	K1	X12	D3	X210Cr12
2,1	12	—	0,7	—	—	—	—	—	X210CrW12
2,1	12	0,4	0,7	—	1	—	—	—	X210CrCoW12
2,2	12	1	—	0,8	—	—	X12МФ	D4	—

Химический состав, %						Обозначения стали по стандартам			
C	Cr	Mo	W	V	Co	MSZ	ГОСТ	AISI/ SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
2,2	12	1	—	2	—	—	—	—	X220CrVMo12. 2
2,2	12	1	—	4	—	—	—	D7	—
2,3	12	—	—	4	—	—	X12Φ4	—	X230CrV12. 4
2,3	12	1	10	—	—	—	—	D6	—
2,5	12	—	—	—	—	—	—	—	X250Cr12
2,5	12	1	—	3	—	—	—	—	X250CrV12. 3
2,4	12	1	—	4	—	—	—	—	X240CrV12. 4
3	12	—	—	—	—	—	—	—	X290Cr12
1	14	1,6	—	0,1	—	—	X14M	—	—
1,1	14	4	—	0,2	—	—	X14M4Φ	—	—
0,9	18	—	—	—	—	КО 14	9X18	—	—
1,2	18	0,8	—	0,1	—	КО 15	X18MΦ	—	—

ТАБЛИЦА 43. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ОБОЗНАЧЕНИЕ
ИЗНОСОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ,
ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И ТЕПЛОСТОЙКОСТЬЮ

Химический состав, %					Обозначения стали по стандартам			
C	W	Mo	V	Co	MSZ	ГОСТ	AISI/ SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
0,75	18	0	1	—	R3	P18	T1	18—0—1
0,85	18	0	2	—	—	P18Φ2	T2	18—0—2
0,75	14	—	2	—	—	P14	T7	—
0,9	12	1	2	—	—	P12	—	12—1—2

Химический состав, %					Обозначения стали по стандартам			
C	W	Mo	V	Co	MSZ	ГОСТ	AISI/ SAE	Stahl-Eisen Werkstoffblatt
0,9	9	—	2	—	—	P9	—	—
0,8	9	1	2	—	—	—	—	9—1—2
0,85	6	5	2	—	R6	P6M5	M2	6—5—2
0,9	6	3	2	—	—	P6M3	—	—
1	3	3	2	—	—	—	—	3—3—2
0,8	2	9	1	—	R10	—	M1	2—9—1
1	2	9	2	—	—	—	M7	2—9—2
0,85	0	8	2	—	—	—	M10	0—8—2
0,8	0	4	1	—	—	—	M50	—
1,05	18	0	3	—	—	—	T3	—
1,2	18	0	4	—	—	—	T9	—
1,25	14	0	4	—	—	P14Φ4	—	—
1,25	12	1	4	—	—	—	—	12—1—4
1,45	9	0	5	—	—	P9Φ5	—	—
1,05	6	5	3	—	—	—	M3	6—5—3
1,2	6	5	3	—	—	—	M3	—
1,3	6	5	4	—	—	—	M4	—
0,8	20	0	2	12	—	—	T6	—
0,8	18	1	2	5	R2	P18K5	T4	18—1—2—5
0,8	18	1	2	10	R1	P18K10	T5	18—1—2—10
0,7	18	1	2	15	—	—	—	18—1—2—15

Химический состав, %					Обозначение стали по стандартам			
C	W	Mo	V	Co	MSZ	ГОСТ	AISI/ SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
0,8	14	0	2	5	—	—	T8	—
0,8	12	1	2	5	—	—	—	12—1—2—5
1,3—1,5	12	1	4	5	—	—	T15	12—1—4—5
0,8	12	1	5	5	—	—	—	12—1—5—5
1,5	10	0	5	5	—	P10K5Φ5	—	—
1,25	10	4	3	10	—	—	—	10—4—3—10
0,95	9	0	2	5	—	P9K5	—	—
1,2	9	3	3	10	—	—	—	9—3—3—10
1,1	9	5	3	11	—	—	—	9—5—3—11
1,25	8	5	2	5	—	—	M45	—
1,1	7	4	2	5	—	—	M41	7—4—2—5
1,5	7	4	5	5	—	—	M15	—
1,1	7	4	3	5	—	—	—	—
0,85	6	5	2	5	R9	P6M5K5	M35	6—5—2—5
0,85	6	5	2	8	P9	—	M36	—
1,15	6	5	3	5	—	P6M3K5	—	6—5—3—5
1,15	5	6	2	12	—	—	M44	—
0,95	5	3	2	3	—	—	—	5—3—2—2
0,85	4	5	2	12	—	—	M6	—
1,2	3	8	2	8	—	—	M43	—
0,9	2	10	1	8	—	—	M33	—
1,05	2	9,5	1	8	P11	—	M42	2—10—1—8
1,1	2	10	1	5	—	—	M47	—
0,95	2	9	2	5	—	—	—	2—9—2—5
0,9	2	9	2	8	—	—	—	2—9—2—8
0,8	2	8	1	5	—	—	M30	—
0,9	2	8	2	8	—	—	M34	—
1,25	2	8	3	8	—	—	M46	—

ТАБЛИЦА 44. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ОБОЗНАЧЕНИЕ ВЯЗКИХ И ТЕПЛОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Химический состав, %									Обозначение стали по стандартам			
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co	MSZ	ГОСТ	AISI/ SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
0,6	1	1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	60MnSi4
0,4	—	1,4	1,5	—	—	—	—	—	—	4XC	—	—
0,4	—	1,4	1,5	—	—	—	0,2	—	—	—	—	38SiCrV6
0,5	—	1,5	1,5	—	0,2	—	—	—	—	—	6F6	—
0,5	1	—	1	—	—	—	0,1	—	—	—	—	50CrV4
0,6	1	—	1	—	—	—	0,1	—	—	—	—	59CrV4
0,55	1,4	—	0,8	—	0,2	—	—	—	—	5XГМ	—	—
0,4	1,5	—	2	—	0,2	—	—	—	—	—	—	40CrMnMo7
0,2	—	—	2,5	—	0,3	—	—	—	—	—	—	21CrMo10
0,5	—	—	3,2	—	1,4	—	—	—	—	—	S7	—
0,48	0,7	—	1,5	—	0,7	—	0,3	—	—	—	—	48CrMoV67
0,55	0,8	—	1	—	0,5	—	0,1	—	—	—	6G	—
0,45	—	—	1,5	—	0,5	0,5	0,8	—	—	—	—	45CrVMoW58
0,35	—	1	1,1	—	—	2	0,2	—	—	—	—	35WCrV7
0,4	—	0,7	1,1	—	—	2,2	—	—	—	4XB2C	—	45WCrV7
0,45	—	1	1,7	—	—	2	0,2	—	—	—	—	45WCrV7.7
0,3	—	—	1,2	—	1,4	2,3	0,3	2,3	—	—	—	X30WCoMo22
0,55	—	—	1	3	—	—	—	—	—	—	—	50NiCr13
0,55	0,7	—	0,7	1,6	0,2	—	—	—	NK	—	—	—
0,45	—	—	1,5	1,7	0,2	—	—	—	—	45XH	—	45CrNi6

0,55	—	—	1,5	1	—	0,5	—	—	—	5XHB	—	—
0,55	—	0,7	1,5	1	—	0,5	—	—	—	5XHCB	—	—
0,28	—	—	0,7	1,2	—	—	0,2	—	—	—	—	28NiCrV5
0,26	—	—	0,7	1,5	0,3	—	0,2	—	—	—	—	26NiCrMoV
0,28	—	—	0,7	2,5	0,6	—	0,3	—	—	—	—	28NiCrMoV10
0,55	0,7	—	1	1	0,3	—	0,1	—	—	—	6F2	—
0,55	0,6	—	0,7	1,7	0,3	—	0,1	—	—	—	—	55NiCrMoV6
0,56	0,7	—	1	1,7	0,5	—	0,1	—	—	—	—	56NiCrMoV7
0,57	0,7	0,8	1	1,7	0,8	—	0,1	—	—	—	6F3	57NiCrMoV7.7
0,55	—	1	0,5	2,7	0,5	—	0,1	—	—	—	6F5	—
0,28	—	—	0,4	4,5	1,2	—	0,2	—	—	—	—	28NiMo17
0,2	—	—	—	3	3,3	—	—	—	—	—	6F4	21MoNi3312

0,38	—	1	5	—	1,2	—	0,4	—	K12	4X5MC	H11	X38CrMoV5.1
0,40	—	1	5	—	1,4	—	1	—	K13	4X5MΦC	H13	X40CrMoV5.1
0,40	—	1	5	—	1	—	—	—	—	4X5BMC	—	—
0,37	—	1	5	—	1,5	1,3	0,4	—	—	—	H12	X37CrMoW5.1
0,4	—	1	5	—	—	2	0,8	—	—	4X5B2ΦC	—	—
0,3	—	—	3	—	2,8	—	0,5	—	K14	4X3M3Φ	—	X32CrMoV3.3
0,4	—	1	3	—	2,5	—	0,3	—	—	—	H10	—
0,4	—	1	5	—	3	—	0,9	—	—	—	—	X40CrMoV5.3
0,5	—	1	5	—	1,5	1,3	0,4	—	—	—	A8	—
0,5	—	1	5	1,5	1,5	—	1	—	—	—	A9	—

0,3	—	1	1	—	—	4	0,2	—	—	—	—	X30WCrV4.1
0,3	—	—	2,3	—	—	4,5	0,3	—	3	XB4Φ	—	—
0,3	—	—	2,5	—	—	4,3	0,6	—	—	—	—	X30WCrV5.3
0,35	—	—	2,5	—	0,8	5	0,8	—	—	4X2B5ΦM	—	—
0,4	—	—	3	—	2,5	2,5	1,7	—	—	4X3B2Φ2M2	—	—
0,4	—	—	3	—	2,5	5	0,5	—	—	4X3B5M3Φ	—	—
0,35	—	—	3,5	—	6	1	0,7	—	—	—	H15	—

Химический состав, %									Обозначения сталей по стандартам			
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co	MSZ	ГОСТ	AlSi/ SAE	Stahl—Eisen Werkstoffblatt
0,4	—	1	5	—	—	3,5	0,2	—	—	—	—	X40CrWV5.4
0,4	—	0,8	5	—	0,5	4	0,5	—	EI956	4X5B4ΦCM	—	—
0,35	—	1	5	—	0,3	4,5	0,2	—	—	4X5B5CM	H14	—
0,4	—	—	4	—	0,5	4,5	2,2	4	—	—	H19	X45CoCrWV5.5.5
0,45	—	—	4,5	—	3	—	2	4,5	—	—	—	X45CoCrMoV5.5.3
0,3	—	—	2,5	—	—	8,5	0,4	—	W2	3X2B8Φ	H20	X30WCrV9.3
0,3	—	—	2,5	2,1	—	8,5	0,3	—	W1	—	—	—
0,3	—	—	2,5	—	—	8,5	0,3	2	—	—	—	X30WCrCoV9.3
0,3	—	—	3,5	—	—	9,5	0,4	—	—	3X3B8Φ	H21	—
0,6	—	—	3,5	—	0,9	9	0,7	—	—	6X4B9Φ	—	X60WCrMoV9.4
0,6	—	—	4	—	8,5	2	1	—	—	6X4B2M8	H41	—
0,6	—	—	4	—	5	6	2	—	—	—	H42	—
0,6	—	—	4	—	8	—	2	—	—	—	H43	—
0,4	—	—	3	—	—	11	0,3	—	—	—	H22	—
0,4	—	—	4	—	—	12	0,5	—	—	4X4B12Φ	—	—
0,5	—	—	3	—	—	15	0,5	—	—	5X3B15Φ	H24	—
0,25	—	—	4	—	—	15	—	—	—	—	H25	—
0,55	—	—	4	—	—	18	1	—	—	5X4B18Φ	H26	—

*6	0,55	—	—	7	—	—	7	—	—	—	—	H16	—
	0,4	—	—	8	—	—	2,5	—	—	—	4X8B2	—	—
	0,2	—	1	12	—	1,1	—	—	—	—	—	—	X20CrMo13
	0,2	—	—	12	—	0,8	2,5	0,5	—	—	2X12B3MΦ	—	—
	0,25	—	1,2	10	0,7	1,2	0,5	1	—	—	—	—	Sonderqualität 7
	0,2	—	—	12	—	—	7	—	5	—	2X12B7K5	—	—
	0,2	—	—	12	—	—	8	—	10	—	2X12B8K10	—	—
	0,2	—	—	10	—	2	6	—	10	—	—	—	X20CoCrWMo10.9
	0,15	—	—	14,5	—	5	—	0,3	13	—	2X14M5K13	—	X15CoCrMoV13.13
	0,05	—	—	5	—	8	—	—	11	—	X5M8K11	—	—
	0,3	—	—	12	—	—	12	1	—	—	—	H23	—
	0,5	—	1,3	13	13	—	2,5	0,5	—	—	X13H13B2Φ	—	X50NiCrWV13.13
	0,45	0,9	1	9	8,5	1,4	1,6	—	1,2	—	—	—	X45CrNiWMoVCo9.9
	0,45	1,2	2,5	18	9	—	1	1	—	—	—	—	X45CrNiW18.9
	0,4	8	—	22	8	1,3	—	1,4	Nb 0,3	—	4X22H8Г8МБ	—	—
	0,2	—	2,5	25	20	—	—	—	—	—	—	—	X15CrNiSi25.20
	0,06	1,3	—	14	25	1,3	—	0,3	Ti 2,1	—	—	—	X5NiCrTi26.15

4.2. Цель и теоретические основы термической обработки инструментальных сталей

Цель термической обработки инструментальных сталей состоит в том, чтобы создать в стали определенного состава структуру, обеспечивающую такие механические и физические свойства, в которых имеется необходимость при обработке и главным образом при эксплуатации инструмента. Термическая обработка оказывает непосредственное влияние на долговечность инструмента, так как свойства материала, из которого изготовлен инструмент, формируемые во время обработки, становятся окончательными.

Изменение свойств и структуры стали становится возможным благодаря тому, что железо в зависимости от температуры имеет две аллотропические модификации $\alpha = \text{Fe}$ и $\gamma = \text{Fe}$, в разной степени растворяющие атомы путем внедрения. Превращения этих твердых растворов происходят при определенных критических температурах (A_3 , A_1 и т. д.) (см. рис. 66). Ниже критической температуры аустенит становится неустойчивым и в любом случае начинается его превращение.

В превращениях участвуют сильно отличающиеся по составу (по содержанию С) фазы. Так, в аустените любой стали эвтектоидного состава в растворенном состоянии находится всего 0,8% С*, в то время как феррит растворяет в себе только 0,025% С. Превращения стали могут быть диффузионными или бездиффузионными (например, мартенситное превращение).

Для начала превращения всего необходимо наличие центра зарождения образующейся фазы критического размера. Это может быть достигнуто переохлаждением ниже критической температуры системы.

Величина критического размера¹ центра зарождения зависит от температуры:

$$r_{\text{кр}} = \frac{2\sigma T_{\text{кр}}}{\Delta T L},$$

где $T_{\text{кр}}$ — критическая температура, К; σ — поверхностная энергия, Дж/м²; L — скрытая теплота превращения, Дж/м³; ΔT — степень переохлаждения ниже критической температуры, К.

Чем больше степень переохлаждения, тем больше возникает центров кристаллизации, так как центры меньшего размера становятся также устойчивыми и способными к росту. Чем меньше степень переохлаждения, тем больше критический размер центра зарождения $r_{\text{кр}}$.

Таким образом, вблизи критической температуры (A_1 , A_3) для начала превращения необходимо образование центров кристаллизации большого размера, так как только они являются устойчивыми. Это, а также рост новой фазы — процессы, протекающие во времени.

Поэтому диффузионное превращение начинается только после определенного (скрытого) инкубационного периода времени и по прошествии заданного времени заканчивается. Хорошо описывают

* Это относится лишь к легированным сталям. (Прим. ред.)

¹ Для зародышей сферической формы. (Прим. ред.)

этот процесс Бейн, Давенпорт и другие исследователи на диаграммах изотермического превращения аустенита различных сталей.

Изотермические диаграммы следует воспринимать таким образом, что стали в аустенитном состоянии очень быстрым охлаждением переохлаждают до заданной температуры и выдерживают при ней, фиксируя начало и конец превращения. Такую диаграмму можно видеть на рис. 118 для доэвтектоидной стали, легированной никелем и хромом. Кроме сплошных линий, соответствующих началу и концу превращения, на диаграмме прерывистой линией изображена кривая, характеризующая влияние степени переохлаждения и диффузии. Можно видеть, что после определенной степени переохлаждения уже заметно прекращается диффузия и превращение происходит без диффузии. Это мартенситное превращение, которое уже частично было описано в разделе 3. К особенности использования диаграмм изотермических превращений относится и то, что только при каждой отдельно взятой постоянной температуре можно судить о начале и конце превращения, но нельзя судить об этом в случае непрерывного охлаждения.

Диффузионные превращения, как мы уже видели, начинаются с образования центров зарождения новых фаз и продолжаются с их увеличением до тех пор, пока не превратится весь аустенит.

В зависимости от температуры в сталях различают три основных диффузионных превращения: перлитное, бейнитное и доэвтектоидное.

Перлитное (эвтектоидное) превращение. В области температур A_1 в случае не слишком сильного переохлаждения (приблизительно до 550°C) превращение аустенита начинается с образования центров зарождения цементита (карбида) по границам зерен аустенита. Центры зарождения цементита вследствие направленной в их стороны диффузии углерода быстро увеличиваются в длину и в ширину, однако их рост в толщину происходит медленно, вследствие чего образуются пластинки цементита. В пространстве между зернами цементита содержание углерода в аустените уменьшается, и аустенит превращается в феррит. В дальнейшем идет рост пластинок цементита и феррита. Структуру, представляющую неоднородную смесь, состоящую из пластинок феррита и цементита, называют перлитом. Чем больше степень переохлаждения, тем больше количество и меньше размер возникающих зародышей новых фаз, скорость роста которых замедляется из-за уменьшения диффузии. Поэтому зерна цементита становятся все тоньше и тоньше и, кроме того, толщина феррита между ними уменьшается; таким образом возникает все более тонкий перлит. Толщина пластинок, находящихся в перлите, в зависимости от температуры превращения колеблется от 0,2 до 10 мкм. Различные по величине виды пластинчатого перлита (эвтектоида) называют просто перлитом, причем даже тогда, когда пластинчатая структура более тонкого перлита может быть различима только при

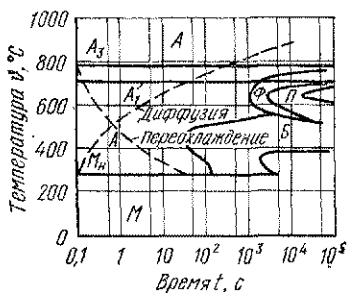


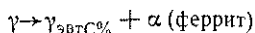
Рис. 118. Диаграмма изотермического превращения инструментальной стали марки НК

значительном увеличении (более чем в 1000 раз)*. Вместе с измельчением структуры перлита увеличивается сопротивление стали пластической деформации и поэтому ее твердость и предел текучести существенно выше, чем при равновесном состоянии. Относительное сужение площади поперечного сечения стали с перлитной структурой составляет 30—50%.

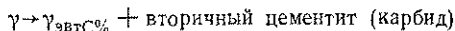
Бейнитное превращение. Превращение аустенита, охлажденного ниже 550° С, вследствие сильно пониженной диффузии начинается с возникновения центров зарождения феррита по границам зерен аустенита. Зародыши феррита имеют игольчатую форму и вырастают в кристаллиты феррита, непосредственно связанные кристаллографически с аустенитом: $\{111\}_{\gamma} \parallel \{110\}_{\alpha}$. Содержание растворенного углерода в кристаллитах феррита больше, чем в равновесном состоянии, т. е. образуется слегка пересыщенный твердый раствор. Если перед иглами феррита содержание углерода значительно возрастает, начинают выделяться зерна карбидов. Однако скорость роста феррита в этом интервале температур выше, чем скорость диффузии атомов углерода. Поэтому из аустенита, игольчатого феррита или слегка пересыщенного твердого раствора феррита вырастают зерна цементита (карбидов), выделяющихся в форме мельчайших дисков. Такую структуру игольчатого феррита, содержащую мелкие диски карбидов, называют бейнитом¹. Бейнитная структура протравливается лучше мартенситной, т. е. до более темного цвета. Это является следствием неоднородности структуры бейнита. Чем ниже температура превращения, тем меньше выделяющиеся частицы цементита (карбидов), тем более округленную, менее вытянутую форму они принимают. Кроме того, увеличивается насыщенность игольчатого феррита атомами углерода (0,02—0,15%). Это вызывает искажение кристаллической решетки. Вследствие этого твердость обработанной термическим путем на бейнит стали значительно выше, чем в равновесном состоянии, но вязкость ее все же остается удовлетворительной. Бейнит по отношению к мартенситу с таким же содержанием углерода имеет все же более мелкую структуру.

В нелегированных сталях бейнит можно получить только при условии изотермического охлаждения; при непрерывном охлаждении его нельзя отделить от троостита, образующегося перед этим при высоких температурах.

Предэвтектоидные выделения. К группе диффузионных превращений относятся также предэвтектоидные превращения, предшествующие перлитному превращению, например



в доэвтектоидных сталях и



в заэвтектоидных сталях.

Предэвтектоидный феррит и вторичный цементит начинают выделяться в местах, наиболее способствующих протеканию этого про-

* Различают, кроме того, сорбит и троостит — смеси более тонких пластин феррита и цементита, чем у перлита. (Прим. ред.)

¹ Нижним бейнитом; механизм бейнитного превращения до конца не изучен и до сих пор является дискуссионным. (Прим. ред.)

песса, а именно по границам и в стыках зерен аустенита. Обычно видимой связи между ориентацией аустенита и феррита или вторичного цементита нет, поэтому они возникают беспорядочно по бывшим границам зерен аустенита и в направлении толщины растут чрезвычайно медленно.

Начало выделения предэвтектоидных фаз сталей на диаграммах изотермических превращений обозначается кривой, примыкающей к изотерме температуры A_{cm} или соответственно A_3 . Количество предэвтектоидных фаз зависит от содержания углерода и степени легирования стали, а также от температуры превращения. Ниже 550°C предэвтектоидные превращения не происходят.

При непрерывном охлаждении температура изменяется во времени. В этом случае аустенит, охлажденный ниже температуры A_3 или A_{cm} и A_1 , также может в зависимости от температуры превращаться в предэвтектоидный феррит или вторичный цементит, а затем в перлит, бейнит и мартенсит. Образующаяся структура зависит от скорости охлаждения.

Диаграммы превращений при непрерывном охлаждении сходны с подобными диаграммами изотермических превращений, но в то же время отличаются от последних (рис. 119). Например, кривые диффузионных превращений (выделение феррита и цементита, перлитное и бейнитное превращения) смещаются в область более низких температур и продолжительного времени. Линия, характеризующая данное превращение, вдоль кривой охлаждения может встретиться только один раз, т. е. кривые, характеризующие начало и конец перлитного и бейнитного превращений, не могут идти в обратном направлении, как на диаграммах изотермических превращений. Если аустенит в более высоком интервале температур полностью превращается в продукт диффузии, то в более низком интервале температур дальнейшее превращение (бейнитное, мартенситное) не происходит. Продолжительность пребывания данной детали в определенном интервале температур зависит от скорости охлаждения. Поэтому на диаграммах непрерывных превращений начало и конец фазовых превращений, а также количество и характер возникающих фаз можно считать только вдоль кривых, имеющих различные скорости охлаждения. Различным скоростям охлаждения соответствуют сильно различающиеся значения твердости стали (см. рис. 119, кривые охлаждения 1, 2 и 3, а также числа, обведенные кружком).

Для того чтобы диффузионные превращения аустенита не могли начаться, сталь необходимо быстро охлаждать — точнее со скоростью, не меньшей критической скорости охлаждения, до температуры M_n . Кривая охлаждения не должна пересекать либо огибать кривую, характеризующую начало диффузионного превращения, или в крайнем случае может только касаться ее. В случае нелегированных сталей этому условию отвечают охлаждение со скоростью, превышающей $500^\circ\text{C}/\text{с}$, что чрезвычайно трудно достигнуть практически в больших се-

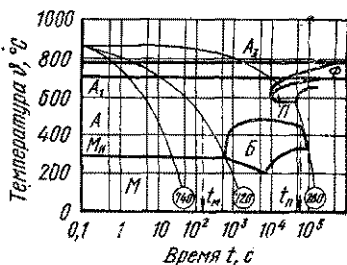


Рис. 119. Диаграмма непрерывного превращения инструментальной стали марки НК

чениях. К счастью, легирующие компоненты в значительной степени уменьшают критическую скорость охлаждения (см. рис. 93), и таким образом становится возможным получить мартенситную структуру по всему сечению больших изделий.

Точка пересечения кривой критической скорости охлаждения с изотермой, соответствующей 500°C , означает время охлаждения с критической скоростью t (см. рис. 119). Если сталь охлаждать от температуры аустенитизации до 500°C за более короткий промежуток времени, то структура ее будет только мартенситной. Если температура стали достигнет 500°C за более продолжительное время, чем t_n , то в структуре уже не встретится ни мартенсит, ни бейнит, а в зависимости от состава образуется феррито-перлитная, перлитная или цементитно-перлитная структура. Поэтому критическое время (скорость) охлаждения имеет очень большое практическое значение при разработке технологии термической обработки сталей.

4.3. Способы термической обработки

Аустенитизация. Для того чтобы в стали происходили превращения, описанные выше, необходимо начинать процесс термической обработки из аустенитного состояния. Аустенит в стали возникает не только в процессе первичной кристаллизации и затвердевания при охлаждении, но и во время нового нагрева полностью охлажденной стали. В процессе нагрева аустенит образуется из продуктов распада (феррита, перлита, карбидов и т. д.), возникших ранее. При достижении температуры A_{c1} начинается превращение перлита (эвтектоида) в аустенит, которое представляет собой процесс, идущий одновременно с изменением кристаллической решетки и диффузией, причем из феррита, содержащего 0,025% C, и цементита, содержащего 6,67% C, образуется аустенит, содержащий приблизительно 0,8% C. Это превращение начинается с образования центров зарождения новой фазы по границам зерен феррита и цементита и продолжается с ростом устойчивых зародышей. Здесь действительно утверждение, что чем больше перегрев (по отношению к критической температуре превращения), тем большее количество зародышей меньшего размера будет способно к росту и тем быстрее начнется и протечет превращение или же уменьшится скрытый (инкубационный) период.

Процесс аустенитизации можно исследовать при изотермическом и непрерывном нагреве. Диаграмма превращений при изотермическом нагреве нелегированной инструментальной стали, содержащей 0,75% C, представлена на рис. 120, а, а при непрерывном нагреве — на рис. 120, б.

При изотермической аустенитизации сталь очень быстро нагревают выше заданной температуры A_{c1} и выдерживают до тех пор, пока не закончится превращение. По изменениям физических свойств стали можно судить о начале и о конце превращения. Кривые, характеризующие начало и конец превращения, имеют вид гипербол. Из рис. 120 можно видеть, что чем выше температура аустенитизации, тем раньше начинается перлитно-аустенитное превращение, тем раньше растворяется цементит (карбид) перлита (эвтектоида) и возникает гомогенный аустенит, в котором распределение легирующих компонентов является однородным. Равномерное распределение ле-

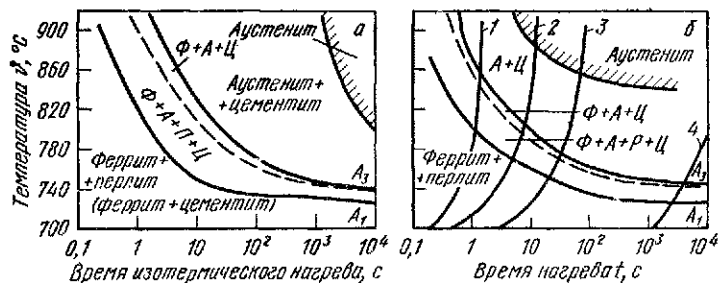


Рис. 120. Диаграмма нагрева инструментальной стали S7. Скорость нагрева, $^\circ\text{C}/\text{s}$:

1 — ~100; 2 — 10; 3 — 5; 4 — 0,01

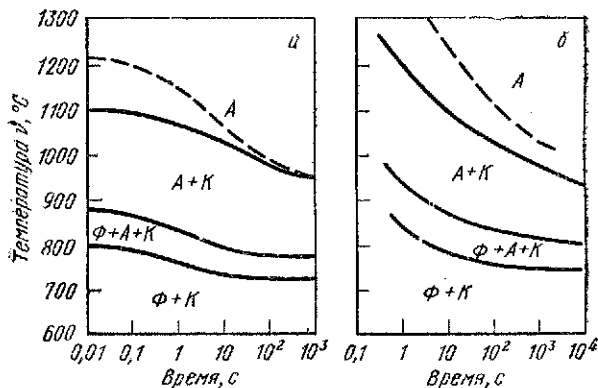


Рис. 121. Диаграммы нагрева инструментальной стали K4:

а — изотермический нагрев; б — непрерывный нагрев (K — карбиды)

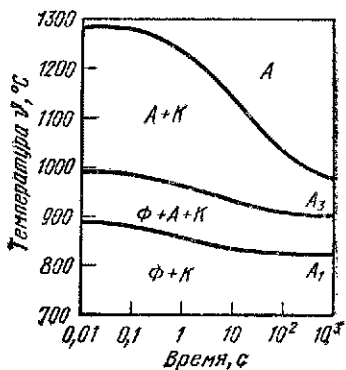


Рис. 122. Диаграмма изотермического нагрева инструментальной стали K12 (K — карбиды)

гирующих компонентов и атомов углерода — это результат длительного диффузионного процесса.

В процессе непрерывной аустенитизации сталь с какой-либо постоянной скоростью нагревают до температуры, превышающей $A_{с1}$. С увеличением скорости нагрева начало и конец превращения перлита в аустенит смещаются в область более высоких температур (см. рис. 120, б). Однородную структуру аустенита можно достичь лишь при непрерывном нагреве с небольшой скоростью.

Если сталь содержала также и предэвтектоидную структурную составляющую, то превращение феррита или растворение вторичных карбидов начинается только после превращения перлита в аустенит. Для полного растворения карбидов требуется высокая температура или продолжительная выдержка при нагреве. Это хорошо видно, например, на диаграмме изотермической и непрерывной аустенитизации заэвтектоидной стали K4 (рис. 121), а также на диаграмме изотермической аустенитизации стали марки K12 (рис. 122).

Величина зерна, возникающего в процессе аустенитизации, зависит от температуры и времени аустенитизации, от скорости нагрева, а также от состава стали.

С повышением температуры аустенитизации величина зерна постепенно возрастает (см. табл. 21—22 и рис. 56—57). До тех пор, пока сталь находится в аустенитном состоянии, увеличивается размер зерна. Поэтому чем медленнее скорость нагрева и чем продолжительнее выдержка, тем быстрее растет зерно аустенита и уменьшается номер зерна. Номер n зерна можно определить из зависимости

$$S = 2^{n+3},$$

где S — число зерен, приходящихся на 1 мм^2 плоскости шлифа. В карбидных сталях с очень мелким зерном его размер определяют по методу, разработанному Шнайдером и Графом. Величина зерна, определяемая по этому методу, обозначается SG и означает число границ зерен, пересекаемых линией измерения на длине $0,127 \text{ мм}$.

Цель отжига заключается в том, чтобы создать равновесную, мягкую структуру материала (например, со сфероидизированными карбидами и т. д.), благоприятную для обработки металла резанием или холодным деформированием, а также для дальнейшей термической обработки.

С помощью отжига удается в определенной степени уменьшить сетчатую структуру карбидов¹ и сделать более мелким размер аустенитного зерна.

Отжиг характеризуется продолжительной выдержкой при нагреве до высоких температур и последующим медленным охлаждением.

Температура отжига инструментальных сталей обычно находится в области температуры A_1 , а в некоторых случаях на $10\text{--}50^\circ\text{C}$ ниже нее² (табл. 45). Продолжительность выдержки при нагреве нелегированных и низколегированных инструментальных сталей составляет $2\text{--}3 \text{ ч}$, а для высоколегированных сталей $4\text{--}5 \text{ ч}$. Это простой отжиг, так как температура не достигает области γ и таким образом в процессе охлаждения превращения не происходят. Размер зерна стали не изменяется, только цементит становится зернистым и его зерна принимают сферическую форму. Для инструментальных

¹ С этой целью чаще применяют нормализацию. (Прим. ред.)

² Отжиг I-го рода по классификации А. А. Бочвара. (Прим. ред.)

ТАБЛИЦА 45. ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР ОТЖИГА
ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Температура отжига, °С	Марка стали	Температура отжига, °С	Марка стали	Температура отжига, °С
S7—S13	680—710	W7	780—820	W1	800—820
K3	720—750	W8	760—800	R1	800—850
K4	760—800	W9	760—800	R2	800—850
K6	750—790	NK	760—800	R3	800—850
K1	800—850	K12	800—840	R6	800—850
K11	800—850	K13	800—840	R8	770—820
M1	720—760	K14	740—780	R9	770—820
W5	720—760	W3	780—820	R10	770—820
W6	760—780	W2	810—830	R11	770—820

сталей, с трудом образующих сферический цементит (S11, S13), обычно применяя циклический отжиг. Инструмент несколько раз нагревают в течение 2 ч выше температуры A_1 , а затем охлаждают на 20—30°С. Такое изменение температуры уменьшает толщину карбидной сетки и облегчает дробление карбидов и их сфероидизацию. Температура такого отжига тем выше, чем выше содержание углерода и легирующих компонентов в заэвтектоидной стали.

При полном отжиге¹ инструмент нагревают до температуры, соответствующей аустенитной области, а затем медленно охлаждают. Таким образом происходит двойная перекристаллизация:

α , (перлит) $\rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, (перлит).

При полном отжиге образуется зерно аустенита, размер которого зависит от температуры и продолжительности нагрева. Наименьший размер зерна можно создать при температуре, немного большей температуры A_3 . Поэтому температура полного отжига составляет $A_3 + (30—50)^\circ\text{C}^*$. При полном отжиге в зависимости от состава образуется феррито-перлитная, чисто перлитная или перлит-цементитная структура. В соответствии с этим в зависимости от размеров детали скорость охлаждения необходимо выбирать на основании диаграмм непрерывных превращений. Время охлаждения от температуры аустенитизации до 500°С должно быть больше, чем критическое время t_n . Так как при этом протекает также процесс перекристаллизации и вследствие этого измельчение зерна, то отжиг успешно применяют для термической обработки высоколегированных инструментальных сталей с высоким содержанием углерода даже тогда, когда очень медленное охлаждение требует продолжительного времени.

Время отжига можно существенно уменьшить использованием изотермического отжига. На диаграмме изотермического превращения стали (см. рис. 118) можно найти такую температуру, при кото-

¹ Отжиг II-го рода по классификации А. А. Бочвара. (Прим. ред.)

* Температура отжига II-го рода инструментальных заэвтектоидных сталей без карбидов легирующих компонентов выше температуры A_c на 50—70°С. (Прим. ред.)

рой инкубационное время перлитного превращения аустенита будет наименьшим. Сталь, предварительно доведенную до аустенитного состояния, охлаждают до этой температуры (например, перебрасывая в соляную ванну с такой температурой), выдерживают при ней до окончания процесса превращения. Дальнейшее охлаждение зависит от формы и от размеров инструмента, так как фазовые превращения уже не происходят. Результатом изотермического отжига является образование однородной структуры стали за относительно короткий промежуток времени. Образовавшийся таким образом перлит имеет несколько более тонкую структуру, чем при равновесных условиях, и, следовательно, обладает большей твердостью. Однако обрабатываемость отожженных таким образом инструментальных сталей является удовлетворительной.

Данные об изотермическом отжиге некоторых инструментальных сталей содержатся в табл. 46.

ТАБЛИЦА 46. ИЗОТЕРМИЧЕСКИЙ ОТЖИГ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь	Температура аустенизации, °C	Изотермический отжиг	
		температура, °C	продолжительность, ч
Нелегированная	800	680	0,15
K4	820	680—700	1
K1	840	760	1,5
Быстрорежущая	840	750	1,5

Целью нормализации являются исправление ставшей более грубой после горячей деформации или неоднородной структуры стали, гомогенизация, уменьшение размера аустенитного зерна. В процессе нормализации сталь нагревают до аустенитной области температур $[A_3 + (20—50)^\circ\text{C}]^*$, а затем охлаждают на воздухе. В стали происходит двойной процесс перекристаллизации (при нагреве и при охлаждении). Размер аустенитного зерна в ходе короткой выдержки при нагреве не увеличивается (выдержка при нагреве нелегированных сталей составляет 10—15, для низколегированных сталей 15—20 мин). Сталь, имевшая до нормализации крупнозернистую структуру, в процессе нормализации получает более тонкую структуру. Охлаждение на воздухе создает в большинстве инструментальных сталей твердую структурную составляющую, поэтому нормализуют на воздухе только нелегированные и низколегированные стали. От возникающего в процессе нормализации непреднамеренного повышения твердости можно избавиться путем отжига.

Целью нагрева является снятие полученных в ходе предшествующей обработки горячей или холодной деформацией, резанием и т. д. возникающих или перераспределяющихся напряжений или, по крайней мере, их уменьшение. Чем выше температура термической обработки, тем меньше остающееся в детали напряжение. Если

* Заэвтектоидные стали — выше A_{cm} . (Прим. ред.)

ТАБЛИЦА 47. ДОПУСТИМАЯ СКОРОСТЬ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ ИНСТРУМЕНТОВ РАЗЛИЧНОГО РАЗМЕРА

Инструмент		Скорость нагрева, °C/ч	Скорость охлаждения, °C/ч
твердость	размер, мм		
> HRC 60	> 200	30—40	15—20
	100	40—50	20—30
	< 100	60—80	40
< HRC 50	> 100	60	40
	< 100	100	60

при 150—200° С можно снять не более $\frac{1}{4}$ напряжений, то при 650° С они исчезают примерно на 90%.

Поэтому процесс уменьшения напряжений обычно заканчивается при температуре ниже A_1 , т. е. при 600—650° С; при обработке резанием при 500—600° С выдерживают составные инструменты, чувствительные к напряжениям растяжения. Кроме того, при некоторых операциях черновой обработки и после шлифования желательным является снижение напряжений. Отпуск, следующий после закалки, также способствует снижению напряжений и поэтому ни при каких обстоятельствах не следует его избегать. Очень важно, чтобы нагрев и охлаждение не вызывали новых напряжений, поэтому допустимы сравнительно невысокие скорости нагрева и охлаждения (табл. 47).

Цель закалки обычно состоит в том, чтобы по всему сечению детали достигнуть по возможности более высокой твердости, т. е. мартенситной структуры. В некоторых случаях целью закалки является не достижение высокой твердости, обеспечиваемой мартенситным превращением, а создание очень сильно пересыщенного и высоколегированного твердого раствора (мартенсита + аустенита) для достижения наибольшего упрочнения в результате дисперсионного твердения.

Для осуществления этой цели нагретую сталь необходимо охладить ниже температуры M_s со скоростью, большей, чем критическая скорость охлаждения, чтобы не успело начаться диффузионное превращение аустенита и происходило бездиффузионное мартенситное превращение.

Для скорости закалки очень важно, каковы температура и продолжительность процесса аустенитизации, а также в какой охлаждающей среде и в каких размерах может быть достигнуто мартенситное превращение.

Температура, время и условия аустенитизации перед закалкой зависят не только от состава стали, но также и от целей закалки. Для растворения различных карбидов требуется и различная температура (см. рис. 101). Повышение теплотокости и износостойкости, а также эффективности процесса дисперсионного твердения, как мы уже видели, сильно зависит от количества карбидов, растворенных в процессе аустенитизации, и степени легированности аустенита. Для уменьшения деформаций инструментов необходимо найти соответствие между температурами аустенитизации и отпуска (см. рис. 53). Следует обратить внимание на то, что с повышением тем-

пературы аустенитизации увеличивается опасность образования крупнозернистой структуры, причем это уменьшает вязкость металла. Правда, большая температура аустенитизации перед закалкой приводит к увеличению конечной твердости, износостойкости и теплостойкости, но за счет снижения вязких свойств стали (см. рис. 26). Поэтому инструменты, требующие повышенной вязкости, доводят перед закалкой до аустенитного состояния, нагревая сталь до нижней границы интервала температур аустенитной области.

ТАБЛИЦА 48. ИНТЕРВАЛЫ ЗАКАЛОЧНЫХ ТЕМПЕРАТУР ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Температура закалки, °С, в охлаждающей среде		Марка стали	Температура закалки, °С, в охлаждающей среде	
	эффективной	мягкой		эффективной	мягкой
S7, S8	780—810	810—840	NK	830—870	—
S9, S10	770—800	800—830	K12	1000—1050	—
S11, S13	760—790	770—820	K13	1020—1090	1040—1070
K3	780—820	820—860	K14	1020—1070	1000—1050
K4	820—860	—	W3	980—1080	—
K6	760—800	—	W2	1080—1150	—
K1	920—980	960—1020	W1	1100—1170	—
K11	920—980	—			
M1	740—780	—	R1	1250—1290	—
W5	880—920	—	R2	1260—1300	—
W6	840—880	—	R3	1240—1280	—
W7	820—850	—	R6	1190—1230	—
W8	800—840	—	R8	1200—1240	—
W9	800—840	—	R9	1180—1220	—
			R10	1170—1210	—
			R11	1180—1220	—

Интервалы температур аустенитизации перед закалкой для стандартизованных сталей (ВНР) представлены в табл. 48, из данных которой можно сделать вывод, что температура закалки инструментальных сталей ледебуритного типа превышает температуру A_1 значительно, а у заэвтектоидных сталей незначительно.

К операции закалки относятся и следующее за аустенитизацией быстрое охлаждение, осуществляемое в зависимости от состава стали и размеров инструмента в воде, в масле, в соляной ванне или расплаве металла, в потоке воздуха и т. д., в процессе которого аустенит более или менее полностью превращается в мартенсит. Быстрое охлаждение в процессе закалки вызывает в стали большие напряжения. Закалочные напряжения всегда возникают на последней стадии закалки. Поэтому, например, инструменты, изготовленные из эвтектоидной и заэвтектоидной сталей, имеющих склонность к

* Для легированных сталей превышает интервал температуры A_1 . (Прим. ред.)

образованию закалочных трещин, охлаждают быстро (в воде) только до 300—600°С (до полного почернения), а затем заканчивают закалку в более мягкой охлаждающей среде (например, в масле). Такая закалка называется прерывистой.

Закалочные напряжения можно также уменьшить охлаждением инструмента в такой среде, обладающей наименьшей охлаждающей способностью, в которой все еще можно достичь требуемой твердости.

Напряжения, вызываемые превращением, лучше всего можно снять в том случае, если во всей массе закаливаемого инструмента одновременно начнется и будет протекать превращение в интервале температур мартенситного превращения. Проще всего это можно осуществить так: изделие, нагретое до аустенитного состояния, помещают в среду (в соляную ванну) с несколько более высокой температурой, чем температура M_n , и выдерживают до тех пор, пока температуры поверхности и сердцевины изделия не выравняются. Однако температуру M_n все сечение изделия одновременно проходит при очень медленном охлаждении (на воздухе). Такая термическая обработка носит название ступенчатой закалки. Любую инструментальную сталь, для которой инкубационный период бейнитного превращения велик (см. диаграммы изотермических превращений), можно легко подвергать при термической обработке ступенчатой закалкой; при этом твердость стали не снижается.

Обработка холодом. В процессе закалки в легированных инструментальных сталях, а также в инструментальных сталях с высоким содержанием углерода наряду с мартенситом всегда присутствует остаточный аустенит. Температура M_k таких сталей значительно ниже комнатной температуры, хотя охлаждение в процессе закалки продолжается лишь только до температуры помечений. Наличие остаточного аустенита не всегда и не в любых количествах является благоприятным, поэтому необходимо создать такие условия, при которых становится возможным превращение остаточного аустенита в мартенсит. Наиболее простой способ, когда инструмент после закалки охлаждают (обрабатывают холодом) до температуры M_k или близкой к ней.

Обработку холодом можно осуществить, например, в ванне с сухим льдом, растворенным в денатурированном спирте (т. е. в растворенной в спирте твердой угольной кислоте), температура которой составляет приблизительно —70°С. Этого также можно достичь при охлаждении в жидком азоте при температуре около —190°С. Для снятия напряжений целесообразно перед обработкой холодом использовать предварительное охлаждение в ваннах с более высокой температурой. Обработку холодом необходимо осуществлять непосредственно после закалки или хотя бы в течение часа после нее, так как в противном случае остаточный аустенит стабилизируется и с большим трудом превращается в мартенсит. Продолжительность обработки холодом определяется продолжительностью выравнивания температуры. Более продолжительная выдержка смысла не имеет.

Обработку холодом можно осуществлять только в соответствующей защитной одежде, так как соприкосновение с сильно охлажденными изделиями может вызвать ожоги.

Отпуск — это нагрев закаленных сталей, осуществляемый в интервале от 100°С до температуры A_1 . В зависимости от температуры нагрева в мартенсите закаленной стали и в остаточном аустените происходят различные процессы.

Температуру отпуска определяют требования к свойствам и условия применения инструментальной стали.

Если твердость, полученную в результате закалки, нельзя снизить, то температура отпуска должна быть ниже 200° . Этим также можно снизить напряжения, вызванные мартенситным превращением. Такой отпуск по возможности необходимо выполнять непосредственно после закалки.

Если основным требованием к стали является ее вязкость (например, штамповые стали для изготовления пуансонов), то следует использовать интервал более высоких температур отпуска. Это делает возможным увеличить зернистость карбидов, что приводит к существенному снижению закалочной твердости (см. кривые отпускной твердости для инструментальных сталей). Высоколегированные инструментальные стали (например, быстрорежущие стали) отпускают при температуре $520-650^{\circ}\text{C}$, т. е. при температуре, вызывающей дисперсионное твердение.

Стойкость к сохранению размеров измерительных и высокоточных инструментов повышают путем искусственного старения. Продолжительная 4—24-ч выдержка при $120-180^{\circ}\text{C}$ ускоряет изменение размеров и стабилизирует их. Обработка холодом, применяемая между отпусками, способствует превращению остаточного аустенита в мартенсит. Отпуск после обработки холодом уменьшает внутренние напряжения, вызванные превращением, и тетрагональность мартенсита. Чередую отпуск и обработку холодом 3—4 раза, можно получить инструменты с очень точными размерами, не подверженные дальнейшему короблению.

Диаграмма методов термической обработки инструментальных сталей показана на рис. 123.

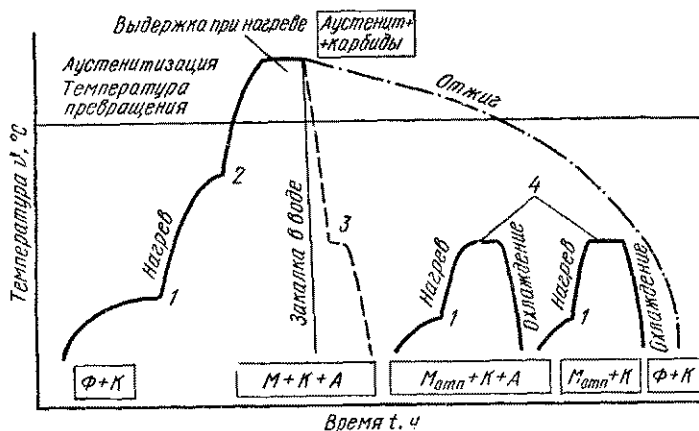


Рис. 123. Процессы термической обработки инструментальных сталей и предполагаемая структура сталей

1 — 1-й предварительный нагрев; 2 — 2-й предварительный нагрев; 3 — закалка в соляной ванне; 4 — выдержка при нагреве в процессе отпуска (К — карбиды)

4.4. Нагрев, выдержка при нагреве, охлаждение

Тепловые напряжения при нагреве. В зависимости от эффективности нагрева между поверхностью и внутренними частями изделия возникает разность температур. На рис. 124 показана разность температур поверхности и сердцевины пуансона, нагретого сначала в камерной печи, а затем в соляной ванне в различные моменты процесса нагрева. Иногда разность температур может достигать нескольких сотен градусов Цельсия. Размеры и объем более нагретых внешних частей изделия увеличиваются вследствие теплового расширения. Ранее нагретые и, следовательно, расширившиеся внешние слои металла стремятся отделиться от более холодных, меньше расширившихся внутренних слоев. Однако внутренние более холодные слои металла препятствуют тепловому расширению внешних слоев, поэтому во внешних слоях изделия возникают сжимающие, а в сердцевине, наоборот, растягивающие напряжения. Расширяющийся внешний слой оказывает растягивающее воздействие на более холодную часть — сердцевину, что может вызвать возникновение в центре детали внутренних трещин.

Возникающие в данной стали тепловые напряжения тем больше, чем больше разность температур между поверхностью и сердцевиной изделия, т. е. чем больше теплоотдача с поверхности и чем меньше теплопроводность.

Напряжения, возникающие в процессе нагрева цилиндрических деталей, можно определить с помощью следующей зависимости:

$$\sigma = \frac{\beta E}{1-\nu} (T_n - T_{\text{н}}) \Phi \left(\frac{at}{R^2}; \frac{\alpha}{\lambda} R; \frac{r}{R} \right),$$

где β — линейный коэффициент теплового расширения, мм/(мм·К);

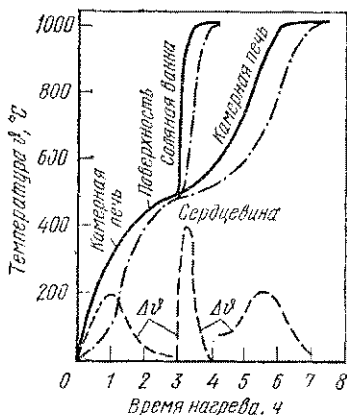


Рис. 124. Диаграмма нагрева штампа с размерами 240×240×280 мм

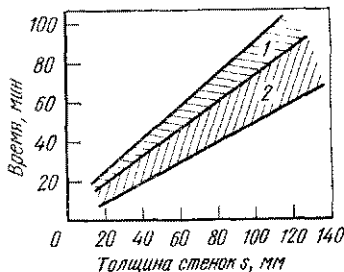


Рис. 125. Продолжительность нагрева в соляной ванне:

1 — 12%-ная хромистая сталь; 2 — низколегированная сталь

E — модуль упругости, Н/м²; ν — коэффициент Пуассона (для сталей 0,3); T_n — начальная температура детали, К; T_n — температура печи, К; Φ — переменная, зависящая от размеров, времени и характеристик материала; a — коэффициент температуропроводности, м²/с; t — время, с; α — коэффициент теплоотдачи, Дж/(м²·с·К); λ — коэффициент теплопроводности, Дж/(м·с·К); r — радиус закругления детали в данном месте, м; R — радиус детали, м.

Изменение напряжений во времени сходно с изменением во времени разности температур.

Если в ходе термической обработки необходимо достигнуть наименьшего коробления, например при закалке вырубных штампов, измерительного инструмента и т. д., то скорость охлаждения должна быть только такой, которая не вызывает большой разности температур, так, что в детали не возникнут достигающие предела текучести или еще большие напряжения, т. е. остаточные объемные деформации и коробление. В ходе отжига и термической обработки, предшествующей операции окончательной обработки путем снятия стружки, когда деформация имеет наименьшее значение и не вызывает особенных забот, слишком медленный нагрев экономически нецелесообразен.

Скорость нагрева во всех случаях необходимо подбирать в соответствии с назначенными режимами термической обработки. Мощность отдельных нагревательных устройств и возникающая в детали разность температур обычно больше, чем может быть допустима для предельных тепловых напряжений и коробления. Поэтому для нагрева инструментальных сталей пригоден ступенчатый метод закалки. Это означает, что детали для выравнивания температуры помещают поочередно в печи, нагретые до различных температур (ступеней). Чем больше температурных ступеней, тем меньше разность температур в изделии. Изделия больших размеров целесообразно нагревать вместе с печью, постепенно повышая ее температуру.

ТАБЛИЦА 49. ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ ВЫДЕРЖКИ ПРИ НАГРЕВЕ 750—900° С В РАЗЛИЧНЫХ НАГРЕВАЮЩИХ СРЕДАХ, с/мм

Нагревающая среда	Недегированные и низкодигированные инструментальные стали	Среднедегированные инструментальные стали
Камерная печь с электрическим подогревом . .	50—80	70—90
Соляная ванна	20—25	25—30
Свинцовая ванна	6—8	8—10

ТАБЛИЦА 50. ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ НАГРЕВА (ОТПУСК ПРИ 600 °С) ДЕТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ РАЗМЕРОВ И РАЗЛИЧНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН, ч

Диаметр детали, мм	Группа чувствительности к образованию трещин		
	I	II	III
50	1	2	3,5
100	1,5	3	5
150	2	4	7
200	2,5	5	8,5
250	3	6	10

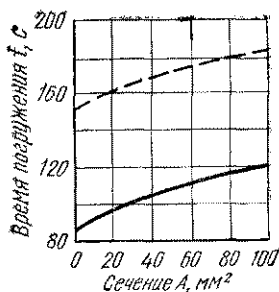
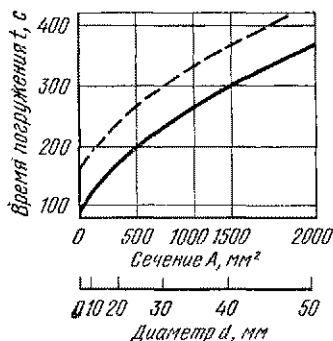


Рис. 126. Продолжительность нагрева высоколегированной инструментальной стали в соляной ванне при 850°C :

— простые детали; — — — — — сложные детали

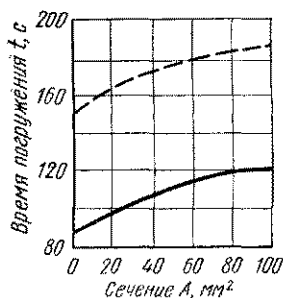
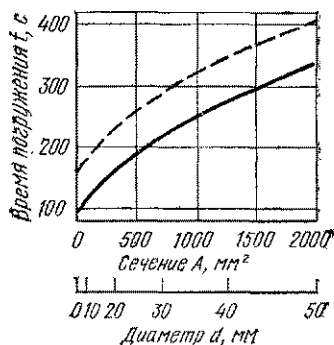
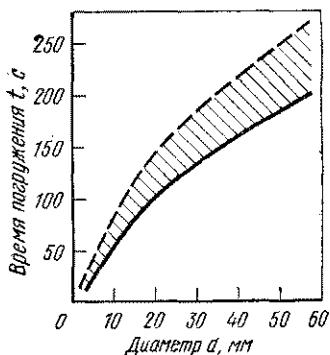


Рис. 127. Продолжительность нагрева высоколегированных инструментальных сталей в соляной ванне от 850 до 1050°C (двухступенчатый нагрев):

— простые детали; — — — — — сложные детали

Рис. 128. Продолжительность нагрева высоколегированных инструментальных сталей в 1250 -град соляной ванне (трехступенчатый нагрев):

— простые детали;
— — — — — сложные детали



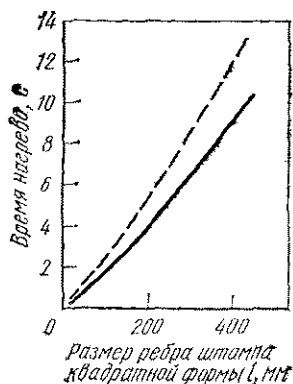


Рис. 129. Продолжительность нагрева плит для штампов горячего деформирования:

— нагрев до 500° С;
 --- нагрев до температуры аустенитизации

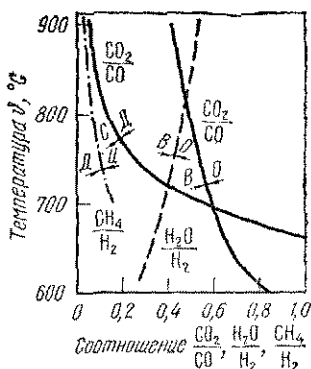


Рис. 130. Кривые, ограничивающие отдельные реакции, в зависимости от температуры и состава газовой смеси:

О — окисление; Д — обезуглероживание; В — восстановление; Ц — цементация

Скорость нагрева при термической обработке, снижающей напряжения, была приведена ранее в табл. 47.

Продолжительность нагрева изделий, отличающихся по форме от цилиндрических, в 1,5 раза больше, чем время нагрева, относящееся к наименьшему диаметру соответствующего изделия (табл. 49).

Продолжительность нагрева в соляной ванне низколегированных и содержащих 12% Сг ледебуритных сталей в зависимости от толщины изделия можно видеть на рис. 125.

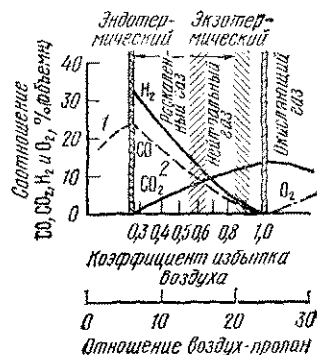


Рис. 131. Влияние соотношения воздуха и газа на состав газовой смеси

Продолжительность предварительного нагрева до 750—900° С можно рассчитать из данных табл. 50.

Обычная продолжительность нагрева (погружения) высоколегированных инструментальных сталей в соляных ваннах с различной температурой для одно-, двух- и трехступенчатого нагрева можно видеть из рис. 126—128.

При отпуске следует быть еще более осторожным, так как инструментальные стали, содержащие очень твердые составляющие структуры стали — мартенсит и карбиды, необходимо нагревать до различных температур. Продолжительность нагрева до 600° С изделий с разными размерами и чувствительностью к образованию трещин дана в табл. 50.

При более низких температурах отпуска приведенное в табл. 53 время необходимо уменьшить пропорционально фактической температуре (например, для отпуска при 200°С снизить в три раза). Для точного, сложной формы инструмента в процессе отпуска в соляной ванне целесообразно ввести ступень, выравнивающую температуру. Изделия больших размеров обычно нагревают вместе с печью в камерных печах и в печах с воздушной вентиляцией. Допустимая скорость нагрева и охлаждения при отпуске инструмента высокой твердости (HRC 60) изменяется в зависимости от размеров изделия.

ТАБЛИЦА 51. ДОПУСТИМАЯ СКОРОСТЬ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА ПРИ ОТПУСКЕ

Твердость стали	Размер изделия, мм	Нагрев, °С/ч	Охлаждение, °С/ч
HRC 60	100	60—80	40
	100	40—50	20—30
	200—400	30—40	15—20
HRC 50	100	100	60
	200	60	40

Для инструмента средней твердости (HRC 50) допустимая скорость нагрева и охлаждения при отпуске может быть больше предыдущей (табл. 51). Так, для различных размеров плит штампов для горячей деформации продолжительность нагрева до 550°С и температуры аустенитизации можно видеть из рис. 129.

При отжиге, нормализации, а также в ходе термической обработки, предшествующей обработке металла резанием, при которых незначительное коробление еще не вызывает особых тревог, слишком медленный нагрев экономически нецелесообразен. Однако при нагреве изделий сложной формы обычно вводят выдержки при 400 и 700°С.

Продолжительность выдержки при нагреве. В процессе аустенитизации выдержку при заданной температуре после выравнивания температур из-за возникновения крупнозернистой структуры и по другим причинам необходимо ограничить до минимума. Продолжительность выдержки не зависит от способа нагрева и размеров изделия и определяется только исходной структурой стали и скоростью необходимых структурных изменений (α — γ -превращение, растворение карбидов и т. д.). Превращение феррита в аустенит происходит быстро, с незначительными затратами времени. Чем выше температура, тем меньше необходимое время выдержки: для нелегированных инструментальных сталей оно составляет 3—5 мин; для низколегированных инструментальных сталей время диффузионных превращений колеблется от 4 до 6 мин, а для сталей, легированных вольфрамом и молибденом, 6—8 мин после полного выравнивания температур. Это существенно меньше, чем время полного прогрева какого-либо изделия средних размеров. Поэтому в инструкциях по термообработке часто одним термином «продолжительность выдержки» обозначают время, необходимое для прогрева изделия и время фазовых пре-

вращений. Так, продолжительность нагрева (погружения) высоколегированных сталей уже включает время выдержки при нагреве (см. рис. 126—128 и табл. 49).

При полном отжиге для достижения однородной аустенитной структуры продолжительность выдержки при нагреве составляет ~1 ч. При нормализации нелегированные стали необходимо выдерживать при нагреве 15—20 мин.

Продолжительность выдержки при отпуске зависит от заданных требований. Как и каждый диффузионный процесс, отпуск требует тем меньше времени, чем выше температура. Обычно применяемая и экономически обоснованная продолжительность отпуска в печи составляет 1—2 ч, но при более низких температурах может быть от 4 до 36 ч. При использовании масла отпуск длится от 0,5 до 1 ч.

Нагревательные среды. Поверхность нагретого изделия может изменяться в зависимости от газовой среды нагревательного устройства. Так, могут возникать обезуглероживание (декарбонизация), появляться окалина, поверхностный слой может науглероживаться и т. д. Все это может ухудшить свойства поверхности и соответственно инструмента.

Для долговечности и качества инструментальных сталей обезуглероживание более опасно, чем окисление, так как содержание углерода в поверхностном слое становится значительно ниже.

Равновесные постоянные некоторых реакций для случаев, встречающихся на практике, известны, поэтому течение некоторых реакций можно изменять и направлять регулированием состава газовой смеси (рис. 130).

Состав газовой среды печей, работающих на жидком или газообразном топливе, изменяется в зависимости от коэффициента полезного действия процесса горения. При сжигании в избытке кислорода (с хорошим к. п. д.) содержание двуокиси углерода в продуктах сгорания велико, поэтому обработанные термическим путем детали покрываются окалиной. Газовую среду печи можно регулировать таким образом, чтобы сжигать известные по составу естественные или искусственные нейтральные или агрессивные газы с определенным количеством воздуха. Из рис. 131 можно видеть состав газов, вызывающих различные поверхностные реакции, в соотношении с воздухом и пропаном (C_3H_8). Форма кривых при сжигании других смесей газ — воздух имеет подобный характер.

Чем больше воздуха смешивают с горючим газом или чем больше соотношение воздух — газ, тем меньше доля горючего газа (окиси углерода, водорода) в смеси и тем больше в ней содержание двуокиси углерода и воды. Экзотермические, добела раскаляющиеся газы получают сжиганием горючего газа при коэффициенте избытка воздуха, равном примерно 0,5—0,8. Этот процесс является самоподдерживающимся, происходящим с выделением тепла. Для получения эндотермических газов необходимо создать большой недостаток воздуха, в этом случае коэффициент избытка воздуха $\alpha < 0,5$. Такие газы можно создать лишь с помощью внешнего подогрева.

Применение сыпучей защитной среды. В целях сохранения качества поверхности в отдельных случаях или для защиты изделий сложной формы осуществляют нагрев до заданной температуры, предварительно плотно, без доступа воздуха, упаковав их в закрывающуюся емкость. При термической обработке чувствительные к ней детали предварительно многократно упаковывают в бу-

магу и в таком виде помещают в карбюризатор с сыпучей защитной средой. Сыпучая защитная среда является плохим проводником тепла, поэтому наряду с защитой поверхности она позволяет лишь медленно, а следовательно, и равномерно нагревать деталь. Этим снижается опасность возникновения трещин и коробления. Продолжительность прогрева хорошо проводящей тепло чугунной стружки при температуре выше 800°C составляет $1\frac{4}{100}$ мм, а древесного угля и кокса, хуже проводящих тепло, $2\frac{4}{100}$ мм. При низких температурах передача тепла происходит медленнее: так, при 500°C продолжительность прогрева будет в 2—3 раза больше.

Используют также и нейтральную защитную сыпучую среду (песок, золу и т. д.), влияние которой проявляется в том, что она изолирует обрабатываемую деталь от внешней атмосферы. Однако сыпучая защитная среда, содержащая углерод (древесный уголь, зерна карбюризатора, кокс, чугунная стружка), при более высокой температуре начинает проявлять химическую активность (науглероживающее действие). В зависимости от качества сыпучей защитной среды и нагретой стали температура нагрева может оказывать нейтральное, науглероживающее и даже обезуглероживающее действие.

Перед использованием сыпучая защитная среда, содержащая углерод, для уменьшения науглероживающего воздействия должна быть хорошо прогрета без доступа воздуха в герметически закрытом ящике и использовать ее можно только в совершенно сухом и незагрязненном виде.

Защитные газовые среды. Если необходимо предохранить поверхность стали от обезуглероживания или от образования окалины, целесообразно применять инертные газы, вакуум или газы с противоположным воздействием, например окислительные, восстанавливающие, обезуглероживающие. Состав смеси должен находиться в равновесии с содержанием углерода в стали. Универсальной газовой среды, которая может быть использована во всех случаях, нет, так как состав газовой смеси, находящейся в равновесии со сталью, изменяется в зависимости от температуры. Для каждой стали и каждой температуры необходимо использовать различные газовые защитные среды. Инертные газы (аргон, гелий), чистый азот и вакуум можно применять для любого вида стали и при любой температуре. Азот пригоден для любой защитной газовой среды. Возможность его применения зависит от содержания вредных примесей (O_2 , H_2O).

В качестве защитной газовой среды используют различные смеси водорода, азота, окиси углерода, двуокиси углерода, углеводородов. Смеси защитных газовых сред создают из аммиака, углеводородов (метана, пропана, бутана, светильного газа). Например, часто используемую защитную газовую атмосферу, содержащую $75\% \text{H}_2 + 25\% \text{N}_2$, получают путем каталитического разложения аммиака при температуре выше 800°C ($2\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H}_2 + \text{N}_2$). Однако затраты на ее образование примерно в 10 раз больше, чем расходы на получение газов с помощью реакций, идущих с выделением тепла, причем существует довольно большая опасность взрыва. Эта газовая среда неядовита. Из защитной газовой среды необходимо удалить сероводород, сернистый ангидрид, углекислый газ и воду. От двуокиси углерода газ очищают, пропуская его через раскаленные слои угля, при этом происходит реакция восстановления, в ходе которой CO_2 переходит в окись углерода CO . Для удаления водяного пара газ

пропускают через охлаждающие устройства, в которых водяной пар конденсируется.

Для термической обработки инструментальных и быстрорежущих сталей без образования окалины более всего подходит сгоревший при недостатке воздуха при $650-900^{\circ}\text{C}$ хорошо очищенный природный газ (соотношение воздух : газ = 10 : 1). Эта газовая среда состоит из почти чистого азота (98% N_2 , 0,9% H_2 , 0,5% CO , 0,01% CO_2), точка ее росы ниже, чем -40°C .

Если в стали содержание $\text{Cr} + \text{Mn} + \text{W} < 2,5\%$, то можно использовать газы, получаемые с помощью реакций, идущих с выделением и поглощением тепла, и газы, состоящие только из одного химического элемента. Для сталей с высоким содержанием Cr и Mn газовую среду во всех случаях необходимо очищать от компонентов, содержащих кислород.

Обычно при нагреве до белого каления инструментальных сталей с высоким содержанием углерода и высоколегированных используют газовую защитную среду, очищенную от углекислого газа (например, диссоциированный аммиак, разбавленный азотом; газы, получаемые с помощью экзотермических реакций, содержащие 2—25% H_2 , остальное N_2). При отпуске также используют защитную газовую среду, содержащую H_2 и N_2 . В целях уменьшения опасности взрыва стремятся уменьшить содержание водорода в газе до минимума.

Состав защитной газовой среды следует систематически или непрерывно контролировать и регулировать специальными контрольными газоанализирующими и регулирующими устройствами.

Нагрев в вакууме. Влияние поверхностных реакций можно значительно снизить или даже устранить использованием термической обработки в вакууме. В устройствах термической обработки в вакууме из пространства, окружающего деталь, путем уменьшения давления, удаляют газы, способные вступать в реакцию с поверхностью детали. Таким образом можно получить чистую, гладкую, необуглероженную и неокисленную поверхность, и после термической обработки операции по окончательной обработке становятся ненужными.

От глубины вакуума зависит, какие и в каком количестве газы остались в пространстве с разреженным воздухом и в стали.

Так, например, в вакууме $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па оставшийся газ состоит приблизительно на 70% из водяного пара. Кислород даже при парциальном давлении, равном $2,66 \cdot 10^{-4}$ Па, все еще окисляет железо. Распад FeO начинается только в вакууме примерно $1,33 \cdot 10^{-11}$ Па. Однако скорость окисления в вакууме очень мала. Углерод, содержащийся в стали, связывает кислород.

Начиная приблизительно с $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па эвтектоидные и заэвтектоидные стали практически не окисляются и обезуглероживания не происходит.

С увеличением глубины вакуума возникает опасность испарения отдельных компонентов. Парциальное давление паров легирующих компонентов зависит от температуры (рис. 132). Парциальное давление паров отдельных компонентов является значительным при термической обработке в обычном интервале температур. Давление паров таких компонентов, как Mn и Cr , при 1000°C составляет $1,33 \cdot 10^{-2}$ — $1,33 \cdot 10^{-4}$ Па, что совпадает с используемыми на практике значениями давления вакуумных устройств. В таких условиях следует считаться с возможностью испарения компонентов. На

рис. 133 показано изменение содержания легирующих компонентов в поверхностном слое быстрорежущей стали R8 (6—5—2—5). Количество хрома в стали даже при очень короткой выдержке при нагреве начинает значительно убывать. В то же время содержание вольфрама, ванадия и молибдена, наоборот, очень быстро увеличивается в поверхностном слое, хотя при $1,33 \cdot 10^{-2}$ — $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па даже при большей температуре не наблюдается заметного испарения или соответственно насыщения.

Для вакуумной термообработки некоторых сталей можно использовать давление и охлаждающую среду, приведенные в табл. 52.

Используемые для термической обработки вакуумные печи являются холоднотенными; нагревающий объем расположен в вакуумной камере, стенки печи охлаждаются водой. Имеются нагревающее и охлаждающее устройства. Охлаждающее устройство обычно находится под нагревающим в общем вакуумном пространстве. Изготавливают также трехкамерные печи, что дает возможность непрерывной их эксплуатации. К нагревающему пространству примыкают две охлаждающие камеры. Пока детали охлаждаются в одной из них, нагревающее пространство заполняется через вторую охлаждающую камеру, как через предварительную. В охлаждающей камере охлаждение производится в газовой среде, в масле или в воде. Большинство печей в настоящее время работает пока еще с охлаждающей газовой средой.

В вакуумных печах с камерной системой неразрешимой задачей представляется охлаждение в соляной ванне. Решением здесь является разделение нагревающего и охлаждающего пространств, их разбивка на отдельные части. Нагревающее и охлаждающее пространства образованы из двух отдельных объемов, разделенных друг от друга заслонкой. После нагрева в вакууме нагревающее и охлаждающее пространства наполняют защитной газовой средой, а затем через разделяющую заслонку изделия проталкивают в охлаждающее пространство.

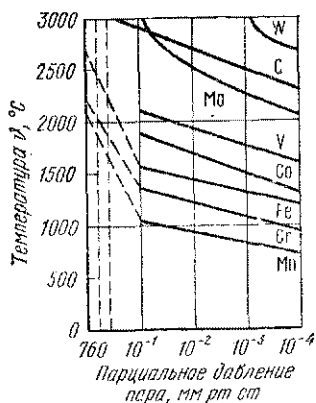


Рис. 132. Парциальное давление паров легирующих элементов в зависимости от температуры

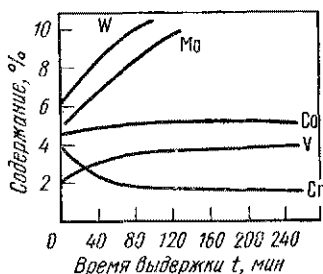


Рис. 133. Влияние выдержки при нагреве на содержание легирующих элементов в поверхностном слое быстрорежущей стали R8 при 1100°C и давлении $1,33 \cdot 10^{-1}$ Па

ТАБЛИЦА 52. УСЛОВИЯ, РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ДЛЯ ВАКУУМНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь	Вакуум, Па	Охлаждающая среда
Низколегированные стали . .	$133 \cdot 10^{-1} - 13,3 \cdot 10^{-3}$	Нейтральный газ
5—12%-ные хромистые стали .	$1,33 \cdot 10^{-1} - 1,33 \cdot 10^{-2}$	То же (N ₂)
Инструментальные штамповые стали для горячего деформирования	$1,33 \cdot 10^{-1} - 1,33 \cdot 10^{-2}$	То же (N ₂) (масло)
Инструментальные штамповые стали для горячего деформирования с высоким содержанием вольфрама и молибдена .	$2,66 \cdot 10^{-1} - 1,33 \cdot 10^{-1}$	То же (масло)
Быстрорежущие стали . . .	$2,66 \cdot 10^{-1} - 1,33 \cdot 10^{-1}$	То же (N ₂) (масло)

Особенность вакуумных устройств термической обработки состоит в том, чтобы обеспечить теплопередачу не конвекцией, а с помощью излучения. Поэтому следует обращать внимание на образование тени, т. е. следить, чтобы изделия не перекрывали друг друга. Теплопередача в вакуумных печах ниже, чем в соляных ваннах, поэтому возрастает продолжительность нагрева, однако градиент температур в изделии уменьшается и, следовательно, коробление снижается. В вакуумных печах до 1100°С нет необходимости в ступенчатом предварительном нагреве и лишь быстрорежущие стали сначала подогревают до 850°С, а затем нагревают до температуры закалки. Увеличение продолжительности нагрева и соответственно выдержки при термической обработке штамповых инструментальных сталей для холодного и горячего деформирования особых трудностей не вызывает. Для быстрорежущих сталей короткое время выдержки (~80 с), которое обычно используют при закалке в соляных ваннах, в вакуумных печах неосуществимо. Вредное влияние более продолжительной выдержки при нагреве (~10 мин), связанное с принципом действия вакуумных печей, на величину зерна, вязкость и т. д. в значительной мере можно устранить соответствующим уменьшением температуры аустенитизации; при этом существенного уменьшения твердости и износостойкости не наблюдается. Для сталей некоторых типов температура аустенитизации при термической обработке в вакууме ниже, чем при термообработке в соляных ваннах, и т. д.

При термической обработке инструмента в вакуумных печах необходимо очень строго соблюдать его чистоту. Инструмент перед

термообработкой следует очень тщательно очистить от загрязнений. Так, например, 1 мг масляных загрязнений при комнатной температуре и $1,33 \cdot 10^{-5}$ Па превращается в 14 м^3 масляных паров, которые необходимо удалить из вакуумного пространства. Очень вредным является также наличие воды и прочих примесей. Проведенные ранее испытания показали, что прилипшие частички алюминия, пластмасс, остатки кислоты также могут причинять серьезный вред.

Поэтому преимущество соляных ванн проявляется не только в быстром нагреве, быстрой передаче тепла, более эффективном удалении тепла, экономичности и возможности регулирования температуры, но и в удовлетворительной защите поверхности от вредного воздействия ее загрязнения.

В интервале $1000\text{—}1350^\circ\text{C}$ применяют соли IS 970 содержащую BaCl_2 , и IS 970N, содержащую BaCl_2 и буру. Первая в значительной степени, вторая в меньшей обезуглероживают сталь. Из-за наличия BaCl_2 эти соли смываются с детали довольно плохо. Соли являются практически нейтральными, но при увеличении загрязненности ванны может произойти процесс обезуглероживания. Обезуглероживание можно ослабить или совсем избежать с помощью введения цианистого натрия или нейтральных веществ (инертных веществ таких, как феррокремний, карбиды кремния, бура). Эти соли так же плохо смываются с детали; наиболее пригодна для этих целей чистая горячая вода.

В интервале $700\text{—}950^\circ\text{C}$ используют соль IS 650, содержащую NaCl и Na_2CO_3 , которая также обладает свойством обезуглероживания. Процесс обезуглероживания в этом случае также можно уменьшить добавлением цианистого натрия. Целесообразно установить соответственно содержанию углерода в нагреваемой стали потенциал науглероживания ванны. Такая соль легко смывается.

При $500\text{—}700^\circ\text{C}$ можно использовать соль IS 480, содержащую BaCl_2 , NaCl , CaCl_2 . Из-за присутствия CaCl_2 эта соль сильно поглощает влагу и вызывает коррозию. Соль пригодна для охлаждения (при закалке) и отпуска быстрорежущих и штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования.

Содержащие селитру соли MS 200 и MS 150 используют в интервалах температур $200\text{—}500$ и $170\text{—}500^\circ\text{C}$ соответственно. Но наличие в составе этих солей NaNO_3 вблизи верхней границы температурного интервала делает их взрывоопасными. Стали, нагреваемые выше 950°C в соляной ванне, охлаждать в селитре из-за ее сильного окисляющего действия на сталь не целесообразно, так как состояние поверхности изделий ухудшается и частично она даже начинает расплавляться. Эти соли легко смываются с поверхности. Их используют для охлаждения и главным образом для отпуска. Однако изделия из ванны, содержащей соль с концентрацией цианистого натрия более чем 10%, нельзя непосредственно помещать в соляную ванну, содержащую селитру. В такие ванны строго запрещено подмешивать органические вещества и особенно цианистые соединения, так как такие смеси являются взрывоопасными.

Большинство солей, применяемых для нагрева деталей, содержат различные отравляющие вещества. Поэтому при их использовании необходимо строго соблюдать технику безопасности и все предписания по их применению.

Размеры печей с соляными ваннами строго ограничены. Поэтому современная термическая обработка во избежание образования окалина и обезуглероживания инструментов большого размера

сегодня уже не может обойтись без вакуумных и использующих различные газообразные защитные среды устройств для термической обработки.

Способ охлаждения, охлаждающие среды, продолжительность обработки. Эффективность закалки, подавление выделения дозвектоидных карбидов и предупреждение перлитного превращения в решающей степени зависят от процесса охлаждения и теплопоглощающей способности охлаждающей среды, значения которых определяют теплопроводность, теплота, требующаяся для испарения, коэффициент теплопередачи и температура.

Эффективность охлаждения охлаждающей среды обычно характеризуют относительным числом передачи тепла H , $1/\text{м}$:

$$H = \frac{\alpha}{2\lambda},$$

где α — коэффициент теплопередачи, $\text{Дж}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч} \cdot \text{К})$; λ — коэффициент теплопроводности металла, $\text{Дж}/(\text{м} \cdot \text{ч} \cdot \text{К})$.

При идеальном охлаждении поверхность нагретого образца сразу же охлаждается до комнатной температуры. Интенсивность охлаждения такой идеальной среды является бесконечно большой величиной. Часто интенсивность охлаждения задают по отношению к значению $H=40$ $1/\text{м}$.

Коэффициенты теплопередачи некоторых охлаждающих сред изменяются в зависимости от температуры (рис. 134).

Охлаждающее действие воды. Коэффициент теплопередачи воды при 20°C является наибольшим и в широком интервале температур превышает коэффициенты теплопередачи масла и соляной ванны. Однако охлаждающее действие воды зависит от ее температуры (рис. 135). Недостатком воды является то, что охлаждающее действие воды комнатной температуры значительно снижается как раз в интервале температур (700 — 500°C) перлитных превращений. Это происходит вследствие образования на поверхности детали па-

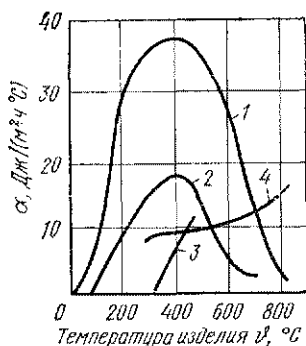


Рис. 134. Коэффициент теплопередачи α охлаждающих сред в зависимости от температуры:

1 — вода при 20°C ; 2 — масло при 80°C ; 3 — соляная ванна при 300°C ; 4 — цилиндрическое масло

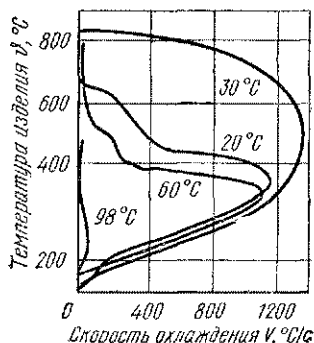


Рис. 135. Влияние температуры воды на скорость охлаждения (числа на кривых показывают температуру воды)

ровой пленки, коэффициент теплопередачи которой является минимальным. Это является неблагоприятным фактором, так как в интервале температур мартенситных превращений охлаждающее действие воды очень велико, в чем как раз нет никакой необходимости. Для понижения напряжений и деформации более благоприятно проводить охлаждение всего сечения полностью и одновременно ниже температуры M_n . Слишком эффективное охлаждающее действие воды уменьшают, наливая на поверхность детали масло. Известны хорошо зарекомендовавшие себя на практике различные добавки, с помощью которых можно регулировать и ослаблять охлаждающее действие воды. Такой добавкой является, например, аквапаста.

Охлаждающее действие масла слабее, чем охлаждающее действие воды. В критическом интервале температур $700-800^\circ\text{C}$ масло также имеет склонность к образованию на поверхности инструмента паровой пленки, и только специально обработанными и смешанными закалочными маслами можно снизить склонность к ее образованию. Наибольшим охлаждающим воздействием масла обладают в интервале $400-600^\circ\text{C}$, а в интервале температур мартенситных превращений охлаждающее действие их значительно меньше, чем воды. С повышением температуры охлаждающее действие масла не ухудшается, так как снижается их вязкость. Охлаждающее влияние масла существенно возрастает под действием ультразвука.

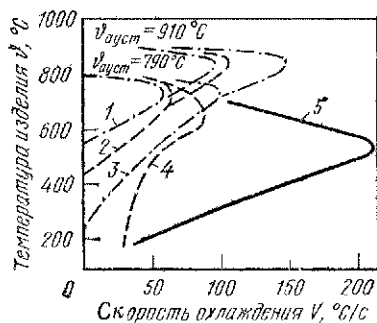


Рис. 137. Влияние температуры изделия на скорость охлаждения в различных охлаждающих средах (скорость охлаждения измеряли в центре стального шарика диаметром 12 мм):

1 — соляная ванна при 550°C ; 2 — то же, при 450°C ; 3 — то же, при 250°C ; 4 — масло; 5 — вода при 20°C

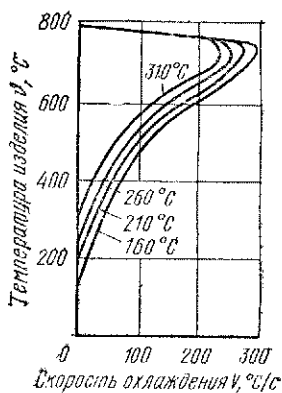


Рис. 136. Влияние температуры соляной ванны на скорость охлаждения (числа на кривых показывают температуру соляной ванны)

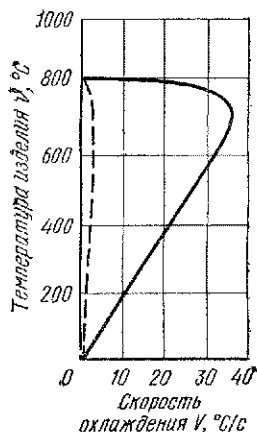


Рис. 138. Влияние движения воздуха на скорость охлаждения в токе воздуха — и в неподвижном воздухе —

Соляные ванны. С точки зрения закалки инструментальных сталей наиболее благоприятной является теплая соляная ванна, которая в интервале более высоких критических температур изделия очень эффективна, но с приближением к температуре ванны становится все слабее (рис. 136). Благоприятное охлаждающее действие соляных ванн очевидно, если сравнить охлаждающее воздействие воды и масла (рис. 137).

Повышенная температура аустенитизации, вызывающая большую разность температур, только на первом этапе увеличивает скорость охлаждения. Охлаждающее влияние соляных ванн в более низком интервале температур значительно слабее, чем масла или воды. Далее охлаждающее действие соляной ванны на изделие в интервале 150—180°С более благоприятно, чем масла, так как ниже примерно 350°С эффективность охлаждения снижается. Это хорошо видно из данных табл. 53. Способность поглощения тепла соляными ваннами зависит от многих факторов: от температуры ванны (см. рис. 136 и 137), от подвижности охлаждающей среды, от содержания воды, от количества загрязнений, образующихся в результате

ТАБЛИЦА 53. ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ СЕРДЦЕВИН ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ РАЗЛИЧНОГО ДИАМЕТРА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ С 870°С ДО ЗАДАННОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ В МАСЛЕ И СОЛЯНОЙ ВАННЕ

Диаметр d, мм	Охлаждающая среда	Продолжительность охлаждения сердцевин цилиндра (с) до температуры, °С						
		800	600	400	350	300	250	200
20	Масло	4,1	9	16	23,6	30	39	51
	Соляная ванна, 150—180°С	4,1	9	16	26,7	37	51	71
30	Соляная ванна, 150—180°С	7	18,5	18,5	35,5	60	—	142
50	Масло, 100—120°С	20	42,5	84	—	150	—	—
	Соляная ванна, 150—180°С	19	39,5	85	—	152	—	340
	То же, предварительный нагрев до 400—425°С	19	55	130	—	180	—	—
	Соляная ванна (NaOH), 150—180°С	21,5	41,5	84	118	—	255	—
60	Масло	29,5	57	93	130	161	202	260
	Соляная ванна, 150—180°С	29,5	57	93	147	197	264	361
100	Масло	74	135	210	286	352	435	551
	Соляная ванна, 150—180°С	74	135	210	324	430	570	771
	$K = \frac{t_{\text{сол. В}}}{\text{масла}}$	—	—	1	1,13	1,22	1,31	1,4

распада попадающих в ванну вредных примесей (окалины, соли и т. д.), и т. д. Движение охлаждающей среды усиливает теплопередачу и делает более равномерным охлаждение. Поэтому современные печи с соляными ваннами снабжают перемешивающими устройствами.

Загрязнение ванны снижает ее охлаждающее действие. Охлаждающие ванны следует систематически очищать от грязи, так как слишком сильное их загрязнение может вызывать местный перегрев и стремительное, взрывообразное окисление.

Охлаждающее действие воздуха по сравнению с другими охлаждающими средами очень мало, его можно значительно увеличить путем повышения скорости обдува (рис. 138).

Однако сжатый воздух, взятый из промышленной сети, содержит воду и, следовательно, может легко вызвать образование трещин. Поэтому используемый для закалки сжатый воздух должен быть обязательно очищен от воды. Недостаток охлаждения в потоке сжатого воздуха состоит в том, что оно сильно способствует образованию окалины на поверхности охлаждаемого изделия. Во избежание этого недостатка целесообразно использовать другие, более дорогостоящие, но обладающие таким же, как и воздух, охлаждающим воздействием нейтральные или инертные газы.

Среди газов наиболее эффективной охлаждающей средой является водород, аргон же наиболее слабой (табл. 54). Однако водород взрывоопасен и при температуре выше 1050° С обладает обезуглероживающим действием. Гелий пока довольно дорогая охлаждающая среда. Поэтому чаще всего в качестве охлаждающей среды для вакуумной термообработки применяют азот. Увеличением скорости газа можно значительно усилить его охлаждающее действие. Охлаждение в токе азота приблизительно в 1,5 раза эффективнее, чем охлаждение в неподвижном газе. С повышением давления газа его охлаждающее действие быстро возрастает, а затем это возрастание замедляется. Наиболее экономичным является давление в 930—1100 Па. Для различных охлаждающих сред в табл. 55 приведены скорости охлаждения, измеренные в центре серебряных шариков диаметром 4 и 7 мм, относительно воды, имеющей температуру 18° С.

Относительное охлаждающее действие некоторых сред зависит от диаметра изделий.

Продолжительность охлаждения. Для разработки технологии термической обработки, ее эффективности и определения прокаливаемости совершенно не обязательно знать скорость охлаждения. Гораздо важнее знать продолжительность охлаждения поверхности и сердцевины образца от температуры аустенитизации до 500° С или всю кривую охлаждения. Определив их из конкретной диаграммы превращений, всегда можно узнать структуру ста-

ТАБЛИЦА 54. ОТНОСИТЕЛЬНАЯ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ $t_{\text{отн}}$ В РАЗЛИЧНЫХ ГАЗАХ

Газ	$t_{\text{отн}}$ в интервале, °С	
	1000—500	1000—200
Водород	1	1
Гелий	1,37	1,2
Азот	1,50	1,43
Аргон	1,95	1,75
Воздух	2,09	1,9

ТАБЛИЦА 55. ОТНОСИТЕЛЬНАЯ СКОРОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ
РАЗЛИЧНЫХ ОХЛАЖДАЮЩИХ СРЕД

Охлаждающая среда	Относительная скорость охлаждения	
	в интервале 720—550° С	при 200° С
10%-ные растворы в воде:		
NaOH	2,06	1,36
NaCl	1,96	0,98
Na ₂ CO ₃	1,38	1,09
Вода при 0° С	1,06	1,02
» при 18° С	1	1
Сплав 70% Cd+30% Sn при 180° С	0,77	0,009
Вода при 25° С	0,72	1,11
Машинное масло	0,33	0,1
Соляная ванна при 350° С	0,31	—
Водород	0,16	0,002
Гелий со скоростью 6 м/с	0,06	0,001
То же, 44 м/с	0,23	0,002
Неподвижный воздух	0,028—0,1	0,003
Воздух со скоростью 44 м/с	0,35	0,008
Аргон со скоростью 6 м/с	0,08	0,002
То же, 44 м/с	0,31	0,004

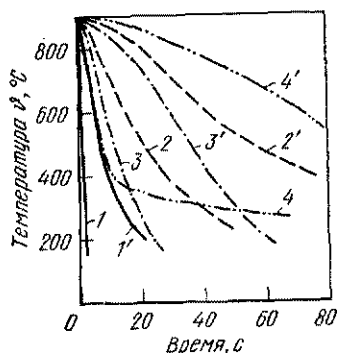


Рис. 139. Кривые охлаждения изделия диаметром <50 мм при закалке:

1 — в воде (12,7); 2 — в масле (50);
3 — в воде (50); 4 — то же (100) (в скобках даны размеры детали, мм);
1—4 — охлаждение поверхности; 1'—4' — охлаждение сердцевины

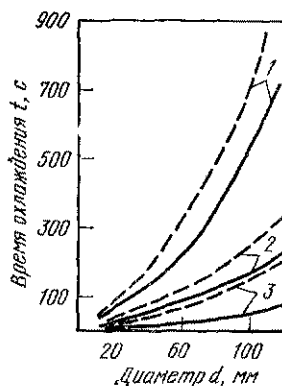


Рис. 140. Продолжительность охлаждения в соляной ванне с температурой 150—180° С ($\vartheta_{\text{ауст}} = 900^\circ \text{С}$):

1 — до 200; 2 — до 400; 3 — до 500° С; — — — — — поверхность; — — — — — сердцевина

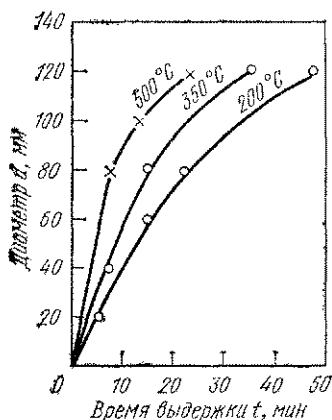


Рис. 141. Продолжительность охлаждения в соляных ваннах с различной температурой ($\vartheta_{\text{ауст}} = 900^\circ \text{C}$) (числа на кривых показывают температуру соляной ванны)

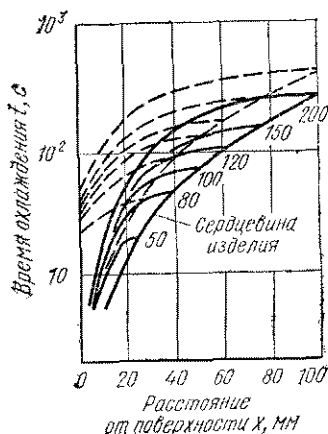


Рис. 142. Продолжительность охлаждения в интервале $800-500^\circ \text{C}$:

— в воде; — — — в масле (числа на кривых соответствуют диаметру изделия, мм)

ли, которую можно получить на поверхности и в сердцевине изделия данного размера при различных условиях охлаждения. Можно заранее задать необходимую охлаждающую среду и установить разность температур, возникающую по сечению детали.

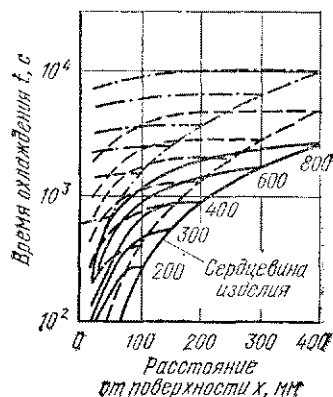


Рис. 143. Продолжительность охлаждения в интервале $800-500^\circ \text{C}$:
— в воде; — — — в масле;
— — — на воздухе (числа на кривых соответствуют диаметру изделия)

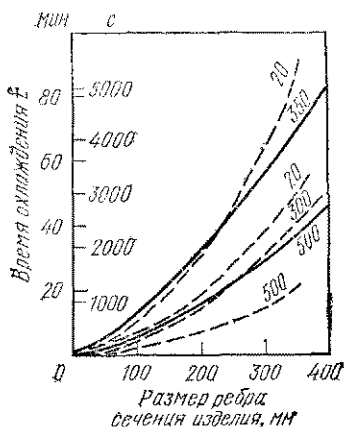


Рис. 144. Продолжительность охлаждения до заданной температуры ($\vartheta_{\text{ауст}} = 900^\circ \text{C}$):
— в масле; — — — в воде
(числа на кривых соответствуют конечной температуре охлаждения)

Из рис. 139 можно видеть, что разница температур поверхности и центра изделия, получаемая при охлаждении в воде, очень велика. Рис. 140 показывает продолжительность охлаждения, которая может быть достигнута при температуре соляной ванны 150—180°С на поверхности и в центре цилиндрических образцов диаметром от 25 до 125 мм.

Необходимая продолжительность выдержки в соляных ваннах с различной температурой для достижения изделием температуры, равномерно распределенной по сечению, после охлаждения от температуры закалки около 900°С в зависимости от диаметра показана на рис. 141. На рис. 142 представлена продолжительность процесса охлаждения при температуре 800—500°С для изделий различного диаметра на различных расстояниях от поверхности. На рис. 143 показана продолжительность охлаждения в интервале 800—500°С для изделий диаметром 200—800 мм. Критические продолжительности охлаждения, которые могут быть достигнуты (в интервале температур 800—500°С) в данной охлаждающей среде в центре и на поверхности цилиндров различного диаметра, даны в табл. 56. Охлаждение тел, имеющих форму параллелепипеда, требует большего времени, чем охлаждение цилиндрических тел. Продолжительность охлаждения сердцевины прямоугольных тел различного размера до данной температуры можно видеть из рис. 144.

Тепловые напряжения при охлаждении. Большинство трещин, возникающих при термической обработке, образуется не при нагреве, а при охлаждении. В остывающем материале возникают не только тепловые напряжения, но и напряжения, происходящие из-за

ТАБЛИЦА 56. ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ (с) ОХЛАЖДЕНИЯ ЦИЛИНДРОВ РАЗЛИЧНОГО ДИАМЕТРА ОТ 800 ДО 500 °С В РАЗЛИЧНЫХ СРЕДАХ

Диаметр, мм	Вода		Масло		Соляная ванна 160—180°С		Воздух
	центр	поверх- ность	центр	поверх- ность	центр	поверх- ность	
10	2,5	0,7	4	1,4	4	1,4	—
20	8	2	13	4	13	4	—
30	15	4,5	25	8	25	8	—
40	24	7	40	13	40	13	200
50	34	10	60	19	58	19	—
60	—	—	79	—	79	—	—
80	44	—	85	30	85	30	500
100	58	—	120	35	—	—	—
120	90	—	175	40	—	—	900
150	160	—	220	—	—	—	1200
200	260	—	400	—	—	—	1700
300	520	—	800	—	—	—	2400
400	920	—	1400	—	—	—	3600
600	1700	—	2700	—	—	—	6500
800	2600	—	4800	—	—	—	10 000
1000	3500	—	8000	—	—	—	21 000

значительных объемных деформаций, возникающих при фазовых превращениях (например, при мартенситном превращении). Наибольшие объемные деформации получают в процессе термической обработки нелегированные эвтектоидные стали (0,85—0,95%), инструментальные стали средней легированности (0,35—0,45%) и высоколегированные ледебуритные хромистые стали (0,1—0,3%). В процессе охлаждения начиная с момента погружения в охлаждающую среду поверхность детали охлаждается быстрее, чем ее сердцевина, и между частями детали возникает разность температур (рис. 145). Наибольшая разность в какой-либо момент t_1 наблюдается между температурами поверхности и сердцевины детали. Например, при охлаждении в воде цилиндра диаметром 100 мм разность температур достигает приблизительно 600°С. Напряжения в этот момент будут наибольшими, так как сжатию охладившегося внешнего слоя будут препятствовать внутренние более горячие слои. Поэтому в поверхностном слое детали будут возникать тангенциальные сжимающие напряжения (см. рис. 145, б). Если тепловые напряжения, возникающие в стали, превышают предел ее текучести при нагреве, то они исчезают из-за коробления детали (пунктирные линии на рис. 145, б); внешние слои растягиваются и деталь коробится.

С этого момента скорость охлаждения внутренних слоев становится больше, чем поверхностных, и поэтому уменьшается разность температур и напряжения. В момент t_2 напряжения, возникающие на поверхности и в сердцевине детали, уравниваются. При дальнейшем охлаждении более сильному сжатию сердцевины препятствует холодный высокой твердости поверхностный слой и таким образом сердцевина попадает под влияние растягивающих, а поверхностный слой — под влияние сжимающих напряжений.

Изменение объема, вызываемое фазовыми превращениями, в значительной степени изменяет описанные явления.

Для уменьшения закалочных напряжений и изменений формы инструмент стараются проектировать по возможности симметричным, чтобы нагрев и охлаждение происходили равномерно во всех направлениях. При наличии внутренних и внешних ребер жесткости, стенок, асимметричных деталей следует уделять особое внимание равномерному изменению температуры. Наиболее массивные части

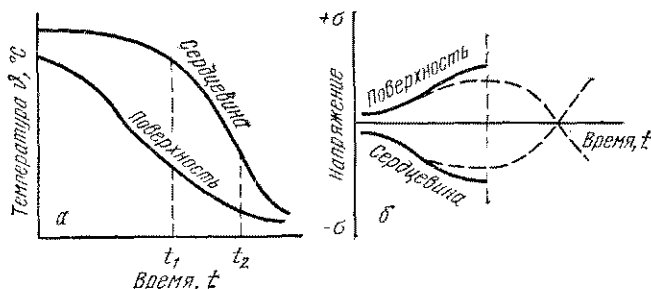


Рис. 145. Возникновение напряжений в процессе охлаждения:

а — изменение температуры в зависимости от времени; б — изменение напряжений в зависимости от времени (пунктирной линией показано уменьшение напряжений за счет деформаций)

необходимо охлаждать раньше и быстрее. Быстрое охлаждение тонких частей можно замедлить, например, нанесением защитных оболочек из глины, асбеста-шнура и т. д.

Специальные методы охлаждения. Возможность уменьшения коробления и возникающих при закалке (при охлаждении) тепловых напряжений следует искать в устранении возникновения разности температур или, по крайней мере, в ее снижении. Следует использовать такие способы охлаждения, которые обеспечивают наименьшую разность температур между отдельными частями детали; в то же время это дает возможность частично или полностью избежать предэвтектондных превращений и получить требуемую твердость. Известно, что мартенситное превращение, способствующее возникновению наибольших напряжений, ниже температуры M_n происходит независимо от скорости охлаждения. Поэтому в наиболее простом случае охлаждение в воде или в масле продолжают только до тех пор, пока деталь не охладится до температуры M_n ; в дальнейшем сильное охлаждающее воздействие воды ослабляется. По истечении этого времени деталь вынимают из охлаждающей жидкости, т. е. закалку прекращают¹. Тепло, направляющееся наружу из внутренних частей детали, частично способствует дальнейшему равномерному охлаждению и в то же время препятствует образованию очень искаженного мартенсита с тетрагональной кристаллической решеткой.

Другим способом является комбинированная закалка, так называемая через воду в масло. Во избежание предэвтектондных превращений в эвтектондных и заэвтектондных сталях требуется очень эффективное охлаждение на его начальном участке (до $350-500^\circ\text{C}$), а затем можно использовать охлаждение в более мягкой охлаждающей среде. В таких случаях инструмент охлаждают в воде до почернения, а затем помещают в масло; возможна также комбинация охлаждения в воде и ступенчатого охлаждения. Для легированных сталей применяют охлаждение в воде и затем в масле. Охлаждение в масле проводят до исчезновения красного цвета (приблизительно до 500°C), а затем вынимают из масла и охлаждают на воздухе.

Опасность возникновения закалочных трещин и коробления можно устранить наиболее эффективно путем ступенчатой и изотермической закалки в соляных ваннах. У большинства легированных

¹ Точнее, не закалку, а охлаждение в жидкости. (Прим. ред.)

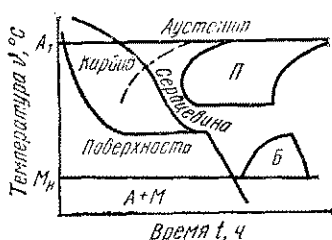


Рис. 146. Ступенчатая закалка

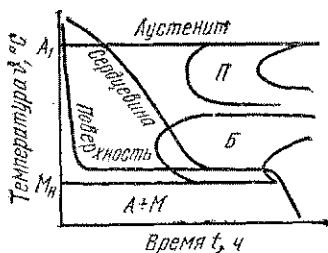


Рис. 147. Изотермическая (бейнитная) закалка

инструментальных сталей область бейнитных превращений в значительной степени смещается в область более продолжительного времени (хотя области перлитного превращения и доэвтектоидных превращений смещаются в меньшей степени). Поэтому появляется возможность охлаждения закаливаемого инструмента в эффективной охлаждающей среде (например, в соляной ванне) при значительно более высокой температуре, чем M_n , и выдержки при этой температуре до тех пор, пока температуры поверхности и сердцевины не сравняются (рис. 146). Кстати, необходимое для выравнивания температур время можно определить из рис. 141. Далее для уменьшения закалочных напряжений температуру наиболее опасного мартенситного превращения можно пройти как угодно медленно (на воздухе). Охлаждающее действие соляных ванн, как мы видели ранее, особенно интенсивно проявляется на начальном этапе охлаждения даже при высокой температуре ванны (500—550°С). Кроме того, в некоторых легированных инструментальных сталях (например, в быстрорежущих и штамповых инструментальных сталях для горячего деформирования) при 400—550°С аустенит достаточно стабилен и его превращение не происходит даже через продолжительное время.

Наиболее часто используемые температуры соляных ванн для ступенчатой закалки различных инструментальных сталей показаны ниже. Возникающие на первом этапе охлаждения тепловые напряжения хорошо выравниваются в пластичном аустените и в дальнейшем в равномерно охлаждаемой детали возникают и остаются меньшие напряжения. Чем ниже температура выравнивания тепловых напряжений, тем меньше температурный интервал до окончательного охлаждения и, следовательно, разность температур; другими словами, возможность возникновения внутренних напряжений в процессе дальнейшего охлаждения будет уменьшаться:

Температура со-
ляной ванны θ , °С

Низколегированные стали	200
12%-ные хромистые стали	350—450
Быстрорежущие стали	500—540 (400)
	250—300
Штамповые инструментальные стали для го- рячего деформирования	520—540
	300—350

При охлаждении изделий больших размеров, изготовленных из легированных сталей, в которых уравнивание напряжений не может быть разрешено еще до начала бейнитного превращения, температуру соляной ванны назначают, исходя из самого раннего момента окончания бейнитного превращения. Продолжительность выдержки совпадает с продолжительностью бейнитного превращения (рис. 147). Результатом такой изотермической (бейнитной) закалки является образование по всему сечению детали бейнитной структуры, которая обладает достаточной твердостью и прочностью, но в то же время более вязкая, чем мартенсит.

5. Свойства и диаграммы изотермических превращений инструментальных сталей

5.1. Вязкие, не обладающие теплостойкостью, инструментальные стали высокой твердости

Высокая твердость и, следовательно, высокая износостойкость сталей (см. табл. 40), относящихся к этой группе, являются результатом протекающего в процессе закалки мартенситного превращения. Эти стали содержат в себе главным образом карбиды цементитного типа (Me_3C), поэтому их твердость сохраняется только до низких температур нагрева, так как мартенсит распадается уже при температуре отпуска $200—300^\circ C$. Вязкость же является результатом низкого содержания углерода ($0,45—0,75\%$) и соответственно этому ограниченной прокаливаемости, т.е. вязкость зависит от содержания углерода. Вязкость сталей, содержащих $0,45—0,55\% C$, является удовлетворительной даже при твердости HRC 52—54. Однако твердость сталей с содержанием более $0,55\% C$ составляет уже HRC 57—62 и, таким образом, вязкость их меньше. Вязкость более твердых сталей можно увеличить также путем повышения температуры отпуска, однако это сопровождается понижением твердости. При достижении соответствующей вязкости в структуре стали не наблюдается карбидной сетки.

Эти стали имеют доэвтектоидную и эвтектоидную структуру. Для увеличения прокаливаемости и стойкости против отпуска их легируют небольшими добавками хрома, никеля, молибдена и вольфрама. Никель увеличивает вязкость стали, а молибден и вольфрам уменьшают ее склонность к отпускной хрупкости и ограничивают процесс образования зерен цементита при закалке.

Предел упругости таких инструментальных сталей с малым содержанием углерода, а также сопротивление небольшим деформациям меньше, чем у сталей с большим содержанием углерода. Для повышения предела упругости сталь дополнительно легируют $1—2\% Si$. Чувствительность сталей к перегреву ослабляют путем добавления $0,1—0,3\% V$. Образованию крупнозернистых структур доэвтектоидных сталей при температуре выше A_1 препятствует предэвтектоидное выделение феррита.

Твердые, но в то же время вязкие и не обладающие теплостойкостью инструментальные стали используют главным образом для изготовления инструмента, работающего в условиях динамических ударных нагрузок: зубил, долот, долбяков, пневматических молотов, валков для прокатных станов, слесарного инструмента, ножей, ножниц для холодной резки, режущих — для горячей резки металла, а также деревообрабатывающего инструмента.

Инструментальные стали, имеющие небольшую прокаливаемость. Нелегированную сталь с содержанием $0,7\% C$, соответствующую

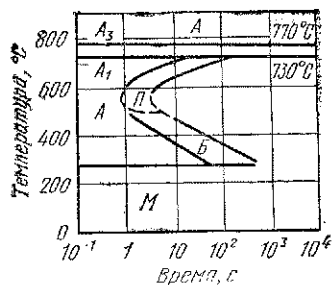


Рис. 148. Диаграмма изотермических превращений инструментальной стали марки S7

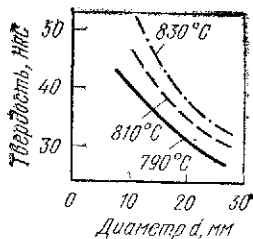


Рис. 149. Твердость сердцевины закаленного цилиндрического стержня, изготовленного из инструментальной стали S7 (цифры у кривых означают температуры закалки)

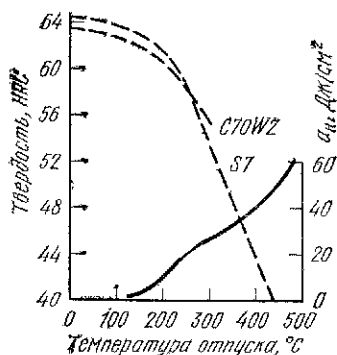


Рис. 150. Кривые отпуска инструментальной стали марки S7: — ударная вязкость; --- твердость

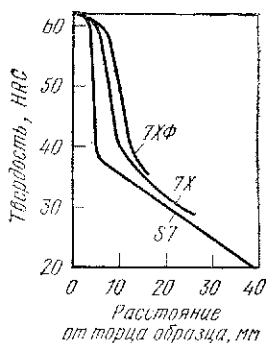


Рис. 151. Кривые прокаливаемости прямоугольных деталей из стали марок 7XΦ, 7X, S7

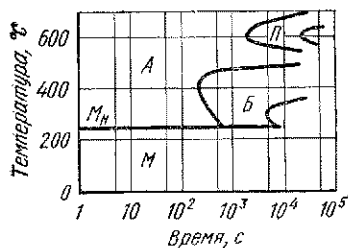


Рис. 152. Диаграмма изотермических превращений инструментальной стали марки 50NiCr13 (3% Ni; 1% Cr; 0,55% C)

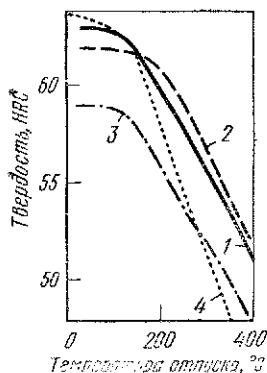


Рис. 153. Кривые отпуска низколегированных и углеродистых инструментальных сталей с разным содержанием углерода: 1 — 75NiCrMo533; 2 — 61CrSiV5; 3 — 50NiCr13; 4 — S7

марке стали S7, можно закаливать только в воде. Минимальная прокаливаемость соответствует прокаливаемости только до диаметра 10 мм, максимальная — до диаметра 12—20 мм. Инкубационный период превращения аустенита довольно мал (меньше одной секунды) и, следовательно, критическая скорость охлаждения очень большая (рис. 148). При охлаждении стали S7 в масле прокаливаемость ее очень низкая. Минимальная прокаливаемость этой стали составляет 2—3 мм, а максимальная — только 5—8 мм. При закалке в ванне с водным раствором соли (160—180°С) прокаливаемость несколько выше; максимальная глубина прокаливаемости достигает примерно диаметра 10 мм.

При закалке с охлаждением в воде цилиндра диаметром 20 мм на его поверхности образуется закаленный слой толщиной только 1—2,5 мм. При динамических нагрузках и под воздействием давления средней величины тонкий слой легко сминается. Твердость, которая может быть достигнута в сердцевине прутка в зависимости от его диаметра, можно видеть на рис. 149. Увеличение температуры закалки незначительно увеличивает прокаливаемость и, хотя закаленный слой будет немного толще, в то же время вязкость сильно уменьшится (см. рис. 55).

Твердость нелегированной инструментальной стали S7 значительно уменьшается уже при низких температурах отпуска (рис. 150), а вязкость при этом растет. Предел прочности при изгибе стали марки S7 с повышением температуры отпуска до 220—250°С растет, а затем начинает убывать.

Прокаливаемость низколегированных сталей немногим более прокаливаемости нелегированных инструментальных сталей. Это хорошо видно на примере кривых прокаливаемости стальных пластин (рис. 151). У сталей, легированных ванадием, она практически та же, что и у нелегированных сталей, и поэтому эти стали можно охлаждать только в воде. Твердость ванадиевых инструментальных сталей, подвергшихся отпуску при температуре 300—400°С, составляет HRC 44—48. Эти стали можно использовать для изготовления инструментов с малым поперечным сечением, которые подвергаются динамическим нагрузкам (например, молотки и т. д.). Инструменты из сталей, легированных хромом, хромом и ванадием, можно также охлаждать в масляных и соляных ваннах. Их глубина прокаливаемости достигает диаметра 5—8 мм. Однако сталь в середине инструмента большого размера не закаливается, а остается в мягком, вязком состоянии. При охлаждении в воде толщина закаленного слоя растет.

Хромованадиевые инструментальные стали используют для изготовления деревообрабатывающего и слесарного инструмента, относительно длинных сверл, реже — для пневматических молотов.

Инструментальные стали повышенной прокаливаемости. С увеличением числа легирующих компонентов прокаливаемость стали значительно увеличивается. У сталей с добавками Cr—Ni—Mo—Cr—Ni—Mo—(W)—V аустенитная структура стабильнее, чем у сталей, рассмотренных выше. Как в перлитной, так и в бейнитной областях значительно возрастает инкубационный период превращения аустенита (рис. 152). Эти стали при закалке можно охлаждать в масле и изотермическим путем (в горячих ваннах). Твердость, получаемая при закалке, зависит от содержания углерода (рис. 153). Имея меньшую твердость, эти стали хорошо сопротивляются в холодном состоянии контактному нагружению и являются достаточно вязкими.

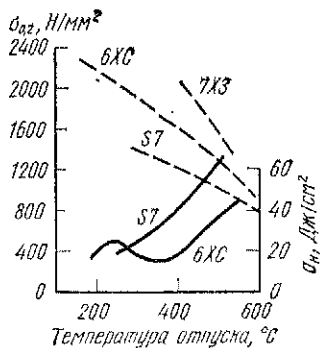


Рис. 154. Изменение ударной вязкости (—) и предела текучести (---) при растяжении закаленных нелегированных и низколегированных инструментальных сталей в зависимости от температуры отпуска

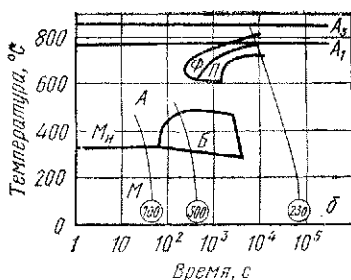
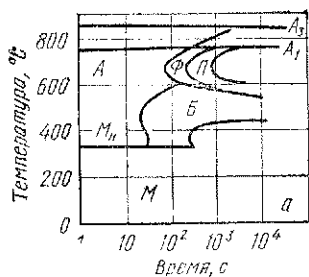
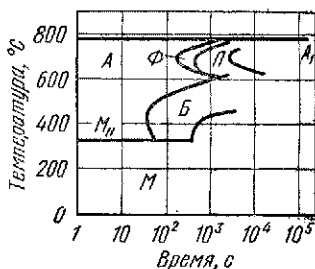


Рис. 155. Диаграмма изотермических (а) и непрерывных (б) превращений инструментальной стали марки W5

Рис. 156. Диаграмма непрерывных превращений инструментальной стали марки W6



Стали, легированные одновременно хромом и кремнием, прокаливаются уже до диаметра 50—60 мм. Для закалики используют масло и горячие среды. Для изделий больших размеров применяют изотермическую закалку. Под влиянием добавок кремния растут пределы упругости и текучести инструментальных сталей (рис. 154). Отпуск примерно при 270—400° С вызывает хрупкость¹ стали, уменьшают ее вязкость и значение ударной вязкости. Изотермической закалкой в ванне с соляным раствором можно уменьшить хрупкость стали.

Твердость зависит от температуры соляной ванны. Для уменьшения деформации длинных тонких инструментов (например, деревообрабатывающих резцов и т. д.) из всех видов термообработки пригодна только изотермическая закалка. Срок службы деревообрабатывающих резцов, подвергшихся изотермической закалке, в условиях динамических нагрузок на 30—50% больше, чем срок службы аналогичного инструмента, прошедшего закалку и отпуск.

Стали, содержащие 2% Si, менее вязкие. При твердости HRC 45 их ударная вязкость составляет только 30—40 Дж/см². Такие стали обладают повышенной склонностью к обезуглероживанию. Образцы диаметром 50—80 мм из хромисто-, кремниво-, вольфрамованадиевых сталей можно закалывать в масле. Диаграммы превращений стали W5 представлены на рис. 155. Рис. 156 иллюстрирует диаграмму изотермических превращений инструментальной стали W6. Из-за большого содержания углерода инкубационный период превращения аустенита немного возрастает по сравнению с инкубационным периодом стали W5. Диаграммы изотермических превращений с такой формой и расположением областей полиморфных превращений облегчают для этих сталей изотермическую закалку, повышая температуру начала образования мартенсита на 20—30° С. Превращение аустенита в бейнит происходит примерно за 20—30 мин. Закаленный изотермическим путем инструмент более вязкий, чем инструмент точно такой же твердости, но после закалики и отпуска (рис. 157).

В инструментальных сталях, содержащих около 2% W, наряду с цементитом появляются и карбиды типа Me_6C (см. рис. 69). После отпуска сталь W6 содержит примерно 12% карбидов, а в закаленном состоянии — около 3%. Для растворения карбидов требуется большая температура нагрева при закалке. Твердость закаливаемых сталей можно значительно увеличить повышением температуры закалики (рис. 158), сохраняя при этом мелкозернистую структуру.

При возрастании содержания карбидов в этих сталях при диаметре прутков, превышающих 50—60 мм, происходит рост карбидов, причем иногда их выделение идет по границам зерен, что в значительной степени уменьшает вязкость. Однако повышением температуры нагрева при закалке карбиды можно перевести в раствор и тем самым повысить вязкость стали. Чем меньше содержание углерода в стали, тем однороднее структура и тем больше вязкость. Под воздействием вольфрама устойчивость против отпуска инструментальных сталей W5 и W6 становится больше, чем у нелегированных сталей (рис. 159). В области температур от 270 до 400° С у них также наблюдается отпускная хрупкость, но в меньшей степени, чем у хромокремниевых сталей (см. рис. 154). Вязкость сталей удовлетворительна. Вследствие большой вязкости и большой твердости эти

¹ Отпускная хрупкость I рода (необратимая). (Прим. ред.)

Рис. 157 Влияние температуры нагрева под закалку на ударную вязкость инструментальной стали марки W6 (HRC 54):

1 — изотермическая закалка; 2 — закалка+отпуск

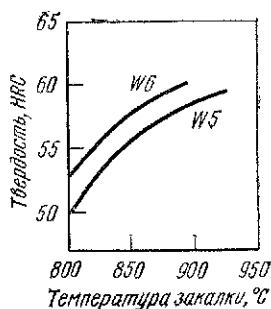
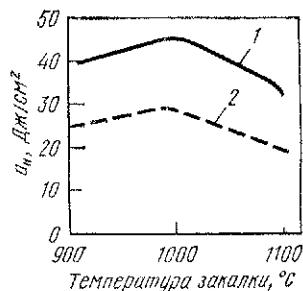


Рис. 158. Влияние температуры закалки на твердость закаленных инструментальных сталей марок W5 и W6

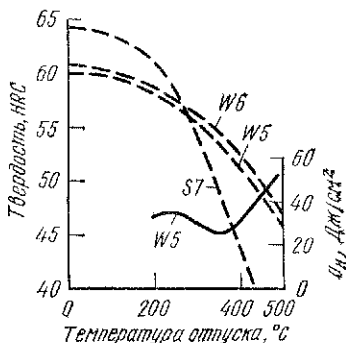


Рис. 159. Кривые отпуска инструментальных сталей W5 и W6:

— ударная вязкость;
- - - твердость

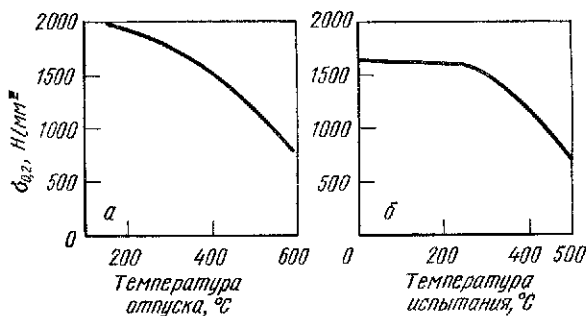


Рис. 160. Изменение предела текучести при растяжении образцов из закаленной инструментальной стали W5 в зависимости от:

а — температуры отпуска; б — температуры испытания

стали часто используют для изготовления пневматического и прокатного инструмента. Наиболее оптимальными свойствами обладает инструментальная сталь W5. В случае твердости HRC 50 ударная вязкость этой стали составляет 40—60 Дж/см².

Под влиянием добавок кремния увеличиваются пределы упругости и текучести этих сталей (рис. 160, а), которые по сравнению с нелегированными инструментальными сталями сохраняются и при более высоких температурах испытаний (см. рис. 160, б). Пределы текучести при растяжении и сжатии не очень сильно отличаются друг от друга (см. раздел 2.1.2). Для случая сжатия они несколько больше.

Значения параметров механической прочности стали W6 были уже приведены в разделе 2.1.2.

Несмотря на то что нелегированные кремнием хромовольфрам-ванадиевые инструментальные стали обладают вязкостью, несколько большей, чем легированные кремнием, предел текучести и прокаливаемости у них значительно ниже.

Поверхностную твердость инструментальных сталей марок W5 и W6 можно увеличить путем цементации. В результате этого за короткое время успевает образоваться достаточно износостойкая поверхность.

Стали, содержащие добавки Cr—Mn—Si—Mo—(W)—V, обладают высокой прокаливаемостью. Структура их даже при больших сечениях изделий остается однородной, поэтому они более вязкие, чем стали W5 и W6.

Для того чтобы избежать отпускную хрупкость, твердые, вязкие, не обладающие теплостойкостью стали с содержанием 0,4—0,5% С подвергают отпуску при температуре 250—270°С до твердости HRC 52—55, реже — при температуре 500—550°С до твердости HRC 43—45. Температура отпуска сталей с содержанием 0,6% С обычно составляет 450—480°С. Достижимая с помощью такой обработки твердость составляет HRC 50—52.

Хотя аустенитная фаза твердых, вязких, не обладающих теплостойкостью легированных инструментальных сталей при температуре 500°С более стабильна, чем нелегированных инструментальных сталей, однако инкубационный период аустенитного превращения еще не достаточен для проведения низкотемпературной термомеханической обработки. Улучшение свойств этих инструментальных сталей, имеющих большие пределы текучести, возможно путем термомеханической обработки при высоких температурах.

5.2. Инструментальные стали высокой твердости, не обладающие теплостойкостью (и с невысокой вязкостью)

К этим сталям относятся нелегированные и низколегированные заэвтектоидные инструментальные стали (см. табл. 41) с содержанием 0,7—1,5% С. Твердость таких сталей, которую можно достичь с помощью закалки, составляет HRC 62—65, а в отдельных случаях HRC 66—68. Твердость HRC 60—62 можно сохранить при отпуске, если он будет протекать при температурах до 180—280°С. Высокая твердость и износостойкость — результат наличия в мартенситной

структуре большого количества углерода и карбидов цементитного типа — от 0 до 17%. В закаленном состоянии большинство сталей содержит 5—12% остаточного аустенита, который сохраняется и после низкотемпературного отпуска. Вследствие этого стали чувствительны к шлифованию. К образованию трещин в основном склонны стали, легированные марганцем. В случае наличия большого количества остаточного аустенита предел упругости довольно мал. Эти стали используют для изготовления таких инструментов, которые подвергаются давлениям средней величины и большому износу. Основные области применения: инструмент для обработки холодным деформированием (за исключением обработки выдавливанием), измерительный и слесарный инструмент, инструмент для обработки дерева и пластмасс, реже металлорежущий инструмент. Вследствие наличия карбидных фаз в виде цементита даже при относительно больших сечениях инструмента структура стали остается однородной, с мелкими, равномерно распределенными карбидами. Поэтому сопротивление изгибу и вязкость этих сталей в меньшей степени изменяются в зависимости от изменения диаметра прутка по сравнению с ледебуритными сталями.

В отожженном состоянии такая сталь хорошо обрабатывается и ее можно подвергать холодному деформированию. Ее можно обрабатывать даже при твердости HRC 55—58. Термообработка заэвтектоидных инструментальных сталей довольно проста, не требует высоких температур нагрева при закалке (ниже 900°С). Для закалки этих сталей может быть с успехом использована индукционная установка. Что касается высоколегированных сталей, то они имеют более крупный размер зерна и более чувствительны к перегреву.

Для закалки мелких изделий целесообразно использовать предварительный подогрев при температуре 500—600°С, для инструментов большого размера 700—750°С. Это уменьшает деформацию и время выдержки при высоких температурах. Для растворения карбидов требуется определенное время.

Целью легирования инструментальных сталей, принадлежащих к этой группе, в первую очередь является увеличение толщины прокаливаемого слоя, так как твердость обеспечивается большим содержанием углерода в мартенсите. Чем разнообразнее добавки содержит сталь, тем больше диаметр прокаливаемости или расстояние, измеренное от охлаждаемого торца на образце Джомини (рис. 161). Наиболее значительно увеличивает прокаливаемость легирование марганцем, молибденом, хромом и кремнием. С помощью легирования кремнием можно увеличить пределы упругости и текучести. Однако под влиянием добавок кремния растет твердость стали в отожженном состоянии и значительно увеличивается ее склонность к обезуглероживанию. У сталей, легированных кремнием, температура эвтектоидных превращений выше, чем у нелегированных. Таким образом, для растворения карбидов требуется также большая температура. Сильные карбидообразующие элементы (ванадий, вольфрам, молибден, хром) в небольших количествах растворяются в цементите, уменьшая при этом его растворимость и склонность к коагуляции. Благодаря этому увеличивается устойчивость стали против отпуска и уменьшается чувствительность к образованию крупнозернистой структуры. Однако при наличии легирующих компонентов в количестве более 1—1,5% образуются карбиды уже больших размеров и возникает неоднородность в распределении карбидной фазы главным образом в продольном сечении. Влияние

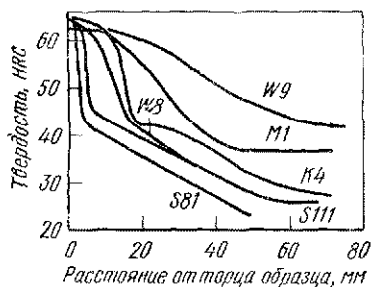


Рис. 161. Кривые прокаливаемости прямоугольных образцов, изготовленных из нетендостойких инструментальных сталей высокой твердости

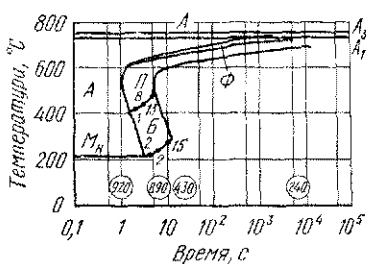


Рис. 162. Диаграмма непрерывных превращений инструментальной стали марки S8

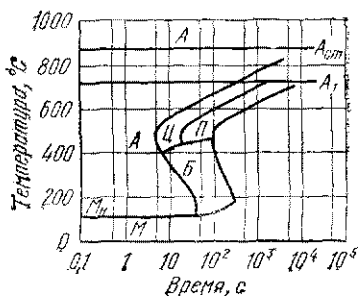


Рис. 163. Диаграмма непрерывных превращений инструментальной стали марки S11

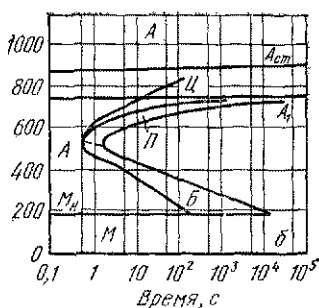
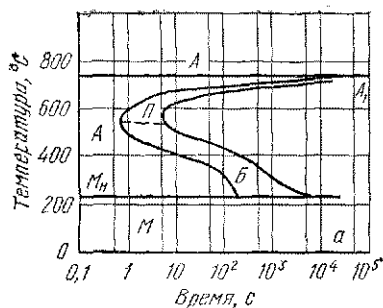


Рис. 164. Диаграммы изотермических превращений инструментальной стали S8 (а) и S11 (б)

молибдена более благоприятно, так как создает более равномерное распределение карбидов и препятствует их выделению по границам зерен. Молибденовые стали, как правило, более вязкие, чем стали, легированные вольфрамом. Под влиянием добавок марганца и никеля уменьшается температура A_3 стали и значительно возрастает количество остаточного аустенита.

Часть инструментальных сталей высокой твердости, не обладающих теплостойкостью, может прокаливаться лишь в небольшой

ТАБЛИЦА 57. ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ НЕЛЕГИРОВАННЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Степень прокаливаемости	Диаметр прокаливаемости d , мм, при закалке		Толщина закаленного слоя, мм
		в воде	в масле	
S8	1	8—10	2	2—3
	2	15	7	3—5
S10	1	8—10	2,5	
	2	15	7	2—3,5
S11	1	8—10	2	2—3
	2	10—12	2,5	2—3,5
S13	—	10—12	2,5	2—3,5

мере, так же как, например, нелегированные, низколегированные и некоторые легированные стали очень большой твердости. Другая часть — среднелегированные стали, содержащие много различных легирующих компонентов, хорошо прокаливаются даже в сечениях большой величины. Эти стали можно обрабатывать и термомеханическим путем в случае большой нагрузки на инструмент (чеканочный инструмент, инструмент для обработки выдавливанием).

Нелегированные стали большой твердости. У этих сталей содержание углерода составляет 0,8—1,3%. В соответствии с венгерским стандартом MSZ их обозначение S8—S13. Устойчивость аустенита довольно мала в температурном интервале как перлитных, так и бейнитных превращений (рис. 162, 163). С повышением содержания углерода температурная область бейнитного превращения понижается, как показано на рис. 164, на диаграммах изотермических превращений инструментальных сталей S8 и S11. Прокаливаемость нелегированных инструментальных сталей сравнительно мала; прутки диаметром 8—12 мм могут прокаливаться в воде (табл. 57). При охлаждении в воде возникают довольно большие внутренние напряжения, которые уменьшают предел прочности на изгиб. При закалке в масле глубина прокаливаемости минимальная. На поверхности закаленных в воде деталей диаметром 15—30 мм возникает закаленный слой удовлетворительной толщины. На поверхности деталей, имеющих диаметр более 30 мм, закаленный слой слишком тонкий. Такой слой не может выдержать без смятия даже давлений средней величины. С увеличением содержания углерода глубина закаленного слоя не увеличивается, однако растет твердость сердцевины (рис. 165). В этом большую роль играет температура закал-

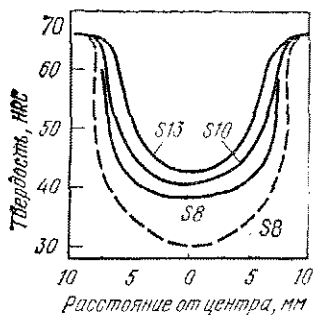


Рис. 165. Распределение твердости по сечению инструментальной стали, закаленной при 800°C (—) и при 760°C (-----)

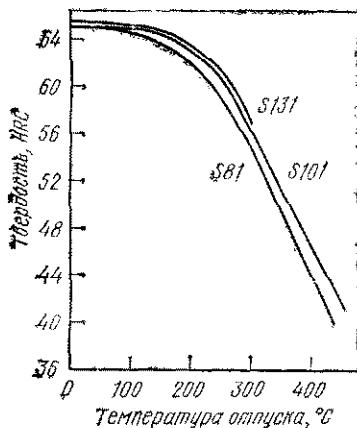


Рис. 166. Кривые отпуска нелегированных инструментальных сталей

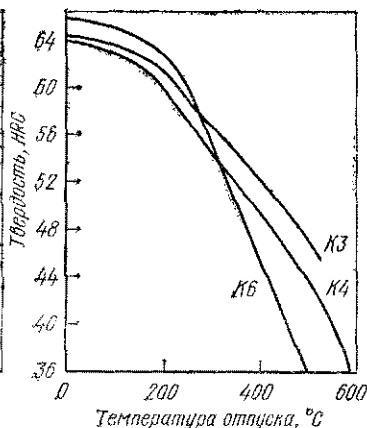


Рис. 167. Кривые отпуска высокоуглеродистых инструментальных сталей с небольшим количеством хрома. Сталь К3 (0,85% C, 0,2% V), К4 (1% C), К6 (1,45% C)

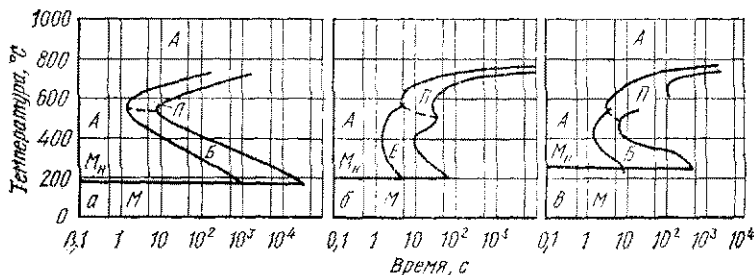


Рис. 168. Диаграммы изотермических превращений инструментальных сталей особенно высокой твердости: а — сталь W7 (4% W); б — сталь 142WV13 (1,45% C, 3,3% W, 1% Cr, 0,25% V); в — сталь 145V2 (1,45% C, 0,9% W, 1,3% V)

ки. Глубину закаленного слоя и поверхностную твердость можно увеличить путем индукционного нагрева.

Преимущество нелегированных сталей состоит как раз в том, что поверхностный слой имеет меньшую твердость и вследствие этого равномерней переходит в мягкую сердцевину. Поэтому нелегированные стали можно применять для изготовления, например, подвергающегося динамическим нагрузкам чеканочного инструмента.

В структуре нелегированных инструментальных сталей после заковки при обычных для этого процесса температурах остается всего 5—10% аустенита. С увеличением температуры нагрева при закалке и содержания растворенного углерода растет количество остаточного аустенита. Но гораздо больший вред приносит начало процесса значительного укрупнения зерна, что в большой степени уменьшает вязкость стали и ее прочность при изгибе (см. рис. 55). Впрочем, твердость стали при содержании свыше 0,8—1% С увеличивается уже незначительно. К крупнозернистости особенно склонны инструментальные стали эвтектоидного состава, в которых нет заэвтектоидных выделений. Прочность на изгиб таких сталей минимальна, так как структура стали при содержании свыше 1,2% С становится все более неоднородной.

Марка стали (или состав) S7 S8-S9 S11 S13 (1 % С, 0,5 % Cr, 0,2 % V)

Предел прочности при изгибе, Н/мм² 2150 1700 2200 1900 2400—2500

Во время отпуска нелегированных сталей уже при низких температурах начинаются распад мартенсита и уменьшение твердости (рис. 166). При данной температуре отпуска твердость тем выше, чем больше содержание углерода в стали. Однако эта разница незначительна. Впрочем, повышенное содержание углерода допустимо только в инструментах с небольшим поперечным сечением, в которых можно создать равномерное распределение карбидов и обеспечить их небольшие размеры.

Низколегированные инструментальные стали. Эти стали содержат минимальное количество легирующих компонентов: 1% Cr, 0,2% V и могут быть легированы только хромом или хромом и ванадием (см. табл. 41). Уже под влиянием небольшого количества легирующих компонентов начинают слабо расти диаметр прокаливаемости¹ и толщина закаливаемого слоя. При добавке примерно 0,5% Cr, используя закалку в воде, можно увеличить толщину закаливаемого слоя на поверхности деталей диаметром 25—30 мм от 3 до 6—7 мм. Низколегированные инструментальные стали имеют более мелкозернистую структуру и более равномерное распределение карбидов, чем нелегированные инструментальные стали. Они менее чувствительны к перегреву и поэтому обладают большей вязкостью и большим пределом прочности при изгибе (см. выше). Хром уменьшает склонность стали к графитизации и, следовательно, по сравнению с нелегированными сталями для них допускается большее содержание углерода (1,5%). Зависимость между достигаемой твердостью и температурой отпуска для такой стали, например для стали марки К6, представлена на рис. 167. Количество

¹ Критический диаметр прокаливаемости. (Прим. ред.)

остаточного аустенита в таких сталях не больше, чем в нелегированных инструментальных сталях.

Их используют в первую очередь для изготовления токоустойчивого и тонкого инструмента, имеющего формы пластины или ленты, который необходимо закалывать в воде. Изделия диаметром 1—15 мм можно закалывать в масле или в соляных ваннах, благодаря чему можно уменьшить их деформации.

Сталь К6 можно причислить к сталям особенно высокой твердости. Твердость же инструментальных сталей, содержащих более 1,2% С и слаболегированных хромом, хромом и кремнием, вольфрамом или вольфрамом и ванадием, превышает значение HRC 64—65 и, следовательно, их износостойкость больше. При небольших сечениях инструментов твердость оказывается значительной и равномерно распределенной. С увеличением содержания углерода равномерное распределение карбидов нарушается и однородного их распределения можно добиться только путем значительной обработки давлением.

Для того чтобы количество остаточного аустенита в сталях со значительным содержанием углерода не было слишком велико и вследствие этого не был низкий предел упругости, до минимума ограничивают содержание марганца. Именно поэтому прокаливаемость таких сталей не наилучшая. Характерным примером для этого служат сталь марки W7 с относительно большим (4%) содержанием вольфрама и подобные ей инструментальные стали (рис. 168). С увеличением содержания вольфрама или ванадия инкубационный период превращения аустенита в области низких температур bainитных превращений возрастает, однако в целях подавления диффузионных процессов все же требуется большая скорость охлаждения. Такие стали пригодны для комбинированной закалки (сначала охлаждение в воде, а затем в масле). Эти инструментальные стали содержат, кроме цемента, карбидные фазы типа Me_6C и MeC , которые не растворяются при обычной для закалки температуре 840—880°С. Наличие карбидов наряду с высокоуглеродистым мартенситом придает таким сталям чрезвычайно высокую твердость и износостойкость. Они не склонны к крупнозернистости. Следствием наличия карбидов вольфрама и ванадия является также и то, что их устойчивость против отпуска выше, чем у нелегированных или легированных только хромом инструментальных сталей (рис. 169). Вследствие большой твердости их вязкость и предел прочности при изгибе небольшие ($\sigma_b = 1600 + 2000$ Н/мм²). Чем больше содержание вольфрама, тем более хрупкой становится сталь, поэтому наиболее благоприятным является содержание 3—4% W. В целях уменьшения графитообразования эти стали легируют еще и хромом.

Стойкость режущей кромки инструментов из инструментальной стали чрезвычайно высокой твердости достаточно хорошая, но она не выдерживает динамических нагрузок. Эти стали пригодны для изготовления пуансонов, гравировального инструмента, ножовочных полотен, металлорежущего инструмента, обрабатывающего достаточно твердые материалы.

Стали повышенной прокаливаемости. Эти стали содержат 1,5—5% легирующих компонентов, которые в значительной степени уменьшают критическую скорость охлаждения при закалке. Основными добавками таких инструментальных сталей являются Cr, Cr—V, Mn, Mn—Cr, Cr—W—(Mo)—Mn и Cr—W—Si—Mn.

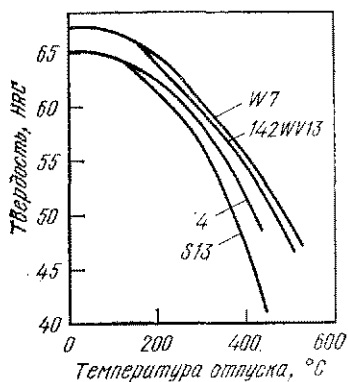


Рис. 169. Кривые отпуски инструментальной стали типа W7

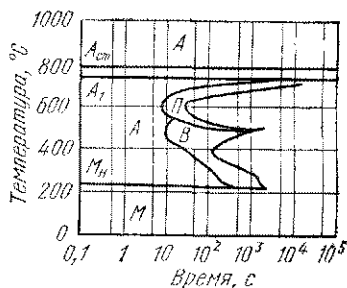


Рис. 170. Диаграмма изотермического превращения инструментальной стали типа K4

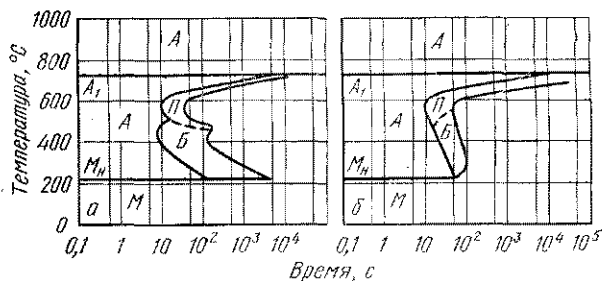


Рис. 171. Диаграмма изотермического (а) и непрерывного (б) превращений инструментальной стали типа 145Cr6 (1,45% С, 1,5% Cr, 0,1% V)

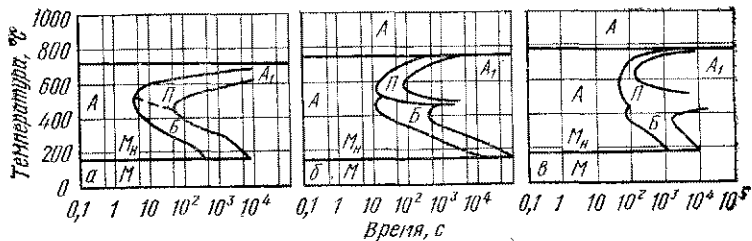


Рис. 172. Диаграмма изотермического превращения инструментальных сталей: а — W8, легированная Cr—W; б — W9, легированная Cr—W—Mn; в — XWCr (1% С, 0,9% Cr, 1% W, 0,8% Si, 0,8% Mn)

Под влиянием уже 1,5% Сг заметно возрастает стабильность аустенита в температурной области перлитных превращений. Это хорошо видно на диаграммах изотермических превращений аустенита для высокоуглеродистых (1,45%) инструментальных сталей, легированных только хромом (сталь К4) или хромом и ванадием (рис. 170, 171). Наименьший инкубационный период аустенитного превращения составляет 10 с. Наименьшее время аустенитного превращения инструментальных сталей особенно большой твердости, а также нелегированных сталей составляет 1 с. Поэтому прокаливаемость инструментальных сталей, легированных 1,5% Сг, больше, чем нелегированных (см. рис. 161).

Изделия из стали К4 диаметром 20—22 мм прокаливаются в масле и соляной ванне. Температура соляной ванны может быть 160—180°С, а также 220°С. Благодаря применению более мягкой охлаждающей среды при закалке стали К4 в ней возникают меньшие напряжения и деформации, поэтому эта сталь пригодна для производства, например, измерительного инструмента. Возникающее при закалке увеличение размеров примерно на 0,1% компенсируется уменьшением размеров во время отпуска (см. табл. 17, 18). Величина изменения размеров (объемная деформация) и формы зависит от содержания в стали аустенита и от его стабильности. Количество остаточного аустенита и величины объемной деформации, возникающей под влиянием выдержки при температуре 150°С после различных температур нагрева при закалке, можно видеть в табл. 58.

ТАБЛИЦА 58. ВЕЛИЧИНА ОБЪЕМНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И КОЛИЧЕСТВО ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА В СТАЛЯХ К4 И 100МпСг6 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ КОНЕЧНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ОХЛАЖДЕНИЯ И ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ ПРИ 150°С

Марка стали или ее состав	Конечная температура охлаждения при закалке, °С	Объемная деформация, %, после изотермической выдержки в течение времени, ч			Остаточный аустенит %, в стали в различных состояниях		
		100	1000	2000	зака- ленное	1000 ч при 150°С	2000 ч при 150°С
К4	80	0,037	0,105	0,137	19,5	4,5	0
	50	0,035	0,101	0,129	18,5	3,5	0
	30	0,027	0,095	0,112	15,5	3	0
	15	0,020	0,072	0,098	14,5	2,5	0
	—20	0,007	0,044	0,065	10,5	1,5	0
100МпСг6 (1,03 % С, 1 % Мп, 1,4 % Сг)	80	0,022	0,096	0,150	26,5	12	6,5
	50	0,023	0,094	0,136	23	11,5	—
	30	0,016	0,064	0,112	19	11	5,5
	15	0,012	0,047	0,073	17,5	10	—
	—20	0,004	0,043	0,070	14	9	—

Можно заметить, что чем больше количество остаточного аустенита, тем больше изменение размеров. В сталях, легированных марганцем, аустенит более стабилен, с трудом переходит в другие фазы и, следовательно, меньше возникающие во время закалки деформации. В процессе использования этих сталей величина деформаций, возникающих через довольно продолжительное время, тем меньше, чем ниже температура, при которой закончилась закалка, и, следовательно, тем меньше, чем стабильнее остаточный аустенит (табл. 59). Поэтому инструменты сложной формы после охлажде-

ТАБЛИЦА 59. ВЕЛИЧИНА ДЕФОРМАЦИЙ СТАЛЕЙ К4 И 100MnCr6

Марка стали или ее состав	Конечная температура охлаждения при закалке, °C	Остаточный аустенит, %	Деформация, %, после выдержки в течение, мес			
			1	2	6	12
K4	80	19,5	-0,005	+0,01	+0,02	+0,025
	15	14,5	-0,01	—	+0,002	+0,003
100MnCr6 (1,03 % C, 1 % Mn, 1,4 % Cr)	80	26,5	+0,015	+0,06	+0,08	+0,07
	15	17,5	-0,02	-0,01	-0,015	-0,015

ния в масле и в соляных ваннах целесообразно охлаждать в воде при температуре 15°С, а в некоторых случаях применять и более глубокое охлаждение — обработку холодом. Предполагаемый режим отпуска: 160—170°С и двухчасовая выдержка. После шлифования для уменьшения напряжений желательно применять шестичасовую выдержку при температуре 140°С. Устойчивость стали К4 против отпуска выше, чем у нелегированной и минимально легированной стали К6 (см. рис. 167 и 168).

При обработке холодом количество аустенита уменьшается, предел упругости и твердость изделия возрастают. Влияние более продолжительного отпуска и промежуточных более низких температур благоприятно сказывается с точки зрения уменьшения напряжений, стабилизации аустенита и размеров детали.

Легированные одновременно хромом и ванадием стали с 1—1,45% С обладают более мелкозернистой структурой, чем стали, легированные только хромом. В области температур отпуска 150—260°С твердость немного больше.

У легированных одновременно хромом и кремнием инструментальных сталей улучшается прокаливаемость. Прутки из этих сталей диаметром до 40 мм можно прокаливать в масле и диаметром до 25—30 мм в соляных ваннах. Повышается также стойкость против отпуска и предел упругости.

У легированных Cr—W—Mn и Cr—W—Si—Mn (W8, W9, XBCr и т. д.) сталей под влиянием марганца и кремния все более повышается прокаливаемость. Диаграммы изотермических превращений аустенита для легированных инструментальных сталей представлены на рис. 172. Под влиянием добавок марганца и марганца с кремнием стабильность аустенита все более возрастает. Прутки из легированных Cr—W—Si—Mn инструментальных сталей диаметром 100 мм

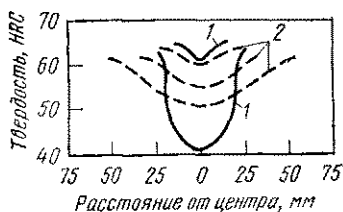


Рис. 173. Распределение твердости по диаметру поперечного сечения закаленного образца:

С Сг V W Мп

Содержание, %

(по массе)

1 1,45 1,5 0,1 — —

2 1,05 1,1 — 1,5 0,9

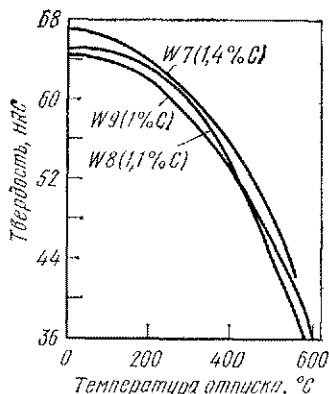


Рис. 174. Кривые отпуска инструментальных сталей марок W7, W8 и W9

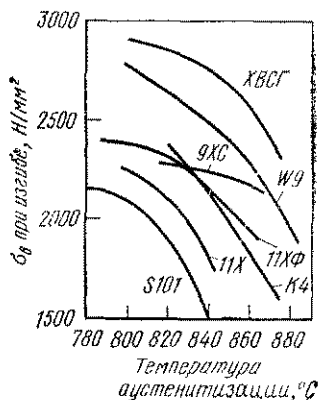


Рис. 175. Влияние температуры аустенитизации на предел прочности при изгибе нелегированных и низколегированных инструментальных сталей

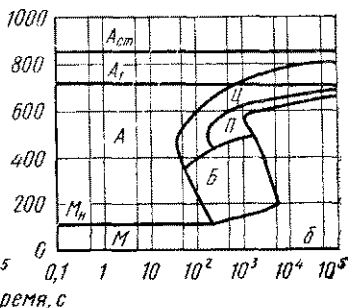
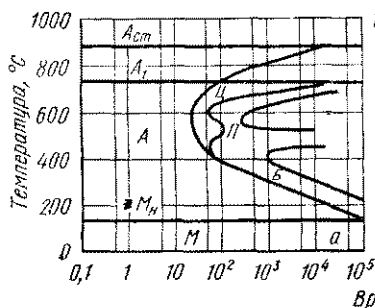


Рис. 176. Диаграмма изотермического (а) и непрерывного (б) превращений инструментальной стали М1

прокаливается в масле, диаметром 75 мм — в соляных ваннах и диаметром 20 мм — на воздухе. Их исключительно высокая прокаливаемость иллюстрируется рис. 161, на котором представлены кривые Джомини, и рис. 173, где приведены кривые распределения твердости.

Устойчивость против отпуска этих сталей лучше, чем нелегированных и низколегированных инструментальных сталей (рис. 174). Даже при температуре отпуска 200—250°С твердость не уменьшается ниже величины HRC 60. При шлифовке эти стали лучше сохраняют твердость, вследствие чего увеличивается стойкость режущего инструмента.

Под влиянием марганца в структуре стали вместо обычных 6—9% остаточного аусенита его содержание увеличивается до 12—14%.

Предел прочности этих сталей при изгибе больше, чем нелегированных и низколегированных сталей (рис. 175). Это является как раз следствием мелкозернистости структуры и равномерного распределения карбидов. Однако в изделиях диаметром более 60 мм легко возникает карбидная сетка. Острые кромки легко обламываются, в меньшей степени выдерживают динамические нагрузки.

Указанные стали наиболее часто используют для изготовления режущего инструмента с несколькими режущими кромками, для спиральных сверл, вытяжных пуансонов, напильников, длинных резцов, штамповочного инструмента для пластмасс и листового металла.

Стали, легированные марганцем. Как уже было видно из сказанного ранее, легирование 0,8—1% Mn в значительной степени повышает устойчивость аустенита. Больше всего это проявляется у инструментальных сталей, содержащих около 2% Mn. Время превращения аустенита возрастает в области температур как перлитных, так и бейнитных превращений. Это отражено на диаграмме изотермических превращений стали марки M1 (рис. 176). Время изотермического превращения составляет около 15 мин при 250°С

ТАБЛИЦА 60. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ МАРКИ М1

Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С	σ_B при изгибе, Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$ при изгибе, Н/мм ²	$A_{p.и}$ Дж
800	180	4090	2580	3,22
	250	4590	3090	11,38
850	100	3200	2300	1,00
	150	4000	2400	2,80
	180	4100	—	4,60
	200	4400	2600	8,00
	220	4200	—	5,20
	260	4200	2800	9,20
	300	4000	2800	8,80
1000	180	1770	1610	0,69
	250	2010	—	0,66

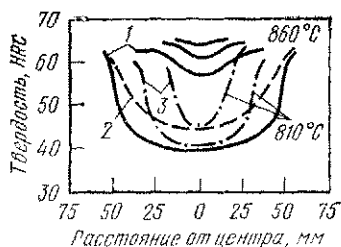


Рис. 177. Распределение твердости по диаметру поперечного сечения закаленного образца (температура аустенитизации указана на рисунке)

Содержание, % (по массе)	C	Mn	Cr	V
1, 2	0,9	1,9	0,4	0,1
3	1,05	1,0	0,6	—

лей. Эти инструментальные стали хорошо правятся как в холодном, так и в горячем состояниях. Наряду с большой твердостью (HRC 60—62) вязкость их является удовлетворительной и с уменьшением внутренних напряжений значительно увеличивается (табл. 60).

Изделия из инструментальной стали марки M1, содержащей 2% Mn, прокаливаются в масле при диаметре 60 мм и на воздухе при диаметре 20—25 мм. По сравнению со сталями, легированными хромом, прокаливаемость этой стали значительно больше (рис. 177). Даже у изделий диаметром 100 мм можно достичь поверхностной твердости HRC 60, а твердость в сердцевине при этом составит HRC 40. Распределение карбидов даже в случае больших поперечных сечений является равномерным.

Температура нагрева при закалке небольшая (740—780°С, см. табл. 48), поэтому опасность обезуглероживания умеренная. Од-

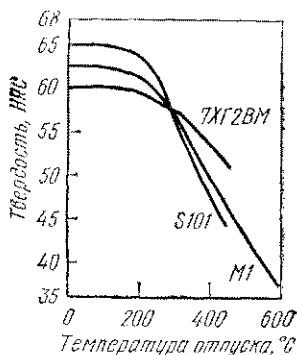


Рис. 178. Сравнение кривых отпуска инструментальной стали M1 и легированных инструментальных сталей

и около 2 ч при 200°С. Для этих инструментальных сталей можно прекрасно использовать ступенчатую закалку, благодаря которой в них возникают меньшие напряжения и меньшие объемные деформации.

Однако в структуре инструментальных сталей, легированных 2% Mn, можно обнаружить до 15—22% остаточного аустенита, который остается устойчивым даже при нагреве до 220—230°С. Наличие небольшого количества остаточного аустенита обеспечивает при закалке и отпуске незначительные деформации размеров (см. табл. 17, 18). Впрочем, пределы прочности и упругости этих сталей несколько меньше, чем у остальных инструментальных ста-

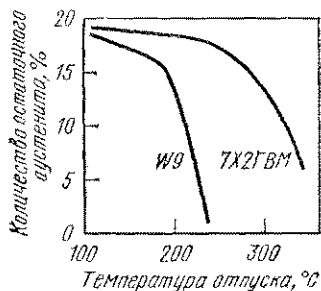


Рис. 179. Содержание остаточного аустенита в инструментальной стали W9 и легированной марганцем

нако стали, легированные только марганцем, довольно чувствительны к перегреву и склонны к образованию крупнозернистой структуры.

Устойчивость против отпуска инструментальной стали марки М1 не намного выше, чем у нелегированных инструментальных сталей (рис. 178). При шлифовании их твердость также может уменьшаться. Поэтому они не пригодны для изготовления металлорежущего инструмента, хотя могут быть с успехом использованы для изготовления не требующего шлифования, хорошо сохраняющего размеры инструмента сложной формы, инструмента для штамповки пластмасс, средств измерений, вырубного инструмента, работающего с небольшими нагрузками, и т. д.

У сталей, содержащих 2% Мп и легированных к тому же комбинацией элементов Сг—Мо—W, устойчивость аустенита в интервале температур перлитных превращений все более увеличивается, закаливаемость их на воздухе также большая — достигает диаметра 100—120 мм. Деформации при закалке минимальные, при этом стойкость к изменению размеров достаточно хорошая. Эти стали содержат 15—18% остаточного аустенита, который остается устойчивым при нагреве до температуры 200—300°С (рис. 179). В закаленном состоянии они склонны к образованию трещин при шлифовании. Так как при закалке размерные деформации минимальны, то шлифование можно проводить перед закалкой. Устойчивость этих сталей против отпуска выше, чем у инструментальной стали марки М1, карбиды Me_6C наряду с цементитом встречаются уже в меньших количествах. В сталях с повышенным содержанием углерода из-за наличия в них хрома и молибдена образуется больше карбидов, но они распределяются более равномерно, чем в сталях, содержащих 6—12% Сг. Карбидная сетка встречается не часто даже в изделиях диаметром 100—120 мм. Благодаря наличию в сталях хрома и молибдена их можно подвергать азотированию.

Несмотря на высокую твердость, эти стали не хрупкие. Предел прочности при изгибе после отпуска при 200°С составляет 2000—2200 Н/мм² до HRC 57—58. Предел текучести при растяжении равен 1900 Н/мм² при твердости HRC 55 и 1550 Н/мм² при твердости HRC 50.

5.3. Износостойкие инструментальные стали высокой твердости переходного типа (полутеплостойкие)

Высокая твердость инструментальных сталей со средним (1—1,5%) и высоким (2—3%) содержанием углерода и 5, 12 и 18% Сг отчасти также является следствием происходящих в них мартенситных превращений, а высокую износостойкость главным образом обеспечивает большое содержание карбидов. Кроме основного легирующего компонента — хрома, эти стали содержат в себе также молибден, вольфрам, ванадий, реже кобальт (см. табл. 42). Благодаря повышенному содержанию легирующих компонентов твердость этих сталей заметно уменьшается только начиная с температуры отпуска 450°С. У выделяющегося в интервале температур 150—400°С легированного цементита и карбидов хрома, появляющихся при температуре отпуска свыше 400°С, склонность к коагуляции

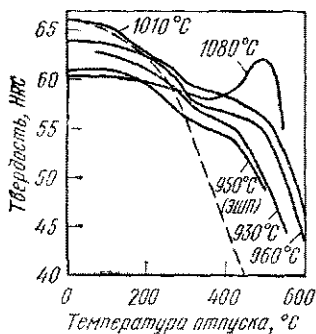


Рис. 180. Влияние температуры нагрева при закатке на кривую отпуска стали К1 (—) и К6 (---). Температура аустенитизации указана на кривых

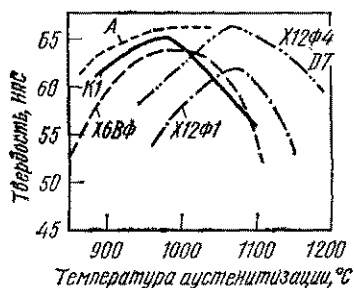


Рис. 182. Влияние температуры аустенитизации на твердость закаленной инструментальной стали, содержащей 12% Сг. Состав материала, соответствующего кривой, обозначенной буквой А: 3,2% С, 1% Сг, 12% V, 1% Мо

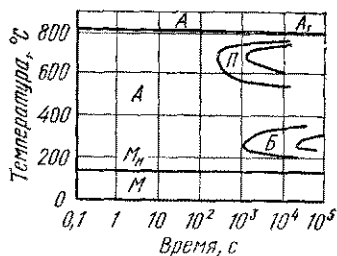


Рис. 181. Диаграмма изотермических превращений инструментальной стали X6ВФ (1,11% С, 6% Сг, 1,3% W, 0,5% V)

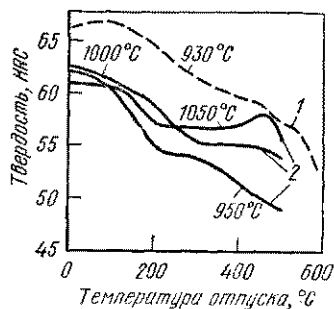


Рис. 183. Влияние температуры аустенитизации на кривые отпуска инструментальных сталей с 5% Сг и содержащие легирующие элементы, %:

	С	Сг	W	Мо	V
1	2,2	5	1	1	4,7
2	1	5	1,3	—	0,3

Температура аустенитизации указана на кривых

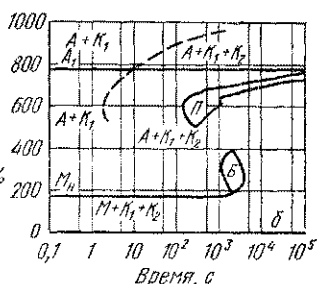
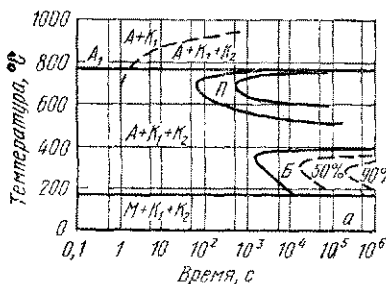


Рис. 184. Диаграммы изотермических (а) и непрерывных (б) превращений инструментальной стали марки К1

все же меньше, чем у легированного цементита. Вследствие частичного распада мартенсита в интервале температур 150—250°С твердость уменьшается, как и у доэвтектоидных сталей, но в интервале температур от 280 до 250°С она изменяется едва заметно. На рис. 180 можно видеть кривые отпуска заэвтектоидной стали марки К6 и стали марки К1, закаленных с различных температур нагрева. С увеличением температуры закалки отпускная твердость увеличивается, так как при температурах выше 500°С начинается

ТАБЛИЦА 61. СОДЕРЖАНИЕ КАРБИДОВ, ИХ ХАРАКТЕРИСТИКА
ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ
ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ПЕРЕХОДНОГО ТИПА (ПОЛУТЕПЛОСТОЙКИЕ)

Марка стали	Углерод, %	Карбиды	
		содержа- ние, %	тип
X6BФ	1	12—14	Me_7C_3
X100CrMoV5.1	1	12—14	$Me_7C_3 + Me_{23}C_6$
X6B4M	1	15	$Me_7C_3 + MeC$
D1	1	15	$Me_7C_3 + Me_{23}C_6$
X12Ф1	1,3	17	$Me_7C_3 + Me_{23}C_6$
X155CrVMo12.1	1,5	17	$Me_7C_3 + Me_{23}C_6$
X12M	1,6	16	$Me_7C_3 + Me_{23}C_6$
X165CrMoV12(K11)	1,65	18,7	$Me_7C_3 + Me_{23}C_6$
X12; X210Cr12(K1)	2,1	22	$Me_7C_3 + Me_3C$
X210CrW12	2,2	24	$Me_7C_3 + Me_3C$
X220CrMoV12.2	2,2	25	$Me_7C_3 + MeC$
X12Ф4; D7 X240CrV.12.4 }	2,4	22	$Me_7C_3 + MeC$
X290Cr12	2,9	30	$Me_7C_3 + Me_3C$

процесс дисперсионного твердения. Этот процесс может начинаться и при более низких температурах, как, например, у быстрорежущих сталей.

В сталях, содержащих 1—1,5% С, при добавлении 12% Cr образуются карбиды Me_7C_3 , а при более высоком содержании хрома — карбиды $Me_7C_3 + Me_{23}C_6$ (см. рис. 68). Молибден и вольфрам способствуют образованию карбидов $Me_{23}C_6$. Увеличение содержания углерода способствует появлению карбидных фаз цементитного типа и увеличивает количество карбидов в инструментальных сталях, подвергшихся отпуску (табл. 61). Твердость карбидов Me_7C_3 и MeC и износостойкость этих сталей существенно больше (см. раздел 2.1.1.), чем доэвтектоидных сталей (даже при меньших температурах нагрева) вследствие высокого содержания карбидов. Однако содержание углерода в мартенсите значительно меньше. Большей износостойкостью обладают главным образом те инструментальные стали, содержание углерода в которых составляет более 2% и имеются

примеси ванадия. Однако при динамических нагрузках износостойкость этих сталей не проявляется в полной мере, так как вследствие неоднородного распределения карбидов режущая кромка легко разрушается еще до достижения допустимой величины износа.

Уже при содержании 5—6% Cr переохлажденный аустенит в инструментальных сталях становится достаточно устойчивым (рис. 181) и при охлаждении в области температур 350—550° С практически не претерпевает изменений. При температуре превращения перлита и бейнита инкубационный период превращения также довольно продолжителен. Поэтому прокаливаемость сталей с высоким содержанием хрома достаточно хорошая, большинство из них в значительной степени закаливается на воздухе.

Эти инструментальные стали¹ принадлежат к группе ледебуритных сталей. Карбиды Me_7C_3 располагаются в эвтектической сетке гораздо свободнее, чем карбиды в цементитном ледебурите. После соответствующей обработки в структуре стали можно найти равномерно распределенные, раздробленные карбиды Me_7C_3 . Структура этих сталей, а также их свойства в значительной степени зависят от размеров деталей и условий процесса закалки.

С увеличением температуры нагрева при закалке карбиды начинают растворяться и, следовательно, растет количество растворенного в аустените углерода и хрома (табл. 62). Содержание хрома в аустените при обычных температурах закалки составляет 4—5%. Среди прочих легирующих компонентов в растворе оказывается значительная часть молибдена и вольфрама, ванадий же растворяется только при достаточно высоких температурах закалки. Содержание углерода, растворенного в мартенсите, для сталей марок К1 и К11 в зависимости от температуры нагрева при закалке уже было показано в табл. 5. Вследствие значительного легирования аустенита температуры начала и конца мартенситного превращения в значительной степени уменьшаются (в зависимости от температуры закалки), поэтому в значительной степени возрастает количество аустенита в структуре стали. Однако с помощью обработки холодом можно значительно уменьшить количество остаточного аустенита (см. значения, приведенные в знаменателях табл. 62).

Вследствие повышения растворимости карбидов и количества остаточного аустенита кривая твердости этих сталей, зависящая от температуры закалки, имеет максимум (рис. 182). Максимум достигаемой твердости и температура закалки, соответствующая этой твердости, тем выше, чем больше содержание углерода и ванадия в стали. Как видно из рис. 62 и 63, ледебуритная сталь также имеет максимальные значения предела прочности на изгиб и ударной вязкости, зависящие от условий (температура и время) закалки. Слабое растворение карбидов, слишком большое содержание остаточного аустенита и связанная с этим крупнозернистость ухудшают прочность, вязкость, твердость.

Основное преимущество хромистых сталей состоит в том, что при термической обработке они получают незначительные деформации, так как содержание углерода в мартенсите относительно мало и достаточно велико содержание остаточного аустенита, который компенсирует увеличение размеров, сопровождающее мартенситное превращение.

¹ Сталь Х6ВФ — заэвтектоидная, эвтектика встречается в ликвационных зонах. (Прим. ред.)

ТАБЛИЦА 62. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПРИ ЗАКАЛКЕ
НА СОДЕРЖАНИЕ КАРБИДОВ, ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И
РАСТВОРЕННЫХ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ В ИЗНОСОСТОЙКИХ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ ПЕРЕХОДНОГО
ТИПА (ПОЛУТЕПЛОСТОЙКИЕ)

Фазы и легирующие элементы в растворе	Содержание фаз и легирующих элементов, %, при температуре закали, °С								
	850	900	930	950	1000	1050	1100	1150	1200
Сталь Х6ВФ									
Карбид	9	—	—	5,5	4,5	—	3,5	—	—
Аустенит	3	3	—	9	17	30	52	—	—
Хром	2,5	3,5	—	5	5,5	—	6	—	—
Сталь Х100СгМоV51									
Карбид	—	—	—	5,5	—	—	—	—	—
Аустенит	—	—	10—20	—	22—35	—	80—85	—	—
Сталь Х12Ф1									
Карбид	—	—	—	15,5	14,5	13	12	8	5
Аустенит	—	—	—	—	10	22/10	40	65/25	95/50
Хром	—	—	—	4	5	6	7	8	9,5
Сталь Х155СгМоV12									
Карбид	—	—	—	—	14	11,7	—	—	6,3
Хром	—	—	—	—	—	6,1	—	—	8,5
Молибден	—	—	—	—	—	0,52	—	—	0,57
Сталь Х165СгМоV12									
Карбид	—	—	—	—	15	12,6	12	10	6,8
Аустенит	—	—	10	—	18	22	55	88	—
Хром	—	—	—	—	—	4,9	—	—	7,8
Молибден	—	—	—	—	—	0,39	—	—	0,35
Вольфрам	—	—	—	—	—	0,54	—	—	0,51
Сталь Х12									
Карбид	—	18,5	—	16	—	14	—	11,6	10,5
Аустенит	—	20	—	35	40/20	55/30	88	95/80	98,5/90
Хром	—	—	—	4,4	—	5,2	—	—	7,6

Фазы и легирующие элементы в растворе	Содержание фаз и легирующих элементов, %, при температуре закалки, °С								
	850	900	930	950	1000	1050	1100	1150	1200

Сталь X210CrW12

Карбид	—	—	—	18	—	16,1	—	—	11,8
Хром	—	—	—	—	—	5,4	—	—	7,6
Вольфрам	—	—	—	—	—	1,02	—	—	0,97

Сталь X220CrVMo

Карбид	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Углерод	—	—	—	—	—	—	0,55	—	—
Хром	—	—	—	—	—	—	7,7	—	—
Ванадий	—	—	—	—	—	—	0,93	—	—

Сталь X12Ф4

Карбид	—	—	—	—	—	—	18	—	—
Углерод	—	—	—	—	—	—	0,35	—	—
Хром	—	—	—	—	—	—	8,3	—	—
Ванадий	—	—	—	—	—	—	1,3	—	—

Примечание. Значения, приведенные в знаменателе дроби, получены после обработки холодом.

Для хромистых сталей можно применять поверхностную обработку (хромирование, борирование, азотирование), однако на механические свойства сердцевины это сказывается отрицательно (размягчение, уменьшение вязкости).

Инструментальные стали, содержащие 5% Cr. Прокаливаемость этих сталей несколько меньше, чем инструментальных сталей, содержащих 12% Cr, но все же значительная — до 70—80 мм при закалке в масле, так как никубационный период превращения аустенита в интервале температур как перлитных, так и бейнитных превращений достаточно продолжителен (см. рис. 181). Обычно эти стали содержат 1, реже 2,2% C (см. табл. 42). Благодаря меньшему содержанию карбидов и равномерному их распределению эта сталь сочетает достаточно высокую твердость и наиболее благоприятную вязкость, как и в случае инструментальных сталей, содержащих 12% Cr (табл. 63). Они с успехом могут быть использованы для изготовления тонкого или с тонкой режущей кромкой инструмента. Изменение вязкости в зависимости от диаметра не такое уже значительное, как в случае инструментальных сталей с большим содержанием карбидов. Эти стали, легированные молибденом, имеют большую вязкость, чем стали, легированные вольфрамом.

ТАБЛИЦА 63. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУТЕПЛОСТОЙКИХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Марка стали и ее состав	Температура, °С		HRC	σ_B при изгибе, Н/мм ²	$\sigma_{0.2}$ при изгибе, Н/мм ²	А _г и Дж
	закалки	отпуска				
X100CrMoV51 (1 % С, 5 % Cr, 0,8 % Mo, 0,3 % V)	940	180 300	62 59	3580 3700	2920 2800	2,39 5,40
X165CrMoV12.1 (1,6 % С, 12 % Cr, 0,7 % Mo, 0,4 % W, 0,4 % V)	1000	180 300 500	63 60 60	3760 2850 4000	2600 2540 2420	1,87 4,25 3,83
X210Cr12 (2,04 % С, 12 % Cr, 0,06 % V)	960	180 300	64 60	3180 3700	2640 2810	0,85 2,10

Их износостойкость несколько хуже, чем инструментальных сталей, содержащих 12% Cr и 1,6% С, но путем увеличения содержания ванадия ее можно значительно повысить.

Устойчивость против отпуска растет с повышением температуры нагрева при закалке (рис. 183), так как вследствие этого растворяется все больше карбидов и, следовательно, повышается содержание углерода и легирующих компонентов в мартенсите (см. табл. 62).

Устойчивость против отпуска хромистой стали, содержащей 2,2% С и 5% V, существенно выше, чем инструментальной стали с меньшим содержанием углерода. Однако наряду с высокой твердостью и износостойкостью эта сталь трудно шлифуется. В основном ее используют при изготовлении износостойкого инструмента для обработки пластмасс и керамических материалов.

Предел текучести при сжатии инструментальных сталей с содержанием 1% С и 5% Cr не превышает 2200 Н/мм².

Для инструментальных сталей с содержанием 5% Cr характерны небольшие объемные деформации. Анизотропия свойств при объемной деформации меньше, чем у инструментальной стали с содержанием 12% Cr.

Температура закалки инструментальной стали с содержанием 5% С составляет 930—1000°С. Перед нагревом до температуры закалки целесообразно применить подогрев до 750—800°С.

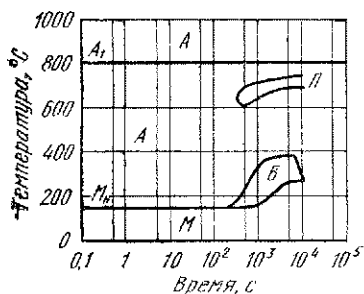


Рис. 185. Диаграмма непрерывного превращения инструментальной стали (1,65% С, 12% Сг, 0,6% Мо, 0,5% W, 0,2% V)

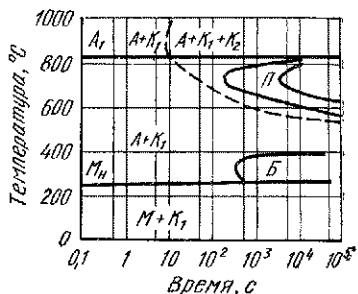


Рис. 186. Диаграмма изотермического превращения инструментальной стали (2,4% С, 12% Сг, 4% V, 0,7% Мо)

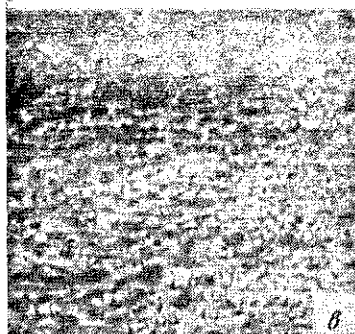
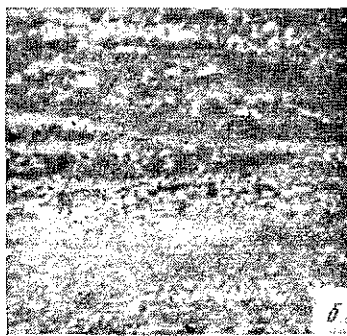


Рис. 187. Распределение карбидов в инструментальных сталях типа К1:

а — размер сечения 80×250 мм;
б — размер сечения 35×100 мм,
сталь получена путем ЭШП; в —
размер сечения 35×120 мм, сталь
обработана деформированием с не-
скольких сторон (×60)

Инструментальные стали, содержащие 12% Сг. Эти стали изготовляют с содержанием 1; 1,2; 1,6; 2,4 и 3% С, иногда с дополнительным легированием молибденом, вольфрамом и ванадием (см. табл. 42). Инструментальные стали, содержащие 2% С и 12% Сг, раньше использовали для тяжелонагруженного инструмента холодной деформации и металлообработки, так как они сохраняют высокую твердость до температуры отпуска 400—450° С (см. рис. 180).

Аустенит в инструментальной стали с содержанием 12% Сг достаточно устойчив (рис. 184). Нагретый до температуры 380—520° С аустенит в инструментальной стали марки К1 в течение продолжительного времени практически не распадается.

Критическое время охлаждения, обеспечивающее мартенситное превращение, составляет 3—5 мин, поэтому даже при больших поперечных сечениях инструменты можно закалять на воздухе.

Однако при подавлении перлитного превращения в интервале более высоких температур можно наблюдать выделение карбидов по границам зерен, что, между прочим, делает и без того не слишком вязкую сталь еще более хрупкой. Поэтому большие изделия практически никогда не закаляют на воздухе, а только в масле, соответственно подвергая их прерывистой или ступенчатой, реже бейнитной закалке. Бейнитное превращение может продолжаться неограниченно долго (см. рис. 184, а).

Под влиянием легирования одновременно молибденом и вольфрамом интервал температур перлитных превращений смещается немного вправо, т. е. в сторону увеличения времени превращения (рис. 185), поэтому прокаливаемость таких сталей более высокая. В масле можно прокаливать изделия диаметром 200 мм и более. Однако содержание остаточного аустенита значительно не увеличивается. Правда, в инструментальных сталях с большим содержанием ванадия и углерода время перлитного превращения немного меньше и здесь имеет место выделение карбидов (рис. 186), но критическое время охлаждения все же велико ($t_m = 5-6$ мин).

Зернистость ледебуритных хромистых сталей, содержащих молибден, вольфрам и ванадий, меньше зернистости сталей, легированных только хромом. Легирование вольфрамом увеличивает износостойкость ледебуритных сталей, содержащих 12% Сг, но уменьшает их вязкость. Вольфрамовые стали труднее поддаются отжигу. Добавки ванадия делают более твердыми карбиды, но уменьшают содержание остаточного аустенита. Производственные расходы на такую сталь значительно возрастают, так как ковкость ее намного хуже.

Повышение содержания углерода вызывает увеличение содержания карбидов Me_7C_3 и Me_3C , а также повышение твердости и износостойкости стали (см. рис. 182). Наличие молибдена и вольфрама способствует возникновению карбидов $Me_{23}C_6$, а увеличение содержания углерода — возникновению карбидов Me_3C цементитного типа. В хромистых сталях, содержащих более 0,8% V, встречаются карбиды MeC , имеющие довольно высокую твердость. Распределение карбидов становится все более неравномерным и при больших сечениях довольно тяжело добиться однородного распределения карбидов. При этом вследствие неоднородного распределения карбидов происходит уменьшение вязкости (табл. 64). Структуры сталей, представленные в табл. 64 6-м, 2-м, 3-м и наименьшим баллом по карбидной шкале, показаны на рис. 187. Под влиянием переплава сталь становится более мелкозернистой, с более равномерным рас-

**ТАБЛИЦА 64. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ
И СПОСОБА ИЗГОТОВЛЕНИЯ НА КАРБИДНЫЙ БАЛЛ И УДАРНУЮ
ВЯЗКОСТЬ ЛЕДЕБУРИТНОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ,
СОДЕРЖАЩЕЙ 12% Cr**

Марка или состав стали	Размер попе- речного се- чения, мм	Карбидный балл	A_{p-n} , Дж	a_n , Дж/см ²
K1	80×250	6—3	0,20	9
	35×100	3—4	0,50	17
K1 (ЭШП)*	35×100	2—3	1,50	27
2,04 % C, 12 % Cr, 2 % V, 0,8 % Mo	35×100	Равномерное распределение карбидов	1,80	27
(ЭШП)* (X220CrVMo 12,2)	15×15	—	2,00	37
2,2 % C, 12 % Cr, 0,6 % Mo, 0,6 % V	40×200	5—6	0,20	13
	15×15	2	—	26

Примечание. Сталь подвергали двухчасовому отпуску при температуре 180° С.

* ЭШП — электрошлаковый переплав.

пределением карбидов и, как следствие этого, более вязкой (см. раздел 2.1.2).

Основным недостатком ледебуритных сталей, содержащих 12% Cr, являются неоднородное распределение карбидов и малая вязкость. Они не выдерживают динамических нагрузок.

Предел текучести при сжатии ледебуритных сталей с 12% Cr составляет 2400—3250 Н/мм² (см. раздел 2.1.2), предел прочности при сжатии 4000—4300 Н/мм²; это больше, чем у доэвтектоидных и инструментальных сталей, содержащих 1% C и 5% Cr. Путем увеличения содержания углерода и ванадия, а также обработкой холодом после закалки можно вызвать дисперсионное твердение в ванадиевых инструментальных сталях и тем самым повысить предел текучести при сжатии (табл. 65).

В содержащих 2,1% C и низколегированных ванадием сталях предел текучести при сжатии все-таки несколько меньше, чем в обычных сталях, а вязкость (предел прочности при ударе) несколько больше. Переплавка ледебуритных сталей с высоким содержанием углерода и ванадия в целях избежания ликваций и для улучшения распределения карбидов, а также в целях получения удовлетворительной вязкости не эффективна. Однако предел текучести при сжатии по сравнению со сталью K1 увеличивается. Продолжительная выдержка при температуре отпуска ниже 180° С существенно не уменьшает предела текучести при сжатии, однако немного улучшает вязкость.

Большое влияние на предел текучести при сжатии ледебуритных сталей с 12% Cr оказывает остаточный аустенит. Увеличение содер-

ТАБЛИЦА 65. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ И УСЛОВИЙ ОТПУСКА НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ СЖАТИИ И ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ ПРИ ИЗГИБЕ ЛЕДЕБУРИТНЫХ СТАЛЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ 12% Cr И РАЗЛИЧНОЕ КОЛИЧЕСТВО УГЛЕРОДА И ВАНАДИЯ

Марка стали	θ за- калки, °C	Режим отпуска		$\sigma_{0,2}$ при сжатии, Н/мм ²	σ_b при изгибе, Н/мм ²
		θ , °C	t , ч		
K1	980	180	2	3070/2740	1350/2500
			6	3000/2700	1800/2800
		250	2	2580/2480	2000/2750
			6	2700/2540	2100/2700
		130+обработка холодом+180	2	2940/2750	2100/2700
			2	3070/2850	1800/2500
	1050	Обработка хо- лодом+180	2×1	2080/2080	
X220CrVMo12.2 (ЭШП)	1000	180	2	2470	2500
	1400	180	2	2780	2400
			6	2340	2600
		250	2	2410	2950
		540	2×1	2530	2800
	1080	540	2×1	2810	1800
X290Cr12 (ЭШП)	930	180	2	3230	1040
			6	3070	1140

Примечание. Значение в знаменателях дроби относится к сталям, полученным с помощью электрошлакового переплава, в числителе — к сталям обычного качества.

жания остаточного аустенита при одинаковой твердости уменьшает предел текучести при сжатии (см. рис. 17).

Прочность ледебуритных инструментальных сталей с 12% Cr в случае растягивающих нагрузок небольшая и, напротив, при нагрузках, действующих на сжатие, — значительная (см. раздел 2.1.2 и табл. 6).

Износостойкость ледебуритных инструментальных сталей с 12% Cr довольно высокая, во много раз больше, чем нелегированных инструментальных сталей, причем ее можно еще более повысить путем увеличения содержания углерода и ванадия, а следовательно, и количества карбидов (см. табл. 12, а также рис. 41 и 43). Если сталь имеет определенную минимальную вязкость (вследствие наличия остаточного аустенита), то это оказывает благоприятное воздействие на предотвращение разрушения режущих кромок (см. рис. 44).

Твердость ледебуритных сталей, содержащих 12% Cr, изменяется в зависимости от температуры закалки по кривым с резко выраженными максимумами (см. рис. 182). Большое влияние на твердость, например стали K1, оказывает время выдержки при температуре закалки (табл. 66). Для растворения карбидов также требуются

**ТАБЛИЦА 66. ТВЕРДОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ
МАРКИ К1. HRC**

Темпе- ра- тура за- калки, °С	Продолжительность выдерж- ки при нагреве, с				Темпе- ра- тура за- калки, °С	Продолжительность выдерж- ки при нагреве, с			
	5	20	40	160		5	20	40	160
850	—	—	—	53	980	58	62	63	63
920	52	55	57	60	1010	61,5	62,5	63	62,5
950	55	58	60	61,5	1080	60	57	55	—

**ТАБЛИЦА 67. ЗНАЧЕНИЯ РАЗРУШАЮЩЕЙ УДАРНОЙ НАГРУЗКИ
А (Дж) ДЛЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ МАРКИ К1**

Температура закалки, °С	Продолжительность выдержки при нагреве, с			
	5	20	40	160
920	—/1,30	2,90/0,80	1,35/0,30	1,40/0,65
950	2,00/0,55	1,20/0,45	1,05/0,15	1,00/0,40
980	1,40/0,50	0,80/0,25	0,60/0,20	0,40/0,45
1010	0,70/0,15	0,55/0,15	0,60/0,35	0,90/0,25
1080	1,40/1,30	2,30/1,50	2,10/1,45	—

Примечание. Значения в числителе дроби соответствуют стали, подвергшейся электрошлаковому переплаву, в знаменателе — стали с неоднородным распределением карбидов.

определенное время и температура. Слишком интенсивное растворение карбидов ведет к значительному увеличению количества остаточного аустенита (см. табл. 4) и к уменьшению твердости.

Путем увеличения времени выдержки при нагреве можно увеличить растворимость карбидов и под влиянием сопровождающего этот процесс повышения твердости вязкость стали К1, подвергнутой электрошлаковому переплаву, уменьшится (табл. 67), но остается все же удовлетворительной.

При наличии большого количества остаточного аустенита (температура аустенитизации 1080°С) вязкость вначале растет, а затем вследствие увеличения размера зерен уменьшается.

Влияние продолжительности выдержки (5—160 с) на предел прочности и предел текучести при изгибе при данной температуре закалки меньше, чем влияние самой температуры закалки (табл. 68).

Предел текучести при изгибе стали марки К1, подвергшейся электрошлаковому переплаву, обычно несколько ниже, чем стали обычного качества; однако предел прочности при изгибе при любых температурах закалки больше. Предел прочности при изгибе инструментальных сталей с меньшим содержанием углерода (1,3%) все же больше, чем сталей с 2% С, но эти стали точно также чувствительны к температуре закалки.

**ТАБЛИЦА 68. ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ
И ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ИЗГИБЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ
МАРКИ К1 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ***

Температура закалки, °С	σ_B , Н/мм ²		$\sigma_{0.1}$, Н/мм ²	
	обычная	ЭШП	обычная	ЭШП
850	2900—3050	2950—3200	1750—1950	1800—2000
920	2700—2800	2950—3350	1950—2400	1850—2300
950	2750	3000—3200	2100—2500	1950—2300
980	2500—2700	2800—3150	2000—2300	2050—2500
1010	2200—2400	2600—2900	1800—2200	1500—2400
1080	1850—2100	1950—2400	800—1100	800—1200

* Время выдержки при температуре закалки 5—150 с, отпуск 2 ч при температуре 180° С.

Ледебуритные стали с 12% С нагревают до температуры закалки ступенчато, в два или три этапа:

850° С → 1010 (1040)° С

350 — 400° С → 960 (1040)° С

350 — 400° С → 850 (750 — 900)° С → 960 (1020 — 1080)° С.

Трехступенчатый нагрев применяют в том случае, если необходимо подвергнуть термической обработке инструменты сложной формы при минимальных объемных деформациях и без коробления.

Для достижения большой твердости стали, содержащие 12% Сг, после закалки подвергают обработке холодом в течение 15 мин. Таким образом значительно уменьшается количество остаточного аустенита в структуре (см. табл. 62), растет твердость стали, хотя при этом уменьшается ее вязкость.

Твердость ледебуритной стали, содержащей 12% Сг, изменяется при закалке в зависимости от того, с какой температуры была проведена закалка. Изменение твердости стали К1, закаленной с различных температур, в зависимости от температуры отпуска было уже представлено на рис. 180. Кривые отпуска ледебуритной стали, содержащей 12% Сг и 1,6; 2,4 и 3,2% С и, кроме того, легированной еще ванадием, можно видеть на рис. 188. В этих сталях дисперсионное твердение проявляется более интенсивно, чем в стали К1. На первом участке отпуска у всех марок сталей твердость уменьшается быстрее, чем на втором и третьем участках,

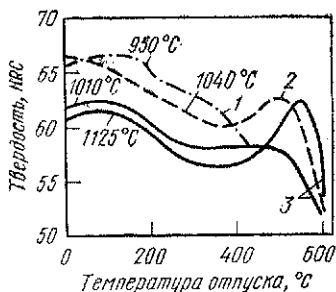


Рис. 188. Кривые отпуска легированных ванадием ледебуритных хромистых сталей с различным содержанием углерода. Температура аустенитизации указана на кривых:

1 — 3,2% С, 1% Сг, 12% V, 1% Мо;
2 — X12Ф4; 3 — X155CrVMo12.1

**ТАБЛИЦА 69. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОТПУСКА
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕДЕБУРИТНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ
С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА И ВАНАДИЯ,
А ТАКЖЕ СТАЛИ МАРКИ К1**

Марка стали или ее состав	Температура, °C		HRC	σ_B при изгибе, Н/мм ²	$\sigma_{0,1}$ при изгибе, Н/мм ²	$A_{p-0,2}$ Дж
	закал- ки	отпуска				
К1	900	100	56	3100	1600	0,69
		270	52	3000	1700	0,81
		220	62	2720	1520	0,08
	930	260	58	2850	1800	0,11
		280	56	3200	2100	0,43
		320	52	3050	2050	0,68
	980	280	62	2750	1720	0,13
		320	58	3000	1850	0,24
		350	56	3350	2450	0,56
		500	52	3100	2100	0,70
2,5 % C, 12 % Cr, 2 % V, 0,8 % Mo	1100	550 (1×1 ч)	63	2400	1500	0,80
		(2×1 ч)	63	2600	1700	0,75
		(3×1 ч)	64	2700	2600	0,25
		570 (1×1 ч)	63	2600	1900	0,60
		(2×1 ч)	61	3000	2900	0,75
		(3×1 ч)	60,5	3500	2950	0,65
2,5 % C, 12 % Cr, 3 % V, 0,8 % Mo	1020	200	62	3100	1930	1,10
		530	58	3140	1900	2,18
2,4 % C, 12 % Cr, 4,2 % V, 0,7 % Mo	1020	150	62	3330	2000	2,85
		480	58	3120	1600	3,70
	1100	500	62	3120	2250	1,10
		550	58	3220	2400	2,15
2,9 % C, 12 % Cr	930	250	62	1950	—	—
		420	58	2200	1570	0,60

Примечание. Если не указано специально, то продолжительность отпуска составляет 1×2 ч.

**ТАБЛИЦА 70. ТЕМПЕРАТУРА ОТПУСКА
ПОЛУТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ С 12% Сг,
ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬЮ**

Цель отпуска	Режим отпуска		HRC
	темпера- тура, °C	среда	
Уменьшение внутренних напряжений, сохранение высокой твердости	150—170	Масло, соляная ванна	60—64
Уменьшение напряжений в деталях больших размеров	150—160	То же	57—58
Уменьшение внутренних напряжений, увеличение вязкости (при больших нагрузках, растягивающих, изгибающих и динамических напряжениях)	190—210	» »	58—60
	220—280	» »	57—59
	400—425	Печи с самоподдувом, соляная ванна	55—57
Дисперсионное твердение, поверхностная обработка азотированием	500—540	То же	59—61

Аустенит в сталях с 12% Сг достаточно стабилен и распадается с трудом. Влияние условий отпуска на пределы текучести и прочности при сжатии различных ледебуритных сталей, содержащих 12% Сг, отчасти уже было представлено в табл. 65, остальные данные можно найти в табл. 69. В сталях, легированных ванадием, превращение остаточного аустенита в мартенсит в ходе многократного отпуска увеличивает их твердость. С увеличением температуры отпуска и уменьшением внутренних напряжений и твердости в любом случае увеличиваются предел текучести при изгибе и вязкость.

Температура отпуска ледебуритной стали, содержащей 12% Сг, в общих чертах была уже представлена в разделе 2.1.3; для практического же применения ее выбирают в зависимости от обоснованной и достижимой твердости и от свойств стали (табл. 70).

Одним из самых больших преимуществ ледебуритной инструментальной стали с 12% С является то, что во время закалки она претерпевает минимальные объемные деформации. Однако содержание остаточного аустенита изменяется в зависимости как от температуры закалки, так и от того, применяется ли глубокое охлаждение. При создании оптимального соотношения между температурами нагрева при закалке и отпуске сталь марки К1 тоже можно подвергать термической обработке без объемных деформаций. Трудность заключается только в том, что из-за неоднородной структуры и неравномерного распределения карбидов величина объемных деформаций в различных направлениях не одинакова. Так, например, в случае горизонтального расположения волокон (плоский катаный лист) размеры увеличиваются в направлении прокатки, а в поперечном направлении они уменьшаются. При разрезке прутка на части целесообразно производить эту операцию в направлении, перпендикулярном направлениюковки, так как в этом случае объемные дефор-

мации будут наименьшими. Только в сталях с достаточно равномерным распределением карбидов и специально хорошо обработанных путем деформации во всех направлениях можно добиться минимальных размерных деформаций примерно равной величины как в продольном, так и в поперечном направлениях (табл. 71). Величину объемных деформаций при закалке в сталях с неоднородной структурой можно уменьшить путем изменения условий охлаждения, т. е. уменьшением напряжений, возникающих в инструментах в результате термической обработки. Стабильность аустенита в инструментальных сталях с 12% Cr в интервале температур бейнитных превращений делает возможным закалку при различных температурах в соляных ваннах и выравнивание температуры по объему изделия перед началом мартенситного превращения.

Данные об объемных деформациях инструментальной стали в зависимости от условий закалки приведены в табл. 72. Из нее можно видеть, что изотермическая выдержка при определенной температуре по сравнению с закалкой в масле уменьшает объемные деформации от термической обработки, а следовательно, и общее изменение размеров. К этому следует добавить, что увеличение температуры соляной ванны до 350—450° С и изотермическая выдержка при этой температуре в течение 40 мин не уменьшает твердости стали К1, достигаемой закалкой и отпуском, а, наоборот, в определенной степени даже увеличивают ее.

*Влияние поверхностной обработки на стали,
содержащие 12% Cr*

Среди химико-термических способов обработки поверхности наилучших результатов можно достичь с помощью азотирования и особенно азотирования с использованием соляных ванн; при этом увеличиваются поверхностная твердость, износостойкость, стойкость к образованию усталостных трещин, вследствие чего возрастает долговечность инструмента, подвергшегося азотированию. Однако при температуре азотирования 540—570° С твердость сталей, закаленных при обычных температурах нагрева, в значительной степени умень-

ТАБЛИЦА 71. ОБЪЕМНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ, %,
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ МАРКИ К1, ВОЗНИКАЮЩИЕ
ПРИ ЗАКАЛКЕ

Температура закалки, °С	Достаточно равномерное распределение карбидов		Неравномерное распределе- ние карбидов	
	в продольном направлении	в поперечном направлении	в продольном направлении	в поперечном направлении
850	+0,04	+0,035	+0,06	+0,000
900	+0,07	+0,065	+0,1	+0,020
930	+0,08	+0,075	+0,12	+0,030
960	+0,07	+0,065	+0,13	+0,035
1000	+0,04	+0,003	+0,1	+0,000
1020	0,00	—0,005	+0,05	—0,075
1050	—0,07	—0,09	—0,07	—0,020
1070	—0,16	—0,175	—0,2	—

**ТАБЛИЦА 72. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЗАКАЛКИ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ МАРКИ К1 НА ОБЪЕМНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ**

Температура заковки, °С	Объемные деформации, %, при заковке			
	в масле	в соляной ванне при 250 °С	в соляной ванне при 350 °С	в соляной ванне при 450 °С
970	0,13	0,10	—	—
1000	0,16/0,12	0,135/0,11	0,10/0,09	0,12/0,09
1050	0,10/0,06	0,055/0,01	0,01/—0,01	0,04/0,01

Примечания: 1. Продолжительность охлаждения в соляной ванне при заковке составляет 40 мин.

2. В числителе приведены значения для закаленных, в знаменателе — для закаленных и отпущенных при 150° С в течение 40 мин изделий.

шается (см. рис. 180). Необходимую твердость в сердцевине и стойкость против отпуска можно достичь с помощью дисперсионного твердения.

Большое количество остаточного аустенита в сталях, закаленных при температуре, превышающей обычную температуру заковки, превращается при высокотемпературном отпуске в мартенсит, вследствие чего увеличивается твердость.

Для инструментальных сталей с 12% Сг и легированных вольфрамом, молибденом и ванадием дисперсионное твердение вызывается выделением дисперсных карбидов. Таким образом, растворенные в небольших количествах в карбиде Me_7C_3 вольфрам, молибден и ванадий в процессе заковки попадают в твердый раствор и при высоких температурах термической обработки (500—600° С) вызывают дисперсионное твердение. Карбиды Me_7C_3 при температуре азотирования быстро коагулируют и таким образом одного наличия их при азотировании недостаточно, так как твердость сердцевины умень-

**ТАБЛИЦА 73. СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ,
СОДЕРЖАЩЕЙ 2,05% С, 12% Сг, 2% V, 0,8% Мо,
ПОСЛЕ АЗОТИРОВАНИЯ В СОЛЯНОЙ ВАННЕ ПРИ 570 °С**

Продолжи- тельность азоти- рования, мин	Толщина слоя, образую- щего хи- мическое соедине- ние, мкм	Толщина диффуз- сионного слоя, мкм	Поверх- ностная твердость, HV 0,025	σ_B при изгибе, Н/мм ²	A_{p-n} Дж	Твердость сердцеви- ны, HRC
—	—	—	—	3100	0,8	62
10	—	35	1100	2500	0	61
20	—	45	1320	—	—	—
30	2,5	55	1320	2300	0	60
60	5,5	70	1320	2150	—	59
120	9,5	75	1320	1900	—	58

шается. Твердость же инструментальных сталей с 12% Сг и легированных ванадием и молибденом даже при температуре отпуска 570° С остается значительной: HRC 58—60.

Данные о результатах воздействия процесса азотирования при температуре 570° С в зависимости от времени обработки приведены в табл. 73. Поверхностная твердость растет уже при обработке в течение >10 мин, слой металла, образующий химическое соединение, можно заметить только после 30 мин обработки.

**ТАБЛИЦА 74. ОБЪЕМНЫЕ
ДЕФОРМАЦИИ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ
МАРКИ К1 ПРИ АЗОТИРОВАНИИ
И ОТПУСКЕ**

Температура закалки, °С	Объемная деформация, %	
	отпуск 1 ч при 570 °С	азотиро- вание 1 ч при 570 °С
1040	0,085	0,095
1060	0,09	0,105
1080	0,11	0,125
1100	0,12	0,155

К сожалению, при длительно-сти обработки более 15 мин вязкость в значительной мере уменьшается, а поверхностный слой охрупчивается. С увеличением времени обработки твердость сердцевины постепенно уменьшается. В результате азотирования размеры немного увеличиваются по сравнению с закаленными, а затем отпущенными изделиями (табл. 74).

Изменение свойств сталей марки К1, закаленных при различных температурах нагрева, в зависимости от продолжительности азотирования, производимого в соляной ванне при температуре 570° С, можно видеть из табл. 75. При азотировании качество инструментальной стали К1, подвергшейся электрошлаковому перепла-

ву, повышается; однако при обработке, продолжающейся более 15 мин, начинает уменьшаться вязкость.

**ТАБЛИЦА 75. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ МАРКИ К1 ПОСЛЕ АЗОТИРОВАНИЯ
В СОЛЯНОЙ ВАННЕ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 570 °С**

Температура закалки, °С	Время азотирования, мин	σ_B при изгибе, Н/мм ²	$\sigma_{0,1}$ при изгибе, Н/мм ²	$A_{p.и}$, Дж
980	15	2400/2000	1900/2100	0,80/0,10
	60	2050/1800	1700/1850	0,45/0
	240	1900/1700	1700/1700	0,35/0
1050	15	2200/1800	2100/1750	0,15/0
	60	1900/1650	1900	—
	240	1800/1600	—	—

Примечание. В числителе приведены значения, соответствующие стали, подвергшейся электрошлаковому переплаву, в знаменателе — значения для обычной инструментальной стали.

В связи с возникновением охрупчивания при азотировании инструмент с увеличенной нагрузкой на режущую кромку (режущий и вырубной инструмент) целесообразно подвергать обработке лишь в течение короткого промежутка времени (от 5 до 15 мин), хотя даже и при больших поверхностных нагрузках может быть применено 1—2-ч азотирование. Азотирование является термической обработкой, в первую очередь наиболее пригодной при изготовлении инструмента, подверженного сильному износу (например, штамповый инструмент для абразивного материала, инструмент для выдавливания и глубокой штамповки, вырубной инструмент) и тепловому воздействию (например, штамповый инструмент станков с большой ударной нагрузкой).

Долговечность инструмента, изготовленного из ледебуритной инструментальной стали с 12% Cr, до определенной степени можно увеличить путем создания поверхностного слоя карбидов TiC, так как одновременное наличие углерода и хрома больше всего способствует созданию поверхностного слоя из TiC. В процессе закалки, производимой в газовой среде при температуре 900—1050° С в течение 3—4 ч, образуется слой толщиной приблизительно 7 мкм, твердость которого HV 3200—5100, поэтому этот слой является достаточно износостойким.

Инструментальные стали с содержанием 14—18% Cr

Инструментальные стали, содержащие 14—18% Cr и 1% С, а также легированные молибденом и ванадием (см. табл. 42), являются коррозионностойкими. Обладая наибольшей твердостью (HRC 57—63), они содержат 10—60% остаточного аустенита и главным образом карбиды $Me_{23}C_6$. Они нечувствительны к перегреву. Содержание остаточного аустенита можно уменьшить обработкой холодом. Предел прочности на изгиб при твердости HRC 61—62 составляет 2500—2900 Н/мм², а при твердости HRC 56—57 2900—3400 Н/мм². Вследствие большего содержания хрома в твердом растворе устойчивость против отпуска несколько выше, чем у стали с 12% Cr.

5.4. Инструментальные стали высокой твердости, износо- и теплостойкости (быстрорежущие стали)

Высокую твердость, тепло- и износостойкость высоколегированных инструментальных сталей со средним (0,7—0,9%) и высоким (1,1—1,5%) содержанием углерода, с устойчивыми карбидами вольфрама и ванадия обеспечивают не только происходящее при закалке мартенситное превращение, но и дисперсионное твердение, имеющее место при отпуске, а также наличие значительного количества нерастворенных, высокой твердости карбидов. Наряду с активными карбидообразующими эти стали содержат 3,5—4,5% Cr и иногда 3—8% Co. Инструментальную сталь, обладающую высокой твердостью, устойчивостью к износу и теплостойкостью, в первую очередь используют для изготовления режущего инструмента. По сравнению с нетеплостойкими инструментальными сталями они обеспечивают во много раз большие скорости резания, стойкость же режущей кромки возрастает в 10—30 раз. Их преимущества особен-

**ТАБЛИЦА 76. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ
НА КОЛИЧЕСТВО ФАЗ И РАСТВОРЕННЫХ ЛЕГИРУЮЩИХ
КОМПОНЕНТОВ СТАЛИ СОСТАВА W—Mo—V—Co**

Фазы, раство- ренные леги- рующие компоненты	Содержание фаз и растворенных легирующих компонентов, %									
	после отжига	после закалки при температуре, °C								
		1000	1100	1200	1220	1240	1260	1270	1290	1310
18-0-1-0 (R3)										
Карбид	25-30	24	21	19	—	—	18	—	17	17
Аустенит	—	—	2	16	—	—	18	—	24	28
Хром	2,8	3,2	3,8	3,9	—	—	3,9	—	3,9	3,9
Вольфрам	1,1	2,2	3,4	5,1	—	—	7,0	—	7,5	8,2
Ванадий	0,3	0,3	0,6	0,7	—	—	0,8	—	0,8	0,8
Углерод	—	—	—	—	—	—	—	—	0,4	0,5
18-1-2-5 (R2)										
Карбид	27	—	—	—	—	—	16,3	—	16,3	13,7
Аустенит	—	—	—	—	—	—	22	—	26	32
18-1-2-10 (R1)										
Аустенит	—	—	—	—	—	—	25	—	27	37
12-1-2-0										
Карбид	23,7	—	—	15,6	—	12,8	12	8,4	—	—
Аустенит	—	—	—	7,6	—	22	24	—	—	—
Хром	1,8	—	—	3,7	—	3,8	4,0	4,2	—	—
Вольфрам	1,3	—	—	4,2	—	5,6	6,8	8,4	—	—
Ванадий	0,2	—	—	0,9	—	1,0	1,3	1,8	—	—
Углерод	—	—	—	—	—	—	—	0,6	—	—
4-1-4-0										
Аустенит	—	—	—	22	—	—	—	38	—	—
9-0-2-0										
Карбид	18	15	—	10	—	7,8	5,0	—	—	—
Аустенит	—	5,0	9,0	24	—	—	33	—	—	—
Хром	1,8	3,5	3,9	4,0	—	3,8	4	—	—	—
Вольфрам	1,4	2,0	3,0	5,0	—	6,1	6,5	—	—	—
Ванадий	0,6	0,7	1,0	1,0	—	1,3	1,5	—	—	—
Углерод	—	—	—	—	—	0,41	0,5	—	—	—
9-0-3-0										
Карбид	21,5	—	—	—	—	—	—	8,9	—	—
Хром	—	—	—	—	—	—	—	4,1	—	—
Вольфрам	—	—	—	—	—	—	—	6,6	—	—
Ванадий	—	—	—	—	—	—	—	1,4	—	—
Углерод	—	—	—	—	—	—	—	0,5	—	—

Фазы, раство- ренные леги- рующие компоненты	Содержание фаз и растворенных легирующих компонентов, %									
	после отжига	после закалки при температуре, °C								
		1000	1100	1200	1220	1240	1260	1270	1290	1310
9-1-5-0										
Карбид	21	—	—	—	—	—	11	8,3	—	—
Аустенит	—	—	—	—	—	—	30	—	—	—
Хром	2	—	—	—	—	—	4,0	4,0	—	—
Вольфрам	2	—	—	—	—	—	6,5	6,6	—	—
Ванадий	0,5	—	—	—	—	—	2,0	2,6	—	—
Молибден	—	—	—	—	—	—	0,7	0,8	—	—
Углерод	—	—	—	—	—	—	0,8	1,1	—	—
9-0-2-5										
Карбид	17	—	—	—	—	6,6	—	—	—	—
Хром	—	—	—	—	—	4,2	—	—	—	—
Вольфрам	—	—	—	—	—	6,4	—	—	—	—
Ванадий	—	—	—	—	—	1,2	—	—	—	—
Кобальт	—	—	—	—	—	4,8	—	—	—	—
Углерод	—	—	—	—	—	0,5	—	—	—	—
7-0-2-0										
Карбид	—	—	—	6,5	—	—	—	—	—	—
Хром	—	—	3,5	3,6	3,7	—	—	—	—	—
Вольфрам	—	—	4,7	5,4	5,4	—	—	—	—	—
Ванадий	—	—	0,6	0,8	0,9	—	—	—	—	—
7-4-3-8										
Карбид	21,6	—	—	11	—	—	—	—	—	—
Хром	1,9	—	—	4,4	—	—	—	—	—	—
Вольфрам	0,4	—	—	2,4	—	—	—	—	—	—
Молибден	0,1	—	—	1,6	—	—	—	—	—	—
Ванадий	—	—	—	1,0	—	—	—	—	—	—
Кобальт	6,4	—	—	5,7	—	—	—	—	—	—
Углерод	—	—	—	0,8	—	—	—	—	—	—
6-5-2-0 (R6)										
Карбид	22	—	—	12	8,6	—	7,0	—	—	—
Аустенит	—	—	—	14	18	—	25	—	—	—
Хром	3,3	3,1	3,8	3,8	3,8	—	3,8	—	—	—
Вольфрам	0,3	0,6	1,1	2,2	2,6	—	2,6	—	—	—
Молибден	0,7	0,9	1,4	2,5	2,7	—	3,0	—	—	—
Ванадий	0,2	0,5	0,8	1,1	1,2	—	1,2	—	—	—
Углерод	—	—	—	—	—	—	0,5	—	—	—
6-5-2-0 1,1 % C										
Хром	1,9	—	—	—	4,1	—	—	—	—	—
Вольфрам	0,3	—	—	—	1,5	—	—	—	—	—
Молибден	0,1	—	—	—	2,9	—	—	—	—	—

Фазы, раство- ренные леги- рующие компоненты	Содержание фаз и растворенных легирующих компонентов, %									
	после отжига	после заковки при температуре, °C								
		1000	1100	1200	1220	1240	1260	1270	1290	1310
Ванадий	—	—	—	—	0,9	—	—	—	—	—
Углерод	—	—	—	—	0,8	—	—	—	—	—
6—5—4—0 1,3 % C										
Карбид	30	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Хром	—	4,1	—	4,2	—	4,2	—	—	—	—
Вольфрам	—	2,7	—	3,2	—	3,6	—	—	—	—
Молибден	—	2,3	—	2,8	—	2,9	—	—	—	—
Ванадий	—	1,0	—	1,6	—	1,9	—	—	—	—
Углерод	—	0,3	—	0,5	—	0,6	—	—	—	—
6—4—5—5										
Карбид	—	—	16	13	—	—	11,5	—	—	—
6—3—2—0										
Карбид	16	12	9,0	5,0	—	4,0	—	—	—	—
Аустенит	—	—	10	24	—	27	—	—	—	—
Хром	2,2	—	2,7	2,8	—	3	—	—	—	—
Вольфрам	0,9	—	2,2	2,4	—	2,8	—	—	—	—
Молибден	1,2	—	1,6	2,1	—	2,2	—	—	—	—
Ванадий	0,3	—	0,8	1,0	—	1,1	—	—	—	—
3—3—2—0										
Карбид	16,2	—	8,6	—	7,6	—	—	—	—	—
Аустенит	—	—	11,4	—	20	—	—	—	—	—
2—9—1—0 (R10)										
Карбид	22	—	12	9,0	7,5	—	—	—	—	—
0—8—2—0										
Карбид	18	—	9,0	6,0	5,0	—	—	—	—	—
Хром	—	—	—	4	—	—	—	—	—	—
Молибден	—	—	—	3,9	—	—	—	—	—	—
Ванадий	—	—	—	0,9	—	—	—	—	—	—

но проявляются при больших скоростях резания, особенно в том, что допускается значительный нагрев режущей кромки. Благодаря износостойкости и большому пределу текучести при сжатии сфера применения таких сталей все более расширяется — это тяжелонагруженный инструмент для выдавливания и вырубки.

Эти стали ледебуритного класса как в отпущенном, так и в закаленном состоянии содержат в себе большое количество карбидов (табл. 76). В сталях, легированных вольфрамом, молибденом и ванадием, образуются сложные, устойчивые карбиды (Me_6C , Me_7C), но уже в отожженном состоянии можно обнаружить также и кар-

ТАБЛИЦА 77. СОСТАВ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ
В РАЗЛИЧНЫХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ
В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ, %

Состав стали W—Mo—V—Co	Me ₆ C	Me ₂₃ C ₆	MeC	Состав стали W—Mo—V—Co	Me ₆ C	Me ₂₃ C ₆	MeC
18—0—1 (R3)	62	31	7	2—8—2	42	40	18
11—0—2	82	12	6	6—5—4	38	34	28
6—5—2 (R6)	61	30,5	8,5	9—1—4	63	7	30
2—8—1	62	33	5	13—1—5—5	36	31	33

биды $Me_{23}C_6$, наиболее активно растворяющие в себе хром, в меньшей степени молибден, вольфрам и в небольших количествах ванадий.

Сложные карбиды Me_6C кроме вольфрама и молибдена содержат хром, ванадий и кобальт.

Процентное соотношение между различными видами карбидов в отожженном состоянии изменяется в зависимости от состава стали (табл. 77). Процентное содержание карбидов $Me_{23}C_6$ почти во всех случаях приблизительно одинаково (около 30%) и имеет меньшее значение только в сталях с небольшим количеством вольфрама. При наличии в структуре карбидов Me_6C увеличение содержания ванадия в сталях значительно увеличивает процентное содержание карбидов MeC и их количество в структуре¹.

Ледебуритная структура, форма карбидов, их размеры и распределение в большей степени зависят от размеров инструментов, от способа их изготовления и степени деформации при обработке давлением, так как эти факторы сильно влияют на свойства быстрорежущей стали (см. раздел 2.1.2 и 3.3). При использовании таких сталей с этим необходимо считаться. Наибольшие значения предела прочности на изгиб, которые могут быть достигнуты при термической обработке некоторых быстрорежущих сталей, приведены в табл. 78. Чем больше общее количество карбидов, чем больше процентное содержание карбидов MeC , чем тверже быстрорежущая сталь (чем больше она содержит углерода и кобальта), тем меньше ее предел прочности на изгиб.

Из-за склонности к сильному карбидообразованию большая часть легирующих компонентов в стали находится в связанном состоянии в форме карбидов, но в отожженных быстрорежущих сталях с равновесной структурой все же относительно много легирующих компонентов присутствует в твердом растворе (см. табл. 76). Так, например, в феррите растворяется 50—70% общего количества хрома, 5—15% вольфрама, 10—15% ванадия. Содержание углерода в перлите самое минимальное — около 0,2%. Температура эвтектоидного превращения по сравнению с температурой превращений эвтектоидных сталей несколько выше: 800—880°С. Путем закалки

¹ Структура, состав и количество карбидной фазы в отожженных быстрорежущих сталях изменяются весьма сложным образом в зависимости от состава последних. (Прим. ред.)

**ТАБЛИЦА 78. ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ
ПРИ ИЗГИБЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ**

Состав стали W—Mo—V—Co	σ_B при изгибе, Н/мм ²	Состав стали W—Mo—V—Co	σ_B при изгибе, Н/мм ²
18—0—1 (R3)	2800—3100	0—8—2	3600—4600
18—1—2	2500—2700	2—8—1	3100—3800
14—1—4	2200	2—9—1 (R10)	4100—4600
12—3—1	3000—3200	2—9—2—8 (R11)	3600—4200
12—0—2	3100—3500	7—4—3—5 (R9)	1500
12—0—3	2500—2700	9—1—2—10	2250
12—3	3000—3200	10—1—5—5	2500
9—0—2	3000—3400	12—1—4—5	1800
9—1—5	2600	12—3—2—8	2000—2500
6—3—2	3600—4000	18—1—2—5 (R2)	2000
6—5—2 (R6)	3800—4850	18—1—2—10 (R1)	1200
6—5—2—5 (R8)	1700—4600		

быстрорежущих сталей при нагреве немного выше температуры A_1 можно достичь твердости HRC 40—50, так как аустенит, образующий эвтектоид с небольшим содержанием углерода, превращается в мартенсит также с небольшим содержанием углерода. Для увеличения содержания растворенного углерода и легирующих компонентов необходимо нагревать сталь при закалке до высоких температур, чтобы растворить в аустените часть карбидов (см. табл. 48).

Температура закалки быстрорежущих сталей на 300—400°С выше, чем заэвтектоидных инструментальных сталей. До такой высокой температуры закалки (1180—1310°С) инструмент можно нагревать только ступенчато. Более насыщенные кобальтом, но содержащие также в небольших количествах молибден, вольфрам и ванадий карбиды $Me_{23}C_6$ начинают растворяться при температуре 900°С, а при температуре 1100°С практически полностью растворяются в аустените (см. рис. 71). При температуре 950°С начинает растворяться сложный карбид вольфрама и молибдена — карбид Me_6C , который содержит ванадий и кобальт¹.

Вследствие растворения этих карбидов с увеличением температуры закалки постепенно возрастает содержание легирующих компонентов в аустените (Cr, W, Mo, V) (см. табл. 76). Содержание вольфрама и молибдена в твердом растворе начинает заметно увеличиваться только при температуре, превышающей 1150°С, а выше температуры 1250°С практически не изменяется. В мартенсите стали, закаленной с наивысшей температуры, не более 8,5% W, что меньше предела его растворимости (12%).

Ввиду того что в первую очередь растворяются карбиды с небольшим содержанием углерода, то содержание углерода в мартенсите быстрорежущих сталей обычно составляет 0,3—0,5%, иначе говоря, меньше, чем в заэвтектоидных инструментальных сталях. Однако твердость их высокая. Растворение карбидов MeC , содержащих ванадий, начинается в основном только при температурах

¹ А также хром. (Прим. ред.)

свыше 1150°С, но значительная часть их все же остается в нерастворенном состоянии (табл. 79). В общем количестве карбидов, оставшихся в структуре закаленных быстрорежущих сталей, по сравнению с отожженным состоянием увеличивается процентное содержание карбидов Me_6C (табл. 80, см. табл. 77).

Насыщение аустенита в сплавах, так же как и растворение карбидов, является диффузионным процессом, и интенсивность этого процесса в первую очередь зависит от температуры, хотя большую роль играет также и время выдержки при нагреве, особенно при более низких температурах закалки. Так, например, при температуре 1000°С продолжительность выдержки 10—15 мин, при 1100°С 1—2 мин, при 1250—1280°С 0,5—1 мин. Этого достаточно для растворения карбидов, обеспечивающих насыщение аустенита¹.

При температуре ниже 1150°С в первую очередь происходит растворение мелких, располагающихся по границам зерен карбидов. Усиление вязкости быстрорежущих сталей, закаленных при пониженных температурах нагрева, в большинстве случаев происходит именно по этой причине, однако уже при температуре 1150°С начинается растворение и карбидов больших размеров. Данные об изменениях содержания карбидов в быстрорежущей стали К6 содержатся в табл. 81, из которой ясно выявляется решающее влияние температуры закалки на растворение карбидов.

Но даже при самых высоких температурах закалки в вольфрамомолибденовых сталях не растворяется более 50—80% карбидов, а в стали марки РЗ их растворяется только 35—50%. Выдержка в течение более продолжительного времени при слишком высоких температурах нагрева приводит к местному расплавлению, а также к изменению формы карбидов. В результате получают крупные многогранные и довольно трудно растворяющиеся карбиды. В быстрорежущих сталях, подвергшихся такой термической обработке, местное расплавление начинается при более высоких температурах, чем у литых быстрорежущих сталей.

Сразу же вместе с растворением карбидов начинается рост зерен аустенита. Из-за наличия множества нерастворенных и вторичных карбидов аустенитная фаза в быстрорежущих сталях все же

ТАБЛИЦА 79. СОДЕРЖАНИЕ КАРБИДОВ Me_6C
В БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ
В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ

Состав стали W—Mo—V—Co	Содержание MeC, %, в сталях				
	в отожженном состоянии	после закалки с температуры, °C			
		1050	1150	1200	1230
13—1—5—5	11	10	9,5	9	8,5
6—5—4	9	7	6,5	5,5	5
0—8—2	4,5	4	3,5	2,5	2
6—5—2	3	2,5	2,1	1,5	1,2
2—8—1	3	2	2,1	1,5	1
18—0—1	1,5	1,2	0,8	0,6	0,5

¹ Карбиды Me_6C и Me_7C при низких температурах закалки не растворяются. (Прим. ред.)

ТАБЛИЦА 80. СОДЕРЖАНИЕ НЕКОТОРЫХ КАРБИДНЫХ ФАЗ, %, В БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ В ЗАКАЛЕННОМ СОСТОЯНИИ

Состав стали W—Mo—V—Co	Me ₆ C	MeC	Состав стали W—Mo—V—Co	Me ₆ C	MeC
18—0—1	97	3	2—8—2	61	39
18—0—2	92	8	6—5—4	44	56
2—8—1	87	13	6—4—5—5	34	66
6—5—2	85	15	13—1—5—5	30	70

ТАБЛИЦА 81. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ВЫДЕРЖКИ ПРИ НАГРЕВЕ НА СОДЕРЖАНИЕ КАРБИДОВ В БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ R6

Температура закали, °C	Содержание карбидов, %, при продолжительности выдержки, с					
	60	90	150	240	420	720
1170	—	—	12	11,5	—	11
1200	12	11,5	11	10,5	—	—
1230	11,5	10,5	10	9,5	9	9
1260	10	9	8	7,5	7	—
1275	9	8	7	—	—	—

ТАБЛИЦА 82. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ НА СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ R6

Продолжи- тельность изо- термической выдержки при 280° C мин	Твердость, HRC	σ_B при изги- бе, Н/мм ²	Объемные деформации, %
20	62	2150	0,07
60	60	2350	0,01
180	56	2500	—0,05
Закален- ная сталь	63	2000	0,13

более мелкозернистая, чем в других инструментальных сталях. Об изменении величины зерен некоторых быстрорежущих сталей было уже сказано ранее. Так, проследить за изменением величины зерна в зависимости от температуры закали можно, например, для стали R6 (см. рис. 56), для сталей R8 и R11 (см. рис. 57) для стали R10 (см. рис. 22). Если основным легирующим компонентом быстрорежущей стали является молибден (стали R10 и R11), то размеры зерен аустенита при низких температурах закали увеличиваются быстрее, чем у сталей, легированных вольфрамом и молибденом одновременно (R6, R8). В быстрорежущих сталях с очень неоднородной структурой, связанной с неоднородным распределением карбидов, местный рост зерна начинается при температуре нагрева меньше обычной на 10—15° C. По данным табл. 23 можно сделать вывод о довольно значительном влиянии размеров зерна на вязкость стали R6.

Растворение карбидов с увеличением температуры закали ведет к увеличению содержания легирующих компонентов в твердом растворе (см. табл. 76). Вследствие этого растет теплостойкость быстрорежущих сталей по уровню твердости HRC 60 (рис. 189) и соответственно повышается их износостойкость (см. раздел 2.1.3). Предел прочности на изгиб и ударная вязкость быстрорежущих

сталей растут только до определенной температуры нагрева при закалке, а затем начинают убывать, и наибольшая прочность, достигаемая при все более возрастающих температурах нагрева, требует все более короткого времени выдержки при нагреве. Прочность и вязкость быстрорежущей стали при температуре, которая превышает температуру растворения карбидов и при которой происходит усиление крупнозернистости, резко убывают. Однако свойства быстрорежущих сталей, подвергшихся переплаву, даже если сталь имеет крупнозернистую структуру, лучше, чем свойства сталей обычного качества. Термическая обработка, максимально удовлетворяющая всем требованиям, предъявляемым к быстрорежущим сталям, затруднительна потому, что температура закалки, обеспечивающая наибольшие предел прочности, твердость и предел текучести при сжатии, намного выше температуры, необходимой для достижения максимальных предела упругости при изгибе и ударной вязкости. Прочность и вязкость некоторых сталей можно увеличить только понижением температуры закалки. Поэтому в соответствии с целью применения инструмента следует определять условия нагрева при закалке.

Диаграммы превращений быстрорежущих сталей. С увеличением температуры закалки вследствие перехода карбидов в раствор значительно возрастает содержание легирующих компонентов в твердом растворе (см. табл. 76). Содержащий много легирующих компонентов (3,5—4 % Cr, 2—8 % W, 3—6 % Mo, 0,8—2 % V) аустенит во всех областях полиморфных превращений становится устойчивым. Устойчивость аустенитной фазы быстрорежущих сталей приближается к устойчивости этой же фазы у ледебуритной стали с 12 % Cr и почти не изменяется в сталях с различным составом. В качестве примера на рис. 190 приводится диаграмма изотермиче-

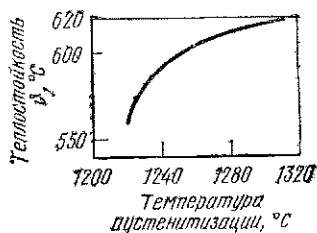


Рис. 189. Влияние температуры аустенизации на теплостойкость быстрорежущей стали марки R3

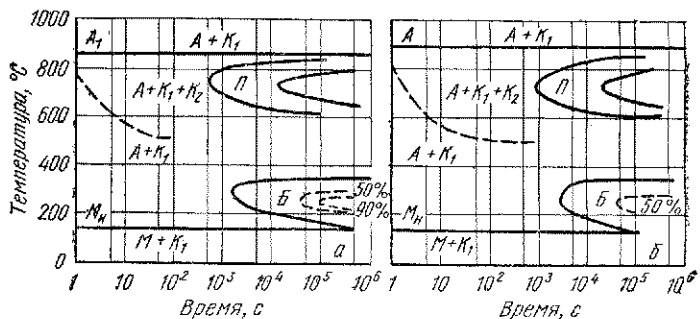


Рис. 190. Диаграммы изотермических превращений:

а — быстрорежущей стали R3 (18% W, $t_{\text{зак}} = 1290^\circ \text{C}$); б — быстрорежущей стали R6 (6% W, 5% Mo, 2% V)

ских превращений двух марок быстрорежущих сталей. Как видно из рисунка, разница между двумя диаграммами незначительна: в стали R6, содержащей большое количество молибдена, продолжительность существования переохлажденного аустенита в интервале температур перлитных превращений несколько больше.

Диаграммы превращений остальных быстрорежущих сталей имеют лишь несущественные отличия, так как влияние температуры закалки на вид диаграммы превращения намного значительнее, чем влияние легирующих компонентов.

К сожалению, в интервале температур 1000—500°С значительное выделение карбидов может предшествовать перлитному превращению даже при короткой выдержке и, следовательно, способность аустенита к растворению карбидов уменьшается¹ в зависимости от температуры. Чем продолжительнее выдержка в этом температурном интервале или же чем меньше скорость охлаждения, тем больше выделяется карбидов. Температура начала мартенситного превращения на диаграмме изотермических превращений смещается вверх. Выделение карбидов идет в первую очередь по границам зерен, и вследствие этого уменьшается вязкость стали. В стали с очень мелким зерном, где общая межкристаллитная поверхность значительна, это явление менее заметно. Вследствие выделения карбидов уменьшается содержание легирующих компонентов в твердом растворе и вместе с этим снижается и теплостойкость. Поэтому при закалке сталей — главным образом для инструментов больших размеров — в этом интервале температур следует по возможности избегать охлаждения на воздухе, хотя длительность перлитного превращения позволяет это делать.

Аустенитная фаза в интервале температур 625—350°С чрезвычайно устойчива и практически в течение обозримого времени не претерпевает изменений. Выдержка при охлаждении до температуры 625—350°С не изменяет положение точки M_n и при последующем охлаждении устойчивость аустенита не отличается от обычной.

Это обстоятельство способствует осуществлению ступенчатой закалки и термомеханической обработки. Температуру ступенчатой закалки целесообразно назначать в интервале низких температур (500—400°С), так как вследствие более эффективного охлаждения инструментов в низкотемпературной соляной ванне можно почти полностью избежать выделения карбидов. Таким образом, структура стали становится точно такой же, как и при закалке в масле, только возникающие в детали напряжения в этом случае будут намного меньше.

В интервале температур бейнитных превращений 300—200°С время превращения является самым коротким. Поэтому может случиться, что во время охлаждения начнется также и бейнитное превращение. Однако продолжительность бейнитного превращения достаточно велика (см. рис. 190) и оно практически не успевает закончиться. Поэтому в целях дальнейшего уменьшения напряжений можно применять изотермическую закалку, например короткую (30—40 мин) или более продолжительную (3—6 ч).

После изотермической выдержки в интервале бейнитного превращения в течение короткого промежутка времени (30—40 мин) понижается температура точки M_n и стабилизируется аустенитная

¹ Точнее уменьшается легированность переохлажденного аустенита. (Прим. ред.)

фаза. Наибольшее количество остаточного аустенита возникает в процессе изотермической выдержки при 280—300°С. Вследствие этого уменьшаются твердость и размерные деформации закаленной стали, при этом растет и прочность. Однако после отпуска твердость и теплостойкость таких быстрорежущих сталей становятся точно такими же, как и сталей, закаленных ступенчато или непрерывно. Такой способ охлаждения целесообразно применять при термической обработке инструмента большой длины диаметром более 80 мм (например, сверла, протяжки и т. д.) во избежание трещин и коробления или хотя бы в целях их уменьшения. Из-за устойчивости остаточного аустенита отпуск следует производить не менее 3—4 раз.

При более продолжительной выдержке (3—6 ч) образуется игольчатый бейнит. Так, например, за 1 ч при температуре 260°С образуется 20—30% игольчатого бейнита, а за 6 ч — около 50%. Остаточный аустенит становится еще более устойчивым и при охлаждении с трудом превращается в мартенсит. Поэтому твердость стали меньше, но прочность растет и, самое главное, уменьшаются размерные деформации (табл. 82). Закаленные таким образом быстрорежущие стали в целях превращения остаточного аустенита и увеличения твердости необходимо подвергать отпуску 4—5 раз.

Структура быстрорежущих сталей и их отпуск. В структуре быстрорежущих сталей в зависимости от температуры нагрева и условий охлаждения можно обнаружить 5—20% нерастворенных карбидов, 5—35% (а в отдельных случаях и более) сильнолегированного остаточного аустенита, а также сильнолегированный мартенсит с 0,3—0,5% С (а в отдельных случаях до 0,7—0,8% С) и твердостью HRC 60—65. Мартенсит в быстрорежущей стали довольно трудно поддается травлению, и только по старым границам зерен аустенита видны карбиды. 1—2-мин выдержка при 560—580°С способствует появлению в поле зрения микроскопа игольчатого мартенсита.

Количество остаточного аустенита чувствительно реагирует не только на изменение температуры закалки, но и на изменение содержания углерода в быстрорежущей стали (табл. 83). С увеличением содержания углерода все больше остается непревращенного аустенита. В противоположность этому предел прочности при изгибе этих сталей уменьшается, так как растет количество карбидов в ее структуре.

Аустенитная фаза высоколегированных быстрорежущих сталей достаточно устойчива и только при температуре выше 500°С под влиянием многократного прерывистого отпуска почти полностью превращается в мартенсит. С увеличением времени выдержки при данной температуре отпуска количество остаточного аустенита уменьшается, но полностью он не исчезает. Применение между отпусками обработки холодом приводит к лучшим результатам.

При отпуске начиная только с температуры 500°С в значительной степени начинает убывать содержание легирующих компонентов в твердом растворе (табл. 84)*. Также значительно уменьшаются размеры кристаллической решетки аустенита. Так, например, в закаленном состоянии период решетки составляет 3,689 Å, после одночасовой выдержки при температуре 560°С 3,683 Å, а после

* Это утверждение, а также данные табл. 84 о содержании легирующих в мартенсите в зависимости от температуры отпуска нуждаются в корректировке. (Прим. ред.)

**ТАБЛИЦА 83. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА
НА КОЛИЧЕСТВО ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА
И ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ ПРИ ИЗГИБЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ**

Состав стали W—Mo—V	Содержа- ние углерода в стали, %	Количество остаточного аустенита, %, при температуре закалки, °С					σ_B при изгибе, Н/мм ²
		1220	1240	1260	1280	1300	
18—0—1 (R3)	0,75	—	—	20	24	25	3200
	0,85	—	—	35	38	40	3100
	1,05	66	70	80	—	—	1100
6—5—2 (R6)	0,75	16	19	22	—	—	3600
	1	27	28	32	—	—	3450
	1,1	35	38	—	—	—	3450
12—1—3	1	—	25	29	29	—	3200
	1,15	33	36	39	—	—	2750
	1,3	46	50	56	—	—	2300
12—1—2	0,87	31	34	37	—	—	3300
	1,05	51	55	58	—	—	3000
	1,3	58	64	—	—	—	1600

двухчасовой выдержки 3,678 Å. Содержание вольфрама, ванадия и углерода в твердом растворе уменьшается соответственно на 20—30, 50—60 и 40—60%. Температуры критических точек M_n и M_s обедненного легирующими компонентами аустенита смещаются в сторону более высоких значений (см. рис. 94), и в процессе охлаждения с температуры отпуска все больше аустенита превращается в мартенсит. Наблюдается также превращение остаточного аустенита в мартенсит в ходе выдержки при определенной температуре отпуска. Превращение остаточного аустенита в мартенсит сопровождается небольшим увеличением размеров и твердости. Это добавляется ко вторичному твердению вследствие имеющих место процессов дисперсионного твердения. Чем устойчивее остаточный аустенит (например, аустенит, образующийся при изотермической и прерывистой закалке или же получающийся после обработки холодом), тем большая потребность возникает в отпуске. При температуре отпуска выше 600°С содержание легирующих компонентов в аустените быстро убывает и уже в течение выдержки при заданной температуре они полностью переходят в другую фазу.

Влияние скорости охлаждения (в зависимости от размеров инструментов) между отпусками также нельзя оставлять без внимания. Медленное охлаждение или продолжительная выдержка в интервале температур 200—250°С приводит к тому, что часть остаточного аустенита переходит в бейнит. При прерывистом отпуске инструментов больших размеров, изготовленных из сплошного материала, это не вызывает трудностей, так как внутренние напряжения становятся меньше.

Т А Б Л И Ц А 84. ИЗМЕНЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ
ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ В ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ
ПРИ ОТПУСКЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ МАРКИ R3,
ЗАКАЛЕННОЙ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ 1290 °C

Температура отпуска, °C	Содержание, %, легирующих компонентов в твердом растворе				Температура отпуска, °C	Содержание, %, легиру- ющих компонентов в твердом растворе			
	C	Cr	W	V		C	Cr	W	V
—	0,45	3,9	7,3	1	500	0,25	3	7	1
200	0,4	3,9	7,3	1	560	0,2—		6,5	0,5
300	0,3	3,7	7,3	1		0,25			
400	0,35	3,4	7,3	1	600	0,18	2,1	5	0,4
					700	—	2	2,8	0,2

С точки зрения уменьшения внутренних напряжений и долговечности многократный (прерывистый) отпуск оказывает благоприятное воздействие.

При обработке холодом до температуры -70°C довольно интенсивно продолжается мартенситное превращение, повышается твердость стали, но не изменяется состав твердого раствора и таким образом не изменяется теплостойкость. При этом образуется более равномерная структура стали, что в отдельных случаях оказывает благоприятное влияние на прочностную стойкость инструментов. Однако не следует забывать об отпуске после обработки холодом. Во время отпуска закаленной быстрорежущей стали при низких температурах ($150\text{--}350^{\circ}\text{C}$), таких же, как у эвтектоидных и доэвтектоидных инструментальных сталей, начинается распад мартенсита, уменьшается содержание растворенного углерода (см. табл. 84), выделяются карбиды Me_3C , уменьшается искаженность кристаллической решетки мартенсита, внутренние напряжения и удельный объем, происходит снижение твердости на HRC 3—6. Изменение твердости быстрорежущей стали R6, закаленной от различных температур нагрева, в зависимости от температуры отпуска представлено на рис. 191. Для сравнения на рисунке показаны кривые отпуска ледебуритной инструментальной стали с 12% Cr (сталь марки K1) и эвтектоидной инструментальной стали S81. На первом и втором участках характер кривой быстрорежущей стали подобен характеру кривых нелегированной инструментальной стали. При дальнейшем увеличении температуры отпуска в быстрорежущих сталях в интервале температур $450\text{--}600^{\circ}\text{C}$ при дальнейшем распаде твердого раствора уменьшение твердости сменяет значительное ее увеличение (рис. 192). Увеличение твердости данных быстрорежущих сталей тем больше, чем выше была температура нагрева при закалке или же чем больше легирующих компонентов растворилось в аустените. Этот процесс можно ясно наблюдать на кривых отпуска быстрорежущих сталей R6 (см. рис. 191) и R10 (рис. 193). Сначала вместо цементита появляются со все более увеличивающимся содержанием легирующих компонентов карбиды Me_3C (содержание углерода в мартенсите при 400°C не снижается), затем появляются собственные карбиды легирующих компонентов и сложные карбиды.

В интервале температур 500—580°С в результате дисперсионного твердения образуются карбиды Me_2C в основном с периодом кристаллической решетки мартенсита ($c_{\text{мартенсит}} = 2,97 \text{ \AA}$, $a_{VC} = 4,16 \text{ \AA}$, $a_{WC} = 2,99 \text{ \AA}$, $a_{Mo_2C} = 2,90 \text{ \AA}$). Эти дисперсные карбиды и различные интерметаллиды, когерентные с мартенситом. К этому процессу прибавляется также мартенситное превращение остаточного аустенита. Количество карбидов, выделяющихся при

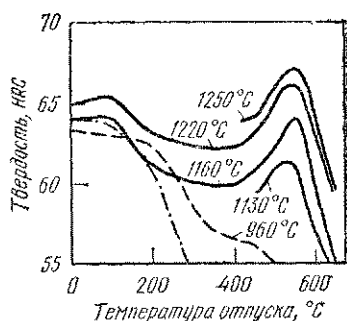


Рис. 191. Кривые отпуска быстрорежущей стали R6 (6—5—2) (сплошные линии), инструментальной стали K1 с 12% Cr (пунктирная линия) и инструментальной стали S81 (штрих-пунктирная линия). Температура аустенитизации указана на кривых

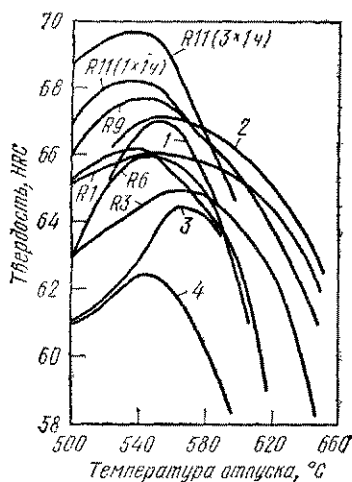


Рис. 192. Кривые отпуска быстрорежущей стали:

Обозначение кривой	Состав, %				
	C	W	Mo	V	Co
1	1,1	6	5	2	0
2	0,8	12	1	5	5
3	0,9	12	0	2	0
4	0,9	9	0	2	0
R1	0,8	18	1	2	10
R3	0,78	18	0	1	0
R6	0,85	6	5	2	0
R9	1,15	7	4	3	8
R10	0,8	2	9	1	0
R11	1,15	2	9	2	8

отпуске некоторых характерных быстрорежущих сталей, приведено в табл. 85. Наибольшая твердость быстрорежущих сталей достигается в результате дисперсионного твердения. Твердость быстрорежущих сталей, подвергшихся дисперсионному твердению, замет-

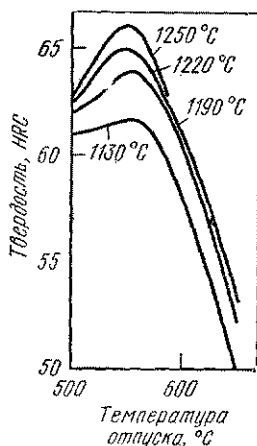


Рис. 193. Кривые отпуска быстрорежущей стали R10 (2—8—1) (температура аустенитизации указана на кривых)

**ТАБЛИЦА 85. ИЗМЕНЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КАРБИДОВ
ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ**

Состав стали W—Mo—V—Co	Содержание карбидов, %, в стали			
	в отожженном состоянии	в закаленном состоянии	в закаленном+ отпущенном состоянии	во время отпуска
18—1—1	30	15	18,3	3,3
18—1—2	29,8	17,6	21,2	3,6
9—0—2—5	17,2	6,6	10,6	4,0
9—1—4	20	8,3	15,7	7,4

но больше, чем в закаленном состоянии. Это является одной из важнейших характеристик быстрорежущей стали. В этом состоянии быстрорежущие стали имеют наибольший предел текучести при сжатии и наибольшее сопротивление максимальным пластическим деформациям. Однако ударная вязкость в этом интервале температур несколько уменьшается, сталь становится чувствительной к нагрузкам на растяжение, но предел прочности при изгибе все же больше, чем после отпуска при температуре 400—450°С. Иногда после дисперсионного твердения быстрорежущие стали не содержат остаточного аустенита или содержат его, но в очень малых количествах (0,5—2%). При этом предел прочности при изгибе все же больше, чем у умеренно теплостойких ледобуритных инструментальных сталей с 12% Сг (см. табл. 69 и 67).

Прерывистый отпуск. Первый отпуск уменьшает возникающие при закалке напряжения, но дисперсные карбиды вызывают новые еще более значительные напряжения, возникающие вследствие их выделения, которые в свою очередь увеличивают объемные деформации, возникающие из-за превращения части остаточного аустенита в мартенсит.

Второй отпуск уменьшает предшествующие напряжения, но из-за продолжающегося процесса дисперсионного твердения и дальнейшего мартенситного превращения приводит к возникновению новых. Однако эти напряжения уже существенно меньше, чем напряжения, возникшие при первом отпуске.

Если процесс дисперсионного твердения на этом прекратился и весь аустенит превратился в мартенсит, то третий (в некоторых случаях четвертый) отпуск снимает возникшие ранее внутренние напряжения.

С точки зрения предела прочности на изгиб, теплопроводности и использования быстрорежущих сталей, подвергшихся многократному отпуску, особенно важно то, что стойкость их намного больше, чем стойкость быстрорежущих сталей, отпущенных один или два раза, даже с 5—6-ч выдержкой при нагреве. С точки зрения экономичности для уменьшения числа отпусков температуру первого отпуска принимают на 15—20°С больше, чем необходимо, и, следовательно, ускоряют происходящие процессы. Температура второго отпуска остается неизменной.

На основании производственного опыта можно сказать, что у закаленного таким образом металлорежущего инструмента не наблюдается уменьшения стойкости.

При температуре отпуска выше 580—620°С с большой скоростью продолжается процесс распада твердого раствора, ускоряется выделение карбидов и образование зернистой структуры. Наряду с карбидами MeC образуется все больше карбидов Me_2C , затем Me_6C и даже Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$, у которых склонность к коагуляции намного больше, чем у карбидов MeC . Пронсходящее вместе с укрупнением карбидов уменьшение твердости не связано с увеличением вязкости, напротив, наблюдается уменьшение значения ударной вязкости, если температура отпуска несколько превышает температуру, вызывающую дисперсионное твердение.

Классификация быстрорежущих сталей. Быстрорежущие стали классифицируют по назначению или по теплостойкости. Одна часть быстрорежущих сталей так называемой нормальной теплостойкости с $\vartheta_{HRC60} = 610 \div 620^\circ C$; твердость этих сталей, измеренная после выдержки в течение 4 ч при температуре 620°С, составляет по меньшей мере HRC 60. Другая часть — быстрорежущие стали высокой теплостойкости с $\vartheta_{HRC60} = 625 \div 650^\circ C$ — содержит много MeC и Co .

Быстрорежущие стали нормальной теплостойкости. К этим сталям относят быстрорежущие стали со средним содержанием угле-

ТАБЛИЦА 86. СОДЕРЖАНИЕ
КАРБИДОВ В ПРОЦЕНТАХ
ОТ МАССЫ И ОБЪЕМА

Содержание вольфрама в быстрорежущей стали, %	Содержание карбидов, %	
	(по массе)	(объемн.)
6	16	14
9	18	16
12	24	19
18	29	20

рода и легированные вольфрамом, молибденом и $W-Mo$, у которых наибольшее содержание ванадия составляет 1—2% (см. табл. 43). С увеличением содержания вольфрама до 12% растет количество карбидов Me_6C , но их состав почти не меняется. В карбиде Me_6C , содержащем молибден, хром и ванадий, каждый 1% W связывает немного (0,03%) углерода. В быстрорежущих сталях с 12% W больше всего растворяется ванадия, что является необходимым условием для дисперсионного твердения. В быстрорежущих сталях с содержанием более 12% W уменьшается способность карбидов Me_6C растворять в себе ванадий, так

как все больше атомов вольфрама заполняет кристаллическую решетку и растет содержание вольфрама в карбиде Me_6C . Это проявляется в увеличении размеров кристаллической решетки карбида. Поэтому, например, в промежутке между 12- и 20%-ным содержанием W в стали содержание карбидов уже не увеличивается в такой степени, как при меньшем содержании вольфрама (табл. 86).

Карбиды быстрорежущих сталей с большим содержанием вольфрама растворяются труднее, требуют все более высокой температуры нагрева при закалке.

Состав стали
 $W-Mo-V$

Температура
закалки, °С

7—0—1

1180—1210

9—0—2

1210—1250

12—0—2

1235—1255

18—1—1

1260—1290

Однако все больше легирующих компонентов попадает в твердый раствор (см. табл. 76); так, например, 5—8 % W, 4 % Cr, 0,8—1,5 % V. Поэтому все более возрастают теплостойкость, твердость и скорость резания сталей, но уменьшается теплопроводность. Содержание легирующих компонентов в растворе быстрорежущей стали с содержанием 12 и 18 % W едва отличается друг от друга, но в быстрорежущей стали с меньшим содержанием вольфрама (12—13%) в твердом растворе находится больше ванадия. Поэтому в быстрорежущих сталях с 12—20 % W процесс дисперсионного твердения протекает с одинаковой интенсивностью (см. рис. 192), но только у стали с содержанием 18 % W он распространяется на более широкий интервал температур.

Теплостойкость и износостойкость этих сталей различаются не во многом. Предел прочности на изгиб быстрорежущей стали, содержащей 12 % W и 2 % V, больше, чем у быстрорежущей стали R3 (см. табл. 78), вследствие того, что эти стали немного отличаются по содержанию карбидов и в первой из них карбидов меньше¹.

Эти стали в меньшей степени склонны к перегреву и относительно хорошо шлифуются. В быстрорежущих сталях с 7—9 % W эффективность процесса дисперсионного твердения намного меньше, чем в сталях с большим содержанием вольфрама. Минимальное содержание вольфрама, при котором еще эффективен процесс дисперсионного твердения, составляет 7 %. Равномерно распределенные карбиды в этих сталях образуются в меньших количествах. Мощность, затрачиваемая на обработку резанием быстрорежущей стали с 9 % W, больше, чем мощность ранее описанных быстрорежущих сталей².

Молибденовые быстрорежущие стали. В тридцатых годах этого столетия были открыты богатые месторождения молибдена. Началось широкое использование молибдена в качестве легирующего компонента быстрорежущих сталей, металла более дешевого, чем вольфрам, отчасти в качестве заменителя вольфрама, отчасти для создания молибденовых быстрорежущих сталей (см. табл. 43). Относительные цены различных быстрорежущих сталей, рассчитанные в соответствии с ценами на мировом рынке, приведены ниже.

Состав стали W—Mo—V—Co	Относительная стоимость, %	Состав стали W—Mo—V—Co	Относительная стоимость, %
0—8—2	85	2—10—1—8 (R11)	140
2—8—1 (R10)	87	2—6—2—5 (R8)	150
2—9—2	98	7—4—2—5 (R9)	160
6—5—2 (R6)	100	18—0—1 (R3)	170
12—0—2	120	18—1—2—10 (R1)	170

Молибденовые быстрорежущие стали значительно дешевле, чем быстрорежущие стали с большим содержанием вольфрама.

¹ Объемное количество карбидов в сталях с 12 и 18% W практически одинаковое (см. табл. 86). В стали с 12% W меньше карбидная неоднородность. (Прим. ред.)

² Т. е. шлифуемость сталей с 9% W хуже, чем с 12% W, при одинаковой концентрации ванадия. (Прим. ред.)

Если иметь в виду атомные массы элементов, то 1 % (по массе) Мо можно заменить 2 % W (атомная масса молибдена 95,95, вольфрама 183,86), однако с точки зрения создания подобных свойств 1 % Мо соответствует 1,5—1,6 % W. 0,5—1 % Мо* в вольфрамовых быстрорежущих сталях является причиной возникновения мелкозернистых и более равномерно распределенных карбидов. Благодаря этому на 10—20 % возрастают предел прочности при изгибе и ударная вязкость. Вследствие большего содержания легирующих компонентов увеличивается также и теплостойкость. Теплопроводность быстрорежущих сталей, легированных молибденом, лучше, чем аналогичных вольфрамовых.

Подобно вольфраму, молибден образует в быстрорежущей стали карбиды Me_3C с почти одинаковыми размерами кристаллической решетки. При содержании до 8—10 % Мо возрастают количество карбидов в стали и ее теплопроводность. Объемное соотношение карбидов в молибденовых сталях подобно соотношению карбидов в вольфрамовых сталях, но масса (в процентах) меньше. Эвтектика, содержащая карбиды молибдена, имеет более мелкие зерна, более тонкую структуру, чем в вольфрамовых сталях, и не образует замкнутой сетки по границам зерен. Это является следствием того, что в молибденовых быстрорежущих сталях интервал температур, в котором происходит затвердевание, намного меньше.

После превращения размеры карбидов уменьшаются и в структуре распределяются более равномерно. По этой причине предел прочности при изгибе (см. табл. 78) и ударная вязкость молибденовых сталей больше по сравнению с вольфрамовыми сталями с тем же содержанием карбидов. Молибденсодержащие быстрорежущие стали лучше обрабатываются давлением и легче обрабатываются резанием.

Диаграммы превращений переохлажденного аустенита для быстрорежущих сталей, легированных молибденом и вольфрамом или только молибденом по форме и расположению подобны диаграммам вольфрамовых быстрорежущих сталей (см. рис. 190), но под влиянием добавок молибдена инкубационный период перлитного превращения немного возрастает по сравнению с инкубационным периодом перлитного превращения быстрорежущих сталей, легированных только вольфрамом. Вследствие этого закаливаемость их немного больше. Однако в интервале температур 950—500°С выделение карбидов по границам зерен также опережает перлитное превращение. Это выделение карбидов можно уменьшить путем быстрого охлаждения.

Молибден понижает температуру начала плавления стали и таким образом температуру закалки (см. табл. 48). Обеспечивающий наибольшую твердость интервал температур отпуска становится более узким и смещается в сторону более низких температур (см. рис. 192). Наибольшую твердость после отпуска для вольфрамовых быстрорежущих сталей получают в интервале температур 560—580°С, а для молибденовых 540—560°С. Эти стали чувствительны к перегреву. Добавки 1—2 % W препятствуют образованию крупнозернистой структуры.

* Мо в указанных количествах присутствует в вольфрамовых быстрорежущих сталях как примесь, а не легирующий компонент. (Прим. ред.)

У быстрорежущих сталей, имеющих в своем составе более 3—4 % Мо, возрастает склонность к обезуглероживанию.

Во избежание обезуглероживания при закалке следует применять вакуум, газовые среды или соляные ванны соответствующего состава.

В процессе отпуска молибденовых быстрорежущих сталей происходят явления, подобные тем, что имеют место при отпуске быстрорежущих сталей, легированных вольфрамом.

В интервале температур отпуска 250—350°С их вязкость и предел прочности на изгиб больше, чем вольфрамовых быстрорежущих сталей, поэтому они также имеют большие значения этих характеристик и при более высоких температурах отпуска. Твердость молибденовых быстрорежущих сталей в процессе отпуска при температурах выше 560°С в некоторых случаях начинает убывать несколько быстрее, чем твердость легированных вольфрамом сталей (табл. 87—89). Поэтому температура, характеризующая теплостойкость легированных молибденом быстрорежущих сталей $\phi_{\text{HRC } 60}$, меньше, чем легированных вольфрамом.

Состав стали W—Mo—V—Co	$\phi_{\text{HRC } 60}$, °C	Состав стали W—Mo—V—Co	$\phi_{\text{HRC } 60}$, °C
14—0—1	610	8—3—3	625
18—0—1	615	2—3—8	635
18—0—2	625	18—1—2—5	630
18—0—3	630	18—1—2—10	640
18—0—4	635	18—1—2—15	650
12—0—3	635	18—1—2—18	660
12—0—3	640	6—5—2	610
(1,3 % C)		2—8—1	590
9—0—5	625		

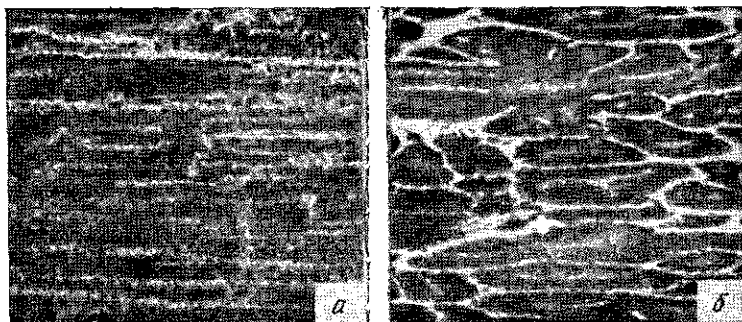


Рис. 194 Распределение карбидов в быстрорежущей стали R6:

a — полученная с помощью ЭШП и подвергнутой значительному деформированию; *б* — подвергнутой деформированию с небольшой степенью обжата ($\times 60$)

ТАБЛИЦА 87. ВЛИЯНИЕ МОЛИБДЕНА НА ТВЕРДОСТЬ И УСТОЙЧИВОСТЬ ПРОТИВ ОТПУСКА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Состав стали W—Mo—V	Твердость, HRC			
	после закалки и отпуска в течение 3×1 ч при 560° С	4-ч выдержка при температуре, °С		
		600	625	650
18—0—1 (R3)	64	62	59	48,5
6—5—2 (R6)	65	61	58	48
2—8—2	63	58,5	54	42,5

ТАБЛИЦА 88. ТВЕРДОСТЬ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ НАГРЕВЕ

Состав стали W—Mo—V—Co	Твердость, HRC	Твердость, HRC, при нагреве до температуры, °С		
		540	565	595
18—1—2—12	67	62	61,5	59,6
18—1—2—5	66	60,2	59,5	58,7
18—1—1	65	58	57	56
6—5—4	65	59	57,5	56,5
6—5—2	65	58	57	56
0—8—2	65	58	57	55,5

ТАБЛИЦА 89. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОТПУСКА НА ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ ПРИ ИЗГИБЕ И ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ($\phi_{HRC 59}$) БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Состав стали W—Mo—V	Режим отпуска		Твердость, HRC	σ_B , Н/мм ²	$\phi_{HRC 59}$, °С
	темпера- тура, °С	продол- житель- ность, ч			
18—0—1	560	3×1	64	2650—3000	628
	580 и 560	1 1	— 64	— 2850—3500	— 627
12—0—2	560	3×1	65	2900—3000	635
	580 и 560	1 1	— 65	— 3050—3250	— 632
6—3—2	560	3×1	63	2950—3300	623
	580 и 560	1 1	— 63	— 3500—3750	— 620

**ТАБЛИЦА 90. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ МАРКИ R6**

Температура, °С		Твердость, HRC	σ_B при изгибе, Н/мм ²	$\sigma_{0,1}$ при изгибе, Н/мм ²	А _{р.1} , Дж
закалки	отпуска				
1	2	3	4	5	6
1130	500	61	3500	2340	1,86
	600	57,5	4070/3830	2750/2650	2,67/2,93
	650	54	3510/3480	2200/2150	5,00
1160	100	64	2910/2880	1440/1490	2,02/1,36
	200	61	3400	2150	2,50
	300	60	3700	2400	3,90
	400	60	3650	2200	3,60
	450	61	3750	2350	4,10
	500	62,5	3650	2690	2,10
	530	63	4700	3300	3,50/2,30
	570	61	4400/2650	3200	2,00
	600	59	4050	2900	2,50
	650	55	3700	2350	6,70/3,70
1190	500	65	3250/2000	2350	0,85
	530	64	4500/2400	3400	1,60
	550	64	3700	2650	1,73
	550	63	4700	3500	1,95
	570	62	4850/2380	3450	3,27
	600	60	4270/2700	3160	2,19/1,00
	650	55	3850/2500	2600	3,70
1220	100	65,5	2600	1300	1,42
	200	63	3070	1940	1,40
	300	62,5	3820	2060	2,98/1,90
	400	62,5	3480	2280	2,26/1,34
	500	65	3030	1630	1,17
	530	66	4410	3800	0,40
	550	66	4240	3310	0,95
	570	64	4350/2270	3880	0,80
	600	63	3980	3580	2,05
	650	59	3910	2810	2,30
1250	500	66	2960	2150	0,65
	600	62	2100	3800	0,70
	650	59	3900	3300	1,00

Примечания: 1. Время отпуска 1 ч при температуре 100—400° С, 3 ч при температуре 500—650° С.

2. Значения, указанные в числителях дробей, относятся к сталям, полученным путем электрошлакового переплава, в знаменателе — данные для обычных быстрорежущих сталей с более неоднородным распределением карбидов.

**ТАБЛИЦА 91. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ
И УСЛОВИЙ ОТПУСКА НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ СЖАТИИ
И ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ ПРИ ИЗГИБЕ
БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ МАРОК R6 и R10**

Ø закали, °C	Режим отпуска		σ _{0,2} при сжатии, Н/мм²	σ _B при изгибе, Н/мм²
	температура, °C	продолжи- тельность, ч		
R6 (6—5—2)				
1160	350	3×1	2440/2550	2100/1700
	550	3×1	2680/2850	3300/1800
	570	3×1	—	4100
	600	3×1	2560/2600	4350/3100
	350	1	—	—
	и 600	3×1	2470/2500	4050/3500
	630	3×1	—	3900/3850
1220	550	3×1	3040/3160	2700/2000
	570	3×1	—	4480
	600	3×1	3000/3020	4380/2700
	630	3×1	—	3950
R10 (2—8—1)				
1160	350	3×1	2590/2560	1500/1200
	550	3×1	2680/2870	4550/2820
	600	3×1	2980/3020	4400/2800
	350	1	—	—
	и 600	3×1	2580/2830	3680/3080
1220	550	3×1	3010/3330	4200/2350
	600	3×1	2940/3310	4050/2220

Примечание. Значения в числителях дробей относятся к сталям, полученным путем электрошлакового переплава, в знаменателе — данные обычных быстрорежущих сталей с более неоднородным распределением карбидов.

Это расхождение можно наблюдать и при исследовании режущей способности этих сталей. В настоящее время чаще всего используют быстрорежущую сталь марки R6 (6—5—2), содержащую 4,0—5,0% Мо и 5,0—6,0% W. Характерной особенностью этой стали является более равномерное распределение карбидов по сравнению с быстрорежущей сталью R3, в том числе после электрошлакового переплава и значительной степени деформации (рис. 194, а). Однако в структуре стали R6, подвергнутой деформированию с небольшой степенью обжатия, т. е. в заготовках больших сечений, иногда образуется сетка из эвтектики (см. рис. 194, б).

Изменения предела прочности и предела текучести при изгибе, твердости быстрорежущих сталей марки R6, закаленных с различных температур, в зависимости от температуры отпуска приведены в табл. 90. Температуры нагрева под закалку, обеспечивающие наибольшую твердость и наибольший предел прочности при изгибе, тоже не совпадают, но путем вариаций температур отпуска можно установить оптимальное значение для того и другого. Предел прочности на изгиб и ударная вязкость быстрорежущей стали марки R6, полученной с помощью электрошлакового переплава, при той же твердости существенно выше тех же характеристик сталей с более неоднородной структурой. Данные о влиянии трехкратного отпуска по одному часу на предел прочности при изгибе быстрорежущих сталей марок R6 (6—5—2) и R10 (2—8—1) приведены в табл. 91. Предел прочности на изгиб быстрорежущей стали типа 6—5—2, полученной путем электрошлакового переплава, в случае почти такого же предела текучести при сжатии немного меньше, чем быстрорежущих сталей типа 2—8—1, легированных почти исключительно молибденом, но существенно больше, чем у сталей, содержащих 18 % W (см. табл. 78). Данные о влиянии температуры закалки на предел прочности при изгибе и работу разрушения при изгибе в продольном и поперечном направлениях для сталей марки R6, полученных электрошлаковым переплавом и обычного качества, приведены в табл. 92. Благоприятное воздействие электрошлакового переплава очевидно как в продольном, так и в поперечном направлениях. Значительно уменьшается анизотропия свойств.

Кроме температуры, большое влияние на твердость, работу разрушения при изгибе образцов, а также пределы прочности и текучести при изгибе быстрорежущей стали марки R6 оказывает продолжительность выдержки при температуре закалки (табл. 93). Для увеличения твердости и предела прочности при изгибе необходимо в определенной степени растворение карбидов. Для повышения твердости необходимо ввести в раствор больше карбидов (12—14 %), чем требуется (9—11 %) для достижения наибольшего значения

ТАБЛИЦА 92. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА И ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ И РАБОТУ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИЗГИБЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ МАРКИ R6

Температура закалки, °C	σ_R , Н/мм ² , стали		$A_{p.и}$ Дж, стали	
	ЭШП	обычного качества	ЭШП	обычного качества
1170	4050/2700	2600/1500	8,90/1,30	1,10/0,10
1190	3450/2700	2400/1400	3,00/1,20	1,30/—
1210	3300/2600	2200/1400	2,30/1,25	0,50/—
1230	2900/2400	2250/1500	1,70/0,80	0,45/—
1250	2700/2150	2000/1300	0,85/0,40	0,60/—

Примечания: 1. После закалки сталь подвергают трехкратному отпуску по 1 ч при температуре 550° C.

2. В числителе указаны значения σ_R и $A_{p.и}$ в продольном, а в знаменателе — в поперечном направлениях.

ТАБЛИЦА 93. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ВЫДЕРЖКИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ЗАКАЛКИ
СТАЛИ МАРКИ R6 НА ТВЕРДОСТЬ И РАБОТУ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИЗГИБЕ

Температура аустенити- зации, °C	Твердость, HRC, при продолжительности выдержки при нагреве, с					A _{р.и} Дж, при продолжительности выдержки при нагреве, с				
	20	40	80	160	320	20	40	80	160	320
1130	60	60,5	61	62,5	63	5,90/0,30	5,10	2,72	2,60/1,49	2,93/0,65
1160	62,5	63	62	64	65	4,95/0,50	4,35	4,60	4,14/2,80	1,90/—
1190	63,5	64	64	65	65	2,30	1,55	1,60/0,64	0,70/0,35	0,70/—
1220	64	65	66	66	67	2,36/1,52	1,52	1,27/0,45	—	0,73/—
1250	65	66	67	68	68	1,25	0,41	—	—	—

Продолжение

Температура аустенити- зации, °C	σ_B при изгибе, Н/мм ² , при продолжительности выдержки при нагреве, с					$\sigma_{0,1}$ при изгибе, Н/мм ² , при продолжительности выдержки при нагреве, с				
	20	40	80	160	320	220	40	80	160	320
1130	3600/2400	2860/2370	3830/2390	3870/2280	3950/2280	2100/2330	2280	2510	2850	2800
1160	3650/2310	3930/2310	4150/2500	4120/2310	4130/2100	1810/2550	2120/2300	2920/1170	2050	2920
1190	3560/2410	3700/2720	3920/2150	3650/2150	3880/1900	2520/2230	2750	3050	3140	3450
1220	3730/2330	3820/2410	2600/2030	3250/2060	3310/1930	2100/2010	2620	2700/1770	—	2800
1250	3510/2080	3430/1930	3310/1860	3210/1860	2700/1700	1510	3700	—	—	—

Примечания: 1. Сталь подвергали трехкратному отпуску по 1 ч при температуре 550° C.

2. Значения в числителе дроби относятся к сталям, полученным путем электрошлакового переплава, в знаменателе — данные обычных быстрорежущих сталей с неоднородным распределением карбидов.

предела прочности при изгибе. Для достижения оптимального значения этих двух свойств необходимо ввести в раствор количество карбидов, соответствующее значению, находящемуся между двумя максимумами. Работа разрушения при изгибе образцов, характеризующая ударную вязкость быстрорежущей стали марки R6, значительно уменьшается с увеличением времени и температуры нагрева при закалке.

Повышенная вязкость быстрорежущей стали марки R6 оправдывает себя в первую очередь при обработке со средними скоростями резания и большими подачами. Если при непрерывной обработке течением твердость и износостойкость являются важнейшими требованиями к стали и, следовательно, твердость, так же как и износостойкость режущей кромки инструмента, можно повышать увеличением температуры закалки, то при прерывистом процессе резания решающим будет сопротивление разрушению тонкой режущей кромки инструмента или же вязкость. При одной и той же твердости наиболее высокий предел прочности при изгибе можно получить при снижении температуры закалки (по сравнению с закалкой от более высоких температур и последующего более высокого отпуска). С точки зрения производительности процесса резания та величина твердости является более предпочтительной, которую можно достичь при температуре немного выше (и никак не ниже) температуры отпуска, обеспечивающей наибольшую твердость, или же при такой температуре, при которой вязкость является наиболее благоприятной.

Прочность и вязкость быстрорежущих сталей, легированных только молибденом, при одинаковой твердости превышает прочность и вязкость быстрорежущих сталей типа 18—0—1 и 6—5—2. Однако карбиды Me_6C могут растворяться при более низких температурах и максимальное значение твердости в результате дисперсионного твердения определяется уже при несколько более низких температурах отпуска (см. рис. 192, сталь типа 2—9—1).

Зависимости твердости, работы разрушения, а также пределов прочности и текучести при изгибе от температуры отпуска быстрорежущей стали марки R10 (2—9—1), закаленной с различных температур, представлены в табл. 94. В случае увеличения температуры закалки наибольшее значение предела прочности при изгибе можно достигнуть путем повышения температуры отпуска. Однако максимальные значения предела прочности при изгибе и ударной вязкости при температуре закалки выше $1190^{\circ}C$ начинают убывать. Температура закалки, при которой достигается максимум предела прочности при изгибе, не совпадает с температурой отпуска, обеспечивающей наибольшую твердость, причем этот максимум можно достичь при немного большей температуре отпуска. Наибольшей твердости соответствует наименьшее значение ударной вязкости. Твердость и главным образом вязкость быстрорежущих сталей, полученных путем электрошлакового переплава, намного выше, чем обычных быстрорежущих сталей подобной твердости. Предел текучести при сжатии быстрорежущей стали марки R10 больше, чем быстрорежущей стали марки R3 и даже стали марки R6 (см. табл. 91).

Данные о влиянии выдержки при температуре закалки на твердость, работу разрушения, а также пределы прочности и текучести при изгибе быстрорежущей стали марки R10 (2—9—1) приведены в табл. 95. С увеличением времени выдержки при нагреве возрастают

ТАБЛИЦА 94. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ МАРКИ R10

φ закалики, °С	φ отпуска, °С	Твердость, HRC	σ _в при изги- бе, Н/мм ²	σ _{0,2} при изгибе, Н/мм ²	A _{p.и.} Дж
1130	500	61	4150/3700	2400	3,90/2,00
	550	61,5	4350/3800	2950	2,75/0,50
	600	57	4300	2900	5,70/2,00
	650	50	3450	2200	5,30/5,20
1160	500	61,5	3900	2350	2,95/1,90
	530	62,5	4350	3000	2,20/1,40
	550	62	4550	3400	2,00/0,50
	570	61	4600/4100	3200	3,70/0,70
	600	59	4400	3100	4,90/1,20
	650	51	3500	2250	7,70/4,30
1190	500	62	3800/3250	2250	2,10/1,70
	530	63	3700	3400	0,95/0,40
	550	64	4200/3800	3850	0,50/0,15
	570	62,5	4600	3600	1,85/0,30
	600	60,5	4650/4100	3400	2,60/0,60
	650	53	3750	2500	6,00/3,60
1220	500	62	3650/3400	2150	1,95/1,50
	530	64,5	4200/3700	3600	0,70/0,35
	550	65	4200/3950	3800	0,45
	570	64	4450/3950	4000	0,75
	600	62	4050/3800	3600	0,95
	650	54	3800/3550	2600	5,20/3,40
1250	500	62,5	3500/3100	2050	1,80/1,40
	550	65,5	3800/3050	3800	0,10
	600	62,5	4150/3430	4000	0,30
	650	56,5	3950	3700	3,70/3,00

Примечания: 1. Сталь подвергали трехкратному отпуску по 1 ч при температуре 550°С.

2. Значения в числителе дроби относятся к сталям, полученным путем электрошлакового переплава, в знаменателе — данные обычных быстрорежущих сталей с более неоднородным распределением карбидов.

количество растворенных карбидов и степень легирования твердого раствора, поэтому твердость при отпуске будет увеличиваться (вследствие интенсификации процесса дисперсионного твердения) и одновременно с этим начинает резко снижаться вязкость даже усталей, полученных электрошлаковым переплавом.

Значение предела прочности при изгибе для данной степени растворимости карбидов растет до определенного соотношения продолжительности и температуры закалки, а затем начинает убывать.

Для увеличения долговечности и стойкости режущей кромки инструмента пытаются выплавлять стали с большим содержанием углерода (типа 6—5—2 и другие). Увеличением содержания углерода от 0,8 до 1—1,1% можно достичь наибольшей твердости (см. кривую 1 на рис. 192). В этих сталях вместо обычных 10—20 % карбидов MeC их образуется около 50%. Вследствие этого растет стойкость главным образом против абразивного износа, однако прочность, вязкость и способность подвергаться обработке деформацией в горячем состоянии уменьшаются. Так же почти незаметно повышается твердость при увеличении содержания углерода свыше 1%. При повышении содержания углерода свыше 1% возрастание твердости замедляется и уменьшается содержание легирующих компонентов в твердом растворе, но увеличивается содержание углерода в нем, а также образуются карбидные фазы других типов ($Me_{23}C_6$, Me_7C_3 и даже Me_3C). Чем выше содержание углерода в быстрорежущей стали, тем больше количество остаточного аустенита (см. рис. 74).

Быстрорежущие стали повышенной теплостойкости. Теплостойкость быстрорежущих сталей можно повысить путем увеличения содержания ванадия и кобальта.

В ванадиевых быстрорежущих сталях содержится обычно 2—4 %, а иногда и 5 % V (см. табл. 43). В случае увеличения содержания ванадия растет количество карбидов MeC довольно высокой твердости и износостойкости (см. табл. 80) и уменьшается процентное отношение карбидов Me_6C в структуре материала. При нагреве выше критической точки A_1 значительная часть ванадия (1,5—2 %) растворяется в твердом растворе, поэтому происходящий при отпуске процесс дисперсионного твердения здесь протекает намного интенсивнее, чем у прочих сталей (см. рис. 192). Для сталей с большим содержанием ванадия необходимо увеличение содержания углерода, так как каждый процент ванадия связывает 0,19—0,22 % содержащегося в стали углерода. Это больше, чем связывают вольфрам, молибден и хром. У быстрорежущих сталей с повышенным содержанием ванадия и углерода продолжает возрастать значение максимальной твердости. С увеличением содержания ванадия в быстрорежущей стали возрастают и предел текучести при сжатии (см. раздел 2.1.2), предел упругости, теплостойкости (см. табл. 91) и максимальная температура, при которой сохраняется данная твердость ($\Phi_{HRC\ 60}$, см. выше), и довольно сильно возрастает износостойкость (см. табл. 13 и рис. 42), и, следовательно, можно достичь еще большей скорости резания (см. раздел 2.1.6). Теплостойкость имеет тем большее значение, чем большее количество ванадия растворяется в карбидной фазе Me_6C , т. е. в твердом растворе. Это чаще всего происходит в быстрорежущих сталях, содержащих 12—14 % W (например, в сталях типа 12—1—4 и 14—0—4).

Однако увеличение содержания ванадия уменьшает вязкость (см. табл. 13 и 78). Стали с высоким содержанием ванадия плохо

ТАБЛИЦА 95. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ВЫДЕРЖКИ ПРИ РАБОТУ РАЗРУ

Температура аустенитиза- ции, °С	Твердость, HRC, при продол- жительности выдержки при нагреве, с					Ар.и, Дж, при продолжительности выдержки при нагреве, с				
	20	40	80	160	320	20	40	80	160	320
1130	60	60,5	61,3	63	64	$\frac{5,40}{4,00}$	$\frac{3,90}{2,65}$	$\frac{2,80}{1,20}$	$\frac{2,25}{0,85}$	$\frac{1,50}{0,40}$
1160	61	62,5	63	64	65	$\frac{3,00}{1,85}$	$\frac{2,85}{1,95}$	$\frac{1,20}{0,60}$	$\frac{0,80}{0,40}$	$\frac{0,75}{0,40}$
1190	63,5	64	65	65,5	65,5	$\frac{2,10}{0,80}$	$\frac{1,00}{0,40}$	$\frac{0,50}{0,15}$	0,30	0,25
1220	64	65	65,5	66	66,5	$\frac{1,50}{0,50}$	$\frac{0,95}{0,20}$	0,45	—	—
1250	64,5	65	66,5	65	64	$\frac{0,75}{0,20}$	0,25	0,10	—	—

Примечания: 1. Сталь подвергали трехкратному отпуску

2. Значения в числителе дроби относятся к сталям, полученным
ных быстрорежущих сталей с более неоднородным распределением

поддаются обработке давлением и плохо шлифуются (см. табл. 25). С этой точки зрения содержание в стали 2,5—3 % V считают наиболее предпочтительным. Распределение карбидов в быстрорежущих сталях с высоким содержанием ванадия является наиболее равномерным, так как для аустенитной эвтектики с карбидами ванадия MeC характерна более тонкая структура по сравнению с эвтектикой, содержащей карбиды вольфрама и молибдена.

Быстрорежущие стали, содержащие 12 % W и высоколегированные ванадием, используют при обработке резанием с большой скоростью и малыми подачами материалов высокой твердости и аустенитных сталей, а также при изготовлении штампов для обработки холодной деформацией. Стойкость режущей кромки металлообрабатывающего инструмента (развертки, сверла, протяжки токарных резцов и др.), изготовленного из такой стали, выше на 50—250 % по сравнению со сталью марки R3. Быстрорежущие стали типа 6—5—3 и 5—4—4 характеризует большая прочность и вязкость, чем стали с 12 % W. Однако температура начала плавления и теплоустойчивость у них несколько ниже.

Кобальтовые быстрорежущие стали. Начиная с 1912 г. быстрорежущие стали все чаще легируют кобальтом. Известно много легированных кобальтом быстрорежущих сталей (см. табл. 43). Несмотря на то что известно большое количество быстрорежущих сталей, легированных кобальтом, производят их значительно меньше, чем, например, быстрорежущих сталей типа 6—5—2.

НАГРЕВЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ МАРКИ R10 НА ТВЕРДОСТЬ ШЕНИЯ ПРИ ИЗГИБЕ

σ_B при изгибе, Н/мм ² , при продолжительности выдержки при нагреве, с				$\sigma_{0.1}$ при изгибе, Н/мм ² , при продолжительности выдержки при нагреве, с				
20	80	160	320	20	40	80	160	320
3950	4300	4500	4300	2150	2800	2950	3200	3500
	3800	4100	3850	2700	3000		3450	3600
3950	4550		4400	2550	3100		3700	3750
3850	4050	4300	4100	2950	3300	3400	4000	3800
4300	4200	4300	4400	3000	3450		3950	3900
3950	3850	3750	3600	3100	3600	3800	3700	3600
4350	4150	4200	3800	5200	3650		4150	3800
4000	3900	3450	3300	3200	4000	3750	3400	3300
4300	3800	3750	3800	3600	3800		3700	3650
3800	3050	3200	3100	3600	3800	3800	2800	2750

по 1 ч при температуре 550 °С.

путем электрошлакового переплава, в знаменателе — данные обычных карбидов.

Кобальт оказывает благоприятное воздействие на режущие свойства быстрорежущих сталей. В твердом растворе можно обнаружить большую часть кобальта. Часть его растворяется в карбидах типа Me_3C (см. табл. 76).

Температура начала плавления и температура закалки быстрорежущих сталей, легированных кобальтом, на 10—30 °С выше, чем сталей, не содержащих кобальт (см. стали марок R1 и R3, R8 и R6, а также R11 и R10 в табл. 48). Кобальт задерживает выделение карбидов и этим увеличивает устойчивость стали против отпуска, теплостойкость и, кроме того, образуя железокобальтомолибденовые интерметаллиды, в значительной степени усиливает процесс дисперсионного твердения¹. В быстрорежущих сталях, легированных кобальтом, в результате дисперсионного твердения наблюдается наибольшая твердость (см. рис. 192) и наибольший предел текучести при сжатии (см. раздел 2.1.2). Теплостойкость быстрорежущих сталей тем больше, чем больше кобальта содержится в стали (см. табл. 88). Под влиянием кобальта возрастает теплопроводность быстрорежущих сталей (см. табл. 14, 15), что оказывает благоприят-

¹ По имеющимся данным, введение Со увеличивает количество карбидов, выделяющихся при отпуске, и уменьшает их склонность к коалесценции, повышая тем самым твердость и теплостойкость; результаты прямых экспериментов о выделении интерметаллидов при отпуске на максимальную твердость отсутствуют. (Прим. ред.)

ное воздействие на режущие свойства инструмента. Однако предел прочности при изгибе и ударная вязкость быстрорежущих сталей, легированных кобальтом, существенно ниже, чем остальных быстрорежущих сталей (см. табл. 78). В большинстве случаев эти стали разрушаются как почти совершенно хрупкие стали, почти без остаточных деформаций. Эти стали больше всего подходят для обработки аустенитных сталей и других материалов с плохой теплопроводностью, с высокими скоростями резания и большими подачами, т.е. в условиях значительного тепловыделения. Однако если эти

ТАБЛИЦА 96. ВЛИЯНИЕ
ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ
МАРКИ R8

Температура закалки, °C	Твердость, HRC	σ_B при изгибе, Н/мм ²	$A_{p.и.}$ Дж
1190	64,5	2800	0,50
1210	66,5	2100	0,20
1230	66	2200	0,20
1250	67,5	1700	0,10
1270	65	750	—

Примечание. Сталь подвергали трехкратному отпуску по 1 ч при температуре 550° C.

ТАБЛИЦА 97. ВЛИЯНИЕ
ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ОТПУСКА
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ
МАРКИ R8

Продолжительность отпуска, ч	Твердость, HRC	σ_B при изгибе, Н/мм ²	$A_{p.и.}$ Дж
1×1	64	2150	0,18
2×1	65,6	2600	0,50
3×1	66	2200	0,20
1×0,5	63,5	1600	0,08
2×0,5	65,1	1700	0,07
3×0,5	65,5	2150	0,18

Примечание. Температуру аустенитизации стали 1230° C.

стали необходимо подвергнуть холодной деформации, то следует обратить внимание на вязкость, увеличения которой можно достичь только за счет изменения твердости.

Наибольший предел прочности при изгибе и оптимальные режущие свойства наблюдаются у быстрорежущих сталей марки R8 (6—8—2—5). В быстрорежущих сталях, легированных W—Mo—V—Co, распределение карбидов более равномерное, чем в сталях, содержащих W—V—Co. Недостатком сталей, содержащих молибден, является то, что они имеют склонность к обезуглероживанию. Твердость, предел прочности и работа разрушения при изгибе быстрорежущей стали марки R8 в зависимости от температуры закалки изменяются в соответствии с данными, приведенными в табл. 96. Вязкость сталей R8 намного меньше, чем быстрорежущей стали марки R6, не содержащей кобальт (см. табл. 93). Влияние количества отпусков на свойства быстрорежущей стали марки R8 можно видеть из табл. 97. Увеличение количества отпусков целесообразно главным образом в том случае, если они непродолжительны по времени.

Предел прочности при изгибе и ударная вязкость быстрорежущей стали марки R9 (7—4—3—5) с повышенным содержанием ванадия и углерода меньше, чем сталей, которые обсуждались выше, хотя предел прочности при сжатии и имеющий довольно близкое

значением предел текучести при сжатии существенно больше (табл. 98). С увеличением содержания вольфрама и ванадия возрастают твердость, теплостойкость, но ухудшается шлифуемость. Увеличение температуры закалки и числа отпусков ведет к увеличению прочности и вязкости. Предел прочности при сжатии у инструментов с меньшим сечением, имеющих более предпочтительное распределение карбидов, также больше, чем у инструментов с неоднородной структурой (сталь в меньшей мере была подвергнута ковке).

ТАБЛИЦА 98. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ МАРКИ R9
НА ЕЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Температура закалки, °C	Режим отпуска		Твердость HRC	$\sigma_{\text{в}}$ при изгибе, Н/мм ²	$A_{\text{р.и.}}$ Дж	$\sigma_{\text{в}}$ при сжатии, Н/мм ²
	температура, °C	продолжительность, ч				
1180	550	1×1	66	1370	0,07	3900/4050
		3×1	67,5	1400	0,07	3700/3850
	580	1×1	65,5	1450	0,06	4200/4320
		3×1	66	1490	0,08	4250/4370
1220	550	1×1	68	1140	0,04	3800/3900
		3×1	68,5	1190	0,05	3670/3760
	580	1×1	66	1180	0,04	4100/4250
		3×1	67	1250	0,05	4180/4310

Примечание. В числителе приведены результаты испытаний, проводившихся на образцах диаметром 120 мм, в знаменателе — на образцах диаметром 80 мм.

Довольно высокие пределы прочности и текучести при сжатии и более предпочтительный по сравнению со сталью марки R9 предел прочности при изгибе имеют быстрорежущие стали типа 12—1—4—5, обладающие высокой твердостью и износостойкостью (табл. 99). Процесс дисперсионного твердения в этих сталях возникает в более широком интервале отпускных температур, чем у быстрорежущих сталей с большим содержанием молибдена (см. рис. 192). Чем больше вольфрама, тем сильнее проявляются теплостойкие свойства, повышается интенсивность дисперсионного твердения, но снижаются твердость и вязкость. Отпуск при температуре, немного превышающей температуру, соответствующую максимальному значению твердости в результате дисперсионного твердения, ведет к увеличению предела прочности при изгибе, в то же время предел текучести при сжатии уменьшается в незначительной степени. Отпуск при более низкой температуре (при 350°С), предшествующий процессу дисперсионного твердения¹, с точки зрения вязкости оказывается наиболее предпочтительным. Такие W—V—Co быстрорежущие стали

¹ Отпуск при 350°С перед отпуском при 550—570°С. (Прим. ред.)

**ТАБЛИЦА 99. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ТИПА 12-1-4-5**

t закалики, °C	Режим отпуска		$\sigma_{0.1}$ при сжа- тии, Н/мм ²	σ_B при сжа- тии, Н/мм ²	σ_B при из- гибе, Н/мм ²
	t, °C	t, ч			
1220	560	3×1	3520	4110	1700
1240	540	3×1	3730	4300	1650
	560	3×1	3820	4200	1400
	580	3×1	3680	4050	1650
	350	1×1	—	—	—
	560	3×1	3640	4120	1700
	350	1×1	—	—	—
	580	3×1	3600	4100	1800
1280	580	3×1	3500	3950	1600

используют для обработки резанием твердых и аустенитных сталей, титановых сплавов, а также при благоприятных стечениях обстоятельств для вырубного инструмента. Стойкость такого инструмента в 2—3 раза выше, чем инструмента, легированного кобальтом.

Характерным представителем так называемых сверхбыстрорежущих сталей, обладающих наибольшей твердостью, является молибденовая быстрорежущая сталь марки R11 (2—10—1—8) с повышенным содержанием углерода и пониженным содержанием ванадия. К этой группе также относятся вольфрамовые и вольфрамомолибденовые быстрорежущие стали с повышенным содержанием углерода и кобальта. Твердость этих быстрорежущих сталей составляет HRC 69—70 (см. рис. 192), правда, она достигается только за счет некоторого увеличения зерна. В случае, когда величина зерна и вязкость являются еще приемлемыми, твердость составляет HRC 66—68. Повышение температуры закалки, приводящее к увеличению твердости, вызывает уменьшение предела прочности при изгибе и уменьшение ударной вязкости, что в небольшой степени можно компенсировать повышением температуры отпуска (табл. 100). Такие быстрорежущие стали большой твердости с малым содержанием ванадия более пригодны для шлифования, чем стали, высоколегированные ванадием, но несколько хуже, чем сталь марки R3. В отожженном состоянии они труднее обрабатываются и резанием, и давлением, так как более тверды. К сожалению, они обладают значительной склонностью к обезуглероживанию, поэтому условиям термической обработки следует уделять особое внимание. Объемные деформации при закалке некоторых быстрорежущих сталей могут быть довольно значительными и это следует принимать во внимание

**ТАБЛИЦА 100. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ МАРКИ R11**

Температура, °С		Твердость, HRC	σ_B при из- гибе, Н/мм ²	$\sigma_{0.1}$ при изги- бе, Н/мм ²	$A_{p.и.}$ Дж
закалки	отпуска				
1160	520	67	3050	2750	0,30
	540	66,7	3250	3100	0,30
	560	65	4200	3300	1,00
1200	520	67	2800	2400	0,30
	540	67,5	3200	3150	0,10
	560	66,5	3800	3350	0,70

Примечание. Сталь подвергали трехкратному отпуску по 1 ч.

во время обработки инструментов. Очевидно, что быстрорежущая сталь марки R8 (6—5—2—5) претерпевает значительные объемные деформации, которые, однако, можно уменьшить путем подбора наиболее подходящей температуры закалки (табл. 101). То же самое относится и к стали R6. У быстрорежущих сталей, полученных способом электрошлакового переплава и имеющих более равномерное распределение карбидов, размерные деформации намного меньше, чем у сталей с неоднородной структурой.

Поверхностная обработка быстрорежущих сталей. Износостойкость, поверхностную твердость, склонность к адгезии (налипанию) и стойкость быстрорежущих сталей можно изменить путем поверхностной обработки. Среди методов поверхностной обработки можно выделить азотирование в соляной ванне, осуществляемое при тем-

**ТАБЛИЦА 101. ОБЪЕМНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ
ПРИ ЗАКАЛКЕ СТАЛЕЙ МАРОК R6 и R8**

Марка стали	Температура закалки, °С	Деформация, %	Марка стали	Темпера- тура за- калки, °С	Деформа- ция, %
R6	1170	0,143	R8	1190	0,193
	1190	0,067/0,163		1210	0,199
	1210	0,189		1230	0,218
	1230	0,288/0,315		1250	0,248
	1250	0,191/0,279		1270	0,787

Примечания: 1. Сталь подвергали трехкратному отпуску по 1 ч при температуре 550°С.

2. Значения в числителе дроби относятся к сталям, полученным методом электрошлакового переплава, в знаменателе — данные обычных быстрорежущих сталей с более неоднородным распределением карбидов.

пературе 540—570° С. При достаточно продолжительном времени (15 мин) обработки на поверхности быстрорежущей стали возникает слой очень высокой твердости. Толщина слоя постепенно возрастает с увеличением времени обработки. В табл. 102 представлено изменение свойств быстрорежущей стали Р6, подвергнутой закалке при температуре 1220° С и трехкратному отпуску по 1 ч при температуре 580° С, под влиянием процесса азотирования. С увеличением продолжительности процесса азотирования твердость сердцевины немного уменьшается, однако предел прочности при изгибе детали вследствие

ТАБЛИЦА 102. ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ МАРКИ Р6 ПОД ВЛИЯНИЕМ АЗОТИРОВАНИЯ,
ОСУЩЕСТВЛЯЕМОГО ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 570° С
И ПРИ 540° С В СОЛЯНОЙ ВАННЕ

Продолжи- тельность азотирования, мин	Поверхност- ная твердость, HV _{0,3}	Толщина слоя, мм	Твердость сердцевины, HRC	σ_B при из- гибе, Н/мм ²
—	1000	—	64	4100
7	1250	0,03	63,5	3000
15	1470	0,045/0,015	63	2500
30	1500	0,06/0,03	—	—
15	1500	0,10	62,5	2010
60	1500	0,12/0,04	62	—

Примечание. В числителе приведены значения, полученные в процессе азотирования при 570° С, в знаменателе — при 540° С.

высокой твердости поверхностного слоя быстро убывает. С точки зрения оптимальности свойств 15-мин азотирование в соляной ванне обычно считают достаточным. При обработке штампов может возникнуть необходимость в более продолжительном процессе азотирования — до 30 мин и даже 120 мин для того, чтобы создать слой соответствующей толщины.

Наилучшие результаты азотирования дает главным образом при поверхностной обработке таких инструментов, которые при обработке резанием снимают слой металла небольшой толщины и подвержены сильному износу (например, развертки, резьбонарезные фрезы, сверла, прессы и вырубные штампы). Подвергнутая азотированию поверхность создает более благоприятные условия для скольжения, таким образом уменьшается опасность задилов металла.

Иногда в целях обработки холодной деформацией поверхность быстрорежущей стали цементируют при температуре 880—920° С, затем закаливают при температуре 960—980° С и отпускают при 200° С. Вследствие увеличения содержания углерода в поверхностном слое в нем образуется больше карбидов и поэтому поверхности инструментов становятся более износостойкими. Стойкость режущего инструмента может быть также увеличена и с помощью обработки паром. В закрытом устройстве в паре, нагретом до температуры 540—560° С, в процессе обработки в течение 30 мин на поверхности детали образуется окисная пленка толщиной 2—3 мкм, хорошо прилипающая к этой поверхности и предохраняющая по-

верхность детали от износа и коррозии. В случае обработки паром спиральных сверл, разверток и метчиков наблюдается 50—100%-ное увеличение стойкости этих инструментов.

5.5. Теплостойкие стали повышенной вязкости (штамповые стали для горячей деформации)

В этих сталях вследствие того, что содержание углерода и легирующих компонентов меньше 0,6 и 12% соответственно (см. табл. 44), количество карбидов существенно меньше (5—15%), искажение решетки мартенсита слабее, чем у сталей, описанных в гл. 5.4. Поэтому намного больше их вязкость и благодаря этому сопротивление нагрузкам на растяжение, переменным нагрузкам на растяжение и на растяжение-сжатие (см. табл. 7), а также повторяющимся тепловым нагрузкам и термической усталости. Для достижения соответствующей вязкости эти стали обычно отпускают при более высоких температурах, чем остальные инструментальные стали, точнее говоря, выше температуры, соответствующей максимуму твердости при дисперсионном твердении и, таким образом, соответствующей твердости HRC 36—50. Предел текучести при сжатии точно также меньше, чем у быстрорежущих и ледобурных сталей, содержащих 12% Сг, хотя их пределы текучести при растяжении и сжатии примерно одинаковы (см. раздел 2.1.2). Вследствие меньшего содержания углерода и карбидов естественно ухудшается стойкость против абразивного износа, но при соответствующем легировании износостойкость при нагреве становится удовлетворительной (см. рис. 45). Способность сохранять форму и размеры, а также способность противостоять внутренним давлениям тем больше, чем выше при данной температуре эксплуатации предел текучести этих сталей или же чем выше их устойчивость против отпуска.

Необходимую теплостойкость обеспечивают легирование (Сг, Мо, W, V, Со и т. д.) твердого раствора и присутствующие в стали после закалки с несколько более высоких температур (см. табл. 48) и отпуска, вызывающего процесс дисперсионного твердения, устойчивые карбиды и соединения.

К этой группе можно отнести инструментальные стали, содержащие обычно 0,28—0,45% С, реже 0,5—0,6% С и в исключительных случаях 0,06—0,03% С (см. табл. 44). В зависимости от содержания углерода и прочих легирующих компонентов равновесная структура может быть доэвтектоидной и заэвтектоидной, мартенситной, полуаустенитной или аустенитной. Теплостойкость некоторых инструментальных сталей, предназначенных для горячей обработки, зависит от количества легирующих компонентов и структуры.

Принимая за основу теплостойкость и вязкость, теплостойкие стали повышенной вязкости можно разделить на несколько групп: низколегированные штамповые инструментальные стали для горячей деформации, малой теплостойкости;

довольно вязкие и хорошо противостоящие термической усталости теплостойкие инструментальные стали;

обладающие наибольшими значениями твердости и вязкости теплостойкие инструментальные стали, стали, подвергаемые старению мартенсита (мартенситно-стареющие стали);

менее вязкие штамповые инструментальные стали для горячей деформации, повышенной теплостойкости;

вязкие инструментальные стали и сплавы очень высокой теплостойкости.

Ниже легированные штамповые инструментальные стали, не обладающие теплостойкостью. К этой группе сталей относятся как улучшаемые конструкционные с небольшим (0,3—0,4) и средним (0,5—0,6%) содержанием углерода, так и сходные с ними инструментальные стали, содержащие добавки Mn—Si, Cr—Si, Cr—Si—Mo, Cr—Si—V, Cr—Mn—V, Cr—Mn—Mo, Cr—Mo, Cr—Mo—V, W—Cr—V, Cr—Mo—Co, и главным образом Cr—Ni, Cr—Ni—Mo, Cr—Ni—W, Cr—Ni—Mo—V, Cr—Ni—Mo—V—Si, а также Ni—Mo (см. табл. 44).

Инструментальные стали со средним (0,5—0,6%) содержанием углерода и легированные Cr—Ni—Mo—V чаще всего используют для изготовления молотовых и прессовых штампов. Эти стали хорошо прокаливаются. Диаграмма изотермических превращений и диаграмма непрерывных превращений штамповой инструментальной стали марки НК уже были показаны на рис. 118 и 119 соответственно. На этих диаграммах хорошо видно, что в интервале температур перлитных превращений аустенит достаточно устойчив (время превращения составляет 20 мин), но начало бейнитного превращения около 1 мин. В инструментальных сталях, содержащих 3% Ni, время превращения аустенита больше, чем в стали марки НК (см. рис. 152).

В инструментах достаточно больших размеров (480—600 мм), изготовленных из этих сталей, после охлаждения на воздухе (охлаждение сжатым воздухом) возникает, по крайней мере, бейнитно-мартенситная структура. Изделия из сталей диаметром 200 мм при закалке на мартенситную структуру охлаждают в масле, а диаметром 40 мм — на воздухе. Предельно короткое время окончания бейнитного превращения в интервале температур 300—350°С составляет около 1 ч. Поэтому эти стали более всего пригодны для ступенчатой или скорее даже изотермической, другими словами, для бейнитной закалки, которая наиболее предпочтительна, главным образом при обработке инструмента большого размера. Возникающий таким образом так называемый «нижний бейнит» не хрупок и его вязкие свойства не отличаются¹ от вязких свойств сталей, содержащих Cr—Ni—Mo, закаленных на мартенсит, а затем подвергшихся отпуску. Однако возникающий при медленном охлаждении инструментов с большими сечениями «верхний бейнит» вреден с точки зрения стойкости инструмента, подвергнутого высокому отпуску.

Температура нагрева при закалке штамповых инструментальных сталей для горячей деформации, содержащих Cr—Ni—Mo или Cr—Ni—Mo—V, из-за небольшого содержания карбидообразующих компонентов должна лишь немного превышать температуру критической точки A_3 : 830—870°С (см. табл. 48), при этом не требуется продолжительной выдержки при нагреве (5—20 мин). Штампы очень больших размеров помещают в печи, нагретые до температуры 400°С, затем нагревают до 680—700°С, выдерживают при этой температуре и только после этого нагревают до установленной температуры закалки, осуществляя тем самым ступенчатый нагрев.

¹ Чаще всего заметно выше. (Прим. ред.)

Эти стали (легированные в основном ванадием) не имеют склонности к росту зерна.

Устойчивость против отпуска хромоникелевых сталей можно повысить, кроме ванадия, еще и молибденом (рис. 195), причем можно достичь точно такого же предела прочности при растяжении и такой же твердости при высоком отпуске, улучшив вместе с тем вязкие свойства.

Устойчивость против отпуска инструментальных сталей, легированных Cr—Mo—W—V , выше, чем сталей, содержащих Co—Ni—Mo—V . В этих инструментальных сталях наблюдается даже процесс дисперсионного твердения, хотя и в небольшой степени.

Теплостойкость и предел текучести инструментальных сталей, легированных Cr—Ni—Mo или Cr—Ni—Mo—V , быстро убывают при увеличении температуры испытаний или эксплуатации начиная уже с $200\text{—}250^\circ\text{C}$ и только до температуры $500\text{—}560^\circ\text{C}$ зависят от значения первоначальной прочности (твердости), достигнутой путем отпуска (рис. 196). Предел текучести при нагреве выше температуры 400°C инструментальной стали, легированной Cr—Mo—W—V , немного превышает предел текучести при нагреве инструментальной стали, легированной Cr—Ni—Mo—V . Однако теплостойкость стали K14, легированной 3% Cr и 3% Mo, и подобных ей инструментальных сталей в интервале высоких температур ($300\text{—}600^\circ\text{C}$) значительно превышает теплостойкость низколегированных штамповых инструментальных сталей. Относительное сужение площади поперечного сечения при разрыве, характеризующее вязкие свойства сталей, также зависит от определяемой отпуском твердости и улучшается очень быстро с возрастанием температуры нагрева.

В зависимости от технологии изготовления и размеров штампов $\sigma_{\text{в}}$ при растяжении инструментальных сталей, содержащих Cr—Ni—Mo или Cr—Ni—Mo—V , во время отпуска достигает 1000—

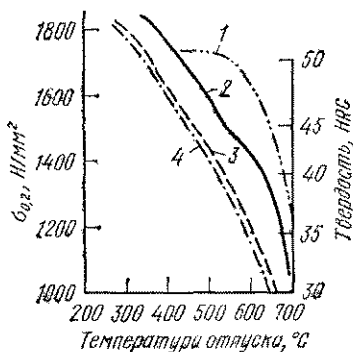


Рис. 195. Кривые отпуска низколегированных инструментальных штамповых сталей для горячего деформирования малой теплостойкости:

1 — $45\text{CrVMoW}58$ (0,6% Mo, 0,6% W, 0,6% V); 2 — 56NiCrMoV (0,6% Mo); 3 — $55\text{NiCrMoV}6$ (0,3% Mo); 4 — NK (0,2% Mo)

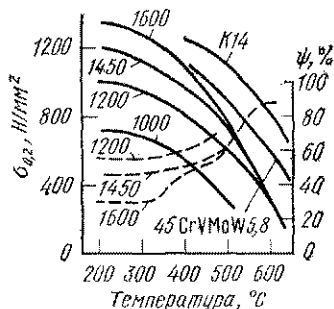


Рис. 196. Влияние $\sigma_{\text{в}}$ при растяжении на σ_{T} при нагреве (—) и относительное сужение площади поперечного сечения (---) образца, изготовленного из инструментальной стали NK (обозначения около кривых означают исходный $\sigma_{\text{в}}$ при растяжении, Н/мм²)

1700 Н/мм². Это в зависимости от типа стали требует температуры отпуска от 450 до 600°С. Улучшенные до $\sigma_s = 1000 + 1300$ Н/мм² инструменты в этом состоянии могут быть обработаны резанием, что дает, кроме низкой стоимости, и большое преимущество. Следует подвергнуть сталь соответствующей горячей деформации — ковке (по крайней мере, 3—5 с кратной степенью обжатия), так как эти стали довольно хрупкие.

Стойкость изготовленного из низколегированной инструментальной стали НК штампового инструмента для горячей деформации вследствие низкой теплостойкости и склонности к термической усталости мала (приблизительно 1000—2000 шт.). Но, несмотря на это, из-за низкой стоимости, довольно простого процесса термической обработки больших штампов, хорошей обрабатываемости резанием, охлаждаемости, а также из-за высокой твердости, которая может быть получена при низких температурах термической обработки, эта инструментальная сталь все еще используется для изготовления сплошных, большего размера штампов. Однако в последние годы их во многих областях вытеснили инструментальные стали с содержанием 5% Сг.

Теплостойкие стали повышенной вязкости, хорошо противостоящие термической усталости. К этой группе относятся инструментальные стали с низким (0,3—0,4%) содержанием углерода, 3—5% Сг 1—3% Мо, 0—1% V, 0—1% Si, реже вольфрама (см. табл. 44). Благодаря такому составу и соответствующей обработке можно добиться хорошего сочетания различных свойств (твердости, вязкости и т. д.). Эти стали хорошо противостоят многократному нагреву и охлаждению, т. е. термической усталости. Их создавали для изготовления инструмента, предназначенного в первую очередь для литья под давлением алюминиевых сплавов, но уже сегодня их используют довольно широко как штамповые инструментальные стали для горячего деформирования. Кроме того, эти стали обладают большой сопротивляемостью к повторяющимся растягивающим нагрузкам и большим пределом выносливости $\sigma_{-1} = 900 + 1000$ Н/мм² (см. табл. 7).

В отожженном состоянии они содержат относительно мало карбидов (максимум 6%). В основном это карбиды типа $Me_{23}C_6$ и Me_6C , а в случае, если содержание ванадия составляет более 1%, карбиды типа MeC . С увеличением содержания молибдена и вольфрама возрастает количество карбидов типа Me_6C в ущерб карбидам типа $Me_{23}C_6$. При дальнейшем увеличении углерода появляются вредные с точки зрения теплостойкости карбиды Me_3C (см. рис. 68). Уменьшение содержания хрома с 5 до 3% также способствует увеличению количества карбидов типа Me_3C в ущерб карбидам типа $Me_{23}C_6$ и Me_6C . Для компенсации этого в инструментальных сталях с 3% Сг количество другого легирующего компонента, например молибдена, увеличивают (см., например, сталь марки K14). В сталях с меньшим содержанием хрома температура начала бейнитного превращения выше, чем в сталях с 5% Сг. Однако вязкость сталей, содержащих верхний бейнит, после одного и того же отпуска существенно меньше, чем вязкость сталей, закаленных на структуру чистого мартенсита или нижний бейнит. При отпуске верхнего бейнита карбиды в первую очередь выделяются по границам игл бейнита. Распределение карбидов при отпуске нижнего бейнита, более насыщенного углеродом, намного равномернее и однороднее.

При нагреве выше A_1 большинство карбидов растворяется и по сравнению с отожженным состоянием в зависимости от температуры

**ТАБЛИЦА 103. СОДЕРЖАНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ
В ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ И КОЛИЧЕСТВО НЕРАСТВОРИМЫХ ФАЗ
В ШТАМПОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ
ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

Состав стали	Состояние	Легирующие компоненты в твердом растворе, %				Количество нераствори- мых фаз, %
		Cr	Mo	V	Σ	

Сталь К12

Отожженное	2,81	0,69	0,12	3,63	6,2
1040° С, 20 мин, закалка в масле +580° С	3,5	0,86	0,19	4,55	5,15
600° С	3,2	1,14	0,16	4,40	5,6
620° С	2,9	0,9	0,17	3,97	6,3

Сталь К13

Отожженное	3,48	0,65	0,16	4,29	5,2
1040° С, 20 мин, закалка в масле +580° С	3,7	0,8	0,3	4,8	
600° С	3,76	0,85	0,28	4,89	4,8
620° С	3,66	0,62	0,25	4,53	5,0

Сталь К14

Отожженное	1,96	0,69	0,06	2,71	5,2
1000° С, 120 мин, закалка в соляной ванне	2,74	1,54	0,48	4,78	2,8
1000° С, 120 мин, закалка в соляной ванне +600° С, 3 ч	2,1	1,06	0,30	3,46	5,4
1040° С, 20 мин, закалка в соляной ванне	2,4	1,96	0,38	4,74	2,3
1040° С, 20 мин, закалка в соляной ванне +600° С, 3 ч	2,0	1,24	0,19	3,43	4,7

Состав стали	Состояние	Легированные компоненты в твердом растворе, %				Количество нерастворимых фаз, %
		Cr	Mo	V	Σ	
	1040° С, 120 мин, закалка в соляной ванне	2,74	2,35	0,52	5,61	1,4
	1040° С, 120 мин, закалка в соляной ванне + 600° С, 3 ч	2,25	1,48	0,16	3,89	4,7
	1040° С, 120 мин, закалка в соляной ванне + 630° С, 3 ч	2,18	1,10	0,27	3,55	4,85
	1040° С, 120 мин, закалка в соляной ванне + 550° С, 3 ч + 630° С, 3 ч	2,47	1,22	0,26	3,95	5
0,41 % С, 5,6 % Cr, 2,75 % Mo, 0,6 % V	Отожженное	3,0	0,75	0,24	3,99	7,6

Сталь X40CrMoV5.3

1040° С, 20 мин, закалка в соляной ванне	3,4	2,36	0,36	6,12	1,9
--	-----	------	------	------	-----

и продолжительности закалики значительно возрастает содержание легирующих компонентов в твердом растворе (табл. 103). Из данных таблицы можно видеть, что большая часть молибдена и ванадия находится в твердом растворе стали марки K14, содержащей 5% Mo.

При отпуске, проводящемся после закалики, содержание легирующих компонентов в мартенсите во всех сталях убывает в незначительной степени, так как образуется сравнительно немного карбидов, которые вызывают процесс дисперсионного твердения. Однако высокая степень легирования твердого раствора обеспечивает теплостойкость этих сталей. Теплостойкость и устойчивость против отпуска инструментальных сталей в значительной степени зависят от содержания легирующих компонентов в твердом растворе (Cr—Mo—V, см. табл. 10) и эффективности процесса дисперсионного твердения.

Добавка 5% Cr и 1% Si увеличивает устойчивость против отпуска этих сталей, пределы упругости и текучести при нагреве до температуры 400—500° С, и, кроме того, возрастает окалиностойкость до 600—650° С. На поверхности деталей возникает легко удаляемая пористая оксидная пленка. Повышение окалиностойкости способствует росту износостойкости при нагреве. Износостойкость при нагреве (за исключением предела текучести) в определенной

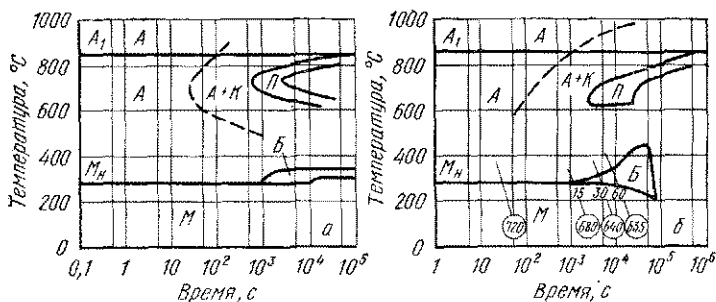


Рис. 197. Диаграммы изотермического (а) и непрерывного (б) превращений инструментальной стали К12

степени связана с теплостойкостью при нагреве, а та в свою очередь — с содержанием легирующих компонентов в твердом растворе (см. сталь марки К14 в табл. 13).

Аустенитная фаза теплостойких инструментальных сталей с 5% Сг достаточно устойчива в интервале температур между перлитными и бейнитными превращениями. Наличие молибдена увеличивает инкубационный период превращения аустенита в интервале температур перлитных превращений. Это хорошо видно на диаграмме изотермического превращения инструментальной стали марки К12 (рис. 197, а). Вследствие меньшего содержания углерода в этой стали температура начала мартенситного превращения выше, чем у штамповых инструментальных сталей (с большим содержанием углерода), предназначенных для холодной деформации. В соответствии с диаграммой непрерывных изотермических превращений (рис. 197, б) в интервале температур бейнитных превращений это превращение начинается раньше, чем перлитное. Время критического охлаждения инструментальной стали марки К12 следующее: $t_m = 340$ с, $t_{50\% m} = 13\,000$ с, $t_n = 42\,000$ с. Это означает, что эти стали в довольно высокой степени прокаливаются при закалке на воздухе (диаметр изделий 150—200 мм) и в масле (диаметр изделий 400—600 мм). По границам зерен при температуре от 900 до 430°С можно наблюдать опережающее перлитное превращение выделение карбидов. Однако это выделение карбидов, а также образующийся при высоких температурах (выше 400°С) бейнит уменьшают вязкость стали. Диаграмма непрерывных изотермических превращений штамповой инструментальной стали для горячей обработки марки К13 с несколько более высоким содержанием молибдена и ванадия, чем в стали К14, отличается от предыдущих тем, что интервал бейнитных превращений становится уже,

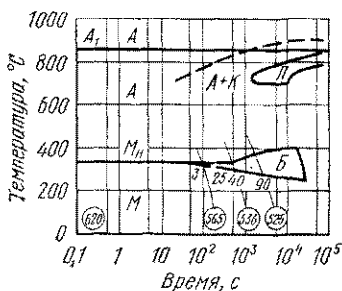


Рис. 198. Диаграмма непрерывных превращений инструментальной стали К13

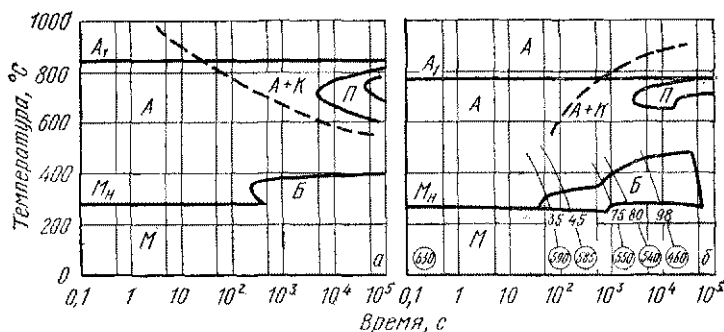


Рис. 199. Диаграммы изотермического (а) и непрерывного (б) превращений инструментальной стали К14

а при температуре выше 400°C превращения уже отсутствуют и аустенит достаточно стабилен в интервале температур от 650 до 400°C (рис. 198). Под влиянием пластической деформации, осуществляемой при температуре выше A_1 (например, термомеханическая обработка), ускоряется превращение аустенита и между перлитными, а также бейнитными областями выдается устойчивая аустенитная область. Поэтому перед значительной термомеханической обработкой целесообразно применять достаточно эффективную охлаждающую среду. Долговечность и износостойкость режущего инструмента можно увеличить путем термомеханической обработки. Различие между нижним бейнитом и мартенситом очень мало, и уменьшение твердости незначительно. Твердость стали с чисто мартенситной структурой HV 620, стали, содержащей 3% бейнита, HV 585, содержащей 25% бейнита HV 565, а при содержании 90% бейнита твердость составляет HV 525.

В стали марки К13 протекает также и заэвтектоидное выделение карбидов. Поэтому, несмотря на то, что изделия из этих сталей прокаливаются при охлаждении на воздухе до диаметра около $100\text{--}150\text{ мм}$ (HRC 50) и поверхность

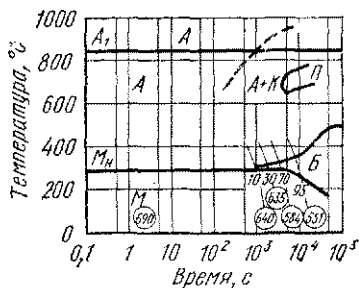


Рис. 200. Диаграмма непрерывных превращений инструментальной стали марки X40CrMoV5.3 (0,4% C, 5% Cr, 3% Mo, 0,9% V, 1% Si)

их под влиянием воздушного охлаждения не сильно окисляется, инструменты больших размеров все же более целесообразно сначала охлаждать в масле (твердость, которая может быть достигнута при закалке в масле детали диаметром $400\text{--}600\text{ мм}$, составляет HRC 50). Еще более предпочтительные результаты дает ступенчатая закалка в соляной ванне. Однако при охлаждении на воздухе размерные деформации существенно меньше. В случае инструментов, обрабатываемых термическим путем на большую

твердость, описанное выше имеет большое значение. Однако за-калка на воздухе требует более высоких температур нагрева, как раз таких, какие нужны для обработки инструментов больших размеров. Вследствие хорошей прокаливаемости эти инструменталь-ные стали можно с успехом применять для изготовления инструмен-та большого размера, если необходимо равномерное распределение большой твердости по всему сечению.

По сравнению со сталями, легированными молибденом, у сталей, легированных вольфрамом, прокаливаемость несколько ниже. Аусте-нитная фаза инструментальной стали K14, содержащей 3% Cr и 2,5% Mo, достаточно устойчива только в интервале температур пер-литных превращений (до температуры около 400° C). При непрерыв-ном процессе охлаждения легко возникает бейнит, однако, к сожа-лению, при температурах, превышающих 400° C (рис. 199, б). Воз-никающая при высоких температурах так называемая структура верхнего бейнита менее предпочтительна, чем структура нижнего бейнита, так как твердость меньше. Кроме того, в ней выделяются в первую очередь карбиды Me_3C по границам зерен бейнита, и та-ким образом сталь становится более хрупкой. Инструменты, изготов-ленные из стали K14, можно охлаждать на воздухе (твердость, ко-торую можно достичь при охлаждении на воздухе деталей диамет-ром до 150 мм, составляет HRC 45), однако во избежание верхнего бейнитного превращения целесообразно применять закалку в масле или ступенчатую закалку в соляной ванне. При охлаждении в масле изделий диаметром 100 мм можно достичь твердости HRC 50, а диаметром 400 мм HRC 45.

В последнем случае в структуре содержится уже много бейнита. С увеличением содержания хрома до 5% в инструментальной стали, содержащей 3% Mo, возрастает продолжительность бейнит-ного превращения (рис. 200), и в случае совсем медленного охлаж-дения оно идет до конца только при температуре ниже 350° C. Та-кие стали, содержащие бейнит, обладают более высокой твердостью, чем сталь K14. Кроме того, вследствие высокого содержания хро-ма и молибдена твердость карбидов больше, чем в стали K14.

Наличие карбидов и соответственно их растворение в аустени-те требуют более высоких температур закалики сталей с 5% Cr, чем сталей типа NK (см. табл. 48), но более низких, чем вольфрамовых сталей. Время, необходимое для растворения карбидов, составляет примерно 15—20 мин. Обычно эти инструментальные стали имеют мелкозернистую структуру, хотя сталь K14, например, очень чувст-вительна к перегреву и росту зерна (см. табл. 21). Из-за наличия молибдена, который способствует усилению склонности к обезугле-роживанию, эти инструментальные стали целесообразно нагревать в соляных ваннах, в вакууме или защитной газовой среде. Не реко-мендуется использование камерных печей из-за опасности обезугле-роживания. Соляные ванны, принимая во внимание их размеры, пригодны для нагрева инструментов только небольших размеров. Для нагрева новых типов сталей требуется некоторое усовершенст-вование процессов термической обработки. В процессе повышения температуры закалики растворяется все больше карбидов (см. табл. 103), и вследствие этого после закалики возрастают твердость и ус-тойчивость этих сталей против отпуска, однако вязкость ухудшается (рис. 201, 202).

Увеличение устойчивости против отпуска стали K14 при повы-шении температуры закалики существенно меньше, чем уменьшение

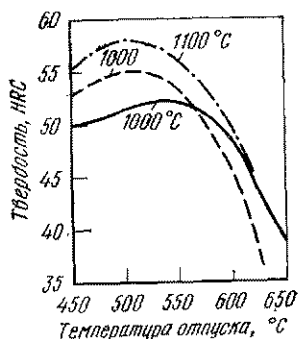


Рис. 201. Влияние температуры аустенитизации на кривые отпуска инструментальной стали K13 (пунктирная линия) и K14 (штрихпунктирная линия)

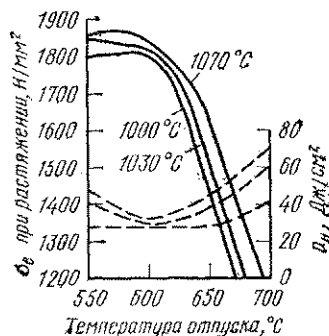


Рис. 202. Влияние температуры аустенитизации на σ_b при растяжении (—) и ударную вязкость (---) при отпуске инструментальной стали K14 (температура аустенитизации указана на кривых)

вязкости. Поэтому при закалке инструментальной стали K14 нет необходимости выбирать температуру нагрева в соответствии с температурой закалки сталей K12, K13. Температура 980—1020°С оказывается вполне достаточной. Из рисунков хорошо видно, что благодаря наличию в этих сталях молибдена, ванадия и хрома при отпуске при температуре 500—580°С начинается процесс дисперсионного твердения, который протекает тем интенсивнее, чем больше количество растворившихся легирующих компонентов. В закаленных инструментальных сталях, содержащих 3—5% Сг, в зависимости от условий охлаждения в структуре может оставаться большее или

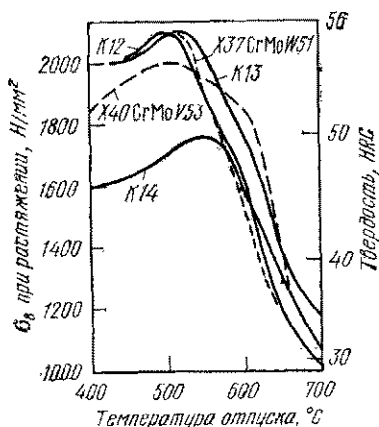


Рис. 203. Кривые отпуска штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования, хорошо противостоящих термической усталости

меньшее количество (4—12%) аустенита. Чем меньше скорость охлаждения, тем больше количество остаточного аустенита. Для его превращения требуется многократный прерывистый отпуск. Увеличение твердости, вызываемое прерывистым отпуском, может добавляться к упрочнению при дисперсионном твердении. На рис. 16 уже было показано изменение предела текучести стали марки K13 в зависимости от времени и температуры отпуска, а рис. 21 показывает изменение ее упругих свойств под влиянием различных отпусков. На рисунках прекрасно видны изменения, возникающие вследствие дисперсионного твердения. С помощью соответствующей комбинации параметров термичес-

кой обработки можно добиться для любой стали наиболее благоприятного соотношения предела текучести и ударной вязкости. Подбирать сталь и температуру отпуска надо так, чтобы температура приблизительно на 30—40°С превышала рабочую температуру инструмента во время эксплуатации, так как при работе поверхности инструмента может быстро размягчаться и после этого могут появиться трещины. Влияние температуры отпуска на временное сопротивление на разрыв штамповых инструментальных сталей для горячей деформации, обладающих высокой теплостойкостью и хорошо противостоящих термической усталости, на твердость можно видеть на рис. 203. Наибольшего временного сопротивления на разрыв ($\sigma_b \approx 2100$ Н/мм²) можно достичь совместным легированием молибденом и вольфрамом инструментальных сталей К12 и К13. Однако в интервале температур 600—650°С наивысшую устойчивость против отпуска имеют стали, содержащие 5 и 3% Мо, хотя у стали К14, обладающей наименьшим временным сопротивлением на разрыв ($\sigma_b \leq 1850$ Н/мм²), устойчивость против отпуска и временное сопротивление на разрыв больше, чем у стали марки К12, т. е. у сталей, легированной совместно молибденом и вольфрамом. Но все же на инструментальную сталь марки К13 при высокотемпературном отпуске благоприятно влияет начальная высокая прочность. К этому прибавляется благоприятное влияние наибольшего содержания ва-

ТАБЛИЦА 104. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ТЕПЛОСТОЙКИХ ШТАМПОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ
МАРК К13 И К14

Закалка		Режим отпуска		При растяжении, Н/мм ²			При сжатии $\sigma_{сж}$, Н/мм ²	$K_{1с}$, Н/мм ^{3/2}	a_2 образца с V-образным надрезом, Дж/см ²
ϑ , °C	t , мин	ϑ , °C	t , ч	$\sigma_{0,02}$	$\sigma_{0,2}$	σ_T			
Сталь К12									
980	30	610	2	1050	1150	1510	1160	3000	34
1040	30	580	2	1490	1700	1880	2100	1480	10
		610	2	1180	1440	1700	1600	3000	16
		610	6	1010	1240	1540	1260	—	17
		670	2	910	1070	1310	1080	—	10
Сталь К13									
980	30	580	2	1460	1800	2080	2330	—	7
		580	6	1470	1820	2020	2260	—	9
1040	30	580	2	1200	1780	2140	2070	1540	7
		580	6	1550	1850	2130	2360	1540	8
		580	2	1150	1630	1970	1660	2300	7
		610	6	1050	1250	1490	1290	2300	30
		640	2	1040	1230	1420	1300	2730	14

Т А Б Л И Ц А 105. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ТЕПЛОСТОЙКОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ МАРКИ К14

Закалка		Режим отпуска		При растяжении, Н/мм ²			σ _{0,2} при сжатии, Н/мм ²	A _{гу} , Дж/см ²	K _{ТС} , Н/мм ^{3/2}
θ, °C	τ, мин	θ, °C	τ, ч	σ _{0,02}	σ _{0,2}	σ _В			
980	30	610 610	2 6	1040 1050	1450 1280	1610 1430	1450 1300	1760	2160
1000	120	600	3	1060	1500	1690	1800	<u>1710</u> 1730	<u>1900</u> 2100
		630	3	1020	1260	1420	<u>1500</u> 1390	<u>650</u> 1160	
1040	30	580	2	960	1230	1560	1470	1210	3000
		600	3	1140	1460	1720	1680	1820	<u>2230</u> 2330
		610	2	1080	1400	1610	1620	1460	2600
		610	6	1050	1290	1440	1330		
		630	3	1180	1400	1620	1570	<u>770</u> 1140	<u>2100</u> 2200
		640	2	1020	1220	1400	1220		
		640	6	850	1040	1220	1070		2060
1040	120	630	3	1170	1400	1560	1580	<u>540</u> 700	<u>1940</u> 2010
	В масле	600	3	1140	1510	1760	1700	<u>1480</u> 1670	<u>1550</u> 1900
		В соля- ной ванне	600	3	1080	1450	1650	1610	<u>720</u> 1030
	120		600	3	1110	1450	1690	1530	<u>1360</u> 1650
	На воз- духе	630	3	1030	1420	1420	1500	<u>0</u> 1120	

Примечание. Значения в числителе дробей относятся к сталям обычного качества, подвергнутым обработке ковкой, в знаменателе — к сталям, полученным методом электрошлакового переплава.

надия. С изменением механических свойств инструментальных сталей, обладающих повышенной вязкостью, в зависимости от параметров термической обработки читатель может ознакомиться из следующего ниже материала.

Табл. 104 содержит данные о механических свойствах штамповых инструментальных сталей марок K12 и K13 для горячего деформирования повышенной теплостойкости в зависимости от температуры заковки и отпуска, а также от продолжительности обработки. С помощью термомеханической обработки сталей K12 и K13 примерно на 30—50% улучшаются их прочностные и вязкие свойства в интервале температур испытаний (200—550° С). Значение предела выносливости под воздействием термомеханической обработки увеличивается приблизительно на 25—30%.

Изменение механических свойств инструментальной стали K14 в зависимости от температуры заковки и отпуска, а также продолжительности обработки представлено в табл. 105. Из этих данных (см. также рис. 202) следует, что увеличение температуры заковки стали марки K14 выше 1000° С только в незначительной степени улучшает прочностные характеристики, при этом вязкие свойства ухудшаются. Стали, полученные методом электрошлакового переплава и, кроме того, хорошо обработанные путем пластической деформации, по сравнению с обычными инструментальными сталями имеют более высокие значения вязкости при одних и тех же значениях прочности. Поэтому стали, полученные способом переплава, можно закалывать на большую прочность (твердость) и благодаря этому увеличить износостойкость и долговечность инструмента. С уменьшением скорости охлаждения (охлаждение в масле или в соляной ванне вместо охлаждения на воздухе) или же с увеличением количества азевткондных карбидов и содержания бейнита (см. рис. 199, б) в значительной степени ухудшаются прочностные и главным образом вязкие свойства сталей. Наиболее предпочтительные свойства получаются при ступенчатой заковке в соляной ванне. На прогрев детали с толщиной поперечного сечения 100 мм требуется около 15 мин. При заковке в масле нет необходимости держать детали в масле до полного охлаждения, а достаточно только до тех пор, пока температура сердцевины не достигнет 500° С. При толщине поперечного сечения 100 мм на охлаждение требуется таким образом около 8 мин, а при толщине 250 мм 25 мин. Повышение температуры отпуска выше 600° С приводит к ухудшению вязких свойств стали марки K14, а также сталей, полученных способом электрошлакового переплава. Сталь марки K14 более склонна к обезуглероживанию, чем стали марок K12 и K13. Обезуглероживание можно уменьшить путем цементации: упаковкой в ящики с твердым карбюризатором¹. При повышении температуры отпуска теплостойкой штамповой инструментальной стали для горячего деформирования марки 40CrMoV5.3 с содержанием 3% Мо и 5% Cr снижается прочностные характеристики, растет значение ударной вязкости, значение вязкости при разрушении вначале также увеличивается. Путем отпуска при температуре 560—580° С можно добиться более благоприятного сочетания свойств. Отпуск при температуре выше 600° С охрупчивает эту сталь в меньшей степени, чем сталь K14.

¹ С этой целью используют отработанный карбюризатор. (Прим. ред.)

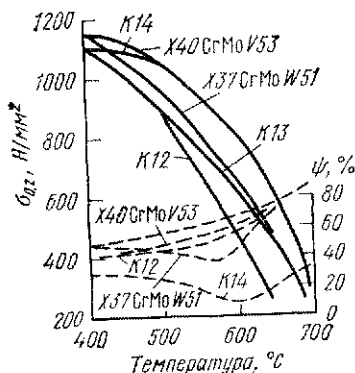


Рис. 204. Изменение при нагреве предела текучести (—) и относительного сужения площади поперечного сечения (---) образцов, изготовленных из штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования ($\sigma_B = 1600 \text{ Н/мм}^2$)

ТАБЛИЦА 106. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕПЛООВОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРЕДЕЛЫ ТЕКУЧЕСТИ
ПРИ НАГРЕВЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ МАРОК К13 и К14

Марка стали	Режим заковки	Режим отпуска		При растяжении, Н/мм ²		
		$t, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,2/500}$	$\sigma_{0,2/600}$
К13	1040 °C	580	2	1870	1620	—
		580	6	1900	1630	—
		610	2	1500	1040	—
		640	2	1250	760	—
К14	980 °C	610	2	1450	102	—
		610	6	1280	900	—
	1000 °C	600	3	1500	1300	950
		630	3	1250	1050	860
	1040 °C, 30 мин	580	2	1230	1070	—
		610	2	1400	1010	—
		610	6	1290	870	—
		640	2	1220	820	—
		640	6	1040	740	—
	1040 °C, 120 мин, масло	630	3	1400	1180	—
	1040 °C, соляная ванна	600	3	1510	1270	1060
		630	3	1450	1170	1000
	1040 °C, воздух	600	3	1450	1250	1020
		630	3	1420	1050	900

Теплостойкость вязких штамповых сталей, предназначенных для горячей обработки металлов давлением, до определенной температуры сильно зависит от твердости, определяемой термической обработкой (см. табл. 106 и рис. 35) и от температуры нагрева при закалке (см. сталь марки K12 в табл. 11). Эта иллюстрирует рис. 204, на котором представлены предел текучести и относительное сужение площади поперечного сечения при разрыве образцов, изготовленных из инструментальных сталей, имеющих одинаковое временное сопротивление на разрыв, в зависимости от температуры нагрева. Предел текучести при нагреве сталей, содержащих в растворе большое число легирующих компонентов (Mo, W, V), оказывается большим в интервале температур 400—680° С. Повышение содержания ванадия приблизительно до 1% значительно повышает теплостойкость сталей с 5% Cr и 1,3% Mo. Однако в случае кратковременного теплового воздействия в интервале температур до 500—500° С предел текучести при нагреве стали марки K13 (которую можно подвергнуть термичес-

ТАБЛИЦА 107. УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ
ШТАМПОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ,
ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ТЕПЛОСТОЙКОСТЬЮ,
В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ

Марка стали	Температура отпуски, °С	Твердость, HRC	α_n образца с V-образным над- резом, Дж/см ² , при температуре, °С			
			20	100	300	500
K12	550	54	10	22	24	24
	580	50	20	30	40	42
	600	45,5	27	56	60	60
	620	42	25	67	76	84
	640	37,5	22	72	84	95
	680	31	34	100	104	124
K13	550	53	10	22	30	31
	580	50	7	13	17	19
	600	47	9	18	19	19
	620	42	12	23	27	28
	640	37	12	29	33	37
	680	28	21	106	107	104
K14	550	47	12	23	26	23
	580	50	13	24	25	22
	600	50	13	26	25	23
	620	48,5	15	24	25	22
	640	45,5	18	26	26	25
	680	31	24	43	50	40
X40CrMoV5.3	550	55	12	16	20	15
	600	47	10	17	22	24
	630	38	11	22	30	34
	680	29	18	37	58	73

кой обработке для достижения большого предела текучести) и прочих сталей превосходит предел текучести при нагреве стали марки K14, обладающей достаточно высокой устойчивостью против отпуска, но меньшей прочностью (см. табл. 106). При повышении температуры нагрева вязкие свойства сталей постепенно и в значительной степени усиливаются (см. табл. 107 и рис. 204), за исключением стали K14, легированной 3% Cr и 3% Mo, и соответственно сталей, легированных молибденом и вольфрамом. Энергия образования трещин у стали марки K13 при увеличении температуры постоянно возрастает (см. рис. 23). Поэтому целесообразно (между прочим и в целях избежания хрупкого разрушения) перед эксплуатацией инструменты подогревать. Вышеупомянутая сталь марки K14 и вольфрамомолибденовая сталь, а также стали подобного типа охрупчиваются в основном при высоких эксплуатационных температурах (см. рис. 204), поэтому по возможности следует избегать таких температур эксплуатации. При более низких и более высоких температурах вязкие свойства удовлетворительны. По сопротивлению термической усталости инструментальные стали, содержащие 5% Cr—Mo—V (главным образом стали, полученные способом электрошлакового или другого переплава), далеко опережают издавна используемые теплостойкие штамповые стали для горячего деформирования, легированные вольфрамом (см. рис. 32 и табл. 9). На поверхности этих сталей под влиянием многократного нагрева и охлаждения возникают равномерно распределенные трещины очень небольшого размера (см. на рис. 31 I и II ступень). Это наиболее распространенная причина их разрушения. Вязкая сталь марки K14, обладающая большой теплостойкостью, очень хорошо противостоит термической усталости. Долговечность литейного инструмента, предназначенного для обработки давлением и работающего в условиях многократных термических нагрузок, можно увеличить в 2—4 раза путем замены вольфрамсодержащей стали, из которой он изготовлен, на стали марок K12—K14.

Эти стали обладают также вполне удовлетворительной износостойкостью при высоких температурах (см. рис. 45). Их износостойкость при нагреве можно увеличить путем термической обработки на больший предел текучести за счет увеличения содержания растворенных легирующих компонентов (см. рис. 46 и табл. 13). Сталь марки K14 при температуре 500°С является более теплостойкой, чем высоколегированные вольфрамом стали.

Влияние поверхностной обработки. Износостойкость, а следовательно, и долговечность теплостойких штамповых сталей, обладающих достаточной вязкостью и хорошо противостоящих термической усталости, можно увеличить с помощью различных видов поверхностной обработки. При обработке прессформ, штампов, литейных форм, изготовленных из этих сталей, наиболее широкое распространение получило азотирование.

Чаще всего применяют азотирование в соляной ванне инструмента, подвергнутого сначала закалке, а затем отпуску с 2—3-ч выдержкой при температуре 570°С. В процессе азотирования образуются слой толщиной 10—15 мкм с твердостью $HV_{0,02}=1400\div1500$, представляющий собой химическое соединение, и диффузионный слой толщиной около 0,15—0,20 мм, имеющей твердость $HV_{0,02}=900\div1000$. Износостойкость и долговечность штампов, подвергнутых азотированию многократно (в среднем в два раза) возрастают по сравнению с неазотированными штампами. У штампов для алюминиевых спла-

вов уменьшается шероховатость поверхности. Вследствие многократного теплового воздействия при температуре выше 500°C слой химического соединения быстро разрушается (за 120 ч при 500°C , за 15 ч при 550°C , за 3—5 ч при 600°C). Это необходимо учитывать при назначении температурных режимов процесса штамповки. После износа слоя химического соединения путем повторного азотирования инструмент снова можно сделать пригодным к работе.

Ковочные штампы больших размеров, изготовленные из стали марок K12—K14 с 3—5% Cr, хорошо азотируются в аммиачной газовой среде со степенью диссоциации около 30%. Под влиянием термической обработки (12 ч при 500°C + 12 ч при 520°C) образуется азотированный слой толщиной приблизительно 0,2—0,25 мм (толщина пленки химического соединения 10—15 мкм), имеющий поверхностную твердость $HV_5=1000\div1200$. Поверхностная твердость сталей типа NK не превышает $HV\ 550$. Расходы на азотирование в газовой среде в течение относительно продолжительного периода времени составляют 2—8% от стоимости инструмента. Продолжительность азотирования в газовой среде может быть сокращена путем повышения температуры обработки. Однако с точки зрения оптимальности свойств более целесообразно начинать азотирование при низких температурах и заканчивать при несколько больших (но более низких, чем температура отпуска) температурах. В процессе азотирования, осуществляемого при низких температурах, твердость сердцевины не меняется и, если меняется, то совершенно незначительно, однако при этом в небольшой степени (5—25%) уменьшается вязкость. Ударная вязкость образцов с азотированным слоем вследствие образования хрупкого поверхностного слоя убывает в значительной степени. Инструмент ковочных штампов, обработанный азотированием, чрезвычайно стоек к износу. Одинаковый износ (0,1—0,3 мм) инструмента, подвергшегося азотированию, наблюдается после штамповки приблизительно в 2,5—3 раза большего количества деталей по сравнению с неазотированным инструментом. Однако азотирование не увеличивает долговечность инструмента, имеющего склонность к разрушению и образованию трещин, так как еще сильнее увеличивает хрупкость инструмента. Поэтому инструмент с азотированным поверхностным слоем нельзя быстро охлаждать, например в воде, потому что под влиянием такого охлаждения азотированная поверхность растрескивается.

При наличии трения скольжения между деталями износостойкость при нагреве сталей марок K12—K14 можно значительно повысить путем образования слоя TiC ($HV\ 3800$).

На поверхности стали K13 в процессе борирования поверхностного слоя при температуре $750\text{—}900^{\circ}\text{C}$ можно создать достаточно твердый ($HV_{0,1}\ 2600$), стабильный и износостойкий слой. Однако под влиянием такой обработки полностью размягчается сердцевина. Поэтому обычно борированию подвергают окончательно обработанный и отожженный инструмент и только после этого следуют закалка и отпуск.

Теплостойкие инструментальные стали, обладающие наибольшей твердостью и вязкостью и подвергаемые мартенситному старению (мартенситно-стареющие стали), содержащие наряду с 8—25% Ni и менее 0,03% Si значительное количество кобальта, молибдена, алюминия и титана, а также других легирующих компонентов, стали с мартенситной структурой, упрочненные дисперсионным твердением, начали производить и использовать в промышленных масштабах на-

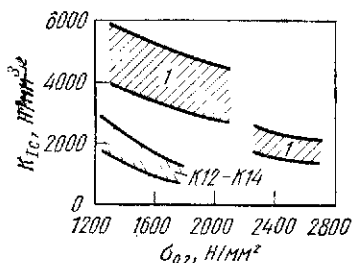


Рис. 205. Коэффициент критической интенсивности напряжений K_{IC} мартенситно-старееющих сталей (1) в зависимости от предела текучести при растяжении

инструментальных сталей (K12—K14), содержащих 5% Cr (рис. 205). Эти стали имеют высокий предел усталости.

Вследствие высокой вязкости эти стали чрезвычайно хорошо противостоят колебаниям температуры или термической усталости. Долговечность изготовленных из этих сталей форм, предназначенных для литья под давлением, в 3—4 раза выше, чем, например, аналогичных литейных форм, изготовленных из стали марки K13.

Сочетание наиболее благоприятных свойств обнаруживается у стали со следующим составом: Cr<0,03%, 18% Ni, 9% Co, 5% Mo, 0,7% Ti. Эти стали обладают коррозионной стойкостью, а их склонность к адгезии (к налипанию) минимальна. Объемные деформации, возникающие в процессе закалки, ничтожны.

Высокую прочность сталей, подвергнутых мартенситному старению, в противоположность обычным инструментальным сталям оп-

ределяет не количество карбидов или содержание углерода, связанного в твердом растворе (в мартенсите), а выделяющиеся вследствие ограниченного растворения в процессе старения так называемого никелевого мартенсита с низким содержанием углерода интерметаллические соединения (Ni_3Ti , Ni_3Al , Ni_3Mo , Fe_2Mo и т. д.) (см. гл. 3.6).

В сплаве железа с низким содержанием углерода и 8—25% Ni может происходить уже под влиянием охлаждения на воздухе бездиффузионное мартенситное превращение, так как температура превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ под воздействием никеля становится все ниже (см. рис. 86 и 87). Дальнейшему развитию этого процесса способствуют также и другие легирующие компоненты: кобальт, молиб-

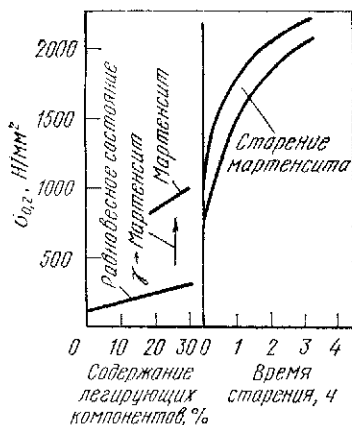


Рис. 206. Возможности увеличения предела текучести при растяжении в мартенситно-старееющих сталях

ТАБЛИЦА 108. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Обозначение стали	Химический состав, %					При растяжении, Н/мм ²		K_{Ic} , Н/мм ^{3/2}	Твердость, HRC
	Ni	Co	Mo	Al	Ti	$\sigma_{0,2}$	σ_B		
18Ni (200)	17,0-19,0	8,0-9,0	3,0-3,5	<0,15	0,2	1300-1550	1350-1600	5200	44-48
18Ni (250)	17,0-19,0	7,0-8,5	4,6-5,2	<0,15	0,4-0,5	1650-1850	1700-1900	4300	48-50
18Ni (300)	18,0-19,0	8,5-9,5	4,6-5,2	<0,15	0,5-0,8	1800-2100	1850-2150	3300	51-55
X3NiCoMoTi18.9.5									
18Ni (350)	17,5-18,5	12,0-12,5	3,8-4,6	<0,15	1,4-1,7	2150-2550	2200-2600	1650	56-60
13Ni (400)	13	15,0-16,0	10	—	—	—	—	2000	—
8Ni (450)	8	18	14	—	—	—	—	—	—

Примечание. Содержание остальных компонентов: $\leq 0,03\%$ C, $< 0,1\%$ Si, $< 0,1\%$ Mn, $< 0,01\%$ S, $< 0,01\%$ P

ТАБЛИЦА 109. ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ 18Ni (300)

Состояние	При растяжении, Н/мм ²			ψ , %	σ_H образца с U-образным надрезом, Дж/см ²	Твердость, HRC	K_{Ic} , Н/мм ^{3/2}
	$\sigma_{0,02}$	$\sigma_{0,2}$	σ_B				
Закаленная	—	700-900	900-1100	75-85	200-300	27-32	6000-10 000
Закаленная + отпущенная	1500-1600	1800-2100	1850-2150	50-60	50	51-55	3300

ден, титан, ниобий и т. д. Кобальт повышает температуру M_n . В образующемся таким образом мартенсите путем внедрения растворено очень мало элементов; легирующие компоненты (Ni, Co, Mo, Ti) растворены в основном путем замещения. Поэтому в случае такого мартенситного превращения искажения кристаллической решетки минимальны и увеличение прочности незначительно ($\Delta\sigma_{0,2} = 500 + 600 \text{ Н/мм}^2$, рис. 206). Микроструктура мартенсита отличается от привычной, так как вместо игольчатой структуры она представляет собой зубчатую конфигурацию с направлениями зубцов, определяемыми границами зерен мартенситных кристаллитов. Внутри этих кристаллитов так называемого массивного мартенсита образуется большое количество дислокаций. Плотность дислокаций достигает $10^{12}/\text{см}^2$, что в незначительной степени усиливает прочность сплава, но более всего создает благоприятные условия для происходящего в процессе старения возникновения равномерно распределенных выделений.

Твердость и прочность никелевого мартенсита с низким содержанием углерода относительно небольшая ($\sigma_b = 900 + 1000 \text{ Н/мм}^2$), но он довольно вязок и пластичен ($K_{Ic} > 10\,000 \text{ Н/мм}^{3/2}$, $\psi = 75 - 85\%$, $\alpha_n = 200 + 300 \text{ Дж/см}^2$). Благодаря наличию никеля значительно ослабляется сопротивление кристаллической решетки перемещению дислокаций. Уменьшается энергия взаимодействия дислокаций и внедренных атомов. Деформационное упрочнение невелико, поэтому в таком состоянии эти стали легко подвергаются холодной деформации. Повышение прочности становится значительным только после 50—60%-ной холодной деформации. Под воздействием холодной деформации возрастает плотность дислокаций мартенсита, которые вызывают не только увеличение прочности, но и способствуют равномерному образованию выделений по всему поперечному сечению, ускоряют диффузию легирующих компонентов и этим увеличивают прочность при старении (см. рис. 114).

Легирующие компоненты (Ni, Mo, Ti и главным образом Co), растворенные в мартенсите путем замещения, естественно, повышают прочность сплава, но только в незначительной степени. Под влиянием приблизительно 30%-ного содержания легирующих компонентов увеличение предела текучести в целом составляет $\Delta\sigma_{0,2} \approx 200 \text{ Н/мм}^2$ (см. рис. 206).

Вследствие протекающего процесса дисперсионного твердения твердость и прочность сталей, упрочняемых мартенситным старением, в процессе отпуска (старения) при температуре 450—500°С возрастает в значительной мере: $\Delta\sigma_{0,2} > 100 \text{ Н/мм}^2$. Процесс дисперсионного твердения протекает с минимальными изменениями размеров, поэтому окончательные операции по механической обработке инструмента можно осуществлять перед термической обработкой. Мартенсит в этих сталях является сильнопересыщенным твердым раствором, а наличие никеля уменьшает растворимость некоторых легирующих компонентов. Так, например, повышение содержания никеля до 18% снижает растворимость молибдена при температуре 500—600°С с 6,5 до 2,3%, а титана с 2,5 до 0,2%. Кобальт также уменьшает растворимость молибдена в мартенсите. Под влиянием 10% Co растворимость молибдена уменьшается на 1,5%.

При нагреве в пересыщенном растворе в зависимости от температуры и содержания кобальта протекают различные процессы (рис. 207). Так, например, под действием нагрева (при температуре 300—480°С) сначала протекают процессы старения (А), атомы

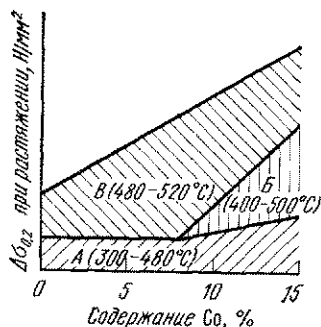


Рис. 207. Процессы, вызывающие увеличение предела текучести при растяжении под воздействием старения в мартенситно-старяющихся сталях:

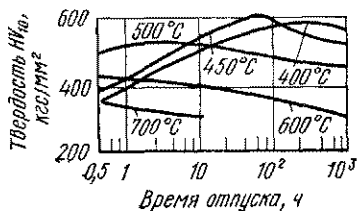
А — деформационное старение; Б — образование когерентных выделений; В — выделение химических соединений

углерода, азота и молибдена блокируют дислокации, возникают концентрационная неоднородность твердого раствора, скопление зон (например, вокруг места образования дислокаций собираются атомы молибдена), следствием которых является быстрое, если не слишком быстрое, увеличение прочности.

В интервале температур 400—500°С в зависимости от содержания кобальта возникают нестабильные (размером 40—60 Å) когерентные с матрицей области — выделения (Б), которые значительно увеличивают прочность. В сплавах, содержащих менее 8% Со, в интервале температур 480—520°С образуются стабильные (размером 60—150 Å) интерметаллические соединения (В), часть которых $[\text{Ni}_3\text{Ti} (a=2,550 \text{ Å}, c=8,3067 \text{ Å}), \text{Ni}_3\text{Mo} (a=5,64 \text{ Å}, b=4,224 \text{ Å}, c=4,448 \text{ Å})]$ также когерентна с матрицей. Одна часть выделений образуется по границам пластинок мартенсита, другая часть — внутри пластин, на дислокациях. Выделения с гексагональной решеткой $\text{Fe}_2\text{Mo} (a=4,74 \text{ Å}, c=7,73 \text{ Å})$ некогерентны с матрицей¹. Чем выше содержание молибдена и кобальта, тем большую часть объема занимают выделяющиеся фазы и тем выше прочность стали. Так как распределение дислокаций в мартенсите из-за высокой плотности является равномерным, то выделения располагаются также относительно равномерно, блокируя перемещения дислокаций. В зависимости от взаимной ориентации решеток мартенсита и выделений в кристал-

¹ Это зависит от температуры и времени старения. (Прим. ред.)

Рис. 208. Влияние продолжительности и температуры отпуска на твердость стали 18—9—5, подвергнутой мартенситному старению (температура отпуска указана на кривых)



лической решетке имеет место сжатие или расширение. Так, например, если

$(010)_{\text{Ni}_3\text{Mo}} \parallel (011)_{\alpha}$, то 3,93 %-ное сжатие,

$(001)_{\text{Ni}_3\text{Mo}} \parallel (2\bar{1}\bar{1})_{\alpha}$, то 5,35 %-ное сжатие,

$(100)_{\text{Ni}_3\text{Mo}} \parallel (1\bar{1}1)_{\alpha}$, то 1,86 %-ное расширение.

Влияние увеличения твердости за счет образования как нестабильных, так и стабильных выделений зависит от температуры и продолжительности выдержки при нагреве (рис. 208).

Наибольшей твердости можно достичь при температуре 440—480° С. Однако для выдержки при низких температурах нагрева требуется более продолжительное время.

Наиболее сильное влияние на повышение твердости оказывают титан и бериллий. Менее сильное действие оказывают такие элементы, как Al, Nb, Mo, Si, Ta, V, W, а самое слабое — кобальт, медь и цирконий. Выделений кобальта в сталях, подвергшихся мартенситному старению, не наблюдается¹. Его влияние проявляется главным образом в том, что он уменьшает растворимость в твердом растворе остальных легирующих компонентов. Между пределом текучести и составом этих сталей, содержащих небольшое количество углерода и 18% Ni, можно установить следующую зависимость:

$$\sigma_{0,2} = 104 + 63 (\% \text{Co}) + 195 (\% \text{Mo}) + 552 (\% \text{Ti}).$$

Происходящее в процессе старения мартенсита дисперсионное твердение значительно увеличивает прочность, но заметно уменьшает вязкость сталей (табл. 109), которая, однако, все-таки остается удовлетворительной. Высокая вязкость сталей, полученных путем мартенситного старения, есть результат довольно равномерно распределенных дисперсных выделений в пластичной матрице (в никелевом мартенсите). При нагружении здесь возникают только очень небольшие пики напряжений, которые легко исчезают вследствие очень хорошей способности этих сталей к деформациям. Если этих выделений слишком много, как, например, у стали с прочностью, превышающей 3000 Н/мм², то вязкость в этом случае тоже минимальна (см. табл. 108).

Титан (несмотря на свое сильное влияние на увеличение твердости), количество которого в стали обычно составляет не более 0,8%, образует с имеющимися в стали углеродом и азотом TiC и TiN, которые значительно снижают пластичность и способствуют усилению свойств анизотропии. Дальнейшее увеличение количества титана в стали целесообразно только при минимальном содержании углерода, азота, кислорода, серы и фосфора. В противном случае резко уменьшается вязкость. Для этих сталей уже не эффективен ни вакуумный, ни электрошлаковый переплав. Влияние молибдена и кобальта с точки зрения вязкости наиболее предпочтительно; уменьшается скорость диффузии некоторых легирующих компонентов по

¹ Кобальт замещает никель и железо в интерметаллических фазах мартенситно-старяющихся сталей. (Прим. ред.)

границам зерен и этим препятствует возникновению случайных межкристаллитных выделений, вредное влияние на вязкость которых хорошо известно. Однако в слитках больших размеров молибден и кобальт имеют склонность к ликвации. Ликвацию легирующих компонентов можно устранить путем гомогенизации при температуре 1200—1230° С. При температуре отпуска выше 520° С начинается рост зерен выделений и, кроме этого, начинается обратное превращение мартенсита в аустенит (см. рис. 86), вследствие чего снижаются прочность и твердость сталей, подвергнутых аустенитному старению. К тому же температура процесса старения выше, чем температура превращения аустенита в мартенсит при охлаждении. Сначала образуется так называемый равновесный и содержащий более 30% Ni аустенит, поэтому содержащий 18% Ni мартенсит обедняется никелем. Начинается растворение Ni_3Ti и других фаз и вместо них выделяется большое количество некогерентных фаз, таких как Fe_2Mo и $(FeCo)_7Mo_8$. Впрочем, этот процесс компенсирует естественное и значительное уменьшение твердости. Аустенит с высоким содержанием никеля очень стабилен и при охлаждении не превращается в мартенсит (см. рис. 86).

В интервале температуры 600—800° С продолжается выделение фаз Fe_2Mo и $(FeCo)_7Mo_8$ и образование зернистой структуры. Этот процесс идет со значительным уменьшением твердости. Между тем превращение мартенсита в аустенит также ускоряется, но содержание никеля в возникающем таким образом аустените совпадает с содержанием никеля в стали. Поэтому при охлаждении после старения вновь образуется мартенсит. При температуре 750—820° С растворяются легирующие компоненты и после охлаждения сталь вновь приобретает мартенситную структуру с невысокой твердостью, которая после отпуска при соответствующей температуре снова упрочняется. Температура закалки выше 820° С вредна, так как ведет к образованию крупнозернистости и сопровождающему этот процесс понижению вязких свойств (табл. 110, 111).

Выше A_1 чаще всего осуществляют нагрев при температуре 820° С, при которой сталь получает наиболее желаемые прочностные и вязкие свойства. Влияние продолжительности выдержки при нагреве на свойства стали незначительно, при выдержке в течение 60 мин вязкость возрастает совсем немного. Механические свойства стали, подвергаемой мартенситному старению, в чрезвычайно высокой степени зависят от температуры и продолжительности старения. С увеличением продолжительности отпуска при низкой температуре отпуска (430° С) предел текучести и твердость все более возрастают и при 27—54-ч отпуске достигают примерно таких же значений, как и при отпуске с температурой 480° С продолжительностью 3—6 ч.

ТАБЛИЦА 110. ВЛИЯНИЕ ПЕРЕПЛАВА

НА ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ
18Ni (300)

Сталь	Химический состав, %									
	C	Ni	Co	Mo	Ti	Al	S	P	Si	Mn
Обычная	0,037	18,8	8,2	4,8	0,40	0,14	0,008	0,014	0,15	0,08
ЭШП	0,029	18,2	7,6	4,94	0,61	0,17	0,002	0,009	0,07	0,07

**ТАБЛИЦА III. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА 18Ni (300)**

Закалка		Режим отпуска		$\sigma_{0,2}$ при растяже- нии, Н/мм ²	σ_B при растяже- нии, Н/мм ²	ψ , %	A_p , Дж/см ²
θ , °C	τ , мин	θ , °C	τ , ч				
720	60	480	3	1860	1910	49	1470
820	20	480	3	1770	1820	51,5	1500
	60	480	1	1510	1510	54,7	1460
	60	480	3	1760/1650	1810/1720	52,6/29	1054/630
	60	480	27	1780	1850	51,9	1560
	180	480	3	1740	1790	53	1490
920	60	480	3	1660	1730	12,5	200
820	60	430	1	1450	1520	55,4	1100
	60	430	3	1520	1590	53,7	1450
	60	430	9	1630	1690	52,2	1440
	60	430	27	1760	1810	51	1510
	60	430	54	1870	1910	49	1470
	60	570	1	1580	1670	47,6	1220
	60	570	3	1560	1640	39,1	910
	60	570	9	1460	1540	38,6	860

Примечание. В числителе данные для стали, полученной электрошлаковым переплавом, в знаменателе — для стали обычного качества.

Подвергнутые мартенситному старению стали с зерном, измельченным с помощью электрошлакового переплава, обладают прочностью и вязкостью, намного превосходящими стали обычного качества, в которых наблюдается значительная анизотропия механических свойств (например, значение свойств изменяется в пределах от 20 до 31%).

При азотировании в соляной ванне под воздействием наиболее предпочтительной температуры нагрева (570°С) снижаются прочность и вязкость стали. Поэтому более целесообразно эти стали азотировать в газовой среде при температуре ниже 500°С, но с более продолжительным временем выдержки. Стали, подвергнутые мартенситному старению, сохраняют свою прочность и предел текучести до определенной границы при нагреве, т. е. до той температуры, пока не становятся значительными рост зерна и процесс превращения мартенсита в аустенит. Зависимость предела текучести и ударной вязкости различных мартенситно-стареющих сталей от температуры испытания представлена на рис. 209. Для сравнения на рисунке дан предел текучести инструментальной стали марки K14, подвергнутой термической обработке на высокую прочность, который только в интервале температур выше 500°С достигает и в некоторых случаях

превышает пределы текучести мартенситно-стареющих сталей. Уменьшение прочности последних в зависимости от легирования является значительным начиная уже с температуры нагрева 425—540° С. С повышением температуры (начиная со 100° С) вязкость сталей возрастает, однако относительное сужение площади поперечного сечения образца становится больше только после того, как температура нагрева превысит 400° С. Влияние продолжительной выдержки при рабочей температуре 500—520° С не оказывает значительного воздействия на предел текучести при растяжении этих сталей (табл. 112). Следует еще добавить, что выдержка при температуре нагрева ниже 400° С вызывает дальнейшее увеличение предела текучести при растяжении. Однако при температуре выше 520° С предел текучести при растяжении сталей, подвергнутых мартенситному старению, резко уменьшается.

Наиболее часто применяемые режимы термической обработки мартенситно-стареющих сталей приведены в табл. 113; влияние продолжительности отпуска на прочность стали можно видеть на рис. 210.

Поверхностную твердость сталей, подвергшихся мартенситному старению, можно повысить путем азотирования в газовой среде. Так, например, значения поверхностной твердости и толщины поверхно-

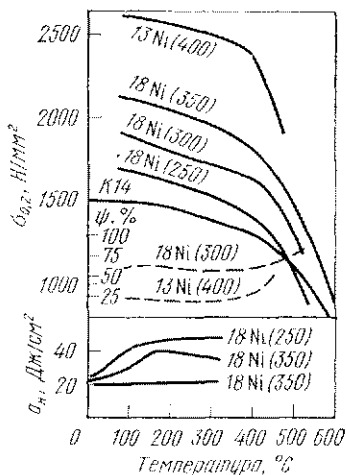


Рис. 209. Пределы текучести при нагреве (—), относительное сужение площади поперечного сечения образцов (---) и ударная вязкость сталей, подвергаемых мартенситному старению

ТАБЛИЦА 112. ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ НАГРЕВЕ
МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА 18Ni (300)

Температура, °С	σ _{0,2} при нагреве, Н/мм², при выдержке, ч			Температура, °С	σ _{0,2} при нагреве, Н/мм², при выдержке, ч		
	0,5	200	1000		0,5	200	1000
20	1960	1950	1680	480	1400	1280	1680
150	1880	1880	1680	540	1050	710	1680
260	1760	1860	1680	590	630	500	1680
370	1630	1790	1680	650	360	360	1680
400	1550	1680	1680				

ТАБЛИЦА 113. РЕЖИМЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Сталь	Температура закалки. Нагрев выше A_1 , °C	Режим отпуска	
		температура, °C	продолжи- тельность, ч
18Ni (200)	820	450	4
	820	450—480	1—6
18Ni (200—300)	820	{ 480 430	{ 0,5 8
	820	430	3—6
18Ni (350)	820	480	12
	820	510—540	3
13Ni (400)	980	520	4

стного слоя, которые могут быть достигнуты при азотировании, осуществляемом при 450° C, приведены ниже:

Продолжительность азо- тирования, ч	3	10	20	40
Поверхностная твер- дость, $HV_{0,025}$	950	1050	1100	1250
Толщина слоя с твер- достью $HV_{0,025} > 900$ мкм	10	20	50	80
Толщина диффузионного слоя, мкм	50— 100	80— 150	150— 200	200— 300

Операцию азотирования можно объединить с процессом старения. Под воздействием азотирования возрастают коррозионная стойкость, износостойкость и предел выносливости стали.

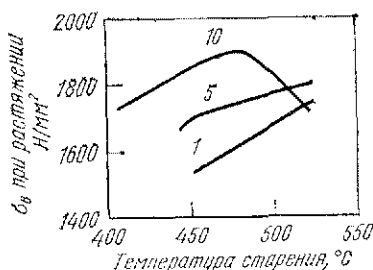


Рис. 210. Влияние продолжительности и температуры отпуска на предел прочности при растяжении мартенситно-стаireющей стали марки 18Ni (250) (продолжительность отпуска указана на кривых)

Область применения мартенситно-стаireющих сталей. Это формы для литья под давлением, бездеформационные и обладающие коррозионной стойкостью штампы для обработки пластмасс, выдерживающие большие нагрузки ($\sigma_{0,2} \geq 1800$ Н/мм²), штампы для выдавливания оловянных и свинцовых сплавов, штампы для горячей и холодной высадки головок болтов и др.

Стали для штампов горячего деформирования малой вязкости, обладающие высокой теплостойкостью. Высокой теп-

лостойкости штамповых сталей для горячего деформирования можно достигнуть увеличением содержания вольфрама (молибдена) до 4—12%, а иногда до 14—18%. Содержание углерода в них составляет 0,3—0,4%, иногда 0,5—0,6% (см. табл. 44). В случае меньшего содержания углерода образуется много феррита и снижается прочность. При большем же содержании углерода сильно убывает вязкость. Состав некоторых штамповых сталей, предназначенных для горячего деформирования и обладающих высокой теплостойкостью, отличается от состава быстрорежущих сталей только меньшим содержанием углерода. Именно этому мы обязаны существенно большей вязкости этих сталей по сравнению с быстрорежущими сталями. Из-за высокого содержания легирующих компонентов в этих инструментальных сталях количество карбидов больше (в отожженном состоянии 8—15%), чем в инструментальных сталях типа $5Cr-Mo-V$. Неоднородное распределение карбидов и появление их в виде карбидной сетки можно ожидать уже в случае поперечного сечения толщиной более 100 мм, поэтому сопротивление термической усталости и вязкости сталей существенно меньше. Однако теплостойкость и износостойкость в интервале температур 600—650°С несколько лучше, чем у инструментальных сталей типа $Cr-Mo-V$. Кроме того, эти инструментальные стали лучше сохраняют форму, так как обладают меньшей склонностью к ползучести. Однако вследствие высокого содержания вольфрама теплопроводность у них ниже (см. табл. 27). В отожженном состоянии они имеют большую твердость, тем хромо-молибденованадиевые стали (см. табл. 38), вследствие этого они хуже обрабатываются резанием и пластической деформацией. Легированные вольфрамом инструментальные стали для горячего деформирования существенно дороже хромоникелевых сталей, а также сталей с 5% $Cr-Mo-V$.

Сопоставление штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования по стоимости приведено ниже:

Марка стали	Относительная стоимость, %	Марка стали	Относительная стоимость, %
NK	52	E1956	165
K12	75	W3	165
K13	100	W2	285
K14	100	W1	>285
X40CrMoV5.3	110	Мартенситно-старееющие	>300

Из этих инструментальных сталей чаще всего изготавливают используемые для пластического деформирования с продолжительной выдержкой при нагреве и повышенными температурами инструменты, у которых не возникает динамических нагрузок и от которых не требуются сильные ударные нагрузки, например штампы для прессования и выдавливания, пуансоны, иногда литейные формы, а также части штампов горячего деформирования для труднообрабатываемых теплостойких сплавов.

Наряду с вольфрамом (молибденом) как главным легирующим компонентом в этих инструментальных сталях можно встретить 0,2—0,1%, а иногда и 2% V, 2,5—5% Cr, реже 1% Si и даже кобальт. Если в стали нет кремния, то она в большинстве своем имеет повышенную вязкость. Хром способствует растворению карбидов

типа Me_6C с высоким содержанием легирующих компонентов при нагреве до температуры заковки и таким образом повышает легированность твердого раствора, увеличивает прокаливаемость стали, ее окалинистость и износостойкость, ускоряет коагуляцию карбидов при температуре 600—650° С и этим повышает вязкие свойства стали. Однако в сталях с содержанием хрома, превышающим 3%, возникают также и карбиды типа $Me_{23}C_6$, которые очень быстро коагулируют. Это в большой степени снижает устойчивость против отпуска и теплостойкость. Так, например, хромистые стали, содержащие 2—4% Cr, с высоким содержанием вольфрама сохраняют твердость HRC 45 до температуры 650—670° С, в то время как стали, содержащие 5—6% Cr, — только до 640—650° С. Увеличение содержания ванадия в легированных вольфрамом штамповых инструментальных сталях для горячей деформации усиливает процесс дисперсионного твердения, делает возможным использование более высоких температур заковки и отпуска, улучшает теплостойкость, но при этом снижает вязкость. Наличие кобальта также увеличивает теплостойкость сталей, но ухудшает обрабатываемость резанием.

В отожженном состоянии в стали содержится много карбидов типа Me_6C с высоким содержанием (55%) вольфрама (молибдена) и легированных ванадием, а также карбидов типа $Me_{23}C_6$, содержащих меньшее количество вольфрама (5—25%), растворяющихся при более низких температурах. Карбиды типа MeC встречаются только в сталях с 1% V. В сталях с высоким содержанием вольфрама и низкой концентрацией углерода образуются интерметаллиды $Fe_3W_2^*$ или Fe_2W , которые растворяются при температуре 850—900° С**. В закаленном и затем отпущенном состоянии эти интерметаллиды встречаются редко. Растворение карбидов Me_6C по сравнению с аналогичными карбидами в стали типа 5Cr—Mo—V требует более высоких температур заковки (см. табл. 48). Увеличением продолжительности и температуры заковки, а также повышением эффективности охлаждающей среды при заковке (использование вместо воздуха соляной ванны или масла) можно значительно увеличить содержание легирующих компонентов в твердом растворе (табл. 114).

Карбиды вольфрамовых сталей растворяются труднее, чем карбиды стали, содержащей 5% Cr—Mo—V, поэтому имеется необходимость в более продолжительной (приблизительно 20 мин) выдержке при нагреве. В случае использования менее эффективной охлаждающей среды после соблюдения точно таких же предварительных условий заковки в твердом растворе остается меньшее количество легирующих компонентов, чем в процессе охлаждения в более эффективной охлаждающей среде. При отпуске уменьшается содержание легирующих компонентов в твердом растворе и возрастает количество выделившихся карбидов в процессе дисперсионного твердения. Однако в растворе остается все еще значительное количество вольфрама, который повышает устойчивость против отпуска и теплостойкость. Охлаждение на воздухе вредно еще и потому, что при охлаждении от более высоких температур заковки инструменты могут покрываться окалиной.

* Так раньше обозначали интерметаллическую фазу Fe_7W_6 . (Прим. ред.)

** Температура растворения этих фаз, особенно в феррите, как правило, выше и зависит от состава стали. (Прим. ред.)

**ТАБЛИЦА 114. СОДЕРЖАНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ
В ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ И КОЛИЧЕСТВО НЕРАСТВОРИВШИХСЯ ФАЗ
В ШТАМПОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ
ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАРОК W2 и ЭИ956**

Состояние	Легирующие компоненты в твердом растворе, %				Количество не- растворив- шихся фаз, %
	Cr	Mo	W	V	
Сталь ЭИ956					
Отожженная	2,35	0,14	1,2	0,21	10,1
1040° С 20 мин в масле	3,88	0,39	3,1	0,35	2,4
То же+580° С, 3 ч	2,9	—	1,5	0,19	—
То же+630° С, 3 ч	2,5	0,32	2,6	0,18	6
То же+640° С, 3 ч	2,07	0,2	1,4	0,13	7,1
1040° С 20 мин в соляной ванне	4,0	0,44	3,3	0,33	2,7
То же+600° С, 3 ч	3,1	0,24	2,4	0,18	8,2
1070° С 30 мин+600° С, 3 ч	2,6	0,25	2,4	0,18	7,1
1070° С 120 мин в соляной ванне	4,04	0,47	3,84	0,41	2,3
То же+600° С, 3 ч	3,15	0,36	3,73	0,20	5,6
То же+630° С, 3 ч	2,9	0,26	3,23	0,23	6,8
То же+580° С+630° С, 3 ч	2,85	0,30	3,26	0,26	6,6
Сталь W2					
Отожженная	1,36	1,44	1,44	0,21	14
Сталь W2					
1120° С 20 мин в масле	2,0	0,17	6,3	0,12	3,6
То же+630° С, 3 ч	1,44	0,17	5,0	0,10	8,2
1120° С 120 мин в масле	2,04	0,21	8,17	0,17	6,45
То же+630° С, 3 ч	1,65	0,12	5,47	—	10,8
1120° С 120 мин на воздухе	2,23	0,24	6,36	0,39	6,7
То же+630° С, 3 ч	1,47	0,13	5,14	—	11,8
1120° С 30 мин на воздухе + +630° С, 3 ч	1,26	0,11	4,70	0,17	9,8
1120° С 30 мин в соляной ванне+630° С, 3 ч	1,72	0,12	4,95	0,18	8,9
1120° С 120 мин в соляной ванне+630° С, 3 ч	1,79	0,19	5,71	—	10,0

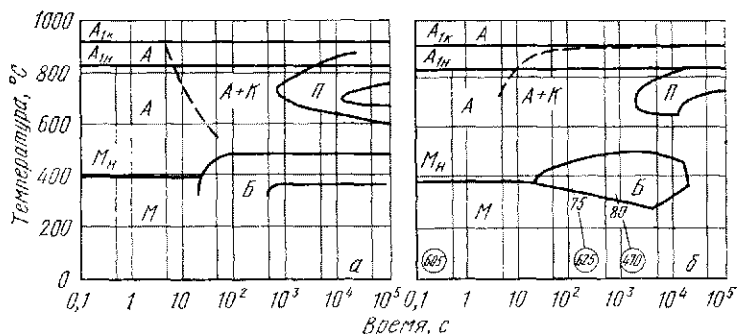


Рис. 211. Диаграммы изотермического (а) и непрерывного (б) превращений инструментальной стали W3

Высоколегированный аустенит очень стабилен главным образом в интервале температур перлитных превращений ($600-500^{\circ}\text{C}$). В интервале температур бейнитных превращений устойчивость аустенита намного меньше. Это хорошо видно на примере стали марки W3, содержащей 2,5% Cr и 4,5% W, на диаграммах изотермических (рис. 211, а) и непрерывных (рис. 211, б) превращений. Количество бейнита и температура начала превращения возрастают с замедлением скорости охлаждения. В структуре стали возникает все больше верхнего бейнита. Для образования чисто мартенситной структуры необходимо время критического охлаждения (t_m) составляет всего 5—20 с, $t_{50\%M}$ только 34 с, однако $t_L=23\,000$ с. Поэтому структура таких сталей—в основном инструментов больших размеров—при закалке может становиться вместо мартенситной бейнитной и даже могут встречаться эвтектоидные выделения. К сожалению, при обычных условиях охлаждения перлитное и бейнитное превращения начинаются позже выделения значительного количества карбидов, которые обычно образуются как раз по границам зерен. Вследствие этого снижается содержание легирующих компонентов в твердом растворе (см. табл. 114) и резко ухудшаются вязкие свойства стали.

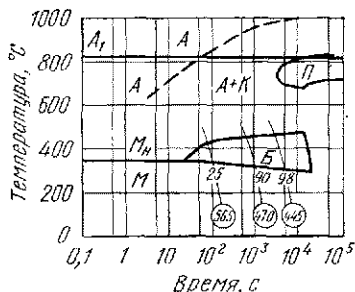


Рис. 212. Диаграммы непрерывных превращений инструментальной стали W2

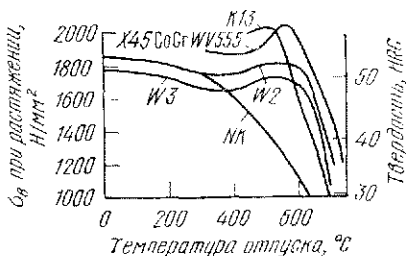


Рис. 213. Кривые отпуска штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования, легированных вольфрамом

В вольфрамовых сталях с 4—5% Cr бейнитное превращение смещается в область более продолжительного времени превращения, при содержании 4,2% Cr $t_m=30$ с, при 5% Cr $t_m=250$ с. Следовательно, эти стали лучше прокаливаются и содержат меньше вредного верхнего бейнита и остаточного аустенита. Однако при содержании хрома свыше 4% уменьшается устойчивость против отпуска, так как образуется большое количество карбидов $Me_{23}C_6$, которые коагулируют быстрее.

В инструментальных сталях марки W2 с высоким содержанием (8—9%) вольфрама время перлитного превращения продолжает возрастать (рис. 212), а область бейнитных превращений смещается немного вправо. Инструменты диаметром примерно до 50 мм закалывают на мартенсит в масле.

При диаметре изделия 400 мм можно достичь твердости HRC 45. Однако заэвтектоидное выделение карбидов в стали марки W2 более эффективно при небольших скоростях охлаждения, чем в стали марки W3. Возможное перлитное превращение значительно уменьшает твердость стали. Прокаливаемость стали W1, легированной 2% Ni, несколько выше, чем стали W2.

Из-за сильного выделения заэвтектоидных карбидов легированные вольфрамом штамповые инструментальные стали для горячего деформирования охлаждать на воздухе нецелесообразно. Более предпочтительным является охлаждение в масле или ступенчатая закалка в соляной ванне, охлаждающее влияние которой как раз наиболее эффективно в интервале высоких температур. Путем закалки в масле или ступенчатой закалки в соляной ванне можно достичь большей твердости после отпуска и вязкости, при этом процесс дисперсионного твердения становится более эффективным, распределение карбидов более равномерным.

Содержание углерода в мартенсите закаленных штамповых сталей для горячего деформирования, обладающих высокой теплостойкостью, не высокое (0,2—0,25%). Кроме того, при закалке и структуре сохраняется большое количество аустенита. Поэтому объемные деформации штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования, легированные вольфрамом, проявляются слабее, чем у стали 5Cr—Mo—V.

При отпуске легированных вольфрамом штамповых сталей для горячего деформирования в интервале температур 200—400°С твердость убывает (рис. 213) вследствие выделения и коагуляции карбидов типа цементита. При температуре отпуска, превышающей 400°С, наблюдается возрастание твердости. Это возрастание твердости тем больше и тем шире (т. е. распространяется на интервал более высоких температур), чем больше легирующих компонентов в стали (и в твердом растворе при нагреве до температуры закалки). Твердость (прочность) вольфрамовой стали (X45CoCrWV5.5.5), содержащей 5% Co, является наибольшей потому, что вследствие большей легированности твердого раствора исходная твердость также больше, чем у сталей марок W3 и W2. Возрастание твердости вызывается выделением карбидов Me_2C с Me_3C^* . Карбидная фаза MeC в значительных количествах возникает только в инструментальных сталях, содержащих более 1% V. В процессе отпуска при температуре выше 620—650°С у инструментов, изготовленных из этих

* Карбиды Me_3C выделяются на стадии перестаривания. (Прим. ред.)

сталей, обнаруживается значительное уменьшение твердости. С повышением нагрева вместо карбидов Me_2C все больше образуется карбидов Me_6C . Ниже приведены карбидные фазы, обнаруженные в штамповой инструментальной стали для горячего деформирования, содержащей 8—9% W в зависимости от температуры отпуска.

Температура отпуска, °C

Карбидные фазы

600—650

$Me_2C + (Me_6C)$

670

$Me_2C + Me_6C$

700

$Me_6C + Me_2C$

750

$Me_6C + (Me_{23}C_6)$

800

$Me_6C + Me_{23}C_6$

Чем интенсивнее идет выделение карбидов, тем быстрее уменьшается вязкость. Это хорошо видно из рис. 213, на котором наряду с кривыми для вольфрамовых сталей представлены кривые для стали K13, содержащей большое количество карбидов $Me_{23}C_6$, и для инструментальной стали НК, содержащей карбиды цементитного типа. Влияние наибольшей твердости (прочности), достижимой с помощью закалки и отпуска у вольфрамовых сталей, проявляется при повышенных температурах отпуска (650—700° C).

В зависимости от степени легирования сталей количество остаточного аустенита можно уменьшить только путем увеличения температуры отпуска, т. е. путем постепенного обеднения легирующими компонентами твердого раствора (табл. 115).

ТАБЛИЦА 115. СОДЕРЖАНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА В ЛЕГИРОВАННЫХ ВОЛЬФРАМОМ ШТАМПОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Марка стали	Содержание остаточного аустенита, %, в стали					
	закаленной	отпущенной при температуре, °C				
		350	450	500	550	600
W2	7	5	3,5	2,5	2	0
3X4B2M2Ф	5	3,8	2,2	1,5	0,6	—
4X5B2ФC	4	3,5	1,5	0,5	—	—

Среди инструментальных сталей, относящихся к этой группе наименьшей устойчивостью против отпуска и теплостойкостью обладают штамповые стали для горячего деформирования с 2,5% Cr и 4% W (сталь W3 и ей подобные), однако эти стали обладают наибольшей вязкостью. Вязкость штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования марки W3, в основном подвергшихся переплаву, наряду с малым пределом текучести при растяжении ($\sigma_{0,2} = 1450 \div 1500$ Н/мм²) не уступает вязкости рассмотренных выше инструментальных сталей повышенной вязкости. Однако инструментальная сталь марки W3 обычного качества менее пригодна при циклически изменяющихся тепловых нагрузках (см. рис. 33). Но по сравнению со сталью марки W2 ее можно охлаждать в воде, и она не требует такой тщательной термической обработки. Влияние продолжительности и температуры закалки и отпуска на механические свойства инструментальной стали марки W3 можно видеть из табл. 116.

**ТАБЛИЦА 116. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ШТАМПОВОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ
ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАРКИ W3**

Темпера- тура за- калки, °С	Режим отпуска		$\sigma_{0,2}$ при растяжении, Н/мм ²	$A_{ру}$, Дж/см ²	K_{Ic} , Н/мм ^{3/2}
	темпера- тура, °С	продол- житель- ность, ч			
1040	550	3	1520	900/1230	2030/2230
		10	1515	1480/1590	2210/2300
		24	1480	1540/1650	2080/2640
		48	1440	1300/1740	1870/2560
	580	2	1450	1360/1820	2060/2360
		3	1520	550/1230	2030/2230
		10	1460	1580/1660	2110/2280
		2	1440	1750	2070/2280
	640	1	1320	1280	2030
1080	520	10	1490	1220/1780	2040/2500
		48	1470	1300/1820	1880/2780
	580	1	1430	1380/2310	2100/2540
		2	1470	1470/2340	—/2580
		10	1430	1470/1860	—/2400
1120	580	1	1450	1220/1700	1900/2340
		2	1480	—/1940	—/2530
		5	1450	—/2030	—/2420

Примечание. В числителе данные для стали обычного качества, в знаменателе — для стали, полученной электрошлаковым переплавом.

Изменение вязких свойств в зависимости от условий отпуска уже было показано на рис. 21.

Повышение температуры закалки от 1040 до 1080°С предпочтительно с точки зрения улучшения вязких свойств, однако дальнейшее увеличение температуры нагрева ведет к их ухудшению даже для сталей, полученных электрошлаковым переплавом. Вместе с тем у последних характеристики вязких свойств значительно лучше, чем у сталей обычного качества, в которых, несмотря на незначительное содержание карбидов, может образовываться карбидная сетка. При данной температуре отпуска вязкость в значительной степени зависит от продолжительности отпуска. В результате прохождения максимума дисперсионного твердения вязкость стали продолжает некоторое время возрастать.

Одинаковой прочности (твердости) можно достичь различными способами. Однако всегда целесообразно учитывать изменение вяз-

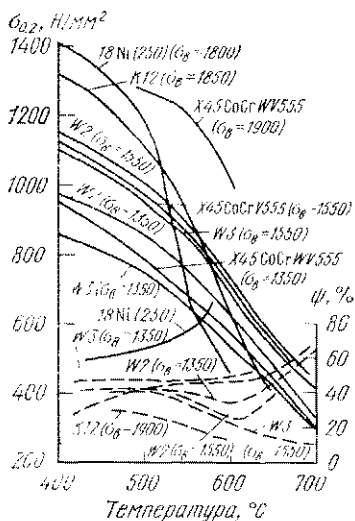


Рис. 214. Влияние исходного предела прочности при растяжении на предел текучести при нагреве (—) и относительное сужение площади поперечного сечения образца (---) штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования (на кривых указаны марка стали и предел прочности при растяжении, Н/мм²)

10% W и стали W3, имеющей предел прочности при растяжении более 1200 Н/мм², в интервале температур, превышающих 500°С, резко уменьшается, возникает охрупчивание при нагреве. Довольно часто можно наблюдать межкристаллитное разрушение вследствие образования вдоль границ зерен интерметаллидов, нитридов и других выделений. В сталях, полученных переплавом, этот вид охрупчивания встречается реже. Величина охрупчивания при нагреве тем больше, чем выше прочность стали и чем большей температурой закалки эта прочность была достигнута (рис. 215). Вязкость при нагреве вольфрамовых сталей в большей степени зависит от скорости охлаждения. Чем меньше скорость охлаждения или чем больше можно обнаружить в структуре стали бейнита, возникающего при температуре выше 400—420°С, тем меньше вязкость стали при нагреве. Если переохлажденный аустенит превращается при температуре ниже 360—380°С, то опасность возникновения охрупчивания при нагреве также меньше. Повышение температуры испытания (а следовательно, и инструмента) до 500°С значительно увеличивает сопротивление хрупкому разрушению и энергию распространения трещин в сталях (рис. 216), закаленных в основном при пониженных температурах, а также полученных электрошлаковым переплавом. Однако при температуре нагрева, превышающей

кости (см. рис. 21). Если инструмент продолжительное время работает при повышенных температурах, то не стоит добиваться наибольших значений прочности инструментальной стали, так как в процессе работы это значение все равно будет снижаться.

Теплостойкость стали марки W3, которая в результате термической обработки обладает высоким временным сопротивлением на разрыв, в определенном интервале температур существенно больше, чем у сталей с меньшим значением временного сопротивления. На рис. 214, кроме предела текучести при растяжении стали марки W3, изображены еще пределы текучести при нагреве в зависимости от температуры испытания двух марок обработанных термическим путем на различные пределы прочности при растяжении вольфрамовых штамповых сталей для горячего деформирования, а также стали K12 и мартенситно-старееющей стали. Однако относительное сужение площади поперечного сечения образца в случае инструментальных сталей с 5—

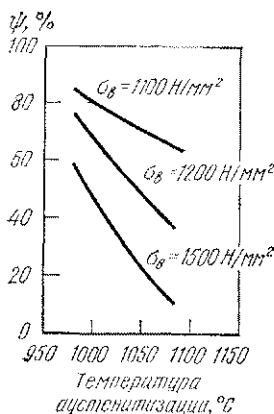


Рис. 215. Влияние температуры аустенизации и начального предела прочности при растяжении на относительное сужение площади поперечного сечения образца, изготовленного из инструментальной стали W3 (измерено при температуре 600° С)

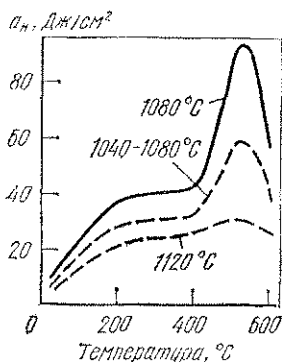


Рис. 216. Влияние способа переплава (—) и температуры закалики (---) на энергию распространения трещины в инструментальной стали W3 (температура аустенизации указана на кривых)

500° С, энергия распространения трещин в стали W3 убывает. Это указывает на процесс охрупчивания при нагреве. Охрупчивание при нагреве наблюдается также и у стали W3, полученной путем электрошлакового переплава, но эта сталь все же остается достаточно вязкой.

Повышение содержания ванадия в штамповых инструментальных сталях горячего деформирования с 4—5% W от 0,2 до 0,8% немного улучшает стойкость против отпуска и теплостойкость, однако снижает при этом вязкость стали. При содержании ванадия более 0,8% у таких сталей склонность к охрупчиванию при нагреве еще сильнее.

Замена вольфрама небольшим количеством (0,5—2,5%) молибдена приводит к более равномерному распределению карбидов, главным образом в инструментах диаметром более 400 мм. Вследствие этого улучшается вязкость сталей и они становятся пригодными для восприятия динамических нагрузок. Однако по сравнению со сталями марок K12—K13 они обладают все же меньшей вязкостью. Наличие молибдена не усиливает явление охрупчивания при нагреве, но и не ослабляет его, так как у легированных молибденом штамповых инструментальных сталей горячего деформирования вязкость при низких температурах нагрева больше, чем у легированных вольфрамом, то они остаются более вязкими при рабочей температуре 550—650° С.

При увеличении содержания хрома до 2,5—5% в сталях с 4—5% W (например, ЭИ956 и т. д.) время аустенитного превращения в интервале температур бейнитных превращений больше и поэтому уменьшается возможность образования вредного верхнего бейнита. Наличие 1% Si в таких сталях повышает окалиностойкость, а также устойчивость против отпуска и предел текучести (предел упруго-

сти) при растяжении по сравнению со сталью марки W3. По отношению к сталям, содержащим 8—10% W, их температура, при которой сохраняется твердость HRC 45, всего лишь на 10—20° С меньше ($\theta_{HRC\ 45} = 640 \div 650^\circ\text{C}$). Они менее склонны к обезуглероживанию и благодаря более высокому содержанию хрома и кремния имеют более высокую износостойкость. Эти стали пригодны для изготовления штампов больших размеров. Содержание карбидов в отожженном состоянии составляет около 10%. Для растворения большей части карбидов требуется более высокая температура закали, чем для стали марки W3 (см. табл. 114). С увеличением продолжительности и температуры нагрева при закалке возрастает содержание легирующих компонентов в твердом растворе и при отпуске можно достичь больших значений предела текучести при растяжении, предела упругости и предела текучести при сжатии (табл. 117). Вязкость ее, однако, значительно ниже, чем у стали W3 (см. табл. 116). Скорость охлаждения при закалке в большой степени оказывает влияние на характеристики вязких свойств и предел текучести при растяжении. Вследствие заэвтектидных выделений, имеющих место при медленном охлаждении, твердый раствор обедняется легирующими компонентами (см. табл. 114).

Достижимая прочность, твердость и теплостойкость штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования, содержащих по 5% Cr, W и Co, существенно выше, чем у инструментальной стали марки W3 (см. рис. 213 и 214). Теплостойкость этих сталей в данном интервале температур превышает теплостойкость инструментальной стали, содержащей 8—9% W (сталь марки W2). Однако вязкость стали, обработанной термическим путем на высокую прочность при растяжении ($\sigma_b = 1900\text{ Н/мм}^2$), очень мала и при температурах, превышающих 500° С, продолжает убывать, хотя вязкость инструментальной стали, обработанной термическим путем на прочность $\sigma_b = 1600\text{ Н/мм}^2$, с увеличением температуры испытания (или в ходе эксплуатации) в значительной степени улучшается.

Повышение содержания вольфрама до 8—10% (сталь марки W2) приводит отчасти путем увеличения степени легированности твердого раствора, отчасти путем увеличения количественного содержания карбидов к большей твердости, устойчивости против отпуска и теплостойкости по сравнению со сталью марки W3 (см. рис. 213 и 214). Повышение теплостойкости и устойчивости против отпуска по сравнению со сталями марок K13—K14 приблизительно до температуры 600° С минимально, однако при более высоких температурах становится уже заметным (см. рис. 214). Значительная часть карбидов не растворяется даже при повышенных температурах нагрева при закалке. Например, при температуре 1100° С около 6% карбидов остаются нерастворенными. Вследствие большего (приблизительно 15%) содержания карбидов меньше остается возможностей для равномерного их распределения, поэтому вязкие свойства сталей таких типов хуже. Между измеренными значениями ударной вязкости по краям и в середине инструментов больших сечений можно наблюдать все более увеличивающую разницу (анизотропию). Такую разницу в небольшой степени можно обнаружить и в теплостойкости. Влияние времени выдержки при нагреве, скорости охлаждения и условий отпуска на механические свойства инструментальной стали марки W2 приведено в табл. 118. От скорости охлаждения при закалке в большой степени зависят вязкость и содержание легирующих компонентов в твердом раство-

ТАБЛИЦА 117. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ШТАМПОВОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАРКИ ЭИ956

Закалка		Охлаждающая среда	Режим отпуска		При растяжении, Н/мм ²				При сжатии	A _p , Дж/см ³	K _{IC} , Н/мм ^{3/2}
θ, °C	τ, мин		θ, °C	τ, ч	σ _{0,02}	σ _{0,2}	σ _B	σ _{0,2/500} *	σ _{0,2} , Н/мм ²		
1020	30	Масло	640	3	1010	1180	1380	790	1140	770	3000
			640	6	900	980	1200	650	1030	840	—
1040	120	Соляная ванна	{ 600	3	1180	1570	1880	1330/1040	1840	—	2000
			{ 630	3	1150	1410	1660	116/930	1650	780	2150
	120	Воздух	{ 630	3	1210	1480	1710	1150	1680	700	1820
1070	30	Соляная ванна	600	3	1310	1720	2020	1410	2060	670	2010
			630	3	1200	1570	1780	1230	1800	770	1780
	120	Масло	{ 600	3	1100	1470	1730	1200	1720	—	1950
	120	Соляная ванна	{ 600	3	1400	1770	2070	1440	2030	400	1880
			{ 630	3	1220	1600	1830	1330/1030	1810	600	2040
	120	Воздух	600	3	1240	1680	1970	1380	1840	300	1570
			630	3	1120	1550	1730	1250/970	—	—	—
	30	Масло	580	3	—	1700	—	—	2270	—	1070
			610	2	1220	1520	1780	1800	1800	—	1830
			640	2	1080	1440	1400	860	—	1780	1780
			640	6	920	1070	1260	710	1090	—	—

* В знаменателе приведены значения предела текучести, измеренные при температуре 600 °C.

ТАБЛИЦА 118. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ШТАМПОВОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ W2

Закалка			Режим отпуска		При растяжении, Н/мм ²				При сжа- тии $\sigma_{0,2}$ Н/мм ² *	A_p^* Дж/см ³	K_{Ic} Н/мм ^{3/2}
ϕ , °C	t , мин	охла- ждающая среда	ϕ , °C	t , ч	$\sigma_{0,02}$	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\sigma_{0,2/500}$			
1120	30	Масло	630	3	1170	1320	1510	1160/890	1700	650/960	1670
		Соляная ванна	630	3	1180	1350	1650	1200/1040	1870	56/950	1220/1590
			650	3	—	—	—	1150/990	1700	—	—
		Воздух 420°C (на бей- нит)	630	3	1120	1300	1610	1200/950	1800	490	—
			—	—	1230	1440	1590	1150	1680	230	1560
	120	Масло	630	3	1410	1520	1660	1170/950	1710	570	1600
		Соляная ванна	630	3	1100	1360	1660	1250/1020	1800	530	1170
			650	3	—	—	—	1210	1760	—	—
		Воздух	630	3	1030	1340	1650	1240/970	1700	270	1070

* В числителе данные, относящиеся к сталям обычного качества, в знаменателе — к сталям, полученным электрошлаковым переплавом.

** В знаменателе приведены значения предела текучести, измеренные при температуре 600 °C.

ре (см. табл. 114), а также измеренный при высоких температурах предел текучести при растяжении. Вязкие свойства инструментальной стали W2 хуже, чем стали марки ЭИ956 и соответственно инструментальной стали W3. Электрошлаковый переплав улучшает вязкость стали W2, но она остается все же на очень низком уровне. В этом как раз заключается причина очень низкой сопротивляемости штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования с 8—10% W к колебаниям температуры и термической усталости (см. рис. 33 и табл. 9). При штамповке латунных трубок изго-

ТАБЛИЦА 119. ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ШТАМПОВОЙ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ
ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАРКИ W2

Температура за- калки, °С	Твердость, НВ, при температуре, °С			
	500	550	600	650
900	310	270	200	140
1000	380	330	260	160
1100	450	400	350	270
1150	460	420	360	285
1250	480	460	405	305

товленный из стали W2 пуансон выдерживает примерно 70—100 штампований.

Теплостойкость инструментальной стали марки W2 можно значительно повысить (табл. 119). Однако значение твердости зависит также и от количества в стали углерода, допустимые пределы содержания которого в стали достаточно большие: 0,25—0,35%. Так как значения предела прочности при растяжении зависят от термической обработки, при высоких температурах в широких пределах можно изменить свойства стали W2. Кроме полученной термической обработкой прочности стали, в значительной степени зависит от температуры испытания ударная вязкость.

Примерно до температуры 500°С значения относительного сужения площади поперечного сечения образца и ударной работы разрушения немного увеличиваются, хотя уже при 500—560°С значение относительного сужения площади поперечного сечения резко начинает убывать. Охрупчивание при нагреве увеличивается тем больше, чем выше прочность стали. При температуре выше 620°С значение ударной работы разрушения резко возрастает (при 650°С $a_K = 100$ Дж/см²). Небольшим увеличением содержания хрома и молибдена (вместо 2,5% 3,5% Cr) можно уменьшить величину охрупчивания, так как в структуре металла уменьшается количество верхнего бейнита.

Дальнейшее легирование штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования, содержащих 8—9% W, 1—3% Ni (например, сталь марки W1), существенно не улучшает вязких свойств, хотя уменьшаются температуры критических точек A_1 и A_3 , а также температура размягчения стали. Поэтому теплостойкость стали W1 ниже, чем теплостойкость безникелевой инструментальной стали марки W2 (табл. 120).

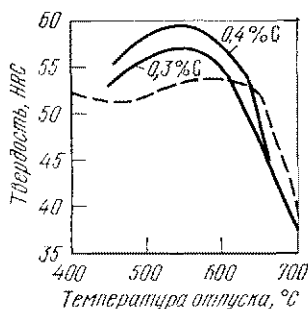


Рис. 217. Влияние содержания углерода на кривые отпуска штамповой инструментальной стали для горячего деформирования, содержащей 6% Мо:

— 6% Мо, 3,5% Cr, 1% W, 0,7% V, $\varphi_{\text{зак}} = 1230^\circ \text{C}$;
 - - - - - сталь W2, $\varphi_{\text{зак}} = 1180^\circ \text{C}$

Легирование инструментальных сталей, содержащих 8—9% W, 2% Со ведет к повышению стойкости против отпуска и повышению теплостойкости (см. рис. 37).

При повышении содержания вольфрама свыше 10—12% теплостойкость уже не увеличивается в значительной степени, однако вязкость стали сильно ухудшается. Поэтому такие стали используются крайне редко.

Частичная или полная замена 8—9% W, имеющегося в стали, молибденом (1% Мо заменяет 2% W) приводит к более равномерному распределению карбидов и улучшению вязких свойств. Содержание ванадия в стали также можно немного увеличить. Благодаря этому улучшается теплопроводность стали. Однако повышение содержания молибдена сверх 2—3% приводит к возможности обезуглероживания стали, которое наиболее опасно для деталей большого размера, требующих более продолжительного времени нагрева при термообработке. Эти стали можно подвергать термической обработке только в печах с определенной газовой средой. Их свойства сильно зависят от изменения содержания углерода, поэтому необходимо внимательно следить, чтобы в процессе нагрева уменьшилась опасность обезуглероживания. В интервале температур перлитных

углероживания стали, которое наиболее опасно для деталей большого размера, требующих более продолжительного времени нагрева при термообработке. Эти стали можно подвергать термической обработке только в печах с определенной газовой средой. Их свойства сильно зависят от изменения содержания углерода, поэтому необходимо внимательно следить, чтобы в процессе нагрева уменьшилась опасность обезуглероживания. В интервале температур перлитных

ТАБЛИЦА 120. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ШТАМПОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАРОК W1 и W2

Термическая обработка			При растяжении, Н/мм ²				A _p , Дж/см ²
φ , °C	т, мин	охлаждающая среда	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\sigma_{0,2/500}$	$\sigma_{0,2/600}$	
1120	30	Соляная ванна	1360/1390	1650/1610	1200/1130	1040/1000	560/530
1120	30	Воздух	—	—	1200/1130	950/900	—
1120	120	Масло	1520/1380	1660/1660	1180/1160	960/900	650/760
1120	120	Соляная ванна	1360/1450	1660/1650	1250/1160	1000/830	530/730
1120	120	Воздух	1340	1650	1240/1170	—	270/350

Примечания: 1. Сталь подвергали трехчасовому отпуску при температуре 630° C.

2. В числителе данные для стали марки W2, в знаменателе — для стали W1.

превращений аустенит более устойчив, чем в вольфрамовых сталях. Однако из-за заэвтектоидного выделения карбидов для этих сталей более целесообразно вместо охлаждения на воздухе применять закалку в масле или в соляной ванне. Повышение температуры нагрева при закалке от 1070 до 1230°С увеличивает закалочную твердость легированной молибденом штамповой инструментальной стали марки H23 для горячего деформирования от HRC 45 до HRC 54. В стали, закаленной в масле при такой высокой температуре, вследствие возникновения во время отпуска процесса дисперсионного твердения происходит значительное увеличение твердости (рис. 217). Повышение твердости здесь больше, чем в инструментальных сталях, содержащих 8—9% W, но в сталях, легированных молибденом, стойкость против отпуска и теплостойкость все же меньше.

*Вязкие инструментальные стали и сплавы,
обладающие очень высокой теплостойкостью*

Необходимость в таких сталях и сплавах возникает в том случае, если инструмент продолжительное время подвергается воздействию температур 650—700°С и выше (например, при литье под давлением медных сплавов, при штамповке, при изотермическом прессовании титановых сплавов и т. д.). Кроме теплостойкости, при таких высоких температурах большее значение приобретает окалиностойкость. Положительными свойствами являются как можно меньший коэффициент теплового расширения сплава и отсутствие аллотропных превращений.

Так как эти стали должны обладать окалиностойкостью, в их составе содержится 12% Cr (см. табл. 44). Содержание C < 0,25%, но даже с таким количеством углерода можно легко достигнуть мартенситной структуры (см. рис. 91). Теплостойкость этих сталей увеличивают путем легирования W, Mo и главным образом Co, под влиянием которых выделяются интерметаллические соединения Fe₂W и Co₆W₇, особенно устойчивые против коагуляции. Кобальт увеличивает способность аустенита к растворению карбидов, замедляет выделение карбидов и приводит в конечном итоге к равно-

ТАБЛИЦА 121. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КОБАЛЬТА
НА $\sigma_{0,2}$ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПРИ НАГРЕВЕ
ШТАМПОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ
ДЕФОРМАЦИИ

Марка стали	Содержание Co, %	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ² , при температурах, °С		
		500	600	700
2X14M5K13	13	—	1210	850
05X5M8K11	11	—	1120	750
2X12B8K10	10	1260	1100	750
2X12B7K5	5	1150	920	600
W2	—	1300	1050	350
K14	—	1200	900	300

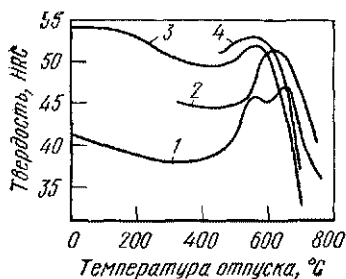


Рис. 218 Кривые отпуска штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования, обладающих очень высокой теплостойкостью:

1 — N23 (1220° C); 2 — 2X12B8K10 (1150° C); 3 — W2 (1130° C); 4 — 4X4B12 (1150° C)

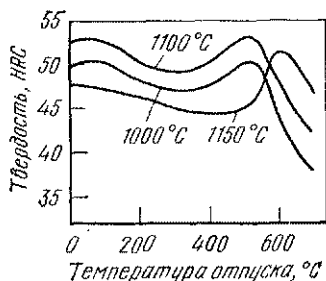


Рис. 219. Влияние температуры закалики на отпускные кривые инструментальной стали марки 2X12B8K10 (обозначения около кривых означают температуру аустенизации)

мерному распределению выделений. Чем выше содержание кобальта в стали, тем больше ее устойчивость против отпуска (рис. 218) и теплостойкость (табл. 121). Сравнивая эти стали с инструментальной сталью W2 с высоким содержанием W, можно сказать, что только при температурах выше 600° C достигается более высокая теплостойкость. При повышении температуры закалики существенно изменяются температура процесса дисперсионного твердения, наибольшая достижимая твердость и устойчивость против отпуска (рис. 219). Вязкость стали 2X12B8K10 с низким содержанием углерода и инструментальных сталей подобного типа при повышении рабочей температуры при эксплуатации не уменьшается в противоположность вязким свойствам инструментальной стали марки W2 (табл. 122). Относительное сужение площади поперечного сечения образца при 600° C составляет 46—64%, а для сталей марок W2 и K12 только 30%, в то время как для инструментальной стали марки K13 70%.

ТАБЛИЦА 122. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ МАРКИ 2X12B8K10 (C 0,12%, Cr 12%, W 8%, Co 10%)

Температура, °C	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	ψ , %	α_{HV} Дж/см ²	Твердость, HV
20	1550	5	30	460
400	1400	25	40	310
500	1260	34	42	295
600	1100	46	50	280
700	750	56	90	240

Коэффициент теплового расширения α этих сталей существенно меньше, чем стали W2:

$\alpha \cdot 10^{-6}$, при температуре, °C	W2	2X12B8K10
100—200	10,3	9,7
300	13,0	10,1
400—600	13,2	10,7
700	13,3	11,3

Обычные условия термической обработки: температура закалки 1140—1160° С, температура отпуска 650—680° С (рис. 219).

В инструментальной стали марки H23, содержащей 12% Cr, 12% W и 0,3% C, во время закалки только частично происходит $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение и образуется немного аустенита. Это так называемые полуферритные стали (см. рис. 91). Для растворения карбидов требуется высокая температура: 1200—1270° С. Непревращенный феррит также остается неизменным и в процессе охлаждения, и только небольшая часть аустенита переходит в мартенсит. Поэтому твердость, получаемая при закалке, невысока (приблизительно HRC 40), но в процессе отпуска при 600—700° С вследствие выделения карбидов и интерметаллических соединений она значительно возрастает (см. рис. 218) и при высоких температурах отпуска превышает твердость стали марки W2. Эту сталь используют в первую очередь для форм литья под давлением медных сплавов.

Теплостойкость сталей, подвергшихся мартенситному старению при температурах $> 600^\circ \text{C}$, уже не достаточна. Так, для изготовления форм для литья под давлением латуни эти стали уже не применяют.

Теплостойкость сталей с аустенитной основой и 8—13%-ным содержанием Ni, обусловленная дисперсионным твердением (см. табл. 44) при температурах $> 700^\circ \text{C}$, превышает теплостойкость высоколегированной вольфрамом стали марки W2, однако при температуре ниже 600—650° С эти стали обладают меньшей теплостойкостью (см. рис. 39).

Температура рекристаллизации аустенитных сталей выше, чем ферритных и мартенситных, поэтому они размягчаются только при нагреве до более высоких температур.

Данные о теплостойкости сталей марок X50NiCrWV13.13 и X5NiCrTi26.15 приведены в табл. 123.

ТАБЛИЦА 123. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА
АУСТЕНИТНЫХ ШТАМПОВЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ
ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ
В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА

Температура нагрева, °C	X5NiCrTi26.15		X50NiCrWV13.13
	$\sigma_{0,2}$ Н/мм ²	σ_B Н/мм ²	σ_B Н/мм ²
300	700	950	1050
400	680	900	—
500	650	850	—
600	620	800	1000
700	570	750	850
800	—	—	350

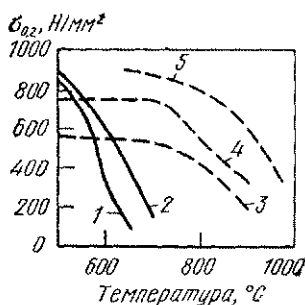


Рис. 220. Предел текучести при нагреве штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования и сплавов на основе никеля:

1 — K13; 2 — X30WCrV5.3; 3 — Nimonic 80; NiCr20TiAl; 4 — NiCo20Cr15MoAlTi; 5 — NiCr19CoMo

Аустенитные инструментальные стали плохо обрабатываются и имеют большой коэффициент теплового расширения. Однако эти стали используют для изготовления штампов простой формы для выдавливания, подвергающихся при эксплуатации непрерывным большим нагрузкам при высоких температурах, а также для изготовления прессовых штампов, используемых в порошковой металлургии. После нагрева примерно до 1150°С, переводящего легирующие компоненты в раствор, следует закалка в воде, а затем многократный и продолжительный отпуск (например, 15 ч при 670°С + 15 ч при 790°С).

Сплавы на никелевой основе. При дальнейшем увеличении содержания никеля можно создать теплоустойчивые сплавы, твердость которых даже при повышенных температурах эксплуатации не уменьшится. Химический состав некоторых широко используемых в производстве сплавов на никелевой основе приве-

ТАБЛИЦА 124. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ШТАМПОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Обозначение сплава	Химический состав, %							
	C	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Nb(Ta)
Nimonic 80 XN77TЮР NiCr20TiAl	0,08	76	20	—	—	2,5	1	—
Nimonic 90 NiCr20Co18Ti	0,08	58	20	18	—	2,3	1,4	—
Nimonic 100 NiCr19CoMo	0,25	56	11	20	5	1,5	5	—
NiCr19NbMo	0,12	55	19	11	10	3	1,6	—
	0,07	53	19	—	3	—	0,6	5,3
Udimet 500	0,1	50	18	18	4	3	3	—
Udimet 600	0,1	49	18	16	4	3	4	—
Udimet 700	0,15	50	15	19	5	3,5	4,2	—
NiCo20Cr15MoAlTi	0,2	—	15	20	5	1,2	4,5	—
Inconel 713	0,12	71	13	—	4,5	0,7	6	2
Inconel 717	0,12	61	13	8	4,5	1	7	2
A	0,1	61	8	10	6	1	6	4

**ТАБЛИЦА 125. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
ШТАМПОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ
НА НИКЕЛЕВОЙ И КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ
ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НАГРЕВА ПРИ ИСПЫТАНИИ**

Обозначение сплава	Длительная прочность $\sigma_B/100\text{ч}$, Н/мм ² , при температуре, °С			
	700	800	900	950
<i>Сплавы на никелевой основе</i>				
Nimonic 80 } NiCr20TiAl }	400	180	60	—
Nimonic 90	450	230	80	—
Nimonic 100	—	310	150	120
NiCr19CoMo	600	360	180	100
Udimet 500	550	350	150	60
Udimet 700	—	—	230	150
NiCo20Cr15MoAlTi	—	250	120	—
Inconel 713	650	420/330*	220	140/85*
Inconel 717	—	460	260	180
A	—	510/380*	—	200/120*
<i>Сплавы на кобальтовой основе</i>				
X10CoCrWNi50.20	—	50	40	25
I1570	500	260	150	—
S816	320	180/150*	120/50*	80
S816Mod	560	360	200	140

* В знаменателе приведены значения $\sigma_B/1000\text{ч}$.

ден в табл. 124, а в табл. 125 можно найти данные о длительной прочности, полученные при различных температурах, или же напряжения, вызывающие разрушение за определенное время.

По рис. 220 можно сравнить σ_T при растяжении в случае нагрева стали марки K13 и штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования, содержащих Cr—W—V. Содержание в стали 20—25% Cr придает ей высокую стойкость против газовой коррозии. Такую сталь можно эксплуатировать продолжительное время при 950—980° С, не опасаясь возникновения коррозии. Высокой теплостойкости сплавов на никелевой основе достигают путем растворения в твердом растворе различных легирующих компонентов: Co, Mo, Cr, а также способствующих образованию интерметаллических соединений Ti, Al, Nb.

Сплавы на никелевой основе применяют для штамповки с большими нагрузками медных и хромоникелевых сплавов, для изотермического прессования алюминиевобронзового литья и титановых сплавов (которое требует продолжительной выдержки при 760—

ТАБЛИЦА 126. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ШТАМПОВЫХ СПЛАВОВ
ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ

Обозначение сплава	Химический состав, %							
	C	Co	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Nb/Ta
AS25 (L605)	0,2	61	25	—	—	15	—	—
X10CoCrWNi50 20 }	0,12	51	20	10	—	15	—	2
H570	0,2	38	20	28	—	7	4	—
S816	0,38	43	20	20	4	4	—	4
S816 Mod	0,38	53	25	5	4	4	—	4
X20CoCrMo5528	0,2	55	28	—	6	—	—	—
Celsit	2,2	50	23	—	—	13,5	—	—
G—X17CoCrW3325	1,7	33	—	—	—	6	—	2,5Si
G—X250CoCrWMo48.32	2,5	48	32	—	2,5	17	—	2,5Si

980° С) и т. д. Износостойкость и стойкость против отпуска этих сплавов очень высоки.

Сплавы на основе кобальта (табл. 126). Эти сплавы также содержат много хрома и прочих легирующих компонентов, способствующих выделению карбидов и интерметаллических соединений. Их теплостойкие свойства проявляются при эксплуатации при высоких температурах (см. табл. 125). Штамповка сплавов тяжелых металлов, изотермическое прессование и т. д. — основная область применения кобальтовых сплавов. Эти сплавы более чувствительны к быстрому изменению температуры, чем сплавы на никелевой основе. Сплавы на кобальтовой основе с большим содержанием С (например, Celsit и др.), главным образом в состоянии после литья, используют для изготовления прессовых штампов, требующих высокой стойкости против износа при нагреве, или для наплавки режущих кромок инструмента, предназначенного для горячей деформации.

Молибденовые и вольфрамовые сплавы пригодны для изготовления инструмента, находящегося в эксплуатации продолжительное время при температуре $>1000^{\circ}\text{C}$, так как они обладают значительной теплостойкостью даже в этих условиях (табл. 127).

ТАБЛИЦА 127. ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ
ПРИ НАГРЕВЕ ВОЛЬФРАМОВЫХ И МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ

Металл или сплав	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ² , при температуре, °С			
	260	650—700	1100—1200	1600
Мо	560	350	100	30
Сплав Мо	630	560	420	140
W	770	630	350	70
Сплав W	1750	910	750	220—510
K14	1500	350	—	Расплавился

Твердость молибдена и вольфрама можно повысить легированием их Ti, Zr, Nb, Ta и другими легирующими компонентами. Молибденовые сплавы очень хорошо проводят тепло [$\lambda=0,8\div1,2$ Дж/(с·см·°C)], теплопроводность же инструментальных сталей, а также сплавов на основе никеля и кобальта меньше: 0,32 Дж/(с·см·°C). Коэффициент теплового расширения молибденовых сплавов меньше. Долговечность работающих без внутреннего охлаждения инструментов и форм для литья под давлением латуни значительная.

6. Выбор инструментальных сталей в зависимости от условий эксплуатации

Инструментальные стали имеют много общих свойств, но можно отметить и много различий. К тому же свойства сталей данного

ТАБЛИЦА 128. ПОКАЗАТЕЛИ ОСНОВНЫХ СВОЙСТВ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Вязкость	Износостойкость	Теплостойкость	Обрабатываемость	Марка стали	Вязкость	Износостойкость	Теплостойкость	Обрабатываемость
S7	4—7	1—2	1	9	NK	6	3	2—3	7—8
S8	4—7	1—2	1	9	K12	9	3—4	6	8
S9	3—6	2	1	9	K13	9	3—4	6	8
S10	3—6	2—3	1	9	K14	8	3—4	6—7	8
S11	3—6	3—4	1	8	ЭИ956	6	4	7	7
S13	3—5	4	1—2	8	Мартенситно-стабилизирующая сталь	≥9	3	5—7	7
K3	4	4	3	7	W3	7	3—4	6	8
K4	4	3	2—3	8	W2	5—6	4	7	6
K6	3	5	2	7	W1	6	4	6—7	6
M1	4	4	2—3	8	R1	1—2	7—8	9	3
W5	6	4	4—5	7	R2	2	7	8—9	3
W6	5	4	4—5	7	R3	3	7	8	4
W7	2	8	5	5—6	R6	4	7	8	5
W8	3—4	5	3—4	7	R8	2	7—8	8—9	4—5
W9	3	5	3—4	6—7	R9	1—2	9	9	2—3
K11	2	7—8	4—5	2	R10	4	7	8	6
K1	1	8—9	5	2	R11	1—2	9	9	3—4

типа можно изменять в широких пределах изменением параметров термической обработки. Благодаря этому становится возможным быстро заменить одни стали другими, так как некоторые свойства (например, износостойкость, твердость, вязкость и т. д.) противоположны друг другу и усиление одного из них может происходить только за счет ослабления другого. Задача состоит в том, чтобы ответить на вопрос: при использовании какой стали или благодаря какой термической обработке можно достичь состояния, более всего соответствующего требованиям к данной стали. Некоторые важнейшие свойства сталей стандартных типов, обозначенные цифрами 1—9, приведены в табл. 128. Здесь свойства оцениваются по 9-балльной системе, при которой 1 означает наихудшие свойства, а 9 — наилучшие.

Необходимо выбирать такую сталь, механические, физические технологические и другие свойства которой наиболее полно соответствуют коэффициенту полезного действия, который может быть достигнут данным инструментом. Такой вид стали при относительно больших возможностях выбора можно подобрать довольно легко. Естественно, при выборе нужно учитывать экономическую целесообразность и др. Экономичности можно добиться не только при использовании недорогих сталей, но и при применении более дорогих сталей высокого качества, так как стойкость (производительность) изготовленных из них инструментов существенно выше.

Если есть потребность в большом количестве такого инструмента, то эффективность от его применения особенно значительна. В этом случае следует определить, каковы затраты на инструмент в расчете на одну изготовленную деталь. Часто выгоднее использовать даже нелегированные и низколегированные инструментальные стали и совершенно необосновано применение значительно более дорогих высоколегированных сталей. И, наконец, следует решить, упростится ли дальнейшая обработка и какой точности и качества поверхности можно достичь, применяя инструмент из стали.

6.1. Выбор материала для металлорежущего инструмента

Ниже приведены марки стали, предназначенные для изготовления некоторых видов металлорежущих инструментов путем различных тепловых и механических обработок:

Режущий инструмент

Марки стали

Развертки (HRC 60—65)

Ручные, простые развертки с короткой режущей кромкой	S11—S13, W8—W9, K4, K1
Машинные развертки	W8, K1, R6, R9, R3
Для материалов высокой прочности . . .	R9, R11

*Резцы для токарных станков, долбяки, резцы
для строгальных станков (HRC 60—68)*

Для обработки сплавов Al и Cu	S13, W8, K1, W7, R6, R3
Для обработки неметаллических материалов (облицовочных камней, сланцев, перламутра, резины, бумаги, бакелита и т. д.) .	S13, W7, K1, R3, R2, R8
Для легкообрабатываемых материалов меньшей твердости	R6, R10
Для инструмента средней производительности	R3, R6, R10
Для повышенных нагрузок, для больших скоростей резания	R1, R2, R8, R9

Сверла (HRC 60—65)

Для малых размеров	S11, W8, W9, R6, R10, R3
Для увеличенных режимов резания . . .	R8, R2
Для обработки аустенитных сталей большой вязкости и сплавов	R11, R8, R10

Пилы (HRC 61—66)

Ножовочные полотна для ручных пил . .	S8, S12, W8, W9
Для обработки цветных металлов и мягких сталей	S8, S13, K4, W8
Для резания в сложных условиях в качестве сегментов к круглым пилам	W9, K1, R6, R8, R10, R3, R2

Фрезы (HRC 60—66)

Для материалов малой твердости	R6, R3
Для материалов большой твердости . . .	R8, R9, R2, R1
Для труднообрабатываемых сталей . . .	R10, R9
Концевые фрезы, цилиндрические фрезы для облегченных режимов	S9, S10, W8, W9

Дисковые фрезы

Для малых нагрузок	S9, S10, K4, W8, W9
Для материалов средней прочности . . .	R6, R3
Для высокопрочных материалов	R8, R9, R2, R1
Для труднообрабатываемых сталей . . .	R11

Метчики (HRC 58—63)

Для малых и больших размеров	S10, M1, W8, R10, R8
Для высокопрочных материалов	W9, R6

Плашки (HRC 58—65)

Обычные.	S10—S13, W8—W9, K6, R10
Для высокопрочных материалов	R8, R11, R2

Напильники (HRC 60—66)

Для черновой обработки	S8—S11, K6
Для предварительной, получистовой и чистовой обработки	S11—S13, K6, W9
С более мелкой насечкой напильники для точной точки пил и надфили	S13, K6, W9
Протяжки (HRC 60—65)	S10—S11, K1, K11, R6, R3, R9, R10

При изготовлении инструмента для черновой обработки материала в первую очередь целесообразно использовать более вязкие инструментальные стали, а для чистовой обработки — стали, обладающие большей твердостью и износостойкостью. Для больших скоростей резания и больших подач применяют быстрорежущие стали, легированные Со и значительным количеством V (например, R8, R9, R11, R2, R1), обладающие устойчивостью против отпуска и очень большой твердостью.

6.2. Выбор материала штампов для горячей деформации

Одним из наиболее просто определяемых свойств инструмента является твердость; оно находится во взаимозависимости с другими свойствами материала, такими как износостойкость, вязкость и др. **Рекомендуемая твердость материала штампов для обработки горячей деформацией:**

*Инструмент для штамповки труб и стержней***Внутренние кольца:**

для тяжелых металлов	42—45
» легких металлов	42—45
» сплав Pb—Zn	44—47

Кольца для предварительного напряжения:

для тяжелых металлов	36—41
» легких металлов	36—41
Прессовые пуансоны	48—51

Прессовые диски:

для тяжелых металлов	43—46
» легких металлов	43—46
» сплав Pb—Zn	43—47

Оправка для штамповки трубок:

для тяжелого металла	43—46
» легкого металла	44—47

Съемник:	42—45
для тяжелого металла	43—46
» легкого металла	44—47
» сплава Pb—Zn	38—40
Захваты съемника	38—41
Опорные плиты	38—40
Плиты для крепления штампов	

Инструмент для прессования иковки

Штампы	42—49
Сменные рабочие вставки для штампов	45—50
Молотовые штампы, пуансоны	45—50
Выталкиватели	47—50
Чеканочный инструмент	48—52

Штампы для горячей вырубки

Матрица вырубного штампа	48—52
Пуансоны	46—50
Ножницы	48—52

Инструмент для высадки гаек, головок болтов и гвоздей

Штампы	46—62
Пуансоны	46—50
Выталкиватели	46—50
Резьбонакатной инструмент	46—50

Формы для литья под давлением

Прессовые плунжеры	40—44
------------------------------	-------

Камеры прессования:

для сплавов Cu	40—44
для сплавов Al	42—46
прочие	42—46

Стержни, распределители:

для сплавов Cu	37—40
для сплавов Al	40—44
прочие	42—46

Рабочие вставки:

для сплавов Cu	37—42
для сплавов Al	42—46

Горловины	44—50
---------------------	-------

Камеры:

для сплавов Cu	37—40
для сплавов Al	42—46
прочие	42—46

Выталкиватели	42—46
-------------------------	-------

Штампы для обрезки заусенцев в отверстиях и фигурные штампы	56—60
---	-------

Зависимость между твердостью и σ_B при растяжении штамповых инструментальных сталей для горячего деформирования показана ниже:

σ_B при растяжении, Н/мм ²	Твердость, HRC	σ_B при растяжении, Н/мм ²	Твердость, HRC
1100	35,5	1600	47,5
1200	38	1700	49,5
1300	41	1800	51
1400	43,5	1900	52,5
1500	45,5		

Свойства, которых можно достигнуть путем термической обработки отдельных инструментов, описаны в разделе 6.

Например, допустимую твердость и прочность молотовых штампов необходимо выбирать в зависимости от сложности и размеров штампа, т. е. получать термообработкой (табл. 129). Чем больше и сложнее молотовый штамп, тем на меньшую твердость (σ_B при растяжении) можно его подвергать термической обработке. В табл. 129, а также в последующих таблицах указанные величины твердости и пределы прочности при растяжении являются только ориентировочны-

ТАБЛИЦА 129. РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ЗНАЧЕНИЯ ТВЕРДОСТИ И ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛЕЙ ДЛЯ МОЛОТОВЫХ ШТАМПОВ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Гравюра, условия эксплуатации		Наибольшие значения размеров молотового штампа			Рекомендуемые значения	
глубина, мм	характеристика	высота, мм	ширина, мм	масса, кг	твердость, HRC	σ_B при растяжении, Н/мм ²
10	Широкая, плоская, большие деформационные усилия, малые допуски	300	250	350	50	1100—1700
20	Средней сложности, большое удельное давление	420	250	450	41—45	1100—1600
50	Сложной составной формы	500	380	1600	36—40	1050—1500
100	Сложной формы с изменяющейся глубиной	700	400	3000	35—40	1050—1400

ми значениями, которые позволяют достигнуть цели путем подбора наиболее соответствующей марки стали и подбором для нее оптимальных режимов закалки и отпуска.

Рекомендуемые пределы прочности при растяжении σ_R (Н/мм²) штамповых сталей, предназначенных для горячего деформирования:

Молотовые штампы

Цельные штампы:

с плоской выемкой	1100—1800
с глубокой выемкой	1000—1400

Штампы со сменными рабочими вставками
и предварительным натягом:

с плоской выемкой	1500—1900
с глубокой выемкой	1300—1600

Штампы для гидравлических прессов

Цельные штампы:

с плоской выемкой для стали	1500—1750
с плоской выемкой для латуни	1400—1600
с глубокой выемкой для стали	1300—1600
с глубокой выемкой для латуни	1100—1400

Инструмент для горячей штамповки крепежных деталей

Штампы	1500—1750
Заклепочный штамп	1500—1850

Инструмент для горизонтального кузнечного оборудования

Пуансоны, оправки	1500—1900
Штампы	1300—1900

Стали, используемые для штампов горячей деформации:

Вид инструмента	Тип стали
Молотовые штампы:	
неразъемные штампы	Ni—Cr—Co—V, Мл—Мо—Cr—V, K13
сменные рабочие вставки	W3, K14, K13, ЭИ956
Штампы для прессования:	
легких металлов	K13, Ni—Cr—Mo—V
тяжелых металлов	K14, K13, аустенитная сталь
сталей	K13, K14, ЭИ956, аустенитная сталь
Инструмент для горячей штамповки крепежных деталей:	
сменные рабочие вставки	W3, K14, Ni—Cr—Mo—V, R6
Инструмент для горячего выдавливания:	
пуансоны	W3, K14, K13, Ni—Cr—Mo—V

съемники	W3, K14, аустенитная сталь
кольца для выдавливания	K13, K14
Ножницы для горячей резки металлов	W3, K14, K13
Инструмент для снятия облоя:	
в горячем состоянии	S7, Cr—Mn—Mo, W5, Ni—Cr—Mo—V, M1, K13
в холодном состоянии	S8, S10, W6, K11, K1, R6
Инструмент для горизонтальноковочных машин:	
пуансоны	K14, W6, K13, K14, аустенитная
матрицы	EI956, W3
высадочные матрицы	R6, R10, W6
Штампы для пробивки отверстий в горячем состоянии	K13, K14
Державки штампов для пробивки отверстий	Ni—Cr—Co—V
Оправки и стержни, используемые при прокатке на пилгримовых станах	Ni—Mo, Ni—Cr—V, Ni—C—Mo—V

Дляковки и штамповки плоских, широких, небольшого размера, но обладающих большой деформационной прочностью (высоколегированных) материалов целесообразно использовать инструментальные стали, термически обработанные на большую твердость и износостойкость, а дляковки и штамповки деталей сложной формы и с

ТАБЛИЦА 130. СТОЙКОСТЬ ШТАМПОВ
ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Углубленная часть штампа и характеристика нагрузки	Количество изготовленных деталей, шт.					
	K12	K13	K14	X40CrMoV5.3	ЭИ956	ЭИ956 азотированная
Динамические и изнашивающиеся нагрузки (прессы ударного действия)	15 000	—	—	—	8000	—
Штампы сложной формы и больших размеров	—	7000	11 000	8500	5000	18 000
Штампы малых размеров и простой формы, подверженные сильному износу	—	—	—	20 000	21 500	29 000

острыми углами, наоборот, на более высокую вязкость и большую устойчивость к термической усталости, но на меньшую твердость.

Представленные в табл. 130 данные результатов промышленной эксплуатации штамповых сталей подтверждают изложенное выше. Более дорогие, высоколегированные штамповые инструментальные стали для горячего деформирования целесообразно использовать только тогда, когда понижение вязких свойств, происходящее вместе с повышением предела текучести при нагреве и износостойкости, не вызывает трудностей с точки зрения динамических нагрузок на инструмент, повышающих склонность стали к охрупчиванию (например, для деталей небольших размеров и формы средней сложности).

Ниже приведены предлагаемые значения предела прочности при растяжении сталей для штампового инструмента для обработки горячей деформацией стержней и трубок.

*Примерное назначение марок стали
для штампов горячего деформирования прутков и трубок*

Инструмент	Марка стали
Кольца для выдавливания: легких металлов	K13, Cr—Mo—V, Cr—V—Mo—W
тяжелых металлов	W3, K14, K13, аустенитная сталь, мартенситно-старееющая сталь, никелевые сплавы
сталей	K14, K13, Cr—V—Mo—W, твер- дые сплавы
Кольца для предварительно- го напряжения	K13, Cr—Mo—V, мартенситно- старееющая сталь
Контейнеры	Ni—Cr—Mo—V, Cr—Mn—Mo, Cr—Mo—V
Оправки штампов	K13, Ni—Cr—Mo—V
Прессовальные плиты	W3, K14, K13
Пуансоны для выдавлива- ния:	
легких металлов	K14, K13
тяжелых металлов	W3, K14, K13
сталей	K14, K13
Съемники:	
для легких металлов	K13, Ni—Cr—Mo—V
для тяжелых металлов	W3, K14, аустенитная сталь, ни- келевые сплавы, мартенситно- старееющая сталь
для сталей	K14, K13, мартенситно-старее- ющая сталь
Державки съемников	K13, Ni—Cr—Mo—V

*Рекомендуемые значения σ_B
при растяжении для сталей форм для литья под давлением*

Назначение литейных форм:	σ_B при растяжении, Н/мм ²
для сплавов Al и Mg	1200—1800
для сплавов Cu	1000—1600
для сплавов Zn, Sn, Pb:	
малых размеров	1400—1700
больших размеров	1200—1500

*Примерное назначение марок стали
для форм литья под давлением*

Литейные формы	Рекомендуемые марки стали
Распределительные штуцера, выталкиватели, модельные плиты, сменные рабочие вставки, стержни: сплавы Zn, Sn, Pb сплавы Al, Mg	K13, инструментальные стали W5, K14, K13, мартенситно-ста- реющая сталь
сплавы Cu	K14, K13, никелевый сплав, аустенитная сталь, молибдено- вый сплав
Камеры прессования и плун- жеры:	
с подогревом камеры	K13, K14, мартенситно-ста- реющая сталь
без подогрева камеры: для металлов и спла- вов с низкой темпера- турой плавления для сплавов с высо- кой температурой плавления	K14, K13, мартенситно-ста- реющая сталь W3, K14, никелевый сплав
Горловины: для сплавов с низкой температурой плавления для сплавов с высокой температурой плавления	K13 W3, K14, мартенситно-ста- реющая сталь
Рамочные каркасы	Cr—Ni—Mo—V
Металлические формы для центробежного литья	Cr—Mo, K13
Формы для литья в кокиль (кокили, передвижные стержни, сменные рабочие вставки)	Чугун, W3, W2, K13, NK

*Внешние и внутренние факторы, уменьшающие стойкость штам-
пов для горячего деформирования*

Хрупкое разрушение молотовых штампов может произойти в
следующих случаях:

из-за дефектов, полученных при изготовлении инструментальных
сталей: грубая структура, полученная при литье, в недостаточной
степени подвергнута пластической деформации; высокая конечная
температураковки или местный перегрев болванок; внутренние рас-
слоения и трещины вследствие слишком высокого содержания вред-
ных примесей;

из-за дефектов, полученных при термической обработке: высокая
температура закалки и соответственно слишком продолжительная
выдержка при нагреве, вызывающая рост зерна; трещины, возникаю-
щие в материале из-за слишком эффективного охлаждения при за-

калке (тонкая оксидная пленка на поверхности трещины); вследствие отпуска на большую допустимой твердости;

из-за дефектов, полученных при поверхностной обработке: вследствие слишком продолжительного азотирования образуется хрупкая нитридная фаза и возникает большая разница между твердостью поверхностного слоя и сердцевины; возникновение трещин вследствие гальванической поверхностной обработки (хромирование стали с повышенным содержанием углерода); при отсутствии отпуска;

из-за ошибок, допущенных при эксплуатации: напряжения, возникающие в недостаточно прогретом инструменте, неравномерная тепловая нагрузка на штампы, неправильная установка штампов, слишком малая высота облоя.

Быстрое расширение углубленной части молотового штампа может быть следствием: погрешностей термической обработки: в результате недостаточного превращения переохлажденного аустенита стойкость против отпуска и теплостойкость стали малы; мала твердость; вследствие отпуска, проводимого при слишком высоких температурах; дефектов, полученных при изготовлении инструмента: размеры углубленной части устанавлены по верхнему предельному отклонению; поверхность углубленной части не достаточно гладкая; ошибок, допущенных при эксплуатации: из-за недостаточной смазки (охлаждения) некоторые части гравюры штампа размягчаются (острые ребра, узкие заострения); вследствие слишком высокой температуры нагрева штампа или в результате слишком долгого нахождения детали в штампе возникает полное или местное размягчение.

Быстрая термическая установка штампов для горячего деформирования может последовать в том случае, если выбрана инструментальная сталь с несоответствующими данным условиям сопротивлением термической установки и недостаточно высокой вязкостью, или среди оснoвных факторов появляется какой-нибудь из перечисленных выше.

6.3. Выбор материала штампов для холодного деформирования

Для подверженных высокому давлению и сильному изнашивающему воздействию штампов для холодного деформирования необходимо подобрать инструментальные стали, обладающие в первую очередь высокой твердостью и большими пределами текучести при сжатии.

Необходимая твердость инструментальных сталей, которые могут быть использованы в условиях сжимающих нагрузок, и износостойкости некоторых типов штампов для холодного деформирования содержатся в табл. 131.

Допустимые, т. е. необходимые, значения твердости для отдельных элементов вырубных штампов представлены в табл. 132. С увеличением толщины вырубаемой листовой заготовки требуется более мягкая (меньшей твердости) сталь. Для вырубки более твердых материалов (например, сталь для сердечников трансформаторов) требуется применение инструментальных сталей повышенной твердости и износостойкости. При использовании более вязких быстрорежущих сталей, чем ледебуритная хромистая сталь с содержанием 12% Cr, можно допустить большую твердость.

**ТАБЛИЦА 131. ТВЕРДОСТЬ ШТАМПОВ
ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ,
РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ СЖИМАЮЩИХ НАГРУЗОК,
И РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ДЛЯ ЭТИХ ИНСТРУМЕНТОВ МАРКИ СТАЛИ**

Тип инструмента	Максимальная сжимающая нагрузка	Рекомендуемые марки стали
Пуансоны	$\sigma_B = 2200 \div 3200$ Н/мм ²	S11, K4, W9, Ni—Cr— Mo—V, W5, W6, K11, R6, R10, K1
Штампы для чеканки медалей, столовых приборов, драгоценностей и монет: при малой мощности плоский, неразъемный штамп с неглубокой выемкой разъемный штамп с глубокой выемкой при средних нагрузках при больших нагрузках	$\sigma_B = 2500$ Н/мм ² HRC 59—61 HRC 69—61 HRC 57—59 HRC 56—58	S11—S7, K4, W6 Пружинная сталь, W6, NK, K4, M1, K11, K1 W5, цементированная, K12, K13
Валки для холодной прокатки	HRC 58—62	K1, K11, K3, K4, K6
Штампы для холодной высадки и чеканки	HRC 60—64	W6, K11, K1, R6, твердые сплавы
Штампы ходового выдавливания и вытяжные штампы	HRC 60—65	S10, W6, R6, R8, R11, K1, K11, азотированная мартенситно-стабилизирующая сталь
Кольца для холодного выдавливания	HRC 61—67	S10, K6, W6, K11, K1, R6, R8, R11, цементруемые стали, твердые сплавы

Тип инструмента	Максимальная сжимающая нагрузка	Рекомендуемые марки стали
углубленные части форм	HRC 58—62	
сменные рабочие вставки углубленных частей форм	HRC 60—61	
Кольца для вытяжки	HRC 63—67	S11—S13, M1, K6, W7, K11, K1, твердые сплавы
Оправки колец: внешние	$\sigma_{0,2}=1400—1800$ Н/мм ²	NK, K13, мартенситно-старенные стали, улучшаемые стали
промежуточные	Не менее HRC 58	K11, улучшаемые стали
Ножницы для холодной резки при толщине листа S, мм: <6	HRC 56—62	Пружинные стали NK, W5, W6, W9, K4, M11, K11, K1, R6
>6	HRC 54—56	

ТАБЛИЦА 132. РЕКОМЕНДУЕМАЯ ТВЕРДОСТЬ
ЭЛЕМЕНТОВ ВЫРУБНЫХ ШТАМПОВ

Тип инструмента	Тип стали		
	низко- и средне-легированные	сталь, содержащая 12% Cr	быстрорежущая сталь
Матрица вырубного штампа толщиной, мм: <2 2—5 >6	59—62 56—60 55—58	60—64 58—62 56—58	60—64 58—62 —
Листовая электротехническая сталь	—	61—64	65—67
Пуансоны для пробивки отверстий диаметром, мм: <2,5 >2,5 >5	59—61 62—64 55—57	58—60 60—62 58—62	62—65 62—64 58—62
Листовая электротехническая сталь	—	61—64	64—67

**ТАБЛИЦА 133. ПРИМЕРНОЕ НАЗНАЧЕНИЕ
МАРОК СТАЛЕЙ ДЛЯ ВЫРУБНЫХ ШТАМПОВ**

Материал детали	Количество вырубляемых деталей, шт.				
	10 ³	10 ⁴	10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷
Пластмасса	S8—S11, K4, W8, W9	S8—S11, R10	R10	K1, азо- тирован- ная	Твердые сплавы
Сплавы Al, Mg, Cu	S8—S11, M1 K4, W8, W9	S8—S11, M1 R6, R10	R6, R10 K11	Типа K1	То же
Нелегированные и низколегиро- ванные стали	S8—S11, M1, K4, W9	S10, S11, M1, K4, W9	R6, R10, K11	Типа R6, R10, K1	»
Кислоупорные аустенитные стали и сплавы	K11, K1	Типа K11, K1 R6, R10	Карбиды	—	—
Пружинные стали (с твер- достью менее HRC 52)	K11	Типа K1	Типа K1, X290Cr12 12—1—4—5	Твердые сплавы	—
Листовая элек- тротехническая сталь	S10—S11, K11	K11, K1	Типа K1 и R11, X290Cr12 12—1—4—5	То же	—

Стали, рекомендуемые для вырубных штампов, приведены в табл. 133.

Изготовление вырубных штампов—чрезвычайно трудоемкий процесс, требующий больших затрат. Затраты на материал составляют лишь небольшую часть от расходов на изготовление штампа (10—20%). Поэтому целесообразно использовать более дорогие, лучшего качества инструментальные стали (полученные переплавом и т. д.). Штампами из таких сталей можно изготовить большее количество деталей.

6.4. Выбор материала штампов для обработки пластмасс

Изготовление штампов для обработки пластмасс очень трудоемко. Все большее распространение получает запрессовка в гнезда вместо обработки резанием и электронской обработки. Для этого

нужны легкне и легкодеформируемые стали. При больших сжимающих нагрузках, возникающих в сталях, чаще всего используют цементируемые стали с закаленным поверхностным слоем большой толщины или с большими значениями σ_t при растяжении. Значения твердости, рекомендуемые для некоторых элементов штампов для обработки пластических масс (поверхностная твердость), даны ниже.

Инструмент	Рекомендуемая твердость, НRC
Пуансоны, гнезда	58—64
Штуцера, выталкиватели	50—55
Направляющие стойки, направляющие втулки	60—62

Точность воспроизведения заданных размеров и коррозионная стойкость в большинстве случаев также являются важными требованиями. Для создания безупречной поверхности изделия полирование необходимо. Для этой цели пригодны только полученные по специальной технологии стали с равномерной структурой и минимальным содержанием посторонних включений. Примерное назначение марок сталл инструмента для штамповки пластмасс:

Инструмент	Рекомендуемая марка стали
Пуансоны и гнезда	Цементируемые стали, азотированные стали, коррозионностойкие стали, КО 14, КО 15, аустенитные стали
Пуансоны и гнезда: для минимальных изменений формы	M1, НК, мартенситно-стареющая сталь
для минимальных изменений размеров	То же
Штуцера, выталкиватели	W8
Нажимные плиты	C60
Направляющие стойки, направляющие втулки	Цементируемые стали

7. Примеры термической обработки

1. *Ручные ножницы.* Размер ножниц 25×15×250 мм; материал S81. Ковка.

Закалка:

- нагрев по всей длине в соляной ванне при 790°С 6—8 мин; охлаждение в масле;
нагрев режущей кромки в соляной ванне при 770—790°С 2—3 мин;
охлаждение в воде, в водном растворе соли, опуская — поднимая режущую кромку;
- нагрев только режущей кромки в соляной ванне при 770—790°С;
охлаждение в воде, опуская — поднимая режущую кромку.

Отпуск в соляной ванне при 220—250° С (в печи) 1 ч.

Твердость режущей кромки HRC 50—60.

2. *Напильники*. Материал S8—S13.

Отжиг:

нагрев в течение 2—3 ч до 680—700° С в защитной среде;

выдержка при нагреве 5—7 ч;

охлаждение вместе с печью.

Строгание, нарезка (насечки).

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне при 250—300° С 20 мин (в печи 1 ч);

погружение и выдержка при 750—780° С в небольшой соляной ванне 3—15 мин (в зависимости от размеров) в вертикальном положении;

охлаждение в 10%-ном водном растворе NaCl. Напильники погружают в раствор под углом 45°.

Отпуск:

заостренную часть напильника погружают в соляную ванну при 450—500° С (в свинцовую ванну) и выдерживают до тех пор, пока на напильнике не появится синий цвет побежалости; охлаждение в воде.

Твердость HRC 60—64.

3. *Валки для холодной прокатки*. Размеры: Ø 150—980 мм; материал КЗ.

Ковка.

Отжиг:

нагрев в камерной печи 800° С в течение 8 ч; выдержка 2 ч;

охлаждение до 700° С в течение 3 ч; выдержка 4 ч;

охлаждение до 400° С в течение 6 ч; выдержка 10 ч;

охлаждение до 100° С в течение 10 ч.

Обработка резанием.

Закалка (цапфы специальным устройством упаковывают в глину):

предварительный нагрев в камерной печи до 500° С в течение 3 ч; выдержка 1 ч;

предварительный нагрев в камерной печи до 700° С в течение 3 ч; выдержка 1 ч;

нагрев в камерной печи до 820—840° С в течение 4 ч; выдержка при 1 ч;

охлаждение в воде при 60—70° С в вертикальном положении в течение 7 мин, затем в масле при 20—80° С в течение 1,5 мин.

Отпуск:

нагрев в масляном баке до 180—190° С в течение 3 ч;

выдержка 7 ч;

охлаждение в ванне до 100° С, затем на воздухе.

Шлифовка.

Твердость на поверхности цилиндра HRC 62—64, на поверхности цапфы <HRC 35.

4. *Кольцо вытяжного штампа*. Размеры: Ø 250/110×75 мм; материал К4.

Ковка.

Отжиг:

нагрев в 760—800-град камерной печи в течение 2—2,5 ч;

выдержка при нагреве 2 ч;

охлаждение: а) вместе с печью;

б) упакованное в сухую золу.

Обработка резанием.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне 560—600° С до 20—30 мин;

погружение и выдержка при нагреве в соляной ванне при 820—840° С 30—40 мин;

предварительный нагрев в 650-град камерной печи 1,5—2 ч, закрыв внутреннее отверстие защитным пластичным материалом;

нагрев в камерной печи до 820—840° С в течение 60 мин;

выдержка 15 мин;

охлаждение в баке с водой таким образом, чтобы в отверстие кольца попала отдельная сильная струя воды.

Отпуск в масле, подогретом до 150° С, в течение 2 ч сразу после закалки.

Твердость HRC 60—64.

5. *Кольцо вытяжного штампа.* Размеры: Ø 40/10×25 мм; сталь W7.

Обработка резанием.

Закалка:

а) нагрев в соляной ванне до 770—800° С в течение 10—15 мин; выдержка 5 мин;

б) нагрев в камерной печи до 770—800° С в течение 1,5—2,5 ч (предварительно кольца помещают в твердый карбюризатор); выдержка 20 мин; охлаждение в карбюризаторе; изолировав асбестовой пластинкой лобовую поверхность, отверстие охлаждают сильной струей воды.

Отпуск в масле при 150° С в течение 2—3.

Окончательная шлифовка.

Твердость HRC 60—64.

6. *Матрица для высадки заклепок, работающая на сжатом воздухе.*

Размеры: Ø 50×150 мм; материал W5.

Обработка резанием.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне при 700—780° С 10—15 мин (в камерной печи 1—1,5 ч);

погружение в соляную ванну и выдержка при 930—950° С 25 мин;

охлаждение: а) в масле, перемещая вверх-вниз;

б) в соляной ванне при 180° С 15 мин, затем на воздухе.

Отпуск:

в соляной ванне при 240—260° С (в печи) 2 ч;

охлаждение на воздухе;

хвостовик, предназначенный для зажима, необходимо поместить в специальное отпускное кольцо с температурой 400—350° С;

охлаждение в масле;

выдержка в течение 1 ч в соляной ванне при 180—200° С для уменьшения напряжений.

Твердость на рабочей поверхности HRC 55—60, на хвостовике HRC 50—52.

7. *Спиральное сверло.* Размеры: Ø 1—10 мм; материал W8.

Разрезание на части.

Центрирование торца, центрирование.

Точение с оставлением припуска под шлифовку.

Фрезерование винтовой канавки в зажимном приспособлении.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне 600—650° С 1—6 мин;
погружение в соляную ванну и выдержка обрабатываемой части
при 800—840° С в течение 240 с;
охлаждение в соляной ванне при 220—240° С 1—2 мин, затем
на воздухе.

Отпуск в соляной ванне при 200—220° С (в масле), 1—2 ч.

Окончательное шлифование под заданный размер.

Заточка.

Твердость HRC 60—62.

8. *Спиральное сверло*. Размеры: Ø 40 мм; материал R6.

Обработка резанием.

Закалка.

предварительный нагрев в соляной ванне при 850° С 5—6 мин;
предварительный нагрев в соляной ванне при 1050° С 4—6 мин;
погружение и выдержка при 1210° С 160—220 с;
охлаждение на воздухе с принудительным поддувом на столе
с железной плитой, выравнивая утюгом.

Отпуск:

нагрев в соляной ванне до 560° С 20—25 мин, выдержка 1 ч;
охлаждение на воздухе (обе операции повторить еще раз).

Шлифование.

Заточка

Твердость HRC 62—64

9. *Ручная развертка*. Размеры: Ø 10—20 мм; материал W9.

Точение.

Снятие напряжений.

Фрезерование зубьев, четырехугольного хвостовика.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне при 600—650° С 2—
5 мин;
погружение и выдержка в соляной ванне при 800—820° С 2—
4 мин. Хвостовики выступают из соляной ванны; охлаждение в
масле.

Отпуск в соляной ванне при 170—200° С (в масле) 2 ч.

Шлифование.

На рабочей поверхности HRC 62—65; на хвостовике HRC 35—45.

10. *Машинная развертка*. Размеры: Ø 30—50 мм; материал R9.

Обработка резанием.

Снятие напряжений при 650—700° С в течение 1—2 ч.

Окончательная обработка с оставлением припуска под
шлифование.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне при 550° С 6—10 мин;
предварительный нагрев в соляной ванне при 850° С 5—6 мин;
погружение в соляную ванну при 1220° С, выдержка при нагре-
ве 2—3 мин. Хвостовики выступают из соляной ванны;
охлаждение: а) в соляной ванне при 520—550° С 3—5 мин, за-
тем на воздухе; б) в масле (можно охлаждать только рабочую
часть); в) с принудительным обдуванием на воздухе (затем
выровнять).

Отпуск.

нагрев в соляной ванне при 550° С 20—30 мин, выдержка 1 ч;
охлаждение на воздухе.

Ш л и ф о в а н и е под заданный размер.

Твердость HRC 62—65.

11. *Дисковая фреза*. Толщина 30 мм (10 мм); материал R9 (R11).

Разрезание на части из крупной заготовки.

Отжиг при 820° С 2 ч.

Обработка резанием.

Снятие напряжений при 650° С 2 ч.

З а к а л к а:

предварительный нагрев в камерной печи или соляной ванне до 400—450° С 40 мин (20 мин);

предварительный нагрев в соляной ванне до 850° С 4—5 мин (2—4 мин);

погружение в соляную ванну 1220° С (1210° С), выдержка 3,5—4,5 мин (2—3,5 мин);

охлаждение: а) на воздухе; б) в соляной ванне 520° С до 2—5 мин, затем на воздухе.

От п у с к (при 570° С 3×1,5 ч или при 560° С 2×1 ч):

нагрев в соляной ванне 570° С (560° С), 35 мин (12 мин);

выдержка 1,5 ч (1 ч);

охлаждение на воздухе.

Твердость HRC 64—66 (HRC 65—68).

12. *Червячная фреза (сложная форма)*. Ø 120 мм; материал R11.

Разрезание на части.

Отжиг при 800° С 3 ч.

Обработка резанием.

Снятие напряжений при 650° С 3 ч.

З а к а л к а:

предварительный нагрев в соляной ванне 400—450° С 1—1,5 ч;

предварительный нагрев в соляной ванне 800—850° С 45 мин;

предварительный нагрев в соляной ванне 1050° С 30 мин;

погружение в соляную ванну при 1190° С, выдержка 8—20 мин;

охлаждение в соляной ванне при 520—540° С 25—30 мин, затем на воздухе.

От п у с к:

нагрев в соляной ванне при 200° С 1—1,5 ч;

нагрев в соляной ванне при 550° С 1,5—2 ч, выдержка 1 ч;

охлаждение на воздухе

(все операции повторить дважды).

Ш л и ф о в а н и е.

Твердость HRC 65—68.

13. *Пуансон для выдавливания*. Ø 25—30 мм; материал R6 (R11).

Обработка резанием в центрах, оставляя по 0,5 мм на хвостовик, рабочую часть и галтели для окончательной обработки под заданный размер.

З а к а л к а:

предварительный нагрев в 850-град соляной ванне 4—5 мин;

погружение и выдержка при нагреве в 1180-град (1160-град) соляной ванне 3—4,5 мин;

охлаждение в 500—520-град соляной ванне 2—3 мин, затем на воздухе.

От п у с к:

нагрев в соляной ванне при 550° С 35 мин, выдержка 1 ч;

охлаждение на воздухе. Обе операции повторить дважды.

Ш л и ф о в а н и е.

Твердость HRC 61—64 (HRC 64—67).

14. *Протяжка*. Размеры: $\varnothing$ 30—40 мм; материал К1.

Обработка резанием.

Снятие напряжений при 650—700° С 2—3 ч

(охлаждение в 500° С печи, затем на воздухе).

Окончательная обработка.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне 450—500° С в течение 25—30 мин;

предварительный нагрев в соляной ванне 800° С 20—30 мин;

погружение и выдержка при 960—980° С 15—20 мин;

охлаждение: а) в соляной ванне 200° С 8—15 мин, затем на воздухе; б) в масле 1—2 мин (до 550° С), затем в рихтовальном устройстве.

Отпуск. В соляной ванне при 180—200° С (в масле) 2 ч. Хвостовик выдерживать в соляной ванне при 550° С 10—15 мин.

Шлифование под заданный размер.

Твердость рабочей поверхности HRC 61—63, хвостовика HRC 45—50.

15. *Матрица вырубного штампа*. Размеры 200×300×40 мм; материал К1.

Разрезание на части.

Отжиг.

Обработка резанием с оставлением припуска под шлифование.

Отжиг для снятия напряжений при 600° С, 1 ч; охлаждение вместе с печью.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне при 400—450° С 25 мин;

предварительный нагрев в соляной ванне при 800° С 20 мин;

погружение и выдержка при нагреве в соляной ванне при 980° С 40 мин;

охлаждение в соляной ванне при 250° С 3—5 мин, затем на воздухе.

Отпуск:

нагрев в соляной ванне 180° С (в масле) в течение 30 мин;

выдержка 1 ч;

охлаждение на воздухе.

Шлифование.

Твердость HRC 60—62.

16. *Молотовый штамп больших размеров для горячейковки*. Размеры: 2100×600×500 мм; материал НК.

Обработка резанием (обрабатываемую поверхность закрыть специальной уаковкой).

Закалка:

закладка в камерную печь при 400° С;

нагрев до 680—700° С в течение 20—22 ч; выдержка 4 ч;

нагрев до 850—780° С в течение 3—4 ч; выдержка 2 ч;

охлаждение с изъятием из печи и снятием уаковки; охлаждение с принудительным обдувом (с помощью вентилятора) ~2 ч.

Отпуск:

закладка в печь при 300—400° С;

нагрев до 540—560° С в течение 10 ч; выдержка 2—4 ч;

охлаждение в колоде в течение 20—24 ч.

Твердость HB 300—345

17. *Плита штампа*. Размеры: 500×200×150 мм; материал 0,57% С, 1,7% Ni, 1% Cr, 0,75% Mo, 0,1% V.

Предварительный нагрев при 250°С в течение 4 ч.

Закалка:

нагрев со скоростью 10—60°С/ч до 910°С, выше 760°С в нейтральной газовой среде; выдержка при 910°С 6 ч;
охлаждение на воздухе до 180°С.

Отпуск:

закладка в печь при 180—230°С;
нагрев со скоростью 60°С/ч до 590°С; выдержка 9 ч;
охлаждение на воздухе.

Твердость HRC 40—45; σ_b при растяжении 1100—1200 Н/мм².

18. *Штамп для прессования столовых приборов.* Размеры: 100×85×85 мм; материал НК.

Обработка резанием.

Снятие напряжений в соляной ванне 650°С в течение 3 ч.

Окончательная обработка с оставлением припуска под шлифовку.

Закалка:

нагрев до 700°С в камерной печи в течение 2,5—3 ч, в соляной ванне 25—30 мин;
нагрев до 820—840°С в камерной печи в течение 2 ч, в соляной ванне 20—25 мин; выдержка 20 мин;
охлаждение: а) в масле 2,5 мин (до 300°С), затем на воздухе;
б) в соляной ванне при 300°С в течение 5 мин, затем на воздухе.

Отпуск:

нагрев до 200—220°С в течение 1 ч; выдержка 2 ч;
охлаждение на воздухе.

Твердость HRC 52—56.

19. *Форма для литья под давлением.* Размеры 800×800×500 мм; материал K13.

Обработка резанием.

Снятие напряжений при температуре 600°С в течение 3 ч.

Закалка:

предварительный нагрев в камерной печи при 450—500°С 12 ч;
предварительный нагрев в камерной печи при 860°С 6—8 ч;
нагрев до 1050°С в течение 4—5 ч; выдержка 2 ч;
охлаждение на воздухе.

Отпуск:

закладка в печь при 300°С;
нагрев до 550°С в течение 6 ч; выдержка 1,5—2 ч;
охлаждение на воздухе;
закладка в печь при 300°С;
нагрев до 500°С в течение 5 ч; выдержка 1,5—2 ч;
охлаждение на воздухе.

Шлифование.

Твердость HRC 42—45; σ_b при растяжении 1350—1500 Н/мм².

20. *Матрица штампа.* Размеры: 520×225×165 мм; E1956 (K14).

Обработка резанием.

Закалка (необходимо обеспечить сохранность углубленной части):

предварительный нагрев в камерной печи при 700°С 4 ч;
предварительный нагрев в печи при 900°С в течение 2 ч;
нагрев до 1050°С (1020°С) в камерной печи 3 ч, выдержка 1 ч;
охлаждение на воздухе с незначительным продуванием до 150°С.

Отпуск:

нагрев в камерной печи при 620°С в течение 3 ч; выдержка 2 ч;
охлаждение на воздухе.

Шлифование.

Твердость HRC 43—46; σ_b при растяжении 1350—1550 Н/мм².

21. Для штамповки цилиндрических приемников (бункеров). Размеры: $\varnothing 380/240 \times 1050$ мм; материал W2.

Обработка резанием.

Закалка:

закладка в камерную печь при 500°С;

предварительный нагрев в камерной печи при 700°С в течение 4 ч; выдержка 1 ч;

предварительный нагрев в камерной печи при 850°С в течение 4 ч; выдержка 1 ч;

нагрев до 1100—1120°С в камерной печи в течение 4 ч; выдержка 1 ч;

охлаждение в масле с температурой 20—80°С.

Отпуск:

нагрев в 640°С-ой камерной печи в течение 4 ч; выдержка при нагреве 3 ч,

охлаждение на воздухе.

Шлифование.

Твердость HRC 41—42; σ_b при растяжении 1300—1350 Н/мм².

22. Инструмент для штамповки пластмасс. Размеры: 200×200×80 мм; материал — мартенситно-стареющая сталь.

Обработка резанием внешних размеров.

Закалка:

нагрев в соляной ванне при 820°С в течение 30—40 мин (в камерной печи 1,5 ч);

охлаждение на воздухе.

Выдавливание полости, окончательная обработка резанием под заданный размер.

Отпуск (старение):

нагрев в соляной ванне 480°С в течение 2 ч; выдержка 3 ч;

охлаждение на воздухе.

Твердость HRC 48—52.

23. Термическая обработка инструмента из быстрорежущей стали в вакууме. Размер 12×25×90 мм; материал R6.

Обработка резанием, промывка.

Закладка в печь.

Изолирование печи от окружающей среды для обеспечения остаточного давления $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па.

Закалка:

нагрев до 850°С в течение 20 мин; выдержка 20 мин;

увеличение давления до $1,33 \cdot 10^{-1}$ Па;

нагрев до температуры закалки 1220°С в течение 15 мин;

выдержка 10 мин;

охлаждение в токе азота в течение 10 мин.

Твердость HRC 62,5.

Размер зерна: 16—18SG (по методу Шнайдера — Графа).

Двукратный отпуск в соляной ванне 560°С по 1 с каждый.

Твердость HRC 64—64.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Geller, Ю. А.: Инструментальные стали. М., Металлургия, 1968.
- Roberis, G. A. — Hamaker, J. C. — Johnson A. K.: Tool steels, 3-rd ed., ASM, 1962.
- Rapatz, F.: Die Edeltähle, Berlin, Springer Verlag, 1962.
- Bardócz István: Szerszámacélok megválasztása és hőkezelése. Bp., Műszaki Könyvkiadó, 1961.
- Haufe, W.: Werkzeugstähle und ihre Wärmebehandlung C. F. Wintersche Verlagsbuchhandlung, Füssen, 1971.
- Haufe, W.: Schnellarbeitsstähle. München, Carl Hanser Verlag, 1972.
- Schön Gyula: Vasötvözetek és hőkezelésük. Bp., Műszaki Könyvkiadó, 1968.
- Zorkóczy Béla: Metallografia és anyagvizsgálat. Bp., Tankönyvkiadó, 1971.
- Artlinger, I. — Kator, L. — Romvári P.: Fémek technológiája. (Szerk. Gillemot L.) Bp., Műszaki Könyvkiadó, 1971.
- Verő József: Fémtan. Bp., Tankönyvkiadó, 1973.
- Werner, K.: Arbeitsstähle der Welt. Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1972.
- Kontorovics, I. E.: Az acél és az öntöttvas hőkezelése. Bp., Akadémiai Kiadó, 1952.
- Artlinger I. — Kator L. — Ziaja Gy.: Új fémes szerkezeti anyagok és technológiák. Bp., Műszaki Könyvkiadó, 1974. ASM Handbook Committee: Metals Handbook. 8th Ed. Vol. 5, Forging Metals Park, Ohio, 1970, 1972.
- Wilson F. W.: Die Design Handbook ASTME, 1965.
- Lange, K.: Lehrbuch der Umformtechnik, Bd 2, 1974.
- Зоболов В. В. — Зверев, Г. И.: Прессование металлов, М., Металлургия, 1959.
- Gillemot, L. — Ziaja, Gy.: Fémek képlékeny alakítása. Kézirat. Bp., Tankönyvkiadó, 1968.
- Osman Miklós: Képlékeny hidegalakítás. Bp., Műszaki Könyvkiadó, 1965.
- Osman M. — Zombory J.: Hidelakító szerszámok méretezése. Bp., Műszaki Könyvkiadó, 1970.
- Макаров, А. Д.: Износ и стойкость режущих инструментов. М., Машиностроение, 1966.
- Семенченко, И. И.: Проектирование металлорежущих инструментов. М., Mashgiz, 1963.
- Основы технологии кузнечно-штамповочного производства. Авт.: В. М. Аристов, Г. С. Сахаров, В. Н. Степанов, И. И. Иванов. М.: Металлургия, 1971.
- Lange, K.: Gesenkschmieden von Stahl. Springer Verlag, 1958.
- Нефедов, А. П.: Конструирование и изготовление штампов. М., Машиностроение, 1973.
- Довнар, С. А.: Термомеханика упрочнения и разрушения штампов объемной штамповки. — М., Машиностроение, 1975.
- Szöke László: A hőkezelés fizikai alapjai. Kézirat. Tankönyvkiadó, 1964.
- Neményi Rezső: Védőgázos hőkezelés. Bp., Műszaki Könyvkiadó, 1974.

Hack E. — Jaszouszky S. — Smoling K.: Szerszamkeszites. Bp., Műszaki Könyvkiadó, 1976.

Heinrich, E.: Die Werkzeugstähle, 2. Aufl. Springer, 1964.

Müller, E.: Hydraulische Pressen und Druckflüssigkeitsanlagen. Bd. 3, 1959.

Gillemot L.: Képlékenyalakító szerszámanyagok vizsgálata. II. Szerszámanyagok és szerszámok konferencia. Bp., 1971.

Артунгер, Иштван: Возможность применения некоторых современных методов оценки вязкости разрушения для выбора штамповых сталей. Периодика Политехника. Машиностроение. Будапешт, 15, 1971.

Artinger István: Die Wärmebehandlung und Wirkung der Schmutzelemente auf Bruchzähigkeit der Gesenkstähle. II. Konferencia über Werkzeuge und Werkzeugmaterialien. Bp., 1971.

Artinger I. — Korach M. — Lehofer K. — Marko J.: Connection between the factors determining the toughness of hot-working tool steels. Proc. of 5th Conf. on Dimensioning and Strength Calculations. Bp., Akadémiai Kiadó, 1974.

Artinger István: A szerszámacélok fobb tulajdonságai és jellemzői az élettartam szempontjából vizsgálva. III. Szerszám és Szerszámanyag Konferencia, Miskolc, 1975.

Artinger I. — Korach M. — Marko J.: A megalakító szerszámok élettartamát meghatározó tényezők vizsgálata. III. Szerszám és Szerszámanyag Konferencia, Miskolc, 1975.

Marko József: Megalakító szerszámacélok tulajdonságainak vizsgálata. II. Szerszám és Szerszámanyag Konferencia, Bp., 1971.

Artinger István: Hőkezelesek és átolvasztások hatása a nagy szilárdságú süllyesztékacélok mechanikai tulajdonságaira. Gépgyártástechnológia, XII, 1972.

Bundardt, K. — Spyra, W.: Wärmeleitfähigkeit von Stählen Legierungen bei Temperaturen zwischen 20 und 700°C. Arch. Eisenhüttenw., 1965, Bd 36.

Kudo, H. — Matsubara, Sh.: Analyse der Spannungen in zylindrischen Werkzeugen endlicher Länge, die einer inneren Druckspannung ausgesetzt sind. Ind. Anz. 92, 1970.

Sachs, K.: A karbidisorosság hatása a szerszámacélok vetemedésére hőkezeléskor. Metal Treatment, 1960. 12. évf. 1971.

Rose, A.: Eigenspannungen als Ergebniss von Wärmebehandlung und Umwandlungsverhalten. Härterei Techn. M. 21, 1966.

Bühler, H. — Rose, A.: Darstellung des Entstehens von Eigenspannungen in Werkstücken aus Stahl in ihren Umwandlungsschaubildern. Arch. Eisenhüttenw. 40, 1969.

Mombret, W.: Verschleissminderung durch richtiges Härten. Maschinenmarkt, Würzburg 81, 1975.

Chatterjee—Fischer, R.: Beispiele für durch Wärmebehandlung bedingte Eigenspannungen und ihre Auswirkungen. H. T. M. 28, 1973.

Habig, K. H.: Die Verschleissmechanismen von Metallen und Maschinen zur ihrer Bekämpfung. Z. f. Werkstofftechnik. 4, 1973.

Bühler, H. — Seidenberg, H.: Werkzeugverschleiss und Grathöhe beim Schneiden von Feinblech. Stahl und Eisen, 86, 1966.

Neider, R. — Anrich D. — Karain, W. — Schmitt, B. F.: Einfluss der Wärmenegandlung auf Schneidhaltigkeit von Werkzeugen beim

Stanzen von Dynamoblechen unterschiedlicher Schneidbarkeit. Arch. f. Eisenhüttenw., 41, 1970.

Романовский, В. П.: Исследование стойкости режущих элементов—штампов. Кузн. Штамп. Произв., 1970.

Геллер, Ю. А.: Износостойкость штамповых сталей при вырубке. Metalloved. и терм. обр., 1973.

Варламов, В. И.: Термообработка элементов и способы контроля режущих частей штампов листовой штамповки. Metalloved. и терм. обр., 1973.

Полянская, Т. А.: Износ легированных сталей при ударной нагрузке. — Metallovedenie и терм. обр., 1973.

Raschem K.: Werkzeugstähle für Schnitte. Z. W. F., 68, 1973.

Krainer, E. — Schindler, A. — Stuhl, J.: Anyagtechnikai megfontólásol a finomkivágás kivágóacéljainak megválasztásához. H. T. M. 27, 1973.

Berns, H. — Kulmburg, A. — Stoska, E.: Ledeburitis krómacélok kivágószerszámokhoz. VDI—Zeitschrift, 114, 1972.

Bühler, H. — Pollman, F.: Einfluss von Werkzeugsstoff und seiner Wärmebehandlung auf das Schneiden von Feinblech. Arch. f. Eisenhüttenw. 41, 1970.

Михайленко, Ф. П. — Дурагин, М. М.: Влияние быстроходности прессы на износ инструмента при вырубке — пробивке электротехнических сталей. Кузн. штамп. произв., 1969.

Елистратов, В. И.: Исследование нормальных напряжений по торцу твердосплавных пуансонов при вырубке—пробивке. Кузн. штамп. произв., 1973.

Bühler, M. — Pollmar, F.: Die Gratbildung beim Schneiden von Feinblech, Bänder—Bleche—Rohre, 1971.

Berns, H.: Restaustenit in ledeburitischen Chromstählen und seine Umwandlung durch Kaltformen, Tiefkühlen und Anlassen, H. T. M. 29, 1974.

Irvine, K. I. — Grave, D. I. — Pickering, F. B.: The Physical Metallurgy of 12% Chromium Steels, JISI. 195. 1960.

Berns, H.: Merettartó szerszámok edzése. Werkstatistecimik, 1969.

Stracke, E. — Kulmburg, A.: Einfluss der Austenitisierungsbedingungen auf den Beginn der Martensitumwandlung und die Härte ledeburitischer Stähle mit 13% Cr. Arch. f. Eisenhüttenw., 43, 1972.

Аранович, А. — Бондаренко С.: Деформация высокохромистых сталей при закалке. — Metalloved. и терм. обр., 1967.

Hitterer, K. — Krainer, E. — Staske, E.: Einfluss der Wärmebehandlung auf die Zähigkeit und das Verschleissverhalten von ledeburitischen Chromstählen. H. T. M. 26, 1971.

Пусталник, Л. И.: Термообработка инструментов из стали X12. Metalloved. и терм. обр., 1973.

Томановский: Показатель износа и стойкость вырубных и пробивных штампов. Вестник машиностр., 1974.

Beran L. — Nagy L.: Hidegkivágó szerszámok hőkezelési problémái. Gépgyártástechnológia. XVI., 1976.

Netthöfel, F.: Verschleissverhalten von Gesenkstählen. Ind. Anz., 91, 1969.

Voss, H. — Wetter, E. — Netthöfel, F.: Verschleissverhalten von vergütbaren Gesebkstößen. Arch. f. Eisenhüttenw., 38, 1967.

Kannapan, A.: Wear in forging dies. Metal Forming, 36, 1969, 37, 1970.

Laue, K.: Die termische und mechanische Beanspruchung der Strangpresswerkzeuge. Z. f. Metallkunde, 1955.

Lauge, G. — Stüwe, H. P.: Der Wärmehaushalt beim Strangpressen. Z. f. Metallkunde, 62, 1971.

Eschler, H.: Der Einzeldiamant als Feinbearbeitungswerkzeug. Draht, 18, 1967.

Sieber, K.: Theoretische Grundlagen und praktische Erfahrungen zur Konstruktion von Kaltpresswerkzeugen Metal Forming, 38, 1971.

Becker, H. I.: Beitrag zur Wärmebehandlung von Werkzeugstählen. H. T. M. 26, 1971.

Schulz, E.: Berechnung von vorgespannten Presswerkzeugen für das Kaltumformen von Stahl. Draht, 16, 1965.

Burgdorf, M.: Fliesspressen von Stahl im Temperaturbereich 20° bis 700° C. Metal Forming, 38, 1971.

Hoischen, H.: Werkzeugformgebung durch Kalteinsenken. Wezstatt. u. Betrieb, 104, 1971.

Lange, K.: Hohlformwerkzeuge für Umform und Umformverfahren. VDI—Berichte, 1971.

Rooks, B. W. — Singh, A. K. — Tobias, S. A.: Temperature effects in hot forging dies. Metals Technology, 1974.

Kindboom, L.: Warmrissbildung bei der Temperaturwechselbeanspruchung von Warmarbeitswerkzeugen, Arch. f. Eisenhüttenw., 1964.

Васерин, А. В.: Экономнолегированная штамповая сталь для горячего деформирования. Металловед. и терм. обр., 1970.

Кремнев, Л. С.: Теплостойкость инструментальных сталей и сплавов. Металловед. и терм. обр., 1973.

Randak A. — Stauz, A. — Verderber, W.: Eigenschaften von nach Sonderschmelzverfahren hergestellten Werkzeug- und Wälzlagerstählen. Stahl u. Eisen, 92, 1972.

Barten, G.: Werkzeugstähle für Gesenkschmiedebetriebe. Z. w. F. 68, 1973.

Zeuner, H. — Menzel, A.: Herstellung und Anwendung gegossener Werkzeuge. Rheinstahltechnik, 9, 1971.

Javellie, I.: Melegkovácsoló süllyesztékek anyagának megválasztása. La Metallurgie, 1967.

Haufe, W.: Entwicklungsstand und Entwicklungsrichtung auf dem Gebiet der Werkzeugbaustoffe für Warmarbeit. T. Z. für prakt. Metallbearb. 66, 1972.

Геллер, Ю. А.: Свойства быстрорежущих и штампованных сталей после отпуска при пониженной температуре. Металловед. и терм. обр., 1974.

Kiel, F.: Warmarbeitsstähle — Schadenstellen und Beispiele für Werkzeugstandzeiten. Z. w. F. 69, 1974.

Becker, H. I.: Warmarbeitsstähle — Herstellung und Weiterverarbeitung. Z. w. F. 68, 1973.

Rasche, K.: Warmarbeitsstähle — Angebot, Einfluss der Legierungselemente und Entwicklungstendenzen. Z. w. F. 68, 1973.

Becker, H. I.: Warmarbeitsstähle — Auswahl der Stähle für verschiedenen Werkzeuge. Z. w. F. 69, 1974.

Winship, J.: Hot — forging for small batches. Amer. Mash., 119, 1975.

Stutzman, G. D.: Anwendung und Verhalten gegossener Schmiedegesenke. Ind. Anz. 88, 1966.

Peter, W. — Klein, A. — Finkler, H.: Versuche zur Vermeidung der Warmsprödung von Chrom — Wolfram — Warmarbeitsstählen. Arch. f. Eisenhüttenw., 38, 1967.

Bolte, W.: Warmarbeitsstähle — Hinweise zur konstruktiven Gestaltung von Werkzeugen. Z. w. F., 69, 1974.

Rasche, K.: Warmarbeitsstähle — Werkzeugbehandlung im Einsatz. Z. w. F. 69, 1974.

Cramme, F.: Warmarbeitsstähle — Durchführung von Wärmebehandlungen und praktische Erfahrungen. Z. w. F. 69, 1974.

Kläerner, H. F. — Fleischer, H. I. — Böhnke, K.: Das ESU — Verfahren ein neuer Weg zum Erzeugen hochwertiger Edelmärkte, VDI-Z. 112 (1970), 21. 1405—1410.

Drapel, S.: Gefügewandlungen bei der Wärmebehandlung von Cr—W—V und Cr—Mo—V Stähle für gegossene Gesenke. H. T. M. 1965.

Томилиш, Р. И., Больский, Е. И.: Температурное поле в кузнечных штампах. — Кузн.—штамп. произв., 1962.

Riedel, J. Y.: Why Tools and Dies Fail. Met. Progr., 97, 1970.

Kassak, A. — Steven, G.: Présöntöszerszármok túlhevítési repedések képződésének vizsgálata. Glesserei Prax. 1972.

Sabharwal, K. S. — Wolf, R. W.: Fröccsöntő szerszármacelok termikus kifáradásának vizsgálata. Glesserei Prax., 1972.

Kroneis, M. — Krainer, E. — Kreitner, F.: Ultrahochfeste Stähle unter Berücksichtigung der Erschmelzung nach dem Elektroschlack-Umschmelzverfahren. Berg und Hütten. M. 118, 1968.

Markó, J. — Korách M. — Kovács Zs.: Kovacsüllésztékek nitridálása. B. K. L. Kohászati, 102, 1969.

McBroom, H. M. — Smith, T. P.: The nitriding of hot die steels. Iron and Steel. Spec. Issue, 1970.

Haufe, W.: Borierverfahren für Stahl zur Verbesserung der Werkzeugstandzeit. Maschinenmarkt, 80, 1974.

Schlamp, G.: Hidesajtólió szerszármok kopásállóságának növelése felületi kezeléssel. Werkstattstechnik, 57, 1967.

Ebersbach, G. — Mey, R. — Ullrich, G.: Szerszármok és szerkezeti elemek titánkarbidos kezelése. Die Technik, 24, 1969.

Ruppert, W.: Nitridált, kromkarbid és titánkarbid rétegek a szerszármokon. Bänder, Bleche, Rohre, 1970.

Dennis, W. H.: Maraging Steels, a brief review of types and properties. Iron and Steel. 1968.

Floreen, S.: The Physical Metallurgy of Maraging Steels Met. Reviews, 13, 1968.

Yates, D. H. — Hamaker, F. C.: Maraging Steel in Tooling Applications. Metal Progress. 90, 1966.

Nagy, A.: Maraging Steels for Die Casting. Metal Progress, 97, 1970.

Hartland, J. B. — Breitzig, R. W.: A Die Material for Creep—Forming Titanium. Met. Progr., 97, 1970.

Lane, E. J.: Superalloys for Supertools. Met. Progr., 97, 1970.

Latham, D. I.: JISI, 208, 1970.

Kurzeja, J.: Neuere Entwicklungen auf dem Gebiet der Schnellarbeitsstähle, Stahl u. Eisen, 91, 1971.

Haberling, E. — Rose, A. — Weigand, H.: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Gefügebildung und die Eigenschaften eines Schnellarbeitsstahles mit rd. 5% Mo, 2% V und 6% W. Stahl und Eisen, 93, 1973.

Leidel, B. — Schönbauer, G.: Neuere Entwicklungen auf dem Gebiet der Schnellarbeitsstähle, Stahl u. Eisen, 93, 1973.

Кремнев, Л. С.: Об оптимальном содержании углерода в быстрорежущих сталях. Металловед. и терм. обр., 1970.

Sidan, H.: Einfluss der Wärmebehandlung auf die Zähigkeitseigenschaften von Schnellarbeitsstählen. Berg und Hüttenm. M. 1971.

Berry, I. T.: Neue Erkenntnisse in der Behandlung von Schnellarbeitsstählen, Techn. Mitt., 64, 1971.

Геллер, Ю. А.: Об оптимальном составе ванадиевых свойств быстрорежущих сталей. Metalloved. i term. obr., 1972.

Зайцев, И. Ф.: Технологические и режущие свойства быстрорежущих сталей. Metalloved. i term. obr., 1973.

Füssli, A.: Latest developments in high speed steels in Europe. JISI, 1971.

Hellman, P.: Das ASEA — Stora Verfahren. Informationschrift der Fa. Stora Kopparberg, Schweden.

Brandis, M. — Spyra, W.: Entwicklungen auf dem Edelstahlgebiet durch Anwendung von pulvermetallurgischen Verfahren. Zwf. 68, 1973.

König, W. — Essel, K.: New Tool Materials — Wear Mechanism and Application. CIRP Annals, 24, 1975.

Weigand, H. M.: Neuere Entwicklungen bei den Schnellarbeitsstählen. Ind. Anz. 90, 1968.

Poznyak, L. A.: Some trends in the developments of molybdenum containing tool steels in the USSR. Metallurgia and Met. Forming. 1973.

Hatschek, R. L.: What's new at the cutting edge. American. Mech. Spec. Report, 1973.

Попандопуло, А. Н.: Фазовый состав вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей с кобальтом. Metalloved. i term. obr., 1973.

Бережковский, Д. И.: Влияние структуры на механические свойства стали P18. Metalloved. i term. obr., 1974.

Kulmburg, A.: Untersuchungen zur Optimierung der Härtebehandlung von Schnellarbeitsstählen. II. T. M., 1974.

Заболоцкий, В. К.: О двукратном отпуске быстрорежущих сталей. Metalloved. i term. obr., 1973.

Геллер, Ю. А.: Стабилизация аустенита в быстрорежущих сталях, выдержкой выше M_s . Metalloved. i term. obr., 1974.

Савиновский, Г. К.: Термическая обработка концевых фрез. Metalloved. i term. obr., 1974.

A szerszámgyártás, készülékellátás és gyártás távlati fejlesztése. 1975.

KGM előterjesztés a szerszámgyártás V. ötéves terben történő fejlesztésére. 1975.

«Hideg — és melegalakító szerszámacélok fejlesztése» c. 1973—75. évi kutatás fejlesztési szerződés zárójelentése. Budapesti Műszaki Egyetem, Mechanikai Technológia és Anyagszerkezettani Intézet, 1975.

Melegalakító kovácsszerszámok anyagainak kutatása 1973., 1974., 1975. évi zárójelentés. Csepel Vases Fémművek, FTKI, Fémtani Kutatási Osztály.

A hideg — és melegalakító szerszámok anyagainak és gyártástechnológiájának fejlesztése. Jelentések 1974., 1975. Vasipari Kutató Intézet.

«Hideg — és melegalakító szerszámok anyagainak fejlesztése» című célprogram keretében végzett kísérletek 1973—1975. DANUVIA Központi Szerszám — és Készülékgyár.

Anyag, minőségi és hőkezelési előírások a forgács nélkül alakító szerszámoknál. DANUVIA háziszabvány.

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Азотирование 202
Аквапаста 157
Асера—Штора метод 95
Аустенит 24, 34, 57
Аустенит, размер зерен 44, 69
Аустенитизации температура 59, 66, 71, 73
Бейнит 24
Бургерса вектор дислокации 111
Быстрорежущие стали:
 классификация 218
 кобальтовые 230
 молибденовые 219
 нормальной теплостойкости 218
 повышенной теплостойкости 229
Вакуумная термообработка 153
Вязкость 37, 57, 166
 — разрушения 40
Выкрошживание 56
Деформация выдавливанием 12
Деформация, причины 64
Деформируемость 76
Джонии образцы 173
 — кривые 183
Диаграмма изотермических превращений инструментальных сталей марок:
 NK 133
 50NiCr13; S7 167
 W5 169
 S8 и S11 174
 W7, 142WV13, 145V2 176
 W8, W9, XBCr; 145Cr; 145Cr6, K4
 M1 182
 K1, X6BF 186
 с 12% Cr 192
 R3, R6 211
 K12 243
 K14 244
 W3 266
— методов термической обработки 144
Диаграмма непрерывных превращений инструментальных сталей марок:
 NK 135
 W5, W6 169
 S8, S11 174
 M1 182
 K1 186
 с 12% Cr 192
 K12, K13 243
 K14; X40CrMoV5.3 244
 W2, W3 266
Диаграммы состояний систем:
 Cr—C 85
 Fe—C 79
 Fe—Ni 97
 Fe—Cr—C 85
 Fe—Mo—C 85
 Fe—W—C 85
Дислокации 105
Дисперсионное твердение 26, 109, 201
Диффузионное превращение 132
 — — бейнитное 133
 — — перлитное 134
 — — предэвтектоидное 134
Долговечность 28, 34
Жюлле диаграмма 95
Закалка 141
 — изотермическая (бейнитная) 164
 — ступенчатая 164
Закаливаемость 74
Защитные газовые среды 151
Износостойкость 56, 166
Изотермические превращения 166
Инструментальные стали:
 определение 22
 долговечность 34
 классификация 115
 предел упругости 32
 прочность 28
 твердость 23
 текучесть 33
Интенсивности напряжения показатель 39
Интерметаллиды 27, 82, 264
Ирвина теория 38
Карбидные ряды (строчки) 89
Карбиды 24, 27, 82, 87, 100, 170, 209, 221
Ковка 14
Кокиль 17
Коробление 64
Красностойкость см. Теплостойкость
Кривые отлуска инструментальных сталей марок:
 S7, 75NiCrMo533; 50NiCr13;
 61CrSiV5 167
 W5 и W6 171
 K3, K4 и K6 176
 W7 179
 W7, W8 и W9 182
 M1 и нелегированных 184
 легированных хромистых 197
 R6, K1 с 12% Cr и S81; R10, быстро-
 режущих низколегированных штам-
 повых сталей малой теплостойкости
 239
 штамповых сталей для горячего де-
 формирования 246
 — — — —, легированных вольфра-
 мом 266
 — — — —, высокотеплостойких 278
Легирование 79
Легирование компоненты распределе-
 ние 80
Легированный эквивалент 60
Ледебурит 99
Ледебуритные стали 194
Литье 16
 — впрыскиванием 17
 — горячекамерное 17
 — под давлением 17
 — холоднокамерное 17
Мартенсит 24, 57, 100, 104
 — двойникованный 103, 105
Мартенситное превращение 100, 101
 — старение 253
Мартенситно-старенная сталь 254
 — — —, область применения 262
Матрица 10, 12, 13
Метчики 20, 285
Модифицирование 91
Нагрев:
 в вакууме 152
 выдержка 149
 продолжительность 147
 скорость 146
 среда 150, 151
Напильники 21, 286
Напряжения сдвига 28
Ножки 9
Обезуглероживание (декарбонизация) 74

- Облой, снятие 14
- Обрабатываемость 75
 - резанием 76
- Обработка выдавливанием 14
 - поверхности 200
 - холодом 143
- Объемная деформация 200
- Окалинообразование 75
- Оронаи расчет вязкости разрушения 40
 - формула напряжения для дислокаций 111
- Отжиг 138
 - изотермический 139
- Отпуск 26, 105, 143
- Отпускная хрупкость 170
- Охлаждающие среды 157
- Охлаждение:
 - понятие 145, 146
 - продолжительность 159
 - скорость 157
 - специальные методы 164
 - тепловые напряжения 162
- Параметр решетки 82
- Перлит 99
- Пилы 21, 285
- Пластичность 75
- Плшки 21, 286
- Полируемость 78
- Предел ползучести, Предел (текучести)
 - прочности на изгиб 30
 - текучести 28, 30, 33, 46, 55
 - упругости 28, 32
- Прокаливаемость 72, 166, 173
- Протяжка 21
- Пуансон 10, 13, 289
- Работа разрушения 38
- Разрушение 37
- Распределение напряжений 11
- Режущий инструмент 18
 - — многолезвийный 20
 - — срок службы 19
- Резание 14, 18
- Резцы 285
- Рекристаллизация 107
- Сверла 20, 285
- Сила резания
- Соляная ванна 153, 155, 158, 165
- Стандарты СССР и зарубежных стран 120—131
- Стойкость против отпуски 52
- Ступенчатая закалка 165
- Твердость 57
- Твердый раствор
- Температура аустенитизации 25, 66
- Тепловые напряжения 145
- Теплопроводность 61
- Термическая обработка 132
 - — способы 136
 - — усталость 14, 47
- Трещина 37
 - распространение 38
- Ударная вязкость 46
- Фаза внедрения 82, 83
- Фреза 21, 285
- Фридмана диаграмма 28
- Холодиформующие инструменты:
 - понятие 9
 - вырубные 10
 - вытяжные 11
 - пробивные (перфорационные) 10
 - высадочные 13
 - накатные каландровые 13
 - гибочные 13
 - холодные валки 13
- Хромистые стали 190
- Хрупкость см. Вязкость
- Чувствительность к перегреву 69
- Шлифруемость 77
- Штамповка 14
- Штапы вырубные 10, 195
 - для горячей деформации 266
 - — холодной деформации 293

И. АРТИНГЕР

ИБ № 2063

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И ИХ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Перевод с венгерского В. П. Романова и Б. В. Климова

Редакторы издательства И. А. Соколовская, Г. А. Карцева

Художественный редактор А. И. Гофштейн

Технический редактор В. В. Михайлова

Корректоры Е. В. Якиманская, Г. Ф. Лобанова

Обложка художника Б. Г. Дударева

Сдано в набор 09.06.81 Подписано в печать 04.12.81

Формат бумаги 84×108¹/₃₂ Бумага типографская № 2

Гарнитура литературная Печать высокая Усл. печ. л. 16.38

Усл. кр. отт. • 16,59 Уч. изд. л. 21,78. Тираж 17 000 экз.

Заказ 782 Цена 1 р. 60 к. Изд. № 0422

Издательство «Металлургия», 119034, Москва, Г-34,
2-й Обыденский пер., д. 14

Владимирская типография «Союзполиграфпрома»
при Государственном комитете СССР по делам издательств,
полиграфии и книжной торговли
600000, г. Владимир, Октябрьский проспект, д. 7

Инструментальные стали и их термическая обработка.
А р т и н г е р И. Пер. с венгр. М., «Металлургия», 1982. 312 с.

Рассматриваются твердость, прочность, предел упругости, текучести, усталости, вязкость, жаропрочность, износостойкость, теплопроводность и другие характеристики практически всех основных инструментальных сталей, применяемых в мировой практике. Кроме того, приведен их химический состав, маркировка, даны технологические свойства, термообработка, диаграммы превращений и т. д. Данные приводятся в виде диаграмм и таблиц. Представлены рекомендации по рациональному выбору стали для различных инструментов и ее термической обработки с учетом условий службы.

Для инженерно-технических работников металлургических и машиностроительных предприятий и институтов, занимающихся производством и использованием инструментальных сталей. Ил. 220. Табл. 133. Библиогр. список: 162 назв.

А $\frac{31101-014}{040(01)-82}$ 49—81 2605000000

© Dr. Arlinger István, Budapest, 1978

© Перевод на русский язык.
Издательство «Металлургия», 1982