ВУЗ

Инструментальные материалы

Scan by mynog

УДК 669.14:006
ББК 34.2
И72

Рецензент К. М. Иванов

Инструментальные материалы: Учебн. пособие / Г. А. Воробьева, Е. Е. Складнова, А. Ф. Леонов, В. К. Ерофеев. —
И72 СПб.: Политехника, 2005. — 268 с.
ISBN 5-7325-0706-X

В учебном пособии рассмотрены классификация, состав, свойства, виды термической обработки современных отечественных и зарубежных инструментальных сталей и сплавов.

Представлены процессы, используемые в современной технологии инженерии поверхности инструментов (химико-термическая обработка, лазерные, плазменные технологии).

Учебное пособие предназначено для студентов и аспирантов машиностроительных специальностей, а также для инженерно-технических работников предприятий машиностроительного профиля.

УДК 669.14:006
ББК 34.2

ISBN 5-7325-0706-X

© Г. А. Воробьева, Е. Е. Складнова,
А. Ф. Леонов, В. К. Ерофеев, 2005
© Издательство «Политехника», 2005

Scan by mymog

ПРЕДИСЛОВИЕ

Развитие технологии машиностроения в значительной степени зависит от технического уровня инструментального производства. Срок службы инструмента, число промежуточных перезаточек существенно влияют на стоимость готовых изделий. Условием производства высококачественного и долговечного инструмента является выбор инструментального материала, соответствующего назначению и нагрузкам, возникающим при его работе. При этом следует учитывать структурные, металлургические, эксплуатационные и технологические факторы, определяющие поведение материала в процессе эксплуатации.

Материал изделия целесообразно рассматривать как интегральное понятие, объединяющее в себе вещество, технологию его получения, конструкцию, технологию ее изготовления и обработки [1]. Долговечность инструмента зависит не только от свойств материала, определяемых технологией изготовления и объемного упрочнения, но и в значительной степени от свойств поверхности. Ее роль в обеспечении эксплуатационных свойств изделий постоянно возрастает, что способствовало, наряду с широким использованием традиционных методов химико-термической обработки, появлению и развитию нового направления — инженерии поверхности методами энергетического и физико-химического воздействия. Реализация этой концепции при выборе материала позволит улучшить эксплуатационные свойства инструмента и в ряде случаев снизить расход дорогостоящих материалов. Стойкость инструментов с покрытиями возрастает до 3–10 раз, при этом срок службы инструмента может быть существенно увеличен за счет повышения его стоимости на 20–30 %. В настоящее время в Германии и США доля инструмента с покрытиями составляет ~90 и 95 % соответственно, в России ~ 20–30 % [2].

Надежный метод упрочнения поверхностного слоя может дать сопоставимые результаты только при стабильном качестве поверхности, в том числе ее очистки. Состояние поверхности детали (инструмента) зависит не только от структуры основного материала и всех условий его изготовления, но и, прежде всего, от последней операции его производства или обработки [3].

В европейских центрах по термической обработке 85–90 % изделий из инструментальных сталей (матрицы, штампы, калибры, металлорежущий инструмент) обрабатываются в вакуумных печах, что позволяет повысить не только механические свойства при объемном упрочнении, но и качество поверхности, в дальнейшем обеспечивающее необходимые свойства поверхностно-упрочненных слоев [4]. Лучшей подготовкой поверхностных слоев и сердцевины инструмента из порошковых инструментальных сталей для последующего процесса поверхностного упрочнения является вакуумная закалка. Для получения гарантированных необходимых эксплуатационных свойств инструмента (и других изделий) целесообразно создавать специализированные предприятия (по аналогии с центрами по термической обработке в США и европейских странах), осуществляющие проведение в полностью автоматизированном режиме всех видов объемной и поверхностной термической и химико-термической обработок (вакуумный отжиг, упрочнение и отпуск в вакууме и атмосфере защитных газов, насыщение поверхности углеродом, азотом, углеродом и азотом), а также упрочнение поверхности с использованием высококонцентрированных источников энергии (плазменные и лазерные технологии). Это обеспечит высокое качество на каждом этапе технологического

процесса, что позволит практически отказаться от контроля готовых изделий, более полную загрузку оборудования и, следовательно, снижение стоимости обработки материалов.

В связи с вышеизложенным в справочнике, наряду со сведениями о химическом составе отечественных сталей и сплавов, в том числе новых, принципах их маркировки в соответствии со стандартами, принципах маркировки их зарубежных аналогов по стандартам этих стран и евронормам, о режимах термической обработки, механических свойствах (в зависимости от размеров заготовок, режимов термической и химико-термической обработки, температур эксплуатации) и технологических свойствах, значительное внимание уделено современным технологическим процессам. Они используются как на стадии производства и разливки материалов (электрошлаковый переплав, метод бескремнистого раскисления, импульсной переменно-градиентной кристаллизации, порошковой металлургии и др.), производства заготовок и инструмента (изотермическая штамповка в условиях сверхпластичности, литейные технологии, экструзия), так и на стадии объемного (термоциклическая обработка, вакуумная термическая обработка, аэротермоакустическая и другие виды обработки) и поверхностного упрочнения (ионное азотирование, лазерная и плазменная закалка, лазерное и плазменное легирование и наплавка, формирование на поверхности инструмента специальных многофункциональных тонкопленочных структур, алмазных и алмазоподобных пленочных покрытий, аморфного тонкопленочного покрытия методом финишного плазменного упрочнения).

Наиболее перспективными методами упрочнения, позволяющими радикально улучшить свойства инструмента, являются комбинированные методы: объемная закалка в сочетании с лазерным легированием и последующей лазерной закалкой, нанесение тонких поверхностных покрытий (TiN, TiAlN и др.) с последующей лазерной закалкой, плазменные технологии аналогичного назначения.

В справочнике содержатся сведения о новых марках инструментальных сталей и новых способах упрочнения, в том числе разработанных в Санкт-Петербургском Балтийском техническом университете (СПб БГТУ). Свойства сталей приведены в соответствии с техническими условиями (ТУ), из технической литературы с соответствующими ссылками, из отчетов СПб БГТУ (в этом случае в ссылке указано — данные СПб БГТУ). Аналогичные ссылки даются в ряде случаев при рассмотрении данных влияния аэротермоакустической обработки на эксплуатационные свойства инструментальных материалов.

1. НАЗНАЧЕНИЕ ИНСТРУМЕНТОВ И УСЛОВИЯ ИХ РАБОТЫ

От назначения инструмента зависят требования, предъявляемые к механическим и эксплуатационным свойствам материалов. Нагрузки, возникающие в процессе эксплуатации инструмента, зависят от технологического процесса формообразования, что определяет следующие виды инструмента: для холодного деформирования, для горячего деформирования и литья, режущие инструменты, мерительные инструменты.

1.1. ИНСТРУМЕНТЫ ДЛЯ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Основные виды холодноформующих инструментов: штампы вырубные, вытяжные, для деформации материала выдавливанием, для холодной штамповки, гибочные, инструменты для холодной прокатки и инструменты для холодной резки. Рабочая температура инструмента для холодной деформации обычно не превышает 200–300 °С.

Вырубные и пробивные (перфорационные) инструменты. При вырубке возникает усилие среза, подвергающее пуансон сжатию и продольному изгибу, а матрицу — сжатию и поперечному изгибу. Возникающие при этом нагрузки являются циклическими, знакопеременными и часто динамическими. Следствием трения является нагрев режущей кромки до 150–300 °С. В этих условиях инструмент подвергается значительному износу, затуплению и выкрашиванию.

Инструменты глубокой вытяжки. В процессе вытяжки между контактирующими поверхностями инструмента и материала возникает трение, приводящее к значительному износу и вызывающее налипание. В вытяжной матрице или в вытяжном пуансоне возникают сжимающие и циклические растягивающие напряжения.

При холодной высадке инструмент деформирует материал штамповкой, при этом возникает многоосная и динамическая нагрузка, а также значительное трение, сильно изнашивающее инструмент. Разрушение инструмента происходит от расширения отверстий матриц и их прогиба,

что является следствием недостаточной величины предела текучести при сжатии материала инструмента. Это ведет также к усталости, отслоению и износу рабочей поверхности.

Инструменты для чеканки монет и медалей и для выдавливания полостей матрицы подвергаются большому поверхностному давлению (≥ 3000 Н/мм^2) и изнашивающему действию, при этом благодаря многократным и сильным ударам кромки инструмента выкрашиваются.

При работе гибочного инструмента из-за трения изнашиваются рабочие кромки, кроме того, инструмент испытывает большие сжимающие и изгибающие нагрузки.

Инструменты для холодной прокатки. При холодной прокатке заготовку пропускают между двумя профилированными вращающимися валками, поверхность которых подвергается большим сжимающим напряжениям, напряжениям изгиба и кручения, а также истирающему воздействию.

Калибры и измерительный инструмент при трении об измеряемую деталь также подвергаются истирающему воздействию, но их форма и размеры не должны меняться в течение времени эксплуатации.

1.2. ИНСТРУМЕНТЫ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ЛИТЬЯ

Инструментами для горячего деформирования формообразуют заготовки и изделия из стали, сплавов на основе цветных металлов и полимерных материалов.

Основные виды инструментов: ковочные и прессовые штампы, инструменты для выдавливания прутков и труб, инструменты для жидкой штамповки и литья.

Механическая нагрузка на инструмент в процессе работы довольно значительна, кроме того, он нагревается до нескольких сот градусов (°С) от соприкосновения с имеющей высокую температуру заготовкой. С возрастанием температуры свойства стали значительно меняются, после прекращения контакта с заготовкой температура инструмента понижается, затем цикл повторяется. Постоянно изменяющаяся температура инструмента и поверхностных слоев вызывает явление термической усталости.

Ковочные и прессовые штампы. Разогретый до высокой температуры материал становится пластичным, что

облегчает процесс запрессовывания его в полость матрицы. Между металлом, текущим с большой скоростью по полостям матрицы, и стенками формы возникает трение, которое ведет к износу стенок и кромок инструмента.

Тонкие кромки и углы очень быстро нагреваются до высокой температуры и затем быстро охлаждаются.

Масса матрицы нагревается до 300–400 °С, а соответствующие слои инструмента попеременно нагреваются и охлаждаются. Изменения температуры приводят к сжатию и расширению при каждом цикле деформации. Вследствие пластических деформаций от циклических нагрузок поверхностный слой может растрескаться из-за термической усталости. Для ковочных штампов характерно колебание высоких температур, для прессовых штампов — значительные динамические нагрузки.

Разрушение матриц обусловлено явлением усталости, остаточной деформацией, хрупким изломом, износом, термической усталостью и колебанием температур.

Инструменты для выдавливания прутков и труб. Для уменьшения сопротивления деформированию выдавливание стальных, тяжелых и легких металлов производят в горячем состоянии. Это позволяет уменьшить давление при штамповке, но температура нагрева инструмента высока, чередующиеся нагрев и охлаждение вызывают явление термической усталости. Температура горячего выдавливания (°С) для ряда сплавов приведена ниже [5].

Алюминий	~450
Сплавы алюминия	420–480
Медь и ее сплавы	800–900
Сталь	900–1150

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 удовлетворительной чистотой поверхности в крупносерийном производстве могут производиться в металлических формах (кокилях) и пресс-формах (литье под давлением, жидкая штамповка, реолитье, тиксолитье).

При литье в кокиль металл заполняет форму под действием сил гравитации и там кристаллизуется. Материал кокиля подвержен воздействию высоких температур, коле-

банию температур и изнашивающему действию жидкого металла.

Пресс-формы для литья под давлением и других процессов. Жидкий или полужидкий металл заполняет полость пресс-формы под давлением прессующего поршня. В горячекамерном способе литья форма нагревается до высоких температур, материал подвергается изнашивающему действию текущего с большой скоростью жидкого металла и колебанию температур с большой амплитудой. При холоднокамерном способе температура металла ниже, а давление достигает 3500–10 000 Н/мм^2, вследствие чего эрозия металла значительна, существенны и колебания температур, что вызывает большие напряжения.

1.3. РЕЖУЩИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

В процессе резания инструмент под влиянием тепловых, механических воздействий и приваривания раскаленной стружки изнашивается. Характер, протекание и величина износа в значительной степени определяют срок службы инструмента. В период ускоренного износа эксплуатация инструмента становится нецелесообразной. Скорость износа может быть снижена увеличением износостойкости материала инструмента в период равномерного износа. Нагрузка на режущие инструменты может носить статический (токарная обработка) или динамический характер (при использовании дисковой фрезы) и циклически изменяться, что вызывает усталость.

Однолезвийные инструменты (токарный, строгальный и долбежный резцы) для черновой обработки изготавливают из материала с большей вязкостью, для чистовой — с большей твердостью. Для повышения производительности и увеличения скорости резания стали должны обладать красностойкостью (способностью сохранять твердость при нагреве до высоких температур: 600 °С и более).

Многолезвийные инструменты (фрезы, сверла, метчики, развертки и др.) работают в условиях значительного износа; фрезы и сверла, работающие с большими скоростями, кроме того, нагреваются до высоких температур. Напильники (кромки) при работе не нагреваются, но должны иметь высокую твердость, при этом сталь должна быть достаточно вязкой.

2. КЛАССИФИКАЦИЯ И ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

2.1. КЛАССИФИКАЦИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Инструментальные стали подразделяются по назначению инструмента, изготавливаемого из них, на три основные группы: 1) стали для режущих инструментов с твердостью HRC 62–68; 2) стали для штампов холодного деформирования с твердостью HRC 55–64; 3) стали для штампов горячего деформирования с твердостью HRC 40–55.

По теплостойкости стали подразделяются на нетеплостойкие, полутеплостойкие и теплостойкие. Нетеплостойкие стали приобретают при закалке высокую твердость, износостойкость и прочность, которые сохраняются лишь при невысоком нагреве (до 200–300 °С). По химическому составу — это стали углеродистые или с содержанием легирующих элементов до 3–5 %. Полутеплостойкие стали — это высокоуглеродистые (1–2,1 %), с повышенным содержанием хрома (3–18 %) или хромомолибденовые (вольфрамовые) стали, содержащие 0,25–0,5 %С, также упрочняющиеся при закалке, но сохраняющие требуемую твердость до 250–400 °С (хромистые) и до 400–500 °С (хромомолибденовые). Теплостойкие — это высоколегированные стали, приобретающие требуемые свойства в результате закалки и дисперсионного твердения при отпуске в интервале температур 500–625 °С вследствие выделения упрочняющих фаз.

Кроме того, стали классифицируются по твердости и вязкости: стали высокой твердости (износостойкости), но пониженной вязкости, содержащие 0,7–2,0 % С; стали повышенной вязкости, но пониженной твердости (износостойкости), содержащие 0,4–0,7 % С (или 0,2–0,3 % С при высоком содержании легирующих элементов).

Нетеплостойкие стали классифицируют по прокаливаемости: небольшой прокаливаемости (углеродистые и низколегированные стали, прокаливающиеся полностью при сечении диаметром 10–15 мм); повышенной прокаливаемости (с большим содержанием легирующих элементов, прокаливающиеся в сечении диаметром до 50–80 мм); высокой прокаливаемости (высоколегированные стали, прокаливающиеся в сечении диаметром 80–100 мм).

2.2. ПРИНЦИПЫ МАРКИРОВКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПО СТАНДАРТАМ РОССИИ И ЗАРУБЕЖНЫХ СТРАН

К инструментальным сталям относятся углеродистые и легированные стали, обладающие высокой твердостью, прочностью и износостойкостью и применяемые для изготовления различного инструмента. По назначению инструментальные стали обычно подразделяются на стали для режущего инструмента, быстрорежущие, штамповые и стали для измерительного инструмента. Кроме того, для изготовления некоторого специального инструмента, особенно при скоростной обработке, широко применяют твердые сплавы.

2.2.1. Углеродистые инструментальные стали

Россия. Углеродистые инструментальные стали маркируются буквой У, а следующая за ней цифра показывает содержание углерода в десятых долях процента. Для изготовления инструмента применяют углеродистые стали марок У7—У13 и высококачественные стали марок У7А—У13А. Высококачественные стали содержат не более 0,02 % серы и фосфора, качественные — не более 0,03 %.

По назначению различают углеродистые стали для работы с ударными нагрузками и для статически нагруженного инструмента.

Стали марок У7—У9 применяют для изготовления инструмента при работе с ударными нагрузками, от которого требуется высокая режущая способность (зубила, клейма по металлу, деревообделочный инструмент, в частности, пилы, топоры и т. д.).

Стали марок У10—У13 идут на изготовление режущего инструмента, не испытывающего при работе толчков, ударов и обладающего высокой твердостью (напильники, шаберы, острый хирургический инструмент и т. п.). Из стали этих марок иногда изготавливают также простые штампы холодного деформирования.

Углеродистые стали наиболее целесообразно применять для инструментов небольшого сечения (до 5 мм), которые можно закаливать в масле и достигать при этом сквозной прокаливаемости, а также для инструментов диаметром

или наименьшей толщиной 18–25 мм, в которых режущая часть приходится только на поверхностный слой (напильники, зенкера, метчики).

Достоинствами углеродистых инструментальных сталей являются низкая стоимость, хорошая обрабатываемость давлением и резанием.

Примеры:

У7 — углеродистая инструментальная сталь, содержащая 0,7 % С;

У10 — углеродистая инструментальная сталь, содержащая 0,10 % С.

США. Углеродистые инструментальные стали маркируются буквой W, далее следуют цифры, обозначающие группу качества и условный шифр марки стали.

В стандарте США в отличие от других стандартов химический состав дан с учетом пределов по составу готовой продукции.

Примеры:

W1 — углеродистая инструментальная сталь, содержащая 0,7–1,5 % С;

Таблица 2.1

Сравнительный перечень марок углеродистых инструментальных сталей по российским и зарубежным стандартам

Россия	США	Германия	Япония
У7	–	C70W2	SK7
У7А	–	–	–
У8	–	–	SK6
У8А	–	C80W1	–
У8Г	W1-8	–	SK5
У8ГА	–	C85W	–
У9	W1-8$^1/_2$ W2-9$^1/_2$	–	–
У9А	–	–	–
У10	W1-9$^1/_2$ W2-9$^1/_2$	–	SK4
У10А	–	C105W1	–
У11	W1-10$^1/_2$ W5	–	SK3
У11А	–	C105W1	–
У12	W1-11$^1/_2$	–	SK2
У12А	–	–	–
У13	–	–	–
У13А	–	–	–
–	W1–9	–	SK4
–	W2–9	–	–
–	W1–10	C105W1	SK3
–	W1–11	–	SK2

W5 — углеродистая инструментальная сталь, содержащая 1,05–1,15 %С.

Германия. Углеродистые инструментальные стали маркируются буквой С в начале обозначения, далее следуют цифры, соответствующие содержанию углерода, умноженному на 100, затем следует буква W, обозначающая что это инструментальная сталь, далее — цифры 1, 2, 3, обозначающие классы качества.

Пример:

С80 W1 — углеродистая инструментальная сталь, содержащая 0,8 % С, класс качества 1.

Япония. Согласно стандартам Японии, маркировка углеродистых инструментальных сталей осуществляется буквами SK, обозначающими, что это углеродистые инструментальные стали, далее следует цифра, обозначающая условный номер стали.

Пример:

SK5, SK7 — углеродистые инструментальные стали.

Сравнительный перечень марок углеродистых инструментальных сталей приведен в табл. 2.1.

2.2.2. Легированные инструментальные стали

В отличие от углеродистых сталей, легированные инструментальные стали для режущего инструмента обладают большей прокаливаемостью и несколько более высокой износостойкостью. Их можно закаливать в масле до критического диаметра 40 мм и более, что позволяет уменьшить деформацию и коробление инструмента. Он может иметь большее сечение, а благодаря меньшему короблению и бóльшую длину.

Легированные инструментальные стали, как правило, подразделяются на две группы:

1) для изготовления инструмента, используемого в основном для обработки металлов и других материалов в холодном состоянии;

2) для изготовления инструмента, используемого в основном для обработки металлов давлением при температуре выше 300 °С.

Россия. Легированные инструментальные стали в соответствии с ГОСТ 5950 маркируются цифрой, обозначающей среднее содержание углерода в десятых долях про-

Таблица 2.2

Химический состав некоторых легированных инструментальных сталей по российским стандартам, %

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	W	V
13Х	1,25–1,40	0,30–0,60	0,15–0,35	0,40–0,70	–	–
9ХС	0,85–0,95	0,30–0,60	1,20–1,60	0,95–1,25	–	–
ХВГ	0,90–1,05	0,80–1,10	0,15–0,35	0,90–1,20	1,20–1,60	–
ХВСГ	0,95–1,05	0,60–0,90	0,65–1,00	0,60–1,10	0,50–1,20	0,15–0,30
9Х5ВФ	0,85–1,00	0,15–0,40	0,15–0,40	4,50–5,50	0,80–1,20	0,15–0,30

цента, если его содержание менее 1 %. При содержании углерода 1 % или более первая цифра в начале маркировки отсутствует, далее следуют буквы, обозначающие легирующие элементы, затем опять цифры, обозначающие содержание в целых процентах соответствующего легирующего элемента.

Химический состав наиболее распространенных легированных инструментальных сталей в соответствии с ГОСТ 5950 представлен в табл. 2.2–2.4.

США. Согласно национальным стандартам США, в марках легированных инструментальных сталей используется буквенное (P, L, V, A и т. д.) и цифровое (1, 2, 3 и т. д.) обозначение.

Примеры обозначения некоторых инструментальных марок сталей и их химический состав приведены в табл. 2.5.

Германия. В начале обозначения марок легированных инструментальных сталей следуют цифры, указывающие содержание углерода, умноженное на 100, далее — химические символы легирующих элементов, затем — содержание этих элементов в порядке их перечисления. Если содержание легирующих элементов не превышает 5 %, то для его определения процентное содержание легирующего элемента умножается на коэффициент $^1/_4$ для Cr, Mn, Ni, Si, Co, W; на $^1/_{10}$ для Al, Be, Cu, Mo, Nb, Ta, Ti, V, Zr, Pb, B и на $^1/_{100}$ для P, S, N, C, Cl.

При содержании легирующих элементов более 5 % в начале марки стоит буква X, затем цифры, указывающие содержание углерода, умноженное на 100, и далее — химические символы легирующих элементов, далее — цифры, соответствующие их фактическому содержанию.

Пример:

105 Cr4 — инструментальная сталь, содержащая 1,05 % C и 1 % Cr.

Таблица 2.3

Химический состав (%) и применение штамповых сталей для деформирования в холодном состоянии по стандартам России

Марка стали	C	Cr	V	Другие элементы	Назначение
Х12Ф1 Х12М	1,25–1,45 1,45–1,65	11–12,5 11–12,5	0,7–0,9 0,15–0,3	– 0,4–0,6 Mo	Для холодных штампов высокой устойчивости против истирания, для волочильных досок и волок, гибочных и формовочных штампов, матриц и просечных штампов, секций кузовых штампов сложных форм, сложных дыропрошивочных матриц при формовке листовых плашек и др.
Х6ВФ	1,05–1,15	5,5–6,5	0,5–0,8	1,2–1,5 W	Для резьбонакатного инструмента (роликов и плашек), матриц, пуансонов, зубонакатников и другого инструмента, предназначенных для холодной деформации; для гибочных рихтовочных штампов
7ХГ2ВМ	0,68–0,76	1,5–1,8	0,1–0,25	0,5–0,9 W 0,5–0,8 Mo	Для штампов и вырубного инструмента сложной конфигурации при производстве изделий из цветных сплавов и малопрочных конструкционных сталей
6Х6В3МФС	0,5–0,6	5,5–6,5	0,5–0,8	0,6–0,9 Si 2,5–3,2 W 0,6–0,9 Mo	Для резьбонакатных роликов, зубонакатников, обрезных матриц, пуансонов и другого инструмента; для деформации металлов повышенной твердости; для ножей труборазрубочных машин, ножей гильотинных ножниц, применительно к резке высокопрочных сталей и сплавов и другого аналогичного инструмента

Таблица 2.4

Химический состав (%) и применение штамповых сталей для деформирования в горячем состоянии по стандартам России

Марка стали	C	Cr	W	Другие элементы	Назначение
5ХНМ	0,5–0,6	0,7–0,8	–	1,4–1,8 Ni 0,15–0,3 Mo	Для молотовых штампов паровоздушных и пневматических молотов с массой падающих частей свыше 3 т (5ХНМ)
5ХНВ	0,5–0,6	0,6–0,8	0,4–0,7	1,4–1,8 V	
4Х3ВМФ	0,4–0,48	2,8–3,5	0,6–1,1	0,6–0,9 V 0,4–0,6 Mo	Для мелких молотовых штампов; молотовых и прессовых вставок (толщиной или диаметром до 300–400 мм); для инструмента горизонтально-ковочных машин при деформировании конструкционных и жаропрочных сталей
4Х5В2ФС 4Х5МФ1С	0,37–0,45 0,37–0,44	4,5–5,5 4,5–5,5	1,6–2,2 –	0,8–1,2 Si 0,6–0,9 V 0,8–1,2 Si 0,8–1,1 V 1,2–1,5 Mo	Для пресс-форм литья под давлением цинковых, алюминиевых и магниевых сплавов; для молотовых и прессовых вставок (толщиной или диаметром до 200–250 мм) при деформировании конструкционных сталей; инструмента для высадки заготовок из легированных конструкционных и жаропрочных материалов на горизонтально-ковочных машинах
3Х2В8Ф	0,3–0,4	2,2–2,7	7,5–8,5	0,2–0,5 V	Для инструмента горячего прессования медных сплавов, для пресс-форм литья под давлением медных сплавов
4Х2В5МФ	0,3–0,4	2,2–2,3	4,5–5,5	0,6–0,9 V 0,6–0,9 Mo	Для тяжелонагруженного прессового инструмента (мелких вставок окончательного штампового ручья, мелких вставных знаков, матриц и пуансонов для выдавливания и т. п.) при деформировании легированных конструкционных сталей и жаропрочных сплавов

Таблица 2.5

Химический состав (%) основных видов инструментальных сталей по стандартам США

Обозначение		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	W
AISI	UNS								
Низколегированные стали специального назначения									
L2	T61202	0,45–1,00	0,10–0,90	0,50	0,70–1,20	–	0,25	0,10–0,30	–
L6	T61206	0,65–0,75	0,25–0,80	0,50	0,60–1,20	1,25–2,00	0,50	0,20–0,30	–
Среднелегированные стали									
A2	T30102	0,95–1,05	1,00	0,50	4,75–5,50	0,30	0,90–1,40	0,15–0,50	–
A3	T30103	1,20–1,30	0,40–0,60	0,50	4,75–5,50	0,30	0,90–1,40	0,80–1,40	–
A4	T30104	0,95–1,05	1,80–2,20	0,50	0,90–2,20	0,30	0,90–1,40	–	–
A6	T30106	0,65–0,75	1,80–2,50	0,50	0,90–1,20	0,30	0,90–1,40	–	–
A10	T30110	1,25–1,50	1,60–2,10	1,00–1,50	–	1,55–2,05	1,25–1,75	–	–
Стали для работы при низких температурах									
O1	T31501	0,85–1,00	1,00–1,40	0,50	0,40–0,60	0,30	–	0,30	0,4–0,6
O2	T31502	0,85–0,95	1,40–1,80	0,50	0,35	0,30	0,30	0,30	–
O6	T31506	1,25–1,55	0,30–1,10	0,55–1,50	0,30	0,30	0,20–0,30	–	–
O7	T31507	1,10–1,30	1,00	0,60	0,35–0,85	0,30	0,30	0,40	1,0–2,0
Ударостойкие стали									
S1	T41901	0,40–0,55	0,10–0,40	0,15–1,20	1,00–1,80	0,30	0,50	0,15–0,30	1,5–3,0
S2	T41902	0,40–0,55	0,30–0,50	0,90–1,20	–	0,30	0,30–0,60	0,50	–
S5	T41905	0,50–0,65	0,60–1,00	1,75–2,25	0,35	–	0,20–1,35	0,35	–
S6	T41906	0,40–0,50	1,20–1,50	2,00–2,50	1,20–1,50	–	0,30–0,50	0,20–0,40	–
S7	T41907	0,45–0,55	0,20–0,80	0,20–1,00	3,00–3,50	–	1,30–1,80	0,20–0,30	–

2.2.3. Быстрорежущие стали

С увеличением скорости резания возрастают требования к теплостойкости стали. Этим требованиям в большей мере удовлетворяют быстрорежущие стали. Теплостойкость быстрорежущих сталей обусловлена легированием их карбидообразующими элементами: вольфрамом, ванадием и молибденом. Высокую теплостойкость инструмент из быстрорежущих сталей приобретает после закалки и многократного отпуска.

Известно применение порошков быстрорежущих сталей для изготовления инструмента. Исходная шихта состоит из предварительно тонко измельченной стружки быстрорежущей стали, которую формуют в холодном состоянии с последующим спеканием сформованных заготовок.

Порошковая быстрорежущая сталь обладает более высокой теплостойкостью, чем сталь, изготовленная традиционными методами, и, как следствие, большей износостойкостью.

Россия. Быстрорежущие стали маркируют буквой Р (rapid — быстрый, скорый), далее следуют цифры, указывающие среднее содержание вольфрама — основного легирующего элемента. Среднее содержание углерода и хрома во всех быстрорежущих сталях обычно составляет от 1 до 4 %, поэтому эти элементы не указываются. Содержание остальных легирующих элементов в целых процентах указывается в цифрах, следующих за буквенным обозначением этих элементов. Примеры основных марок быстрорежущих сталей приведены в табл. 2.6.

США. Согласно стандартам США, в марках быстрорежущих сталей используется буквенное обозначение М или Т и условное цифровое обозначение. Примеры марок быстрорежущих сталей и их химический состав приведены в табл. 2.7.

Германия. В соответствии с национальным стандартом ФРГ в начале марки быстрорежущей стали стоит буква S, затем следуют цифры, указывающие содержание вольфрама, молибдена, ванадия и кобальта по их фактическому содержанию.

Пример:

S 10-4-3-10 — быстрорежущая сталь, содержащая 10 % W, 4 % Mo, 3 % V, 10 % Co.

Таблица 2.6

Химический состав (%) быстрорежущих сталей по российским стандартам (ГОСТ 19265)

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	W	V	Co	Mo	Ni
Р18	0,73–0,83	0,50	0,50	3,80–4,40	17,00–18,50	1,00–1,40	Не более 0,50	Не более 1,00	0,40
Р9	0,85–0,95	0,50	0,50	3,80–4,40	8,50–9,50	2,30–2,70	Не более 0,50	Не более 1,00	0,40
Р6М5	0,82–0,90	0,50	0,50	3,80–4,40	5,50–6,50	1,70–2,10	Не более 0,50	4,80–5,30	0,40
Р6М5Ф3	0,95–1,05	0,50	0,50	3,80–4,30	5,70–6,70	2,30–2,70	Не более 0,50	4,80–5,30	0,40
Р12Ф3	0,95–1,05	0,50	0,50	3,80–4,30	12,00–13,00	2,50–3,00	Не более 0,50	Не более 1,00	0,40
Р18К5Ф2	0,85–0,95	0,50	0,50	3,80–4,40	17,00–18,50	1,80–2,20	4,70–5,20	Не более 1,00	0,40
Р9К5	0,90–1,00	0,50	0,50	3,80–4,40	9,00–10,00	2,30–2,70	5,00–6,00	Не более 1,00	0,40
Р6М5К5	0,84–0,92	0,50	0,50	3,80–4,30	5,70–6,70	1,70–2,10	4,0–5,20	4,80–5,30	0,40
Р9М4К8	1,00–1,10	0,50	0,50	3,00–3,60	8,50–9,50	2,30–2,70	7,50–8,50	3,80–4,30	0,40

Таблица 2.7

Химический состав (%) быстрорежущих сталей по стандартам США

Обозначение		C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	Co
AISI	UNS								
Молибденовая быстрорежущая сталь									
M1	T11301	0,78–0,88	0,15–0,40	0,20–0,50	3,50–4,00	1,40–2,10	8,20–9,20	1,00–1,35	–
M2	T11302	0,78–0,88	0,15–0,40	0,20–0,45	3,75–4,50	5,50–6,75	4,50–5,50	1,75–2,20	–
M4	T11304	1,25–1,40	0,15–0,40	0,20–0,45	3,75–4,75	5,25–6,50	4,25–5,50	3,75–4,50	–
M6	T11306	0,75–0,85	0,15–0,40	0,20–0,45	3,75–4,50	3,75–4,75	4,50–5,50	1,30–1,70	11,0–13,0
M7	T11307	0,97–1,05	0,15–0,40	0,20–0,45	3,50–4,00	1,40–2,10	8,20–9,20	1,75–2,25	–
M10	T11310	0,84–0,94	0,10–0,40	0,20–0,45	3,75–4,50	–	7,75–8,50	1,80–2,20	–
M30	T11330	0,75–0,85	0,15–0,40	0,20–0,45	3,50–4,25	1,30–2,30	7,75–9,00	1,00–1,40	4,5–5,5
M33	T11333	0,85–0,92	0,15–0,40	0,15–0,50	3,50–4,00	1,30–2,10	9,00–10,0	1,00–1,35	7,7–8,7
M36	T11336	0,80–0,90	0,15–0,40	0,20–0,45	3,75–4,50	5,50–6,50	4,50–5,50	1,75–2,25	7,7–8,7
M41	T11341	1,05–1,15	0,20–0,60	0,15–0,50	3,75–4,50	6,25–7,00	3,25–4,25	1,75–2,25	4,7–5,7
M42	T11342	1,05–1,15	0,15–0,40	0,15–0,65	3,50–4,25	1,15–1,85	9,00–10,0	0,95–1,35	7,7–8,7
M43	T11343	1,15–1,25	0,20–0,40	0,15–0,65	3,50–4,25	2,25–3,00	7,50–8,50	1,50–1,75	7,7–8,7
M44	T11344	1,10–1,20	0,20–0,40	0,30–0,55	4,00–4,75	5,00–5,75	6,00–7,00	1,85–2,20	11,0–12,2
M46	T11346	1,2–1,30	0,20–0,40	0,40–0,65	3,70–4,20	1,90–2,20	8,00–8,50	3,00–3,30	7,8–8,8
M47	T11347	1,05–1,15	0,15–0,40	0,20–0,45	3,50–4,00	1,30–1,80	9,25–10,0	1,15–1,35	4,7–5,2

Продолжение табл. 2.7

Обозначение		C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	Co
AISI	UNS								
Вольфрамовая быстрорежущая сталь									
T1	T12001	0,65–0,80	0,10–0,40	0,20–0,40	3,75–4,00	17,2–18,7	–	0,90–1,30	–
T2	T12002	0,80–0,90	0,20–0,40	0,20–0,40	3,75–4,50	17,5–19,0	1,00	1,80–2,40	–
T4	T12004	0,70–0,80	0,10–0,40	0,20–0,40	3,75–4,50	17,5–19,0	0,40–1,00	0,80–1,20	4,2–5,7
T5	T12005	0,75–0,85	0,20–0,40	0,20–0,40	3,75–5,00	17,5–19,0	0,50–1,25	1,80–2,40	7,0–9,5
T6	T12006	0,75–0,85	0,20–0,40	0,20–0,40	4,00–4,75	18,5–21,0	0,40–1,00	1,50–2,10	11,0–13,0
T8	T12008	0,75–0,85	0,20–0,40	0,20–0,40	3,75–4,50	12,2–14,7	0,40–1,00	1,80–2,40	4,2–5,7
T15	T12015	1,50–1,60	0,15–0,40	0,15–0,40	3,75–5,00	11,7–13,0	1,00	4,45–5,25	4,7–5,2
Хромистая сталь для работы при высоких температурах									
H10	T20810	0,35–0,45	0,25–0,70	0,80–1,20	3,00–3,75	–	2,00–3,00	0,25–0,75	–
H11	T20811	0,33–0,43	0,20–0,50	0,80–1,20	4,75–5,50	–	1,10–1,60	0,30–0,60	–
H12	T20812	0,30–0,40	0,20–0,50	0,80–1,20	4,75–5,50	1,00–1,70	1,25–1,75	0,50	–
H13	T20813	0,32–0,45	0,20–0,50	0,80–1,20	4,75–5,50	–	1,10–1,75	0,80–1,20	–
H14	T20814	0,35–0,45	0,20–0,50	0,80–1,20	4,75–5,50	4,00–5,25	–	–	–
H19	T20819	0,32–0,45	0,20–0,50	0,20–0,50	4,00–4,75	3,75–4,50	0,30–0,55	1,75–2,20	4,0–4,5
Вольфрамовая сталь для работы при высоких температурах									
H21	T20821	0,26–0,36	0,15–0,40	0,15–0,40	3,00–3,75	8,50–10,0	–	0,30–0,60	–
H22	T20822	0,30–0,40	0,15–0,40	0,15–0,40	1,75–3,75	10,0–11,7	–	0,25–0,50	–
H23	T20823	0,25–0,35	0,15–0,40	0,15–0,40	11,0–12,7	11,0–12,7	–	0,75–1,25	–
H24	T20824	0,42–0,53	0,15–0,40	0,15–0,40	2,50–3,50	14,0–16,0	–	0,40–0,60	–
H25	T20825	0,22–0,32	0,15–0,40	0,15–0,40	3,75–4,50	14,0–16,0	–	0,40–0,60	–
H26	T20826	0,45–0,55	0,15–0,40	0,15–0,40	3,75–4,50	17,2–19,0	–	0,75–1,25	–

2.3. ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Наиболее важными свойствами режущих инструментальных сталей являются износостойкость, твердость, высокий предел упругости, стойкость при отпуске, теплостойкость (красностойкость), теплопроводность, вязкость, размероустойчивость.

Наиболее важные свойства инструментальных сталей для холодной деформации: износостойкость, твердость, высокий предел упругости и предел текучести при сжатии, предел прочности на изгиб, вязкость, размероустойчивость и чистота поверхности.

Инструментальные стали для горячей деформации должны обладать теплостойкостью, износостойкостью в горячем состоянии, твердостью, вязкостью, стойкостью против термической усталости, стойкостью против отпуска, теплопроводностью.

Инструментальные стали должны обладать также технологическими свойствами: хорошей обрабатываемостью резанием и давлением, свариваемостью и шлифуемостью, устойчивостью против перегрева, обезуглероживания и окисления, стабильной прокаливаемостью и закаливаемостью, минимальной деформацией при термообработке, несклонностью к трещинообразованию.

Технологические свойства сталей влияют на надежность инструментов, что особенно важно для автоматических линий. Эти свойства, так же как и механические, определяются структурой стали, зависящей от химического состава, способа производства, способа изготовления инструмента и термической обработки.

2.3.1. Твердость

Твердость характеризует сопротивление материала деформации и контактным напряжениям, ее величина определяется составом и структурой материала. Твердость закаленной стали зависит главным образом от содержания углерода в мартенсите, наиболее эффективно углерод повышает твердость закаленной стали в количестве $\leq 0{,}5$ %, с дальнейшим увеличением содержания углерода твердость возрастает незначительно.

Легирующие элементы, за исключением азота, не влияют на твердость мартенсита. Содержание углерода в мартенсите зависит от температуры и продолжительности аустенизации, температуры отпуска. На твердость стали влияет также плотность дислокаций и размеры блоков. Кроме того, твердость стали зависит от количества, размеров, свойств карбидов и интерметаллидов, количества остаточного аустенита.

Твердость фаз и карбидов приведена ниже [5, 6] (М — обозначение легирующего элемента):

Фаза	Твердость HV, МПа
Феррит	~1000
Мартенсит:	
0,2 %С	~5300
0,4 %С	~5600
0,6 %С	~9200
0,8 %С	~ 9800
Цементит, Fe_3C	~8500–1100
Карбиды:	
$M_{23}C_6$	~10 000–11 000
МбС	~10 000–11 000 (18 000)
M_7C_3	~14 000–18 000
МС	~18 000–32 000
Нитриды	10 000–30 000
Интерметаллиды	5000

2.3.2. Прочность, долговечность

Как правило, инструменты кроме высокой твердости поверхности должны иметь требуемую **прочность** по всему сечению или в определенной части его, чтобы выдерживать нагрузки, возникающие в процессе эксплуатации. В зависимости от вида нагрузки (сжатие, кручение, изгиб, растяжение) в материале изделия возникают растягивающие, сжимающие напряжения или напряжения сдвига. С точки зрения увеличения способности к деформации благоприятным является напряжение сдвига, а трехосное растягивающее, нормальное напряжение вызывает разрушение без остаточной пластической деформации (хрупкий излом).

В зависимости от механических свойств инструментальные стали ведут себя неодинаково при различных видах нагружения. Для хрупких сталей неблагоприятны растягивающие нагрузки, так как задолго до достижения услов-

ного предела текучести эти стали хрупко разрушаются. Если схема напряженного состояния благоприятствует пластической деформации (например, при сжатии или изгибе), то хрупкие стали обнаруживают остаточную деформацию, что позволяет определить их пределы текучести, прочности при сжатии и изгибе. Прочность на изгиб (у хрупких материалов она отражает пластичность) иногда используют и как показатель, характеризующий вязкость. Прочность на разрыв инструментальных сталей зависит также от следующих факторов: содержания углерода (твердости стали), размера аустенитного зерна, состояния границ зерен, размера упрочняющих фаз, их количества и распределения, внутренних напряжений, качества поверхности. Внутренние напряжения, возникающие при закалке, сильно снижают прочность на изгиб инструментальной стали, но почти не влияют на твердость.

На размер и распределение карбидов существенное влияние оказывает пластическая деформация. Например, при уменьшении диаметра прутка от 100–150 мм до 60–80 мм предел прочности при изгибе возрастает для стали одного и того же состава на 700–900 МПа. Благоприятное влияние на эту характеристику оказывает электрошлаковый переплав ($\sigma_{изг}$ возрастает на ~400–500 МПа). В большинстве инструментов в процессе эксплуатации не должны возникать напряжения, превышающие предел упругости (резание, выдавливание и т. д.), так как это вызовет изменение геометрии кромки инструмента. Предел упругости для сталей этого назначения определяют при сжатии, этот показатель характеризует сопротивление материала малым пластическим деформациям. Предел упругости инструментальных сталей возрастает: с увеличением содержания углерода в мартенсите, протеканием дисперсионного твердения, снижением внутренних напряжений, уменьшением количества остаточного аустенита, уменьшением размера зерен аустенита, при равномерном распределении карбидов и повышении теплостойкости [7].

Предел текучести сильно реагирует на структурные факторы, в том числе вызываемые термообработкой, зависит он и от количества остаточного аустенита даже при неизменной твердости. Предел текучести при растяжении и сжатии возрастает с увеличением содержания углерода и легирующих элементов в твердом растворе (мартенсите), при протекании дисперсионного твердения, с увеличением количества и равномерности распределения и твер-

дости карбидов, с уменьшением количества остаточного аустенита. Все эти факторы повышают твердость стали, поэтому можно считать, что, как правило, чем выше твердость стали, тем выше ее предел текучести. Для сталей с твердостью $\geq 50–55$ HRC определяется только предел текучести при сжатии.

Долговечность. Значительная часть деформирующих и часть режущих инструментов испытывают циклические (умеренные динамические) нагрузки, под действием которых при длительном сроке эксплуатации в материале возникает явление усталости. Предел выносливости инструментальных сталей с высоким содержанием углерода и карбидов при изгибе, в зависимости от условий производства и термообработки, составляет не более 10–40 % предела прочности на изгиб. Предел выносливости этих же сталей в области чисто сжимающих нагрузок практически совпадает с пределом текучести стали при сжатии. Небольшая долговечность инструментальных сталей при растяжении и изгибе является причиной поломки инструментов до их износа. При неравномерном распределении карбидов возрастает склонность стали к трещинообразованию, а так как вязкость этих сталей мала, то трещина распространяется быстро. Предел выносливости стали возрастает с повышением твердости при наличии однородной структуры, отсутствии напряжений, создаваемых закалкой или шлифованием, и при получении ровной поверхности.

Инструментальные стали для горячего деформирования могут использоваться и в диапазоне растягивающих нагрузок. Усталостная прочность их меньше предела текучести, но может быть повышена термообработкой. Долговечность этих сталей при числе циклов $10^4–10^5$ совпадает примерно с их пределом текучести при сжатии.

2.3.3. Вязкость

Разрушению вязкого материала предшествует пластическая деформация при статическом, а в некоторых случаях и при динамическом нагружении, т. е. разрушение требует значительной работы пластической деформации. Чем выше вязкость материала, тем меньше опасность хрупкого излома. Вязкость или хрупкость — это состояние материала, которое определяется внешними (напряженное

состояние, температура, скорость нагружения) и внутренними факторами, от которых зависит величина работы зарождения и распространения трещины. В процессе разрушения высокопрочных материалов решающее значение имеет распространение трещины, а при разрушении материалов с невысокой прочностью — работа ее возникновения. Из-за низкой вязкости инструментальных сталей для резания и холодной пластической деформации при испытаниях на ударный изгиб используют образцы без надреза (КС). Для штамповых сталей горячего деформирования при испытаниях на ударный изгиб используют образцы с надрезом. К внутренним факторам, определяющим вязкость инструментальных сталей, относятся химический состав, наличие вредных примесей, количество и качество включений, степень пластической деформации, величина зерна аустенита, количество, распределение и степень дисперсности карбидов и других фаз (остаточного аустенита и др.), величина внутренних напряжений. Таким образом, на вязкость сталей оказывает влияние способ выплавки, технология горячего деформирования и изготовления инструмента, термическая обработка.

Переплавы, включая и электрошлаковый (ЭШП), снижают содержание загрязняющих примесей, объем и количество неметаллических включений, в том числе и по границам зерен. Улучшение металлургического качества стали способствует повышению ее вязкости и снижению анизотропии этой характеристики.

Инструментальные стали, содержащие твердые фазы (карбиды, интерметаллиды и др.), неоднородны по деформационной способности. Вязкость стали зависит от размера, формы включений и среднего расстояния между ними. Деформация при разрушении является функцией объемной доли упрочняющих фаз. Так как между размером, объемной долей включений и средним расстоянием между ними имеется зависимость, то в результате дисперсионного твердения вязкость стали зависит в основном от среднего расстояния между выделившимися фазами. Предел текучести, определенный при комнатной температуре, также является функцией среднего расстояния между включениями.

В процессе пластической деформации формируется структура стали и изменяется наследованное от структуры слитка неоднородное распределение по границам первичных кристаллитов фаз, примесных и легирующих компонентов.

Механические свойства стали зависят от степени деформации, технологии производства, размеров слитка и т. д.

Размер зерен аустенита при закалке зависит от условий аустенизации (температуры и продолжительности выдержки), которые должны обеспечивать не только высокую степень легированности аустенита, но и небольшой размер зерен. Вязкость стали, при одном и том же уровне твердости, изменяется в широких пределах в зависимости от марки стали, технологии производства, в том числе способа раскисления, от переплавки (способа рафинирования), ковки и термообработки. В сталях с особо высокими значениями твердости число факторов, позволяющих повысить вязкость, значительно уменьшается. Работа разрушения стали при изгибе существенно зависит от структуры стали и способа ее производства. Ударная вязкость сталей для горячей деформации также уменьшается с ростом твердости, что наблюдается при всех температурах испытания. Поэтому для всех инструментальных сталей повышение срока службы инструмента обеспечивается при найденном оптимальном соотношении между необходимым уровнем твердости, прочности и вязкости.

2.3.4. Сопротивление термической усталости

Явление растрескивания поверхности инструмента под воздействием повторяющихся циклов нагрева и охлаждения называется термической усталостью. Вследствие нагрева и последующего охлаждения в поверхностном слое инструмента возникает сначала пластическая деформация сжатия, а затем растяжения. При этом пластичность стали уменьшается, что со временем приводит к появлению сетки трещин. Формуемый металл проникает в трещины, способствуя их раскрытию и разрушению инструмента. В зависимости от величины работы развития трещины для стали, микротрещины могут расти медленно или внезапно распространяться на большой площади поверхности инструмента. При нагреве инструмента до температуры A_1 и выше растрескиваемость поверхности инструмента связана с аллотропическим превращением и обусловлена объемными изменениями, связанными с ним.

Наличие неметаллических включений в поверхностных слоях металла инструмента повышает его склонность к термической усталости вследствие того, что коэффициент

теплового расширения некоторых видов оксидов больше, чем у матрицы. Кроме того, неблагоприятная форма включений также приводит к возникновению полей напряжений, что может способствовать появлению трещин.

Термическую усталость вызывают следующие причины: большая разность температур между поверхностью и внутренними зонами инструмента; значительное различие температур заготовки и инструмента; сложная конфигурация инструмента при больших габаритах; высокое содержание углерода и легирующих элементов в стали; наличие превращения $\alpha \leftrightarrow \gamma$; низкий предел текучести стали при нагреве; .большой коэффициент теплового расширения стали; большое количество неметаллических включений и карбидов; крупные размеры их и неравномерное распределение. Последние внутренние факторы определяются требуемыми механическими свойствами сталей. Легирующие элементы оказывают влияние и на теплопроводность сталей. Повышение твердости инструментальной стали или снижение ее вязкости повышает ее склонность к термической усталости. При одинаковом пределе текучести большей сопротивляемостью термической усталости будет обладать та сталь, вязкость которой выше, больше работа возникновения и развития трещины. С увеличением содержания углерода уменьшается сопротивление термической усталости.

Аустенитные стали, не испытывающие полиморфных превращений, лучше сопротивляются термической усталости. Сопротивление термической усталости инструментальных сталей может быть повышено в результате применения поверхностной закалки и химико-термической обработки.

2.3.5. Теплостойкость и стойкость против отпуска

Нагрев инструмента в процессе работы может привести к снижению твердости вследствие протекания диффузионных процессов.

Под стойкостью против отпуска инструментальных сталей (красностойкостью) понимается их способность сохранять твердость при повышенных температурах. Красностойкость характеризуется температурой отпуска, при которой за 4 ч твердость снижается до 58 или 60 HRC (на-

пример, обозначение K^4_{p58}), что обеспечивает сохранение режущих свойств инструмента. Увеличение температуры, характеризующей красностойкость, значительно повышает срок службы режущих инструментов:

K^4_{p60}, °C	Увеличение срока службы
610→640	в 2–3 раза
610→700	в 10–15 раз

На теплостойкость и стойкость против отпуска влияют содержание карбидообразующих легирующих элементов в металлической матрице; склонность к коагуляции карбидов или интерметаллидов; температура превращения $\alpha \Leftrightarrow \gamma$.

Повышают красностойкость стали Cr, W, Mo, V, Co. Эти легирующие элементы (за исключением кобальта) образуют карбиды, выделяющиеся в виде сильно диспергированных частиц, менее склонных к коагуляции, чем цементит. Понижение твердости начинается с началом распада мартенсита и коагуляции карбидов. Распределение легирующих элементов между матрицей и карбидами, степень их дисперсности и, следовательно, теплостойкость регулируются условиями аустенизации и отпуска.

С увеличением температуры аустенизации растет содержание легирующих элементов в твердом растворе, что обеспечивает повышение твердости и прочности, достигаемой при отпуске. Прочность, достигнутая термической обработкой, оказывает воздействие на теплостойкость вплоть до температуры ~650 °C. Чем выше предел текучести стали при удовлетворительной вязкости, тем выше ее красностойкость до 600–650 °C. Влияние кобальта на устойчивость против отпуска благоприятно и определяется тем, что он повышает стабильность твердого раствора. Термомеханическая обработка инструментальных сталей повышает устойчивость против отпуска и, следовательно, теплостойкость.

2.3.6. Износостойкость

При износе геометрия режущей кромки инструмента меняется, при этом возрастают усилия, воздействующие на материал. Износ могут сопровождать пластическая деформация, усталость и диффузионные процессы. Вре-

мя между двумя перезаточками инструмента существенно влияет на стоимость технологического процесса.

Износ возрастает при динамическом характере нагрузки, вследствие выкрашивания поверхности, и при высокой температуре эксплуатации из-за снижения твердости материала и предела текучести, а также интенсификации диффузионных процессов между обрабатываемым материалом и инструментом. При циклическом нагружении возможно появление усталостных трещин способствующих увеличению износа. Износостойкость в значительной степени зависит и от внешних факторов: свойств обрабатываемого материала, коэффициента трения, величины контактных напряжений и условий эксплуатации. Все виды износа (абразивный, диффузионный, коррозионный, эрозионный и адгезионный) в той или иной степени встречаются при рассматриваемых технологических процессах формообразования материала.

При абразивном износе износостойкость в значительной степени определяется твердостью, пределом упругости и текучести при сжатии, а также структурой (количеством карбидов и остаточного аустенита). Высокая твердость в сочетании с минимальной вязкостью приводит к выкрашиванию кромок инструмента до нормального износа, поэтому допускается только при чистовой обработке и в отсутствие динамических нагрузок. С увеличением содержания карбидов износ уменьшается. Вид карбидов также влияет на износостойкость (износ быстрорежущих инструментальных сталей снижается при увеличении в них количества карбида ванадия).

Остаточный аустенит, в некоторых пределах повышающий вязкость сталей, увеличивает износостойкость штампового инструмента. Инструмент горячей деформации при наличии динамической нагрузки для достижения достаточной вязкости изготавливают из стали с более низким содержанием углерода. Чем выше стойкость стали против отпуска и красностойкость, что определяется состоянием твердого раствора, содержанием легирующих элементов, количеством и видом карбидов, величиной легирующего эквивалента, тем выше и ее износостойкость. Кобальт повышает износостойкость инструментальных сталей так как повышает их стойкость против отпуска и уменьшает скорость выделения карбидов.

Предварительный подогрев инструмента благоприятен вследствие увеличения вязкости, стойкости к термической

усталости, но снижает износостойкость. Износ инструментальных сталей горячего деформирования возрастает с увеличением количества избыточных фаз. Повышенная твердость стали в области рабочих температур обеспечивает и более высокую износостойкость.

2.3.7. Теплопроводность

Теплопроводность стали в значительной степени определяет срок службы инструмента, так как при более интенсивном отводе тепла сталь лучше сохраняет свою твердость и износостойкость, что повышает срок службы инструмента. Теплопроводность важна при нагреве и охлаждении крупногабаритного инструмента. В сталях с неоднородной структурой теплопроводность меняется в зависимости от объемной концентрации составляющих согласно логарифмическому правилу смешения. Превращения, протекающие в стали, оказывают существенное влияние на теплопроводность [5]:

Фаза	Коэффициент теплопроводности λ_1 при 20 °С
Феррит	0,75
Цементит	0,08
Перлит	0,50
Аустенит	0,16
Мартенсит	0,42

С увеличением содержания углерода и температуры закалки теплопроводность стали снижается, при отпуске возрастает, с повышением температуры — уменьшается, а у высоколегированных сталей (содержащих ~20 % легирующих элементов) — возрастает. Теплопроводность кобальтосодержащих сталей на 20–25 % выше, чем сталей без кобальта.

2.3.8. Устойчивость формы и размеров

Деформация создается в основном в результате воздействия неравномерно распределенных напряжений. Причинами, вызывающими деформацию, могут быть термические напряжения, обусловленные перепадом температур по сечению инструмента, и фазовые напряжения. Деформация тем значительнее, чем больше скорости нагрева и охлаждения, размеры изделия, чем сложнее его

конфигурация, меньше теплопроводность и теплостойкость стали. Фазовые напряжения возникают вследствие протекания аллотропических и фазовых превращений, вызывающих значительные объемные изменения. Мартенситное превращение сопровождается увеличением объема, так как мартенсит имеет больший удельный объем, чем аустенит. Величину напряжений и изменений объема определяют следующие факторы: содержание углерода в мартенсите, количество остаточного аустенита, распределение карбидов, температура нагрева и скорость охлаждения.

При отсутствии остаточного аустенита изменение объема тем больше, чем больше в стали углерода. Для легированных сталей наличие остаточного аустенита уменьшает изменение размеров. При отпуске с уменьшением содержания углерода в мартенсите уменьшается и размер инструмента. Но при отпуске, температура которого зависит от состава стали, остаточный аустенит может превратиться в мартенсит, что вызовет увеличение размеров, уравновешивающее или превышающее их уменьшение. Это зависит от количества остаточного аустенита, превратившегося в мартенсит (превращение 1 % остаточного аустенита в мартенсит вызывает увеличение размера на 0,010–0,012 %). Количество и стабильность остаточного аустенита зависят и от содержания легирующих компонентов в твердом растворе, температуры аустенизации, от обработки холодом, условий отпуска, исходной структуры стали. Количество остаточного аустенита возрастает с повышением температуры аустенизации и увеличением количества легирующих элементов, понижающих температуру мартенситного превращения. Влияние исходной структуры на изменение размеров определяется тем, что в зависимости от формы перлита (пластинчатый или зернистый) изменяется растворимость карбидов и, следовательно, количество остаточного аустенита. Влияние неравномерного распределения карбидов состоит в том, что величина изменения размера, обусловленная закалкой и отпуском, зависит от направления карбидных строк и отличается в продольном и поперечном направлении (различие может достигать 0,1 %). Для инструмента с точными размерами необходимо обеспечить равномерное распределение карбидов в стали, что достигается в процессе деформации при многосторонней ковке. Увеличение размера закаливаемой заготовки будет тем больше, чем больше прокаливаемость стали.

Деформация в процессе выдержки или длительной эксплуатации определяется следующими факторами: перераспределением внутренних напряжений в инструменте в процессе различных операций; возникновением дополнительных напряжений, зависящих от нагрузки, температурных условий, размера и формы; изменением объема вследствие превращения тетрагонального мартенсита в кубический.

2.3.9. Технологические свойства

Чувствительность к перегреву. Механические свойства высокоуглеродистых инструментальных сталей снижаются в случае чрезмерно высокой температуры аустенизации как при горячей деформации, так и при закалке, что связано с ростом аустенитного зерна и выделением карбидов по границам. Наиболее чувствительными к перегреву являются углеродистые эвтектоидные и заэвтектоидные стали, повышение температуры аустенизации их сверх оптимальной на 10–15 °С ведет к существенному снижению прочности и вязкости; твердость же стали почти не меняется. Увеличение продолжительности выдержки при нагреве также ведет к росту зерна. Стали нечувствительны к перегреву при наличии равномерно распределенных мелких труднорастворимых карбидов (типа VC), оксидов и нитридов. Стали, подвегнутые электрошлаковому переплаву, имеют более высокие характеристики прочности даже при крупном зерне.

Прокаливаемость. Для большинства инструментов сталь должна иметь сквозную прокаливаемость в заданном размере. Все легирующие компоненты, за исключением кобальта, находящиеся в твердом растворе, увеличивают прокаливаемость стали. Существенное влияние на прокаливаемость оказывает теплоотводящая способность охлаждающих сред.

Склонность к образованию трещин. Трещины в инструментальных сталях могут возникать в процессе закалки или шлифования из-за протекания фазовых превращений и разницы в температурах. Склонность к образованию трещин возрастает с увеличением размера инструмента и при наличии концентраторов напряжений. Она усиливается при неравномерном распределении карбидов, крупном зерне, наличии обезуглероженного слоя и большой скорости охлаждения в области температур мартенситного превращения.

Обезуглероживание. Поверхностное обезуглероживание происходит при нагреве выше 800 °С и при контакте с окислительной средой (кислород, диоксид углерода, водяной пар), присутствующей в атмосфере нагревательной печи. Углерод поверхностного слоя, окисляясь, переходит в газовую фазу, а атомы углерода из внутренних слоев заготовки диффундируют к поверхности. Величина обезуглероженного слоя зависит от состава стали, насыщения ее легирующими элементами, температуры и продолжительности нагрева, окислительной способности атмосферы. Никель и хром снижают степень обезуглероживания, а кремний, молибден, марганец, кобальт способствуют поверхностному обезуглероживанию.

Обезуглероживание может быть уменьшено или предотвращено в печах с регулируемой атмосферой, вакуумных печах и раскисленных соляных ваннах. Степень обезуглероживания может быть снижена при сокращении времени выдержки, при предварительном подогреве ниже температуры окончательной аустенизации (100–150 °С).

Обрабатываемость давлением. Нелегированные стали (доэвтектоидные и заэвтектоидные) в горячем состоянии имеют удовлетворительную пластичность, ухудшающуюся с увеличением содержания углерода до 1,2–1,3 %. Пластичность возрастает с повышением температуры нагрева до 1200 °С, однако при этом возрастает и опасность окисления. Пластичность легированных теплостойких сталей растет до температуры 1150 °С. Деформируемость сталей карбидного класса плохая, особенно при малых степенях деформации. Холодная деформируемость углеродистых эвтектоидных и заэвтектоидных сталей с определенной структурой удовлетворительна, поэтому возможна деформация со значительными степенями обжатия. Стали карбидного класса в холодном состоянии не деформируются, пластичность возрастает при температурах 350–500 °С.

Обрабатываемость резанием инструментальных сталей в отожженном состоянии со структурой зернистого перлита хорошая. Легированные инструментальные стали имеют худшую обрабатываемость резанием.

Шлифуемость. Твердость карбидов в инструментальных сталях близка к твердости абразивных материалов, что ухудшает производительность шлифования. Во время шлифования при значительных по величине остаточных напряжениях и большом количестве остаточного аустенита

(более 10 %) образуются шлифовочные трещины. Размер карбидов и их распределение определяют качество шлифованной поверхности (крупные карбиды могут выкрашиваться). Значительное повышение температуры при шлифовании может привести к отпуску мартенсита, снижению твердости и износостойкости.

Полируемость. Качество полируемой поверхности инструментальной стали возрастает при повышении твердости, равномерном распределении карбидов, уменьшении количества неметаллических включений и остаточного аустенита ($\leq$ 10–12%). С улучшением качества поверхности возрастает адгезионная способность инструментальной стали, что неблагоприятно для режущего и штампового инструмента, так как приводит к быстрому его износу в результате сваривания контактирующих поверхностей и отрыву материала. Адгезионная способность инструментальной стали снижается при окислении (при наличии тонкого оксидного слоя) и азотировании.

3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

3.1. ВИДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Отжиг. Цели отжига: 1) обеспечить хорошую обрабатываемость резанием и холодной пластической деформацией; 2) исправить структуру стали после неправильно выполненной предшествующей обработки (горячей обработки давлением или закалки), устранив крупнозернистость, и предупредить появление нафталинистого излома; 3) уменьшить опасность образования флокенов в полутеплостойких сталях типа 5ХНВ, 5ХНМ и др. [7].

Значительные различия в режимах отжига существуют для сталей, легированных вольфрамом и имеющих в структуре карбид вольфрама M_6C, так как при высоких температурах отжига и длительной выдержке происходит дополнительное насыщение карбида вольфрамом и углеродом, что снижает его растворимость в аустените. При этом ухудшается способность сталей получать высокую твердость при закалке, а для быстрорежущих сталей — вторичную твердость и теплостойкость. Поэтому для вольфрамовых сталей не следует назначать высокие температуры отжига и необходимо ограничивать время выдержки, а для вольфрамовых сталей, содержащих менее 1–1,5 % хрома, вместо отжига следует применять высокий отпуск.

Для сплавов с интерметаллидным упрочнением системы Fe—W(Mo)—Co отжиг не применяют; они приобретают пониженную твердость и обрабатываются резанием в закаленном состоянии. Условия охлаждения при отжиге зависят от состава стали (они приведены в соответствующих разделах). Отжиг следует проводить в печах с защитной атмосферой состава, аналогичного для конструкционных сталей, или в вакууме.

Закалка. Особенности закалки инструментальных сталей определяются следующим: температура нагрева и выдержка при нагреве должны обеспечить насыщение аустенита легирующими элементами и углеродом для получения высокой твердости, а для определенных сталей — и требуемой теплостойкости. При этом должно сохраняться мелкое зерно, что ограничивает верхний предел температур и время выдержки. Температуры нагрева существенно зависят от состава стали, для ряда сталей существует

сравнительно узкий интервал температур закалки (15–20 °С). При нагреве важно предупредить обезуглероживание и окисление. Для этого необходимо осуществлять подогрев при температурах, лежащих ниже температуры закалки, что позволяет уменьшить выдержку при окончательном нагреве и предупредить образование трещин при ускоренном нагреве сталей с малой теплопроводностью. Температуры подогрева устанавливают на 100–150 °С ниже температур закалки. Для крупных инструментов требуется еще один подогрев при температурах наибольшего изменения объема 710–800 °С, а для очень крупных — еще и при температуре 300–500 °С. Выдержка при окончательном нагреве определяется нагревающей средой и температурой.

3.2. ЗАЩИТНЫЕ СРЕДЫ ПРИ НАГРЕВЕ

Сыпучие защитные среды. Для сохранения качества поверхности заготовок и защиты от обезуглероживания осуществляют нагрев изделий до заданной температуры, предварительно упаковав их плотно, без доступа воздуха в закрывающуюся емкость, заполненную карбюризатором. Эта защитная среда плохо проводит тепло и, следовательно, обеспечивает равномерный нагрев детали, что предупреждает опасность возникновения трещин и коробления. Продолжительность прогрева хорошо проводящей тепло чугунной стружки при температуре выше 800 °С составляет 1 ч/100 мм, а древесного угля и кокса — 2 ч/100 мм. При 500 °С продолжительность нагрева будет в 2–3 раза больше из-за замедленной передачи тепла. Может быть использована нейтральная защитная среда (песок, зола), изолирующая обрабатываемую деталь от внешней атмосферы. Сыпучая защитная среда, содержащая углерод, перед употреблением для уменьшения науглероживающего воздействия должна быть прогрета без доступа воздуха в герметически закрытом ящике.

Защитные газовые среды. Для предохранения поверхности стали от обезуглероживания или образования окалины применяют инертные газы, вакуум и газы с противоположным действием (например, окислительные, обезуглероживающие, восстанавливающие). Состав газовой смеси должен находиться в равновесии с содержанием углерода в стали и зависит от температуры среды. Инертные газы (аргон, гелий), чистый азот и вакуум можно приме-

нять для любой стали и в любом диапазоне температур. Возможность применения азота определяется содержанием в нем вредных примесей (паров воды, водорода).

В качестве защитной среды используют смеси водорода, азота, оксида углерода, диоксида углерода и углеводородов (метана, бутана, пропана и светильного газа). Для термической обработки инструментальных и быстрорежущих сталей без образования окалины подходит сгоревший при недостатке воздуха при 650–900 °С очищенный природный газ (соотношение воздух—газ 10:1). Газовая среда состоит при этом из почти чистого азота (98 % N_2). Для сталей с высоким содержанием хрома и марганца газовую среду необходимо очищать от компонентов, содержащих кислород. При нагреве высокоуглеродистых, с большим количеством легирующих элементов инструментальных сталей используют защитную среду, состоящую из диссоциированного аммиака и азота. Состав защитной газовой среды должен автоматически контролироваться и регулироваться специальными устройствами [5].

Нагрев в вакууме (вакуумная термообработка) защищает поверхность от структурных изменений в поверхностном слое. Цель вакуумной термообработки — улучшение качества обработки поверхности путем вакуумного обезжиривания, дегазации и осветления. Таким образом, после вакуумной термообработки можно получить чистую, гладкую неокисленную и необезуглероженную поверхность. Качество поверхности определяется степенью вакуумирования рабочего пространства. Начиная с $1{,}33 \cdot 10^{-3}$ Па, эвтектоидные и заэвтектоидные стали практически не окисляются и не обезуглероживаются.

Для вакуумной термообработки сталей можно использовать величину давления в рабочем пространстве и охлаждающую среду, приведенные в табл. 3.1 [5].

Теплопередача в вакуумных печах ниже, чем в соляных ваннах, поэтому возрастает продолжительность нагрева, но градиент температур в изделии уменьшается и, следовательно, коробление снижается. В вакуумных печах во многих случаях нет необходимости в ступенчатом нагреве до 1100 °С, и только быстрорежущие стали подогревают до 850 °С, а затем нагревают до температуры закалки. Вредное влияние более продолжительной выдержки (более 10 мин) на величину зерна и вязкость стали можно устранить соответствующим уменьшением температуры аустенизации; при этом твердость и износостойкость существенно не сни-

Таблица 3.1

Условия, рекомендуемые для вакуумной термической обработки инструментальных сталей

Сталь	Вакуум, Па	Охлаждающая среда
Низколегированные стали	$1{,}33 \cdot 10^{-1}$ –$1{,}33 \cdot 10^{-3}$	Нейтральный газ
5–12%-ные хромистые стали	$1{,}33 \cdot 10^{-1}$–$1{,}33 \cdot 10^{-2}$	Нейтральный газ, азот
Инструментальные штамповые стали для горячего деформирования	$1{,}33 \cdot 10^{-1}$–$1{,}33 \cdot 10^{-2}$	Нейтральный газ, азот, масло
Инструментальные штамповые стали для горячего деформирования с высоким содержанием вольфрама и молибдена	$2{,}66 \cdot 10^{-1}$–$1{,}33 \cdot 10^{-1}$	Нейтральный газ, масло
Быстрорежущие стали	$2{,}66 \cdot 10^{-1}$–$1{,}33 \cdot 10^{-1}$	Нейтральный газ, азот, масло

жаются. При термической обработке в вакуумных печах необходимо тщательно очистить поверхность инструмента от масла, воды и прочих примесей (алюминия, пластмасс, остатков кислоты).

3.3. СПОСОБЫ ОХЛАЖДЕНИЯ. ОХЛАЖДАЮЩИЕ СРЕДЫ

Эффективность охлаждения охлаждающей среды характеризуют относительным числом передачи тепла Н, 1/м: $H = \alpha/2\lambda$, где α — коэффициент теплопередачи, Дж/(м^2 · ч · К); λ — коэффициент теплопроводности металла, Дж/(м · ч · К).

Условия охлаждения определяются составом стали и зависят от требуемых свойств, сечения и формы инструмента. Для большинства инструментов из углеродистых сталей — это водный раствор соли (8–12 % NaCl). Водные растворы солей и щелочей обеспечивают более полную закаливаемость, однородную структуру и твердость закаленного слоя, а следовательно, более равномерное распределение напряжений, что повышает прочность и уменьшает деформацию по сравнению с получаемой при охлаждении в чистой воде.

Для нетеплостойких легированных сталей увеличивается выбор сред охлаждения. Инструменты простой формы охлаждают в минеральном масле с температурой 30–70 °С, инструменты сложной формы — в горячих средах с температурами вблизи или выше точки $M_н$, а затем на воздухе. Температуру горячих сред выбирают с учетом степени легирования стали. Для нетеплостойких легированных сталей рабочие температуры составляют 150–300 °С, для теплостойких сталей применяют смеси с повышенными рабочими температурами (250–600 °С), интервал температур зависит от требований, предъявляемых к свойствам сталей. Для очень крупных инструментов со стороной или диаметром более 400 мм используются водовоздушные смеси.

Виды закалки инструментальных сталей: ступенчатая закалка, неполная и полная изотермическая закалка, прерываемая закалка и закалка в штампах. Конкретные температурные режимы приводятся ниже для соответствующих групп сталей.

Охлаждающее действие воздуха и газов. По сравнению с другими охлаждающими средами охлаждающее действие воздуха мало, но значительно возрастает с увеличением скорости обдува. Сжатый воздух, взятый из промышленной сети, содержит влагу, что может привести к появлению трещин. Недостаток охлаждения в потоке сжатого воздуха состоит в том, что оно в большой степени способствует образованию окалины на поверхности охлаждаемого изделия. Этого недостатка лишены нейтральные и инертные газы. Среди газов наиболее эффективной охлаждающей средой является водород, наиболее слабой — аргон (табл. 3.2). Однако водород взрывоопасен и обладает обезуглероживающим действием при температуре выше 650 °С. Относительная продолжительность охлаждения в различных газах представлена в табл. 3.2 [5].

Ввиду дороговизны гелия чаще всего в качестве среды охлаждения для вакуумной термообработки применяют азот.

Важным параметром является продолжительность охлаждения поверхности и сердцевины образца от температуры аустенитизации до 500 °С, что позволяет определить структуру стали на поверхности и в сердцевине изделия данного размера при определенной скорости охлаждения.

Закалка с индукционным нагревом используется: 1) для инструментов, работающих при износе без высоких давлений, которые должны иметь высокую твердость в относи-

Таблица 3.2

Относительная продолжительность охлаждения заготовок в газовых средах

Газ	Интервал температур	
	1000–500 °С	1000–200 °С
Водород	1	1
Гелий	1,37	1,2
Азот	1,50	1,43
Аргон	1,95	1,75
Воздух	2,09	1,9

тельно тонком рабочем слое (метчики, напильники, вытяжные штампы) или на определенную высоту (ножовочные полотна, слесарно-монтажные инструменты) и сохранять повышенную вязкость в остальных участках; 2) для нетеплостойких сталей небольшой прокаливаемости, преимущественно низколегированных. Толщина закаленного слоя определяется скоростью нагрева (оптимальная скорость составляет 150–200 °С/с). При этом толщина слоя высокой твердости составляет 1,5–2 мм. Среда охлаждения — очищенная вода или эмульсия, разбрызгиваемые через отверстия в индукторе. Для охлаждения в масле или горячих средах инструмент переносят в ванну, установленную под индуктором.

Нагрев с указанной выше скоростью до оптимальных температур, не вызывающих роста зерна, обеспечивает повышение твердости на 1–3 HRC, при этом прочность выше, чем у стали, нагревавшейся в соли или печи. Возрастает и стойкость инструментов, работающих без повышенных давлений, из-за большей твердости.

Обработка холодом. Охлаждение ниже 0 °С возобновляет мартенситное превращение остаточного аустенита; при этом твердость возрастает на 0,5–2 HRC и тем больше, чем больше аустенита имела закаленная сталь при охлаждении до 15–20 °С. Выдержка стали выше 0 °С более 15 мин или нагрев до 150–175 °С перед дальнейшим охлаждением вызывают стабилизацию аустенита, что уменьшает прирост твердости при снижении температуры ниже 0 °С. Но и при немедленном охлаждении до температур $M_н$, составляющих от −20 до −70 °С у заэвтектоидных сталей и от −100 до −120 °С у быстрорежущих, в стали сохраняется некоторое количество аустенита. Дополнительное мартенситное превращение при обработке холодом приводит к

снижению прочности и вязкости. Это усиливает деформацию и опасность образования трещин в инструментах сложной формы. У нетеплостойких сталей последующий отпуск устраняет это негативное влияние обработки холодом, если его выполнять при нагреве на 10–15 °С выше, чем для стали, не обрабатывавшейся холодом. В этом случае твердость снижается, но сопротивление пластической деформации остается повышенным.

У теплостойких сталей превращение остаточного аустенита происходит при отпуске (500–600 °С). Для сталей повышенной вязкости (теплостойких и нетеплостойких) отпуск выполняется при повышенном нагреве на твердость 40–50 HRC, при этом превращается весь аустенит и обработка холодом для этих сталей не требуется.

Отпуск. Отпуск при температуре 150–200 °С применяют для нетеплостойких и полутеплостойких сталей. Отпуск уменьшает концентрацию углерода в мартенсите и напряжения, несколько повышая прочность и вязкость стали. Продолжительность отпуска составляет до 1 ч и зависит от габаритов инструмента. Отпуск при 110–130 °С сохраняет максимальную твердость, но пониженную прочность (используют для ножей, бритв), для стабилизации размеров инструмента, длительность отпуска увеличивают до 24 ч. Отпуск при 210–250 °С используют для повышения вязкости сталей для инструментов, работающих при динамических нагрузках (длительность отпуска сокращается до 30–40 мин). Отпуск теплостойких сталей проводится при 500–580 °С и 560–620 °С для быстрорежущих сталей с карбидным и интерметаллидным упрочнением, соответственно. Отпуск повторяют 2–4 раза в зависимости от состава стали для обеспечения полноты превращения аустенита. Для штамповых сталей горячего деформирования, вязкость которых должна быть высокой, температуру отпуска повышают до достижения твердости 45–50 HRC. Длительность отпуска определяется габаритами штампа.

Отпуск после шлифования проводится с целью снятия шлифовочных напряжений, при этом стойкость инструмента возрастает. Температура отпуска 150–160 °С для нетеплостойких и полутеплостойких и 350–400 °С для теплостойких сталей, длительность составляет 20–30 мин. Отпуск не проводится для инструмента, подвергаемого азотированию, оксидированию или цианированию так как температуры нагрева при этих процессах совпадают с температурами отпуска.

4. УГЛЕРОДИСТЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

Углеродистые инструментальные стали относятся к группе нетеплостойких сталей высокой твердости и небольшой прокаливаемости; помимо них к этой группе относятся также стали, содержащие небольшое количество легирующих элементов.

Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435–90) по химическому составу подразделяются на качественные и высококачественные (обозначаются буквой А в конце марки).

По назначению в зависимости от массовой доли хрома, никеля и меди металлопродукцию подразделяют на три группы:

1) для продукции всех видов, кроме патентированной проволоки и ленты;

2) для патентированной проволоки и ленты;

3) для продукции всех видов (в том числе для горячекатаных и холоднокатаных листов и лент).

По способу дальнейшей обработки горячекатаные кованые прутки и полосы подразделяют на подгруппы: а) для горячей обработки давлением (в том числе для осадки и высадки), а также для холодной протяжки; б) для холодной механической обработки (обточки, строжки, фрезерования и т. д.).

По состоянию материала металлопродукцию изготовляют: без термической обработки, термически обработанной (Т), нагартованной (Н) (для калиброванных и со специальной отделкой поверхности прутков).

Марки стали и химический состав приведены в табл. 4.1.

Буквы и цифры в обозначении марки стали означают: У — углеродистая, следующая цифра — средняя массовая доля углерода в десятых долях процента, повышенная массовая доля марганца — буква Г. Буквой А обозначаются высококачественные стали, более чистые, чем качественные, по содержанию серы (не более 0,018 %) и фосфора (не более 0,025 %), а также остаточных примесей и неметаллических включений.

Металлопродукцию изготовляют в прутках, полосах и мотках. По форме, размерам и предельным отклонениям продукция должна соответствовать требованиям ГОСТ.

Пример условных обозначений.

Пруток горячекатаный, диаметром 20 мм, обычной точности прокатки В по ГОСТ 2590–88, марки У8А, 3-й группы, подгруппы б, балл прокаливаемости III:

Таблица 4.1

Химический состав сталей, %

Марка стали	C	Si	Mn	S, V	P, V
У7	0,65–0,74	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,03
У8	0,75–0,84	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,03
У8Г	0,80–0,90	0,17–0,33	0,33–0,58	0,028	0,03
У9	0,85–0,94	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,03
У10	0,95–1,04	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,03
У11	1,05–1,14	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,03
У12	1,15–1,24	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,03
У13	1,25–1,35	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,03

Примечание. В металлопродукции 1-й группы содержание Cr не более 0,2 %, Ni и Cu не более 0,25 %; 2-й группы — содержание Cr и Ni не более 0,12 %, Cu не более 0,2 %; 3-й группы — содержание Cr не более 0,4 %, Ni и Cu не более 0,25 %.

$$\text{Круг}\ \frac{\text{20–В–ГОСТ 2590–88}}{\text{У8А–3–б–III–ГОСТ 1435–90}}.$$

Изотермический отжиг металлопродукции проводят с непрерывным охлаждением после выдержки со скоростью 35–40 °С/ч до температур изотермической выдержки, выдерживают от 20 до 60 мин; в производственных условиях время увеличивают с учетом объема массы металла. Дальнейшее охлаждение осуществляется на воздухе; для изделий сложной конфигурации, с целью уменьшения напряжений, целесообразно охлаждать заготовки с печью до 550–600 °С. Охлаждение со скоростью 20–30 °С/ч до температур изотермической выдержки и охлаждение после ее окончания со скоростью 60–80 °С /ч до 500 °С обеспечивает снижение твердости на 15–20 НВ по сравнению с указанными в табл. 4.2.

Твердость термически обработанной металлопродукции и твердость образцов после закалки приведены в табл. 4.2 [8].

При закалке с охлаждением в воде цилиндра диаметром 20 мм на его поверхности образуется закаленный слой толщиной 1–2,5 мм, который продавливается при средних по величине давлениях и динамических нагрузках. Твердость, которая при этом может быть достигнута, в сердцевине прутка в зависимости от температуры закалки не превышает 32–35 $HRC_э$. Повышение температуры закалки незначительно увеличивает прокаливаемость, но сильно снижает вязкость. В структуре нелегированных инструментальных сталей остается 5–10 % аустенита.

Таблица 4.2

Режимы термической обработки и свойства сталей

Марка стали	Отжиг		Твердость НВ не менее	Температура закалки, °С	Твердость образцов после закалки в воде $HRC_э$ (HRC), не менее	Критический диаметр при закалке, мм
	$t_н$, °С	$t_в$, °С				
У7, У7А,	690–710	–	187	800–820	63 (62)	15– 20/4–6
У8, У8АУ8Г, У8ГА	690–710	–	187	780–800	63 (62)	15–20/4–6
У9,У9А	740–750	600– 650	192	760–780	63 (62)	10–20/4–6
У10, У10А			207	770–800	63 (62)	10–20/4–6
У11, У11А	750–780	620– 660	212	770–800	63 (62)	10–20/4–6
У12, У12А			212	760–790	64 (63)	10–20/4–6
У13, У13А			217	760–790	64 (63)	10–12/4–6

Примечания. 1. Критический диаметр приведен в числителе для охлаждения в воде, в знаменателе — в масле. 2. Балл прокаливаемости устанавливается по глубине прокаливаемости (мм) образцов, закаленных от температуры 800 °С: I балл 1–2 мм, II балл 2–3,5 мм, III балл 4–6 мм, IV балл — 7–9 мм, V балл — сквозная прокаливаемость. 3. $t_н$ — температура нагрева стали при отжиге; $t_в$ — температура изотермической выдержки при проведении изотермического отжига.

Твердость нелегированных инструментальных сталей значительно снижается уже при низких температурах отпуска, вязкость при этом растет (табл. 4.3 [7], 4.4 [9]). Эти стали мало чувствительны к необратимой отпускной хрупкости.

Таблица 4.3

Твердость (HRC) закаленных углеродистых сталей в зависимости от температуры отпуска

Марка стали	Температура отпуска				
	160–200 °С	200–300 °С	300–400 °С	400–500 °С	500–600 °С
У7, У7А	63–58	58–54	54–43	43–35	35–27
У8, У8А, У8Г	64–60	60–55	55–45	45–35	35–27
У9, У9А	64–62	62–56	56–46	46–37	37–28
У10, У10А	64–61	61–56	56–47	47–38	38–28
У11, У11А	65–61	61–57	57–49	49–38	–
У12, У12А	65–62	62–57	57–49	49–38	–
У13, У13А	65–62	–	–	–	–

Таблица 4.4

Механические свойства стали У7 в зависимости от температуры отпуска

Температура отпуска, °С	Твердость HRC	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	ψ, %	*KC*, МДж/м^2
200	58	–	–	–	0,3
300	50	1630	1400	8	0,35
400	43	1300	1200	10	0,50
450	41	1200	1030	11	0,60
500	35	1100	980	12,5	0,70
550	30	1080	920	15,5	0,90
600	27	1000	860	16,5	1,0
670	–	830	600	24	–

Термоциклическая обработка углеродистых сталей (ТЦО). Отжиг инструментальных сталей для получения зернистого перлита длителен и часто не дает желаемого результата. Для этих целей может быть использован метод ТЦО. Технология этого режима применительно к углеродистым инструментальным сталям состоит в 3–6-кратном ускоренном нагреве до температур на 30–50 °С выше точки A_{c1} с последующим охлаждением сначала на воздухе до температуры на 30–50 °С ниже точки A_{r1} и далее в воде или в масле. Последнее охлаждение — только на воздухе. Оптимальное число циклов для стали У8 — четыре, У10 — шесть. Механические свойства прутков диаметром 30 мм из стали У10, прошедшие ТЦО, приведены в табл. 4.5 [10].

Обрабатываемость стали У10 после ТЦО улучшается на 35–40 % по сравнению с обрабатываемостью отожженной стали. Технология ТЦО углеродистых инструменальных сталей для получения структуры зернистого перлита является не только ускоренной, но и улучшающей свойства готового инструмента. ТЦО, увеличивая пластичность, улучшает обрабатываемость металлов давлением. Например, ТЦО горячекатаных лент из стали У10 позволяет интен-

Таблица 4.5

Механические свойства стали У10 после ТЦО

ТО	Твердость НВ	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	ψ, %	*KCU*, Дж/см^2	$A_р$, Дж/см^2
ТЦО	1790	686	443	16,3	25	10	7,5
Отжиг	1790	704	464	10,2	16,6	6	4
Нормализация	3000	–	–	–	–	–	–

Таблица 4.6

Режимы горячей обработки давлением, обрабатываемость резанием

Марка стали	Ковка				Обрабатываемость резанием при твердости		
	Температура, °С		Режим охлаждения при размере сечения, мм				
	нагрева	окончания обработки	до 100	100–300	НВ	$K_{\text{обыстр. ст.}}$	$K_{\text{отв. спл}}$
У7, У7А	1180	800	На воздухе	В яме	187	1,1	1,2
У8, У8А	1180	800	То же	То же	187–222	1,1	1,2
У9, У9А	1100–1125	780–850	»	»	–	–	–
У10, У10А	1189	800	»	»	197	1,0	1,1
У12, У12А	1100–1125	750	»	На воздухе	207	0,9	1,0

сифицировать холодную прокатку и сократить число промежуточных термических обработок (переделов) [10].

Технологические свойства углеродистых инструментальных сталей — температурные режимы ковки и характеристики обрабатываемости резанием (коэффициент относительной обрабатываемости резанием данной стали для условий точения твердосплавными резцами и точения резцами из быстрорежущей стали) — приведены табл. 4.6 [5, 7, 11, 12].

5. ЛЕГИРОВАННЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

5.1. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ СТАЛЕЙ

Состав легированных сталей регламентируется ГОСТ 5950–2000.

Металлопродукцию по назначению подразделяют на группы:

I группа — для изготовления инструмента, используемого в основном для обработки металлов и других материалов в холодном состоянии;

II группа — для изготовления инструмента, используемого в основном для обработки металлов давлением при температуре выше 300 °С.

По способу дальнейшей обработки горячекатаную и кованую металлопродукцию I и II групп подразделяют на подгруппы: а) для горячей обработки давлением; б) для холодной механической обработки. Химический состав легированных инструментальных сталей приведен в табл. 5.1.

5.2. ЛЕГИРОВАННЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ. СПОСОБЫ УПРОЧНЕНИЯ. СВОЙСТВА

5.2.1. Нетеплостойкие инструментальные стали

Нетеплостойкие легированные стали по величине прокаливаемости можно подразделить на стали небольшой прокаливаемости (8ХФ, 9ХФ, 11ХФ, 13ХФ, ХВ4Ф); повышенной прокаливаемости (Х, 9ХС, 9ХВГ, ХВСГ, ХГС) и высокой прокаливаемости: (7ХГНМ, 7ХГ2ВМ, 6Х6В3МФС, 6Х4М2ФС).

Инструментальные стали небольшой и повышенной прокаливаемости. Режимы термической обработки легированных инструментальных сталей невысокой и повышенной прокаливаемости, их твердость и прокаливаемость приведены в табл. 5.2 [6, 7, 8].

При проведении изотермического отжига температура изотермической выдержки для стали 11ХФ составляет

Таблица 5.1

Химический состав (%) легированных инструментальных сталей

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Ni (Ti)
				Группа I				
8ХФ	0,70–0,80	0,10–0,40	0,15–0,35	0,40–0,70	–	0,15–0,30	–	–
9ХФ	0,80–0,90	0,15–0,35	0,3–0,6	0,40–0,70	–	0,15–0,30	–	–
9ХФМ	0,80–0,90	0,15–0,35	0,3–0,6	0,40–0,70	–	0,15–0,30	0,15–0,25	–
11ХФ(11Х)	1,05–1,15	0,15–0,35	0,40–0,70	0,40–0,70	–	0,15–0,30	–	–
13Х	1,25–1,40	0,10–0,40	0,15–0,45	0,40–0,70	–	–	–	–
ХВ4Ф(ХВ5)	1,25–1,45	0,15–0,35	0,15–0,40	0,40–0,70	3,50–4,30	0,15–0,30	–	–
В2Ф	1,05–1,22	0,10–0,40	0,15–0,45	0,20–0,40	1,60–2,00	0,15–0,30	–	–
9Х1(9Х)	0,8–0,95	0,25–0,45	0,15–0,40	1,40–1,70	–	–	–	–
Х	0,95–1,10	0,10–0,40	0,15–0,45	1,30–1,65	–	–	–	–
12Х1	1,15–1,25	0,15–0,35	0,3–0,6	1,30–1,65	–	–	–	–
9ХС	0,85–О,95	1,20–1,60	0,3–0,6	0,95–1,25	–	–	–	–
ХГС	0,95–1,05	0,40–0,70	0,85–1,25	1,30–1,65	–	–	–	–
9ХВГ	0,85–0,95	0,15–0,35	0,90–1,20	0,50–0,80	0,50–0,80	–	–	–
ХВГ	0,90–1,05	0,10–0,40	0,80–1,10	0,90–1,20	1.20–1,60	–	–	–
ХВСГФ	0,95–1,05	0,65–1,00	0,60–0,90	0,60–1,10	0,50–0,80	0,05–0,15	–	–
9Х5ВФ	0,85–1,00	0,15–0,40	0,15–0,35	4,50–5,50	0,80–1,20	0,15–0,30	–	–
8Х6НФТ	0,80–0,90	0,15–0,35	0,15–0,35	5,0–6,0	–	0,30–0,50	–	0,90–1,30 (0,05–0,15)
9Г2Ф	0,85–0,95	0,10–0,40	1,70–2,20	–	–	0,10–0,30	–	–
Х6ВФ	1,05–1,15	0,15–0,35	0,15–0,40	5,50–6,50	1,10–1,50	0,50–0,80	–	–
Х12	2,00–2,20	0,10–0,40	0,15–0,45	11,5–13,0	–	–	–	–

Продолжение табл. 5.1

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Ni (Ti)
Х12ВМФ	2,00–2,20	0,10–0,40	0,15–0,45	11,0–12,5	0,50–0,80	0,15–0,30	0,60–0,90	–
Х12МФ	1,45–1,65	0,10–0,40	0,15–0,45	11,0–12,5	–	0,15–0,30	0,40–0,60	–
Х12Ф1	1,25–1,45	0,15–0,35	0,15–0,40	11,0–12,5	–	0,70–0,90	–	–
7ХГ2ВМФ	0,68–0,76	0,20–0,40	1,80–2,30	1,50–1,80	0,55–0,90	0,10–0,25	0,50–0,80	–
6Х6В3МФС	0,50–0,60	0,60–0,90	0,15–0,40	5,50–6,50	2,50–3,20	0,50–0,80	0,60–0,90	–
6Х4М2ФС	0,57–0,65	0,70–1,00	0,15–0,35	3,80–4,40	–	0,40–0,60	2,00–2,40	–
11Х4В2МФ3С2	1,05–1,15	1,40–1,80	0,20–0,50	3,50–4,42	2,00–2,70	2,30–2,80	0,30–0,50	0,40 (не более)
8Х4В2МФС2	0,80–0,90	1,70–2,00	0,20–0,50	4,55–5,10	1,80–2,30	1,10–1,40	0,80–1,10	–
				Группа II				
7Х3	0,65–0,75	0,15–0,35	0,15–0,40	3,20–3,80	–	–	–	–
8Х3	0,75–0,85	0,15–0,35	0,15–0,35	3,20–3,80	–	–	–	–
5ХНМ	0,50–0,60	0,10–0,40	0,50–0,80	0,50–0,80	–	–	0,15–0,30	1,40–1,80
5ХНВ	0,50–0,60	0,15–0,35	0,50–0,80	0,50–0,80	0,40–0,70	–	–	1,40–1,80
5ХНВС	0,50–0,60	0,60–0,90	0,30–0,60	1,30–1,60	0,40–0,70	–	–	0,80–1,20
5ХГМ	0,50–0,60	0,25–0,60	1,20–1,60	0,60–0,90	–	–	0,15–0,30	–
4ХМФС	0,37–0,45	0,50–0,80	0,50–0,80	1,30–1,80	–	0,30–0,50	0,90–1,20	–
4Х5В2ФС	0,35–0,45	0,80–1,20	0,15–0,40	4,5–5,50	1,6–2,2	0,60–0,90	–	–
4Х5МФС	0,32–0,40	0,90–1,20	0,20–0,50	4,5–5,50	–	0,30–0,50	1,20–1,50	–
4Х5МФ1С	0,37–0,44	0,90–1,20	0,20–0,50	4,5–5,50	–	0,80–1,1	1,20–1,50	–
4Х3ВМФ	0,40–0,48	0,60–0,90	0,30–0,60	2,80–3,50	0,60–1,00	0,60–0,90	0,40–0,60	–
4Х4ВМФС	0,37–0,44	0,60–1,00	0,20–0,50	3,20–4,00	0,80–1,20	0,60–0,90	1,20–1,50	–

Продолжение табл. 5.1

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Ni (Ti)
3Х3М3Ф	0,27–0,34	0,1–0,40	0,20–0,50	2,80–3,50	–	0,40–0,60	2,50–3,00	–
4Х2В5МФ	0,30–0,40	0,15–0,35	0,15–0,40	2,20–3,00	4,5–5,50	0,60–0,90	–	–
5Х3В3МФС	0,45–0,52	0,50–0,80	0,20–0,50	2,50–3,20	3,00–3,60	1,50–1,80	0,60–0,90	–
5Х3В3МФС*	0,45–0,52	0,50–0,80	0,20–0,50	2,5–3,20	3,00–3,60	1,50–1,80	0,80–1,10	–
5Х2МНФ	0,46–0,53	0,10–0,40	0,40–0,70	1,50–2,00	–	0,30–0,50	0,80–1,10	1,20–1,60
3Х2МНФ	0,27–0,33	0,15–0,40	0,30–0,60	2,00–2,50	–	0,25–0,40	0,40–0,60	1,20–1,60
4ХМНФС	0,35–0,42	0,70–1,00	0,15–0,40	1,25–1,55	–	0,35–0,50	0,65–0,85	1,20–1,60
4ХС	0,35–0,45	1,20–1,60	0,15–0,40	1,30–1,60	–	–	–	–
6ХС	0,60–0,70	0,60–1,00	0,15–0,40	1,00–1,30	–	–	–	–
4ХВ2С	0,35–0,45	0,60–0,90	0,15–0,40	1,00–1,30	2,00–2,50	–	–	–
5ХВ2СФ	0,45–0,55	0,80–1,10	0,15–0,45	0,90–1,20	1,80–2,30	0,15–0,30	–	–
6ХВ2С	0,55–0,65	0,50–0,80	0,15–0,40	1,00–1,30	2,20–2,70	–	–	–
6ХВГ	0,55–0,70	0,15–0,35	0,90–1,20	0,50–0,80	0,50–0,80	–	–	–
6Х3МФС	0,55–0,62	0,35–0,65	0,20–0,60	2,60–3,30	–	0,30–0,60	0,20–0,50	–

* Сталь содержит 0,05–0,15 % ниобия.

Таблица 5.2

Режимы термической обработки легированных инструментальных сталей невысокой и повышенной прокаливаемости, их твердость и критический диаметр

Марка стали	Отжиг		Закалка		Критический диаметр цилиндрического образца при охлаждении, мм	
	Температура нагрева, °С	Твердость НВ, не более	Температура, °С	Твердость HRC не менее	в масле (20 °С)	в соли (160–170 °С)
Х	770–790	229	840–860	62	8–25	до 20
11ХФ	750–770	229	810–830	62	7–10	4–10
ХВ4	730–750*	255	800–820	65	–	–
6ХС	860	229	840–860	62	50	–
9ХС	780– 810	241	840–860	62	15–40	12–27
ХГС	790–810	241	820–860	62	53	35
ХВГ	770–790	255	800–830	62	70–80/30–40**	15–40
ХВСГ	790–810	241	840–860	60–62	80–90	80

* Вместо отжига стали ХВ4 применяют высокий отпуск с выдержкой не менее 3 ч, так как отжиг ухудшает ее закаливаемость.

** Колебания прокаливаемости стали ХВГ вызваны различием в дисперсности и количественном соотношении карбидных фаз в сталях, изготовляемых различными заводами.

670–700 °С, для остальных 670–720 °С, заготовки до указанных температур охлаждают со скоростью 50–60 °С, дальнейший режим обработки аналогичен приведенному выше для углеродистых сталей.

Для получения структуры зернистого перлита может быть использована технология ТЦО, выполненная на горячекованых сталях. Значения твердости стали после ТЦО приведены в табл. 5.3 [10].

Механические свойства сталей после закалки и отпуска приведены в табл. 5.4 [13, 14].

Таблица 5.3

Изменение твердости НВ, МПа, при ТЦО сталей 9ХС и ШХ15

ТО	Сталь 9ХС	Сталь ШХ15
Отжиг	1700	2170
Ковка	3210	3640
ТЦО с числом циклов:		
1	2770	3210
3	2170	2280
6	1740	2170

Таблица 5.4

Зависимость механических свойств сталей от температуры отпуска

Марка стали	Механические свойства	Температуры отпуска, °С							
		150	200	250	300	350	400	450	500
Х	Твердость HRC	62	59	57	55	54	–	–	–
	$\sigma_{изг}$, МПа	2300	2500	2680	2250	–	–	–	–
11ХФ	Твердость HRC	62	59	58	54	–	–	–	–
	$\sigma_{изг}$, МПа	2300	2500	2600	2400	–	–	–	–
6ХС	Твердость HRC	–	59	–	56	–	52	–	45
	$\sigma_в/\sigma_{0,2}$, МПа	–	–/2600	–	2080/1910	–	910/1760	–	1400/1250
9ХС	Твердость HRC	–	62	60	59	57	52	50	48
	$\sigma_{изг}$, МПа	2200	2150	2150	2350	–	–	–	–
ХВГ	Твердость HRC	63	60	58	56	54	52	48	46
ХВСГ	Твердость HRC	64	62	60	59	55	–	–	–
	$\sigma_{изг}$, МПа	2250	2450	2600	2500	–	–	–	–

Инструментальные стали высокой прокаливаемости и повышенной вязкости. Легированные стали, содержащие 0,6–0,7 % С, сочетают высокую прокаливаемость и закаливаемость с небольшой чувствительностью к влиянию масштабного фактора и минимальными объемными изменениями при закалке. Изделия диаметром до 100–120 мм приобретают твердость 59–60 HRC при закалке с охлаждением на воздухе. Вязкость сталей повышенная, но может значительно изменяться из-за колебания в разных плавках содержания углерода, которое следует устанавливать в узких пределах.

Оптимальные режимы термической обработки и механические свойства штамповых сталей приведены в табл. 5.5 [12].

Свойства стали 7ХГ2ВМФ в зависимости от сечения заготовки представлены в табл. 5.6 [15, 7].

Рассмотрим особенности термической обработки нетеплостойких легированных инструментальных сталей.

Отжиг. Задача отжига — измельчение зерна при перекристаллизации, получение низкой твердости и структуры зернистого перлита. Температуры нагрева могут быть лишь ненамного выше указанных в табл. 5.1, так как нуж-

Таблица 5.5

Режимы термической обработки и свойства штамповых сталей

Марка стали	Закалка				Отпуск			
	$t_з$, °С	Выдержка при нагреве, с/мм		Твердость HRC	$t_{от}$, °С	Твердость HRC	$\sigma_{изг}$, МПа	KC, МДж/м^2
		в ванне	в печи					
7ХГ2ВМФ	850–870	18–20	40–60	62–63	140–160 220–250	59–60 56–58	2800 3000	0,6 0,8
7ХГНМ	850–870	15–16	40–50	62–60	140–160 220–250	59–60 56–58	3500 3700	1,6 2,0
6Х6В3МФС	1060–1075	20–30	40–60	60–62	530	56–61	3700–4000	0,8–1,2
6Х4М2ФС	1060–1075	20–30	40–60	60–62	520–540	58–61	4000–4200	1,2–1,4

Примечания. 1. Температура подогрева при закалке 650–700 °С. 2. Отпуск стали 6Х6В3МФС проводится три раза с выдержкой по 1 ч и полным охлаждением между циклами. 3. $t_з$ — температура нагрева при закалке; $t_{от}$ — температура нагрева при отпуске.

Таблица 5.6

Твердость и вязкость стали 7ХГ2ВМФ в заготовках разного сечения

Механические свойства	Сечение заготовок			
	15 мм	25 мм	50 мм	100 мм
KCU, Дж/см^2	50	45	40	36
Твердость HRC	60	60	59	59

Примечание. Режим обработки: закалка на мелкое зерно, отпуск 150–160 °С (место вырезки образцов 1/2*R*).

но при проведении отжига сохранить нерастворенной основную часть карбидов, получить структуру зернистого перлита и не вызвать выделение карбидов в виде сетки. В результате нагрева на 10–20 °С ниже приведенных температур образуется структура мелкозернистого и точечного перлита (2-й балл), при этом возрастает твердость и ухудшается обрабатываемость резанием, но уменьшаются обезуглероживание и окисление. Такой нагрев применяют для холоднодеформированной стали.

Гомогенизация. Применяется для уменьшения карбидной полосчатости и сетки в прокате и поковках; при этом необходим длительный нагрев до высоких температур: 1180–1200 °С для сталей Х, 9ХС и 1220–1250 °С для сталей ХВГ, ХВСГ [8]. Охлаждение с 1000 °С должно быть ускоренным. После гомогенизации применяется обычный отжиг для измельчения зерна.

Высокий отпуск. Назначение: 1) рекристаллизация и снижение твердости после холодной пластической деформации; температура нагрева 650–680 °С для углеродистых и низколегированных сталей и 680–700 °С для легированных, после нагрева выдержка 30–40 мин; 2) снятие напряжений, создаваемых обработкой резанием или правкой изделий сложной формы; отпуск выполняют при 600–700 °С (1–3 ч) с медленным охлаждением.

Закалка обеспечивает получение максимальной твердости, достижимой у сталей этой группы. Они имеют мало избыточных карбидов, ограничивающих рост зерна при повышенных температурах, поэтому интервал оптимальных температур нагрева узок и составляет 15–20 °С. Максимальная твердость у большинства сталей не превышает 63–64 HRC. Твердость сталей небольшой прокаливаемости при нагреве в воздушной печи может быть на 0,5 HRC меньше, чем при нагреве в солях или защитных средах. Структура сталей: скрытокристаллический мартенсит, остаточный аустенит и карбиды. Инструменты диаметром

более 8–10 мм или более мелкие, но нагреваемые партией, подогревают при 500–600 °С. Выдержка при нагреве должна обеспечивать не только нагрев инструмента, но и растворение углерода и легирующих элементов; более короткая выдержка не обеспечит достаточной прокаливаемости и устойчивости против отпуска. Нагрев осуществляют до верхнего предела температур, указанных в табл. 5.1. Небольшое снижение вязкости и прочности компенсируется уменьшением деформаций и напряжений [7]. Инструменты диаметром 20–30 мм также нагревают до верхнего предела температур. При этом увеличивается толщина закаленного слоя и уменьшается перепад твердости по сечению, что увеличивает прочность инструмента и уменьшает опасность образования внутренних трещин.

Режим охлаждения. Инструменты диаметром до 8 мм охлаждают в масле (температура масла 20–50 °С). Инструменты сечением более 5–6 мм при необходимости получения повышенной твердости охлаждают в водных растворах солей. Это обеспечивает лучшую закаливаемость, большую толщину закаленного слоя, более однородную твердость и прочность, более равномерное распределение напряжений и уменьшение деформации по сравнению с охлаждением в воде. Инструменты простой формы или крупные из стали повышенной прокаливаемости охлаждают в масле.

Ступенчатая закалка. Инструменты, особенно сложной формы, охлаждают в горячих средах, а затем на воздухе, что уменьшает напряжения, деформацию и опасность образования трещин. Температура горячих сред 160–180 °С, для более легированных сталей до 200 °С. Температуру выбирают по верхнему пределу табл. 5.4; предельный диаметр инструмента, получающего высокую твердость, составляет: для углеродистой стали 8 мм; для низколегированных 15 мм; для сталей Х, 12Х1 20 мм; для стали 9ХС 30 мм; для стали 120ХМ 40 мм; для сталей типа ХГ2М, ХГ3М 80 мм; ХВСГ 90 мм; для сталей 7ХГ2ВМ, 7ХГНМ 100–110 мм [7].

Изотермическая закалка. Неполная изотермическая закалка осуществляется с выдержкой вблизи температуры $M_н$, недостаточной для образования менее твердого бейнита. При этом увеличивается количество аустенита в структуре стали; более значительный эффект наблюдается у сталей легированных кремнием. У стали 9ХС выдержка при температуре 160 °С в течение 30–60 мин увеличивает количество аустенита до 15–18 % с 8–9 % после 5 мин вы-

держки вблизи $M_н$ (ступенчатая закалка). Твердость несколько снижается (60–61 HRC), при этом уменьшается деформация и напряжения за счет уменьшения доли аустенита, участвующего в мартенситном превращении. Последующий низкий отпуск при температурах 150–180 °С повышает прочность и вязкость стали. Такая закалка рациональна для штампов сложной формы из сталей 9ХС, ХВСГ. Полная изотермическая закалка в средах при 250–300 °С применяется, если допустима твердость (52–55 HRC), преимущественно для деревообрабатывающих инструментов и некоторых видов штампов и форм, при этом значительно возрастает вязкость по сравнению с получаемой при охлаждении в масле. Такую твердость у стали 9ХС можно получить в инструментах толщиной до 50–70 мм, при этом уменьшается коробление [8].

Закалка с индукционным нагревом. Применяется для закалки инструментов, которые должны иметь закаленный слой определенной толщины (метчики, напильники) или высоты (ножовочные полотна) и сохранять повышенную вязкость и пластичность в остальных участках. Применяется для сталей нетеплостойких, небольшой прокаливаемости, преимущественно низколегированных. Твердость стали после индукционного нагрева по оптимальным режимам может быть выше на 1–3 HRC, чем после нагрева в соли. Прочность, получаемая после нагрева до оптимальных температур, повышена из-за сохранения мелкого зерна. Это преимущество сохраняется и после отпуска. Толщина закаленного слоя определяется скоростью нагрева и при ее превышении (свыше 300 °С/с) значительно уменьшается. Инструменты из низкоколегированных сталей охлаждают очищенной водой и реже эмульсией, разбрызгиваемой через отверстие в индукторе. Инструменты из более легированных сталей охлаждают в масле или в горячих средах.

Обработка холодом. Охлаждение ниже 0 °С повышает твердость (на 0,5 HRC у углеродистых сталей и на 2–2,5 HRC у легированных) и сопротивление пластической деформации. Для правильно закаленной стали целесообразно охлаждение до −60÷70 °С). Повышение твердости в результате обработки холодом приводит к росту напряжений, снижению прочности и вязкости, что усиливает деформацию и чувствительность к трещинам, особенно у инструментов сложной формы. Последующий низкотемпературный отпуск снимает напряжения до уровня напряжений в стали, не подвергаемой обработке холодом, но при

повышенных температурах отпуска. Охлаждение ниже 0 °С нетеплостойких сталей используют для инструментов простой формы.

Отпуск осуществляется с целью уменьшения напряжений, повышения прочности и вязкости, которое происходит непропорционально повышению температуры отпуска. Температура 100–130 °С назначается для инструмента, работающего при повышенном изнашивании, без динамических нагрузок (режущие, измерительные инструменты, бритвы). Отпуск 150–180 °С (61–63 HRC) назначается для металлорежущих и некоторых деревообрабатывающих инструментов, штампов, работающих с небольшими динамическими нагрузками. Аналогичный отпуск устанавливается для инструмента, подвергнутого полной изотермической закалке (50–55 HRC); отпуск 300–350 °С (46–52 HRC) — для пил из сталей У8Ги 9ХФ для обработки дерева; отпуск 350–375 °С — для повышения вязкости сталей, используемых для форм прессования, ходовых винтов и др. Продолжительность отпуска 30–60 мин, для крупных сечений и измерительного инструмента выдержка увеличивается.

После прерываемой закалки применяется двукратный отпуск для уменьшения напряжений и улучшения вязкости; температура второго отпуска 150–160 °С. После шлифования проводится дополнительный отпуск при 140–150 °С в течение 30–60 мин.

5.2.2. Полутеплостойкие инструментальные стали

Стали повышенной и высокой износостойкости. К этой группе материалов относятся высокоуглеродистые стали, содержащие 6 и 12 % хрома. Режимы термической обработки сталей приведены в табл. 5.7 [9].

Поковки нагревают при отжиге до температуры 840–860 °С с выдержкой не менее 2 ч, в промышленных условиях выдержка увеличивается с учетом величины садки. Охлаждение осуществляется со скоростью 30–40 °С/ ч до 700–720 °С; далее следует выдержка при этой температуре не менее 2–3 ч и дальнейшее охлаждение с печью до 600–650 °С, затем сталь охлаждают на воздухе.

Стали с 12 %Cr для получения повышенной твердости следует дополнительно подвергнуть отпуску в течение 2–3 ч при 760–790 °С.

Таблица 5.7

Твердость и значения критического диаметра полутеплостойких инструментальных сталей при различных режимах термической обработки

Марка стали	Отжиг		Закалка*		Критический диаметр цилиндрического образца при охлаждении, мм	
	Температура, °С	Твердость НВ, не более	Температура, °С	Твердость HRC, не менее	в масле (20 °С)	в соли (160–170 °С)
Х6ВФ	820–840	241	960–990	61–63	80–100	80–100
85Х6НФТ	820–840	241	960–990	61–63	80–100	80–100
Х12Ф1	850–870	255	1010–1035	61–63	80–100	80–100
Х12МФ	850–870	255	950–980	62–63	80–100	80–100
Х12	830–850	255	950–980	63–65	80**	80
Х12ВМФ	850–870	255	990–1020	62–63	80***	80

* Среда охлаждения — масло.

** Сталь используется для инструмента с небольшим сечением (диаметром до 40–50 мм), так как с увеличением сечения ухудшаются ее механические свойства из-за увеличения размеров карбидов.

*** Сталь используется для инструмента с несколько бóльшим сечением, чем сталь Х12, так как вольфрам и молибден уменьшают размер карбидов.

При проведении закалки крупные штампы из стали с 3–6 % Cr предварительно подогревают с выдержкой до полного прогрева при 700–750 °С, а штампы из остальных сталей — при 800–850 °С. Инструменты нагревают в контролируемых атмосферах или обычных печах в чугунной стружке, либо в отработанном карбюризаторе. Целесообразно небольшое науглероживание штампов, не имеющих острых углов, так как оно повышает износостойкость. Мелкие инструменты нагревают в расплавленных смесях солей.

Штампы из сталей с повышенным и высоким сопротивлением пластической деформации нагревают в солях. Охлаждают штампы в масле или проводят неполную изотермическую закалку с выдержкой 20–40 мин в соли при 280–320 °С, а затем охлаждают на воздухе. При этом существенно уменьшается деформация и возрастает вязкость. Полная изотермическая закалка неприменима из-за высокой устойчивости аустенита в бейнитной области.

Выбор температур отпуска проводится с учетом условий эксплуатации. Отпуск при 150–160 °С (на твердость

60–63 HRC) применяют для штампов (пуансонов), работающих при повышенном износе, без динамических нагрузок и закаленных на мелкое зерно. Штампы, работающие при динамических нагрузках, отпускают при 230–250 °С на твердость (58–59 HRC). В ряде случаев (при значительных динамических нагрузках) отпуск проводится на твердость 57–58 HRC; при этом ухудшается чистота поверхности при шлифовании [6]. Механические свойства сталей после закалки и отпуска представлены в табл. 5.8 [16, 17], оптимальные режимы термической обработки — в табл. 5.9 [7].

С целью повышения прочности и износостойкости сталь Х12МФ может быть подвергнута двойной закалке по режиму: предварительная термическая обработка — закалка от 850 °С в масле, затем отпуск при температуре 740–750 °С; окончательная термическая обработка — закалка от 1020 °С, выдержка при 500 °С в течение 20 мин с последующим охлаждением на воздухе, отпуск при 180 °С 1–2 ч. При этом сталь имеет следующие свойства: твердость 62–63 HRC, $\sigma_{изг}$ = ~3000 МПа. Оптимальное сочетание свойств обеспечивается изотермической выдержкой в области максимальной устойчивости аустенита, когда скорость мартенситного превращения минимальна. Такой режим обработки рекомендуется для вытяжных, гибочных штампов, форм для прессования порошков [20].

Пониженная твердость после закалки или после закалки и отпуска может быть связана как с недогревом при закалке, так и с перегревом. В последнем случае при некотором повышении температуры отпуска твердость возрастет за счет распада повышенного количества остаточного аустенита. Твердость сталей Х6ВФ и Х12Ф1 в зависимости от температуры испытания приведена в табл. 5.10 [4, 5].

Предварительная (смягчающая) ТЦО штамповых сталей холодного деформирования типа Х12Ф1 заключается в 2–4-кратном ускоренном нагреве до 860 °С с последующим охлаждением на воздухе до 80–20 °С. При этом формируется мелкая структура, твердость становится удовлетворительной для обработки изделий резанием. Снижение твердости происходит с различной скоростью в заготовках разного размера. В крупных заготовках (диаметром 60 мм) твердость НВ снижается от 5000 до 3000 МПа уже после двух циклов, а в прутках диаметром 6 мм — до 3300 МПа и после пяти циклов не меняется. Для дальнейшего снижения твердости нужен отпуск при 600–700 °С. Обычная

Таблица 5.8

Механические свойства сталей после отпуска

Марка стали	Механические свойства	Температура								
		150 °С	200 °С	250 °С	300 °С	350 °С	400 °С	450 °С	500 °С	550 °С
Х6ВФ	Твердость HRC	60	59	58	56	55	55	54	53	–
	$\sigma_{изг}$, МПа	–	3125	3250	3500	450	3400	3500	3550	–
	KC, МДж/м^2	–	0,85	0,96	0,94	0,90	0,86	0,80	0,73	–
Х12Ф1	Твердость HRC	63	62	60	59	58	57	56	54	51
	$\sigma_{изг}$, МПа	2380	2500	2700	2600	2600	2800	3150	2800	–
	KC, МДж/м^2	0,15	0,20	0,29	0,34	0,40	0,60	0,75	0,30	–
Х12МФ	Твердость HRC	63	62	59	58	57	57	58	59	52
	$\sigma_{изг}$, МПа	2620	2700	2750	2900	3150	3000	2950	2900	–
	KC, МДж/м^2	0,35	0,42	0,55	0,65	0,62	0,60	0,45	0,32	–
Х12	Твердость HRC	63	62	60	59	58	57	56	54	50
	$\sigma_{изг}$, МПа	2150	2170	2200	2150	2100	2050	1950	1850	–
	KC, МДж/м^2	0,08	0,10	0,16	0,16	0,25	0,35	0,15	–	–
Х12ВМ	Твердость HRC	64	63	62	61	60	59	59	60	58
	$\sigma_{изг}$, МПа	–	–	–	–	–	–	–	–	–
	KC, МДж/м^2	–	0,23	–	0,35	–	0,44	0,38	0,27	–

Таблица 5.9

Оптимальные режимы термической обработки и механические свойства сталей

Марка стали	$t_з$, °С	$\tau_р$, с/мм		$t_{отп}$, °С	Твердость HRC	$\sigma_{изг}$, МПа	KC, МДж/м^2
		в соляной ванне	в печи				
Х6ВФ	980–1000	12–15	30–40	150–170 280–300	60–62 55–57	3000 3500	0,7–0,8 0,9–1,0
85Х6НФТ	950–1000	10–15	40–50	280–300 400–420	56–58 55–56	– –	– –
Х12Ф1	1020–1060	10–12	12–35	170–200 400–420	60–62 56–58	2500 3000	0,25–0,30 0,50–0,60
Х12МФ	1000–1020	12–15	30–40	170–200 320–350	60–62 56–58	2600 3100	0,4–0,50 0,6–0,70
Х12ВМ	970–1000	12–15	30–40	170–180 320–350	62–63 58–59	2400 2600	0,25–0,40 0,20–0,30
Х12	950–970	12–15	30–40	170–200 300–350	60–62 57–58	2150 2200	0,15–0,25 0,20–0,30
Х12Ф4М*	1070–1090	12–15	30–40	170–190 200–230	61–63 59–60	2700 3000	0,30–0,40 0,40–0,60
Х10СФЮТ [18]*	1050–1070	12–15	30–40	200	58–60	3800	0,8
Х6Ф4М*	980–1010 1140–1160	12–17 10–12	15–35 15–30	170–190 550**	60–62 62–63	2900 3100	0,25–0,30 0,45–0,70

Примечания. 1. $\tau_р$, с/мм — время нагрева заготовки на 1 мм диаметра. 2. Сталь Х10СФЮТ выплавлена с применением метода бескремнистого раскисления. При этом раскисление осуществляется углеродом, марганцем и алюминием; кремний вводится в качестве легирующего элемента после полного раскисления стали [19].

* Стали по ТУ.

** Термическая обработка дана на вторичную твердость.

Таблица 5.10

Твердость HRC сталей Х6ВФ и Х12Ф1 в зависимости от температуры испытания

Марка стали	Режим термической обработки	Температура испытания				
		100 °С	200 °С	300 °С	400 °С	500 °С
Х6ВФ	Закалка 1000 °С, отпуск 180 °С	64	64	61	59	56
Х12Ф1	Закалка 1050 °С, отпуск 180 °С	64	64	61	59	56

окончательная ТО, заключающаяся в закалке от 1030 °С в масле и последующем отпуске при 180 °С, обеспечивает после различных способов предварительной обработки (отжиг и ТЦО) следующие механические свойства [10]:

	HRC	$\sigma_{изг}$, МПа	*KCU*, Дж/см^2
Отжиг ...	60–61	2460	27
ТЦО	60–61	3500	37

ТЦО, выполненная вместо отжига, повышает механические свойства стали после окончательной обработки.

Штамповые стали с повышенным сопротивлением смятию. Высокое сопротивление смятию (условные пределы текучести и упругости при сжатии $\sigma^{сж}_{0,2} \geq 2600$ МПа и $\sigma^{сж}_{0,05} \geq 2100$ МПа соответственно) обеспечивается в сталях этой группы при значительном содержании легирующих элементов в твердом растворе и протекании процессов вторичного твердения при отпуске на основе исходной мартенситной структуры.

Стали 8Х4В2С2МФ, 8Х4В3М3Ф2 и другие используют для тяжелонагруженных инструментов прессования и выдавливания, испытывающих давление до 2500–2700 МПа, но работающих без значительных динамических нагрузок.

После закалки с оптимальных температур твердость сталей составляет 60–62 HRC. Отпуск проводится при температурах 530–560 °С; три раза с выдержкой по 1 ч и с полным охлаждением между циклами. В результате отпуска увеличивается твердость (на 1–2 HRC), прочность при изгибе, пределы упругости и текучести при сжатии таких сталей, так как при отпуске выделяются упрочняющие фазы (карбиды и карбонитриды), а остаточный аустенит превращается в мартенсит; вязкость при этом снижается. Нагрев штампов осуществляют в солях; охлаждение проводят в масле, но предпочтительнее изотермическая за-

Таблица 5.11

Режимы термической обработки и механические свойства вторичнотвердеющих сталей с повышенным сопротивлением смятию

Марка стали	Закалка		Отпуск					
	$t_з$, °С	Твердость HRC	$t_{отп}$, °С	Твердость HRC	$\sigma_{изг}$, МПа	$\sigma^{сж}_{0,2}$, МПа	$\sigma^{сж}_{0,05}$, МПа	KC, МДж/м^2
8Х4В2С2МФ	1060–1080	62–63	530*	62–63	3700–3800	2700–2800	2200–2300	0,4–0,6
11Х4В2С2Ф2М	1060–1080	60–62	530*	60–61	3600–3900	2600–2700	2100–2200	0,4–0,5
	1000–1020	60–62	200	61–62	3400–3600	2500–2600	2000–2100	0,3–0,35
Х5С2В2Ф2НМ	1090–1110	60–62	520*	63–64	3400–3600	2950–3050	2400–2500	0,25–0,35
8Х4В3М3Ф2	1150–1170	60–62	550*	61–62	3200–3400	2600–2700	2100–2300	0,25–0,3
8Х4В2С2МНФАЮТ** (ЭК-73)	1060–1080	62–63	530* 560*	62–63 60–62	4850–4900	2850–2900	2650–2700	0,7–1,0
8Х4В2С2МФАЮТ***	1070–1090	62–63	530* 560*	62–63 61–62	4500–4700	2900–2990	2830–2900	0,5–0,6

* Отпуск проводится 3 раза по 1 ч.

** Свойства стали 8Х4В2С2МНФАЮТ (ЭК-73) даны по ТУ.

*** Свойства стали 8Х4В2С2МФАЮТ промышленной плавки (обе стали выплавлены с применением бескремнистого раскисления).

калка с выдержкой 20–30 с в соли при 280–320 °С и с последующим охлаждением на воздухе. При этом повышается вязкость [7].

Стали обладают повышенной теплостойкостью, при отпуске уменьшается количество остаточного аустенита и происходит процесс вторичного твердения. При этом повышается не только твердость и другие механические свойства, но и теплопроводность, что способствует улучшению отвода тепла от рабочих поверхностей инструмента.

Стали 8Х4В2С2МНФАЮТ и 8Х4В2С2МФАЮТ [21] дополнительно легированы титаном и алюминием в количестве 0,4 % и 0,8 % соответственно, что обусловливает возрастание прочностных характеристик при сохранении вязкости и красностойкости на том же уровне. Повышение прочностных свойств определяется как высокой степенью легированности твердого раствора, так и значительным количеством дисперсных и равномерно распределенных карбидов.

В стали 8Х4В2С2МНФАЮТ, содержащей кроме того ~ 1 % никеля, количество карбидов размером 1–3 мкм составляет ~70 % при небольшом количестве более крупных карбидов. Фазовый состав карбидов закаленной стали: TiC, $V_4 C_{1-x}$, $M_6 C$, $M_7 C_3$, кроме того, присутствуют нитриды и карбонитриды титана. Дисперсные и равномерно распределенные карбиды, нитриды и карбонитриды и определяют более высокую вязкость стали при сохранении прочности.

Стали 8Х4В2С2МФ, 8Х4В3М3Ф2, 8Х4В2С2МНФАЮТ и 8Х4В2С2МФАЮТ могут быть использованы и как материал для режущего инструмента, работающего с небольшими скоростями резания.

Режимы термической обработки и механические свойства вторичнотвердеющих сталей с повышенным сопротивлением смятию приведены в табл. 5.11. [6, 7, 8, 13].

Коррозионно-стойкие инструментальные стали. Стойкость сталей против коррозии обеспечивается при содержании в мартенсите 11–12 % хрома. Для этого требуется уменьшение содержания углерода, но такая возможность ограничена из-за необходимости сохранения высокой твердости. Значения максимальной твердости (при закалке с охлаждением в масле) для различных сталей приведены в табл. 5.12. Дополнительное повышение твердости на 1–2 HRC достигается обработкой холодом.

Химический состав коррозионностойких сталей приведен в табл. 5.13.

Таблица 5.12

Зависимость свойств закаленной стали от содержания углерода и вида обработки

Свойства стали	Марка стали		
	Х18МФ, Х14МФ	Х14М	9Х18
Содержание углерода, %	1,2	1,0	0,9
Твердость HRC (закалка с 1075 °С)	62–63	58–60	57–58
Твердость HRC (закалка с 1075 °С, отпуск 150 °С) обработка холодом при −70 °С)	64	60–62	59–60
Предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$, МПа*	2700–2900	–	–
Предел прочности $\sigma_в$, МПа*	–	–	1980–2300

* Свойства сталей даны в термообработанном состоянии (закалка с 1075 °С, отпуск 150 °С)

В сталях с 0,9 % С повышенная концентрация хрома в мартенсите обеспечивается увеличением его содержания до 18 %. В сталях с 1,0–1,2 % С необходимо вводить в качестве легирующего элемента молибден. Он замещает хром в карбиде $M_{23}C_6$, что обеспечивает увеличение концентрации хрома в растворе и повышение стойкости против коррозии. Молибден также вызывает дисперсионное твердение при отпуске (аналогичное влияние оказывает вольфрам) и способствует повышению вторичной твердости и теплостойкости.

В стали с 18 % Cr может присутствовать 0,6–0,8 % Mo, а в стали с 14 % Cr его должно быть до 1,4–1,8 %.

На стойкость против коррозии влияют два фактора:

1. Структурное состояние, получаемое при отпуске. После отпуска 150–400 °С, при проведении которого почти не

Таблица 5.13

Химический состав сталей, %

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
95Х18	0,9–1,0	≤0,8	≤0,8	17–19	–	–
Х18МФ	1,2	≤0,8	≤0,8	18	0,7	0,1
Х14М	1,0	0,8	≤0,8	14	1,6	0,1

Примечание. $S \le 0{,}025$ %, $P \le 0{,}03$ %.

Таблица 5.14

Химический состав сталей, %

Марка стали			C	Si_{max}	P_{max}	S_{max}	Cr	Mo	Ni	V
Буквенное обозначение	Класс									
	по ИСО 4957	по ИСО 683-13								
C	28	5	0,26–0,35	1,0	0,04	0,03	12,0–14,0	–	1,0	–
D	–	–	0,42–0,50	1,0	0,04	0,03	12,5–14,5	–	1,0	–
E	–	–	0,47–0,57	0,5	0,03	0,025	13,7–15,2	–	0,5	–
F	–	–	0,60–0,70	0,5	0,03	0,025	12,0–13,5	–	0,5	–
G	–	–	0,65–0,75	1,0	0,04	0,03	12,0–14,0	0,5	1,0	–
H	–	–	0,35–0,4	1,0	0,045	0,030	14,0–15,0	0,4–0,6	–	0,10–0,15
I	–	–	0,42–0,56	1,0	0,045	0,030	12,0–15,0	0,45–0,9	–	0,10–0,15
K	30	–	0,33–9,43	1,0	0,030	0,030	15,0–17,0	1,0–1,5	1,0	–
R	–	–	0,85–0,95	1,0	0,045	0,030	17,0–19,0	0,9–1,3	–	0,07–0,12

Примечание. Содержание марганца во всех сталях 1 %.

Таблица 5.15

Подбор марок сталей для хирургических инструментов

Буквенное обозначение	Режущие инструменты	Аналог стали для экономики России		Степень соответствия химического состава стали ИСО 7153-1–88, возможность применения отечественной промышленностью
		Марка стали	ГОСТ, ТУ	
C	Ножницы, кусачки костные, инструменты для снятия зубного камня, стоматологические долота	30Х13	ГОСТ 5672–72	Соответствие полное, применение возможно
D	Ножницы, кусачки, режущие костные щипцы, скальпели, ножи, долота и долота желобоватые, кусачки для проволоки, стоматологические долота	45Х14	То же	То же
E	Скальпели	–	–	–
F	Скальпели	65Х13	ТУ-14-1-4105–86	Соответствие полное (верхний предел по хрому — более 14 %), применение возможно
G	Скальпели, долота и долота желобоватые, ножницы большие	–	–	–
H	Ножницы, костные кусачки, конхотомы, долота и долота желобоватые, костные кюретки, кусачки для проволоки	–	–	–
I	Ножницы, костные кусачки, конхотомы, долота и долота желобоватые, костные кюретки, кусачки для проволоки	50Х14МФ	ТУ 14-1-3909	Соответствие полное (верхний предел по молибдену — 0,8 %), применение возможно
K	Долота и долота желобоватые, костные кюретки	–	–	–
R	Инструменты для снятия зубного камня, долота и стоматологические кюретки	90Х18МФ	ТУ 14-1-4628–89	Соответствие полное, применение возможно

уменьшается содержание хрома в мартенсите, стали обладают стойкостью (балл 1) в кипящей воде, водяном паре, влажном и сухом воздухе, холодных органических кислотах. Сталь 95Х18 обладает высокой стойкостью в речной и морской воде, в щелочных растворах с концентрацией 1–20 %, хорошей стойкостью в азотной и уксусных кислотах, удовлетворительной стойкостью в ортофосфорной кислоте и плохой стойкостью в соляной и серной кислотах (балл 2); сталь Х18МФ более коррозионно-стойка (балл 3). После более высокого отпуска (500–550) °С, при котором вследствие выделения карбидов хрома обедняется твердый раствор, снижается и стойкость против коррозии.

2. Состояние поверхности инструмента. Стойкость сталей становится наибольшей после полирования.

Стали Х18МФ, Х14МФ используются для инструментов, главным образом хирургических (скальпели, ножи и т. п.), от которых требуются повышенные твердость и износостойкость.

Требования к металлическим материалам для хирургических инструментов регламентируются ГОСТ 30208–94 (ИСО 7153-1–88), ГОСТ Р 50328.1–92 (ИСО 7153-1–88).

Химический состав и примеры использования сталей мартенситного класса для изготовления медицинских инструментов различного назначения приведены в табл. 5.14, 5.15.

Стали 40Х13,9Х18 используют и для изготовления форм прессования полимеров, вызывающих коррозию, особенно при невозможности применения хромирования. Стали закаливают (сталь 40Х13 с 950–980 °С, 9Х18 с 1050–1070 °С) и отпускают при 180–200 °С на твердость 50–54 HRC (40Х13) и 55–58 HRC (9Х18). Эти стали используют при небольших динамических нагрузках.

5.2.3. Порошковые инструментальные стали

Полутеплостойкие инструментальные стали, полученные по технологии порошковой металлургии, характеризуются однородностью металла, высокой дисперсностью и равномерным распределением в объеме карбидных фаз, что определяет повышенный уровень механических и эксплуатационных свойств (табл. 5.16) [3].

Таблица 5.16

Механические свойства сталей типа 23Х12Ф4М и 17Х6Ф4М обычного производства и полученных методом порошковой металлургии

Режим термической обработки	Твердость HRC	$\sigma_{изг}$, МПа	KC, Дж/см^2	$f_{из}$, мм^2
Сталь 23Х12Ф4М				
Закалка с 1050 °С, отпуск при 250 °С	62/62,5	2900/3400	3–3,5/4,0	0,24/0,085
Закалка с 1050 °С, отпуск при 520 °С, три раза по 1 ч	61,5/61,5	2800/3300	1,5–2,0/1,5–2,0	0,31/0,11
Сталь 17Х6Ф4М				
Закалка с 1030 °С, отпуск при 220 °С, 1,5 ч	61,0/62,0	3200/3750	4,0/4,5	0,42/0,20
Закалка с 1100 °С, отпуск при 530 °С, три раза по 1 ч	62,0/63,0	2750/3000	1,5/1,5–2,0	0,53/0,31

Примечания. 1. В числителе данные для обычного способа производства, в знаменателе — для порошкового. 2. $f_{из}$ — условный (площадь проекции) износ режущих кромок ножей (25 000 резов) после рубки стали Э330 толщиной 0,35 мм с покрытием. 3. Стали обычного способа производства — прутки диаметром 60–70 мм, карбидная неоднородность 5-го балла.

Порошковые инструментальные стали имеют и технологические преимущества: повышенную пластичность при повышенных температурах, хорошую шлифуемость.

5.2.4. Технологические свойства легированных инструментальных сталей для холодного деформирования материалов

Технологические свойства инструментальных сталей — температурные режимы ковки и характеристики обрабатываемости резанием (коэффициент относительной обрабатываемости резанием данной стали для условий точения твердосплавными резцами и точения резцами из быстрорежущей стали) — приведены в табл. 5.17 [5, 7, 9, 11, 12, 22, 23, 24].

Таблица 5.17

Технологические характеристики инструментальных сталей

Марка стали	Ковка				Обрабатываемость резанием при твердости		
	Температура, °С		Размер сечения				
	нагрева	окончания обработки	до 100 мм	100–300 мм	HB (HRC)	$K_{v\text{быстр. ст}}$	$K_{v\text{тв. спл}}$
			Режим охлаждения				
Х	1100–1140	820–860	Замедленное	В колодце	–	–	–
ХВГ	1100–1140	820–860	»	»	235	0,35	0,75
9ХВГ	1120	850	На воздухе	На воздухе	241	–	–
6ХС	1180	850	В колодце	В колодце	–	–	–
9ХС	1180	800	» »	» »	221	0,5	0,9
ХВСГ	1100–1125	820–860	» »	» »	241	–	–
Х6ВФ	1100	850	» »	» »	229	0,5	0,9
Х12	1100	850			217–228	0,35	0,8
Х12Ф1	1160	850	Низкотемпературный отжиг при сечении до 200 мм		217–228	0,3	0,8
Х12МФ	1140	850	В колодце				
Х12ВМ	1100	850	» »		217–228	0,35	0,72
7ХГ2ВМФ	1160	800	» »		255	0,15	0,37
7ХГНМ	1100–1140	860–900	» »		255	–	–
8Х4В2С2МФ	1050–1100	900–850	» »		(61)	0,05	–
11Х4В2С2Ф2М	1150	880	» »		(60–62)	0,06	–
Х5В2С2Ф2НМ	1100	900–850	» »		(60–62)	–	–

5.3. ЛЕГИРОВАННЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

К этой группе материалов относятся стали для штампов горячего деформирования и форм литья под давлением, т. е. для работы при повышенных температурах, многократном нагреве и охлаждении рабочего слоя и динамических нагрузках. Штамповые стали должны иметь: 1) высокую теплостойкость, обеспечивающую необходимое сопротивление пластической деформации в рабочей поверхности штампа при нагреве; 2) высокую устойчивость против разгара; 3) стойкость против взаимодействия с обрабатываемым материалом и окалиностойкость. Теплоскойкость характеризуется температурой, при которой предел текучести остается не ниже 900–1000 МПа, и температурой нагрева, после которого сталь сохраняет твердость 45 HRC (50 HRC для более теплостойких). На эту твердость обрабатывается большинство штампов так как при этом обеспечивается требуемая износостойкость и достаточная вязкость (она должна быть, как правило, не ниже 0,3–0,35 и 0,5 МДж/м^2 при 20 °С и при температуре эксплуатации соответственно). Устойчивость против разгара тем лучше, чем больше вязкость, теплопроводность и меньше коэффициент теплового расширения. Улучшение стойкости достигается повышением температур фазового превращения, а также образованием устойчивой защитной пленки при легировании хромом в количестве 6–12 %.

5.3.1. Полутеплостойкие стали повышенной прокаливаемости

Стали 7Х3, 8Х3, 7ХФН и 6Х3ФС прокаливаются полностью в зависимости от состава в сечении диаметром (стороной) от 25–70 до 80–90 мм. Вместе с прокаливаемостью возрастает и закаливаемость сталей: при охлаждении в масле твердость составляет от 62 HRC, что позволяет использовать эти стали и для изготовления инструмента холодной обработки материалов. Режимы термической обработки сталей и механические свойства в зависимости от температуры отпуска представлены в табл. 5.18 [5, 6], а в зависимости от температуры испытания — в табл. 5.19 [6].

Таблица 5.18

Механические свойства штамповых сталей горячего деформирования в зависимости от температуры отпуска

Марка стали	Температура нагрева, °С		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	*KCU*, МДж/м^2	Твердость HRC
	$t_з$	$t_{отп}$*						
7Х3	850–880, подогрев	300	1930	1650	4	12	0,17	52
		400	1690	1440	5	24	0,29	47
	650–700	480–500	1670–1760	1620–1710	4–7	16–19	0,18–0,20	40–44
8Х3	870, масло, подогрев	300	1980	1800	3	–	0,20	55
		400	1710	1630	6	10	0,23	52
	650–700	500	1340	1270	8	25	0,34	44
		480–550**	1470–1570	1420–1520	6–9	18–20	0,20–0,24	44–48
6ХС	870, масло, подогрев	200	–	2060	2	–	–	59
		300	2080	1910	3	20	0,24	56
		400	1910	1760	4	25	0,20	52
	700–750	500	1400	1250	8	30	0,39	45
		600	1070	980	20	–	0,46	–
4ХВ2С	880, масло, подогрев	200	1910	1700	5	35	0,23	55
		300	1760	1630	8	36	0,22	52
	750–700; выдержка при отпуске 8 ч	400	1620	1450	9	37	0,29	50
		500	1370	1260	10	40	0,34	42
		600	1180	1140	11	48	0,41	39
5ХВ2С	880, масло, подогрев	200	1960	1810	6	13	0,15	56
		300	1830	1720	8	20	0,18	54
	750–700	400	1670	1530	9	26	0,20	52
		500	1470	1290	10	30	0,23	46
		600	1180	1030	11	35	0,34	41
6ХВ2С	880, масло, подогрев	200	2100	1910	2	10	0,22	62
		300	1910	1840	4	13	0,20	57
	750–700	400	1750	1640	6	16	0,21	53
		500	1590	1550	8	20	0,24	47
		600	1400	1300	10	30	0,28	45

* Выдержка при отпуске 2 ч.

** Закалка 820–850 °С.

Таблица 5.19

Зависимость механических свойств штамповых сталей горячего деформирования от температуры испытания

Марка стали	Температура испытания, °С	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м^2	Твердость HRC (HB)
7Х3	200	1320	1240	10	36	0,37	58–62
	300	1030	880	12	34	0,71	58
	400	910	780	16	55	0,67	55
	500	690	550	18	68	0,51	50
8Х3	200	1270	1080	8	27	0,46	58–62
	300	1220	1030	10	28	0,54	–
	400	1110	930	15	47	0,49	–
	500	800	640	20	65	0,44	–
6ХС [25]	100	760	–	11	45	–	249
	200	800	–	–	–	–	240
	300	800	–	13	–	–	230
	400	660	–	16	–	–	190
	500	500	–	18	48	–	150
	600	330	–	19	62	–	130
	700	225	–	22	71	–	100
4ХВ2С	20	1470	1300	8	35	0,29	–
	200	1500	1320	10	47	0,41	–
	300	–	1340	12	49	0,41	–
	400	1370	1250	13	60	0,39	–
	500	1170	1090	13	80	0,42	–
	600	590	590	20	60	0,88	–
5ХВ2С [26]	200	1620	1470	5	15	0,34	–
	300	1570	1420	5	20	0,34	–
	400	1320	1220	10	45	0,24	–
	500	1180	1030	12	50	0,20	–
6ХВ2С	20	1770	1680	7	18	0,26	–
	300	1630	1410	8	10	0,27	–
	400	1390	1250	11	48	0,24	–
	450	1230	1080	13	53	0,23	–

5.3.2. Полутеплостойкие стали повышенной вязкости

Свойства сталей и режимы обработки. Эти стали имеют невысокую теплостойкость. Они сохраняют требуемые прочностные свойства при нагреве до 350–375 °С (5ХНМ,5ХНВ,5ХГМ, 5ХНСВ), а некоторые до 400–450 °С (30Х2НМФ, 27Х2НМФ, 5Х2НМФ, 4ХСМФ) и чаще всего используются для крупных штампов горячего деформирования (со стороной до 800–900 мм), работающих с динамическими нагрузками, матриц. При этом они должны сохранять повышенную вязкость ($KCU > 0{,}4$ МДж/м^2) в крупных сечениях в продольном и поперечном направлении.

Термическая обработка. *Отжиг.* Отжиг при температуре 760–800 °С применяют для измельчения структуры в слитках или крупных заготовках, мало обжатых при ковке или прокатке. В остальных случаях проводят высокий отпуск при 650–690 °С.

Закалка. Крупные штампы подогревают в печи до 400–500 °С, затем температуру повышают со скоростью 50 °С/ч до 650–700 °С, после выдержки в течении 3–5 ч, окончательный нагрев осуществляют со скоростью 70–80 °С/ч. Штампы со стороной до 250–300 мм, имеющие простую форму, охлаждают в масле, сложной формы — на воздухе. Полное охлаждение в масле штампов сложной конфигурации может привести к появлению трещин. Их подстуживают на воздухе до 750–780 °С, а затем помещают в масло с температурой 70–75 °С. Выдержка в масле должна быть такой, чтобы не достигалось полное охлаждение; не остывшие полностью штампы переносят в печь для отпуска. Крупные штампы со стороной > 500 мм и длиной 1000 мм из сталей 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНСВ охлаждают водовоздушной смесью [6] до 400–500 °С, а затем сжатым воздухом — до 300 °С и осуществляют нагрев для отпуска.

Прокаливаемость сталей. Прокаливаемость стали 5ХНМ высокая, ее твердость в середине блока 400×300×300 мм на 1–2 HRC ниже, чем у поверхности. Сталь мало чувствительна к отпускной хрупкости второго рода. Стали 5ХСНВ и 5ХГМ имеют не меньшую прокаливаемость, чем 5ХНМ, но вязкость их в сечениях более 300 мм меньше, поэтому они используются для штампов более простой формы.

Стали 30Х2МФН и 27Х2МНФ превосходят предыдущие в устойчивости к нагреву и вязкости. Их используют для крупных молотовых штампов, в том числе для обработки

Таблица 5.20

Режимы термической обработки и механические свойства полутеплостойких сталей в зависимости от температуры отпуска

Марка стали	Температура нагрева, °С		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	*KCU*, МДж/м^2	Твердость HRC (HB)
	$t_з$	$t_{отп}$						
5ХНМ	840–860, масло,	400	1570	1370	10	36,0	0,33	47
	подогрев,	450	1490	1400	9	41,0	0,37	45
	700–750	500	1370	1270	15	44,0	0,46	43
		550	1310	1180	12		0,59	40
5ХНСВ	870,	450	1600	–	–	26,0	0,2	49
	масло,	500	1500	–	–	30,0	0,25	45
	подогрев,	550	1320	–	–	35,0	0,35	43
	700–750	600	1240	–	–	42,0	0,6	36
5ХГМ	820–850, масло,	400–440*	1570	–	5	15,0	0,2	43–47
	подогрев,	490–520**	1420	1134	10	33,0	0,30	(387–444)
	700–750	530–560***	1250	–	10	32,0	0,37	(363–387)
30Х2МФН	930, масло	450	1600	1300	6	15,0	0,5	(450)
		500	1500	1320	8	16,0	0,5	(450)
		550	1500	1350	9	21,0	0,6	(440)
		600	1210	1100	10	25,0	0,8	(375)
		650	820	700	15	45,0	1,0	(270)
27Х2НМФ	950,	540–570,	1300	1200	9	25,0	0,5	(363–444)
	воздух	охлаждение с печью						
27Х2Н2МВФ	950,	560–570,	1225	1176	7	–	–	(420)
	воздух	охлаждение с печью						
4ХМФС	920,	300	2060	1570	10	44,0	0,2	51
	масло,	400	1660	1370	11	38,0	0,29	47
	подогрев,	500	1610	1340	12	44,0	0,39	46
	700–750	600	1260	1180	14	53,0	0,78	40
		650	880	820	22	63,0	1,57	40

* Сечение до 100 мм.

** Сечение 100–300 мм.

*** Сечение 300–400 мм.

Таблица 5.21

Механические свойства полутеплостойких сталей в зависимости от температуры испытания

Марка стали, режим обработки	Температура испытания, °С	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	*KCU*, МДж/м^2
5ХНМ,	200	1250	–	–	40	0,5
закалка с 850 °С,	300	1200	–	–	38	0,48
отпуск 550 °С	400	1170	–	–	36	0,45
	500	900	–	–	65	0,4
	550	700	–	–	75	0,35
	600	350	–	–	68	0,8
5ХНМ2,	20	–	–	–	–	–
закалка 850–870 °С, отпуск 470–500 °С	400	960	882	8	–	–
(охлаждение с печью)	450	931	833	9	–	–
5ХНСВ,	200	1300	–	–	35	0,55
закалка с 870 °С, отпуск 575 °С	300	1260	–	–	30	0,55
	400	1220	–	–	29	0,55
	500	850	–	–	69	0,42
	550	580	–	–	70	0,40
	600	400	–	–	–	0,5
5ХГМ, закалка 850 °С,	200	1570	1450	–	31	0,59
отпуск 550 °С	300	1280	1080	12	48	0,64
(диаметр заготовки 20 мм)	400	980	860	10	62	0,49
	500	700	390	12	81	0,34
4ХМФС,	300	1390	1250	11	44	0,44
закалка 920 °С,	400	–	1180	12	49	0,50
отпуск 560 °С, 2 ч	500	1270	1180	13	55	0,45
	600	1070	950	14	63	0,55
	550	900	–	–	–	0,65
27Х2НВМФ, закалка 875 °С,	400	940	–	–	–	0,8
отпуск 600 °С	450	910	–	–	–	0,75
	500	940	–	–	–	0,7
27Х2Н2ВМФ, нормализация 950–960 °С	450	980	931	8	–	–
(воздух), отпуск 560–570 °С,	500	882	833	8	–	–
охлаждение с печью						

Примечание. Сечение до 700 мм. Образцы тангенциальные (данные ЦНИИТМАШ) [6, 27].

Таблица 5.22

Влияние режимов термической обработки и сечения заготовки на твердость сталей

Наибольшее сечение штампа, мм	Температура нагрева, °С*				Твердость после отпуска	
	5ХНМ, 5ХНВ	4ХСМФ	3Х2МНФ	5Х2МНФ	HRC	НВ
≤300×300	820–850 480–520	910–930 580–600	910–930 540–560	960–980 600–620	40–45	370–429
≥300×300	820–850 520–560	910–930 600–620	910–930 560–580	960–980 620–640	38–41	350–388
≤300×300	840–870 420–450	920–950 530–550	920–950 530–550	970–1000 580–600	45–47	429–450
≥300×300	840–870 450–480	920–950 580–600	920–950 540–560	970–1000 600–620	43–44	400–420

* В числителе температура нагрева при закалке, в знаменателе — при отпуске.

труднодеформируемых материалов, для колец-бандажей, устанавливаемых с горячей насадкой [7].

Сталь 4ХСМФ прокаливается в меньших сечениях (в заготовках диаметром 250–280 мм, закаленных и отпущенных на твердость 42 HRC). Сталь сохраняет эту твердость на глубине 50–70 мм, в середине заготовки твердость снижается на 5–7 HRC. Эта сталь чувствительна к концентраторам напряжений, поэтому ее используют для штампов более простой формы.

Режимы термической обработки и механические свойства сталей приведены в табл. 5.20 [7, 9, 11], механические свойства полутеплостойких сталей в зависимости от температуры испытания — в табл. 5.21 [10].

Твердость сталей в зависимости от режимов термической обработки и сечения заготовки представлена в табл. 5.22 [8].

Механические свойства стали 5ХНМ (закалка 850 °С, масло, отпуск 450–520 °С) в зависимости от сечения заготовки представлены в табл. 5.23 [4].

Таблица 5.23

Механические свойства стали 5ХНМ

Сечение, мм	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	*KCU*, МДж/м^2	Твердость	
						поверхности, HRC	сердцевины, НВ
100–200	1570	1420	9	35	0,34	42–47	–
200–300	1470	1270	11	38	0,44	40–44	352–397
300–500	1320	1130	12	36	0,49	37–42	321–375
500–700	1180	930	15	40	0,78	35–39	302–341

Таблица 5.24

Теплостойкость штамповых сталей 5ХНМ, 5ХГМ, 4ХМФС

Марка стали	Температура, °С	Время, ч	Твердость HRC
5ХНМ	590	4	37
5ХГМ	350–375	–	47
4ХМФС	650	4	42

Теплостойкость штамповых сталей представлена в табл. 5.24 [8].

Штампы горячего деформирования, работающие в условиях смятия и износа, целесообразно изготавливать из литой стали, имеющей более высокое сопротивление истиранию, чем деформируемые. При этом стоимость изделий снижается примерно на 40 %. Отработавшие штамповые вставки из деформируемых сталей 5ХНМ и 5ХНВ и другие, переплавленные в установке ЭШП, при получении отливок литьем в оболочковые формы имеют механические свойства более высокие, чем у деформированного металла. После объемной термической обработки по оптимальным режимам относительная стойкость литых вкладышей в зависимости от марки стали находится в пределах 1,0–2,3 [28] по сравнению с вкладышами, изготовленными из деформируемых сталей аналогичного состава. Для литых кузнечных штампов используются стали марок 5ХНМАФЛ, 25Х5МФСНЛ, 2Х5М2ФСНЛ, 4Х5МФСНЛ и др. [29].

5.3.3. Стали обычной теплостойкости

Стали обычной теплостойкости (4Х5МФС, 3Х3М3Ф и др.) с невысоким уровнем упрочнения при отпуске (HRC 45–48); имеют достаточную теплостойкость (при твердости 45 HRC она составляет 590–610 °С) и вязкость KCV = = 300÷600 кДж/м^2, что обеспечивает достаточную стойкость инструментов для штамповки при нагреве до 600–650 °С и увеличенных динамических нагрузках. Стали обычной теплостойкости широко применяются для большинства штампов и многих форм литья под давлением. К этим материалам относятся стали, содержащие 0,3–0,5 % С; 3–5 % Cr и дополнительно легированные W, Mo, V и Si суммарно в количестве ~3–4 %. Повышение теплостойкости достигается увеличением степени легированности твердого раствора, количества карбидной фазы и доли в ней карбида M_6C. Марки сталей, режимы их предварительной терми-

Таблица 5.25

Режимы отжига и смягчающего отпуска штамповых сталей

Марки стали	Температура, °С	
	отжига	отпуска
4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 4Х4ВМФС	840–860	730–760
4Х5В2ФС	850–870	750–780
3Х3М3Ф	910–930	700–720
5Х3В3МФС, 4Х2В5МФ	830–850	750–780
3Х2В8Ф	–	750–780
6Х4В6М5	820–840	–
2Х9В6*	830–850	700–720
2Х12ВМБФЗ*	820–840	–

Примечания. 1. Крупные поковки подвергают нормализации (95 °С) для устранения крупнозернистости, затем отжигу [30]. 2. Отпуск для снятия напряжений, возникающих при черновой обработке резанием крупных штампов, выполняют перед чистовой механической обработкой (650 °С, 2–3 ч).

* Коррозионно-стойкие стали

Таблица 5.26

Режимы закалки, отпуска, твердость и теплостойкость штамповых сталей обычной теплостойкости

Сталь	Закалка		Температура отпуска, °С на твердость		Теплостойкость HRC 40 при температурах, °С
	$t_з$, °С	Твердость HRC	HRC (HB) 48–50 (460–495)	HRC(HB) 44–46 (420–445)	
4Х5МФС	1000–1020	50–52	540–560	580–590	600
4Х5В2ФС	1030–1050	53–56	560–580	600–620	630
4Х5МФ1С	1020–1040	53–55	560–580	610–620	630
3Х3М3Ф	1030–1050	47–50	580–600	610–620	650
4Х3ВМФ	1040–1060	52–54	580–600	620–630	650
4Х4ВМФС	1050–1070	55–60	620–630	640–650	660
5Х3В3МФС	1120–1150	53–56	640–650	650–670	660
4Х2В2МФС (Ди-22)	1080–1100	55–59	620–630	645–650	665
2Х9В6*	1130–1150	46–48	–	570–580	600
20Х12ВНМФР*	1090–1100	45–48	–	500–520	620

Примечание. Выдержка при закалке и отпуске зависит от сечения штампа.

* Коррозионно-стойкие стали.

Таблица 5.27

Механические свойства штамповых сталей обычной теплостойкости в зависимости от температуры отпуска

Марка стали	Температура нагрева, °С		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	*KCU*, МДж/м^2	Твердость HRC
	$t_з$	$t_{отп}$*						
4Х5МФС	1000	500	1720	1420	12	45	0,49	50
		550	1670	–	10	50	0,56	48
		600	1490	1350	13	53	0,59	45
		650	1080	960	15	60	0,79	34
4Х5МФ1С	1020	300	1860	1490	9	28	0,49	52
		400	–	–	8	24	0,41	54
		500	–	1490	8	25	0,20	55
		600	1620	1470	10	46	0,44	50
4Х5В2ФС	1030	350	–	–	–	–	0,50	51
		400	–	–	–	–	0,42	51
		450	–	–	–	–	0,35	52
		500	–	–	–	–	0,28	52
		600	–	–	–	–	0,40	45
3Х3М3Ф	1040	500	–	1320	14	55	0,49	49
		550	–	–	13	51	0,29	49
		600	1670	–	10	51	0,22	48
		650	1460	1270	10	47	0,48	44
3Х2В8Ф	1130	600	1720	–	10	41	0,20	52
		625	1640	1460	7	28	0,25	50
		650	1530	1390	12	36	0,20	48
		675	1430	1310	10	36	0,25	45

Примечание. Среда охлаждения — масло, подогрев при 700–750 °С.

Таблица 5.28

Механические свойства штамповых сталей обычной теплостойкости при температурах испытания 20–600 °С

Марка стали	Температура испытания, °С	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	*KCU*, МДж/м^2	Твердость HRC
4Х5МФС,	20	1710	1570	12	54	0,51	50
закалка	300	1540	1320	12	48	0,61	50
1000 °С,	400	1470	1270	12	49	0,62	52
масло; отпуск	500	1370	1130	10	52	0,55	47
560 °С, 2 ч	550	1290	1160	12	50	0,50	44
4Х5МФ1С,	20	1670	1470	10	40	0,39	–
закалка	300	1620	1340	11	48	0,54	–
1020 °С,	400	1490	1320	11	46	0,51	–
масло, отпуск	500	1420	1270	11	46	0,49	–
580 °С, 2 ч	500	1320	1170	11	46	0,41	–
3Х3М3Ф,	20	1670	1470	–	50	0,22	49
закалка	300	1450	1270	10	–	0,61	48
1040 °С,	400	1370	–	10	50	0,61	48
масло, отпуск	500	1270	1140	10	51	0,55	44
600 °С, 2 ч	600	1130	980	12	54	0,50	35

ческой обработки — отжига и отпуска (стали, содержащие более 3–5 % W, а также мелкие поковки из сталей всех марок целесообразнее подвергать отпуску) — приведены в табл. 5.25 [7].

Коррозионная стойкость (стойкость против окисления и химического взаимодействия с расплавленными алюминиевыми и медными сплавами) обеспечивается при повышенном содержании хрома и низком (до 0,2 %) содержании углерода (2Х9В6, 20Х12ВМНФР — ГОСТ 5632–72).

В штамповых сталях закалка должна обеспечить растворение значительной части карбидов, что гарантирует получение высоколегированного мартенсита. Поэтому температуры при закалке повышенные, ограниченные лишь необходимостью сохранения мелкого зерна и достаточной вязкости. Последующий отпуск создает дополнительное упрочнение вследствие дисперсионного твердения.

Чем меньше в сталях содержание углерода, тем больше может быть содержание легирующих элементов. Для обеспечения вязкости и разгаростойкости штамповые стали отпускают при температурах, обеспечивающих получение твердости 45–50 HRC, т. е. выше температур дисперсионного твердения. Температуры закалки, отпуска и твердость сталей после термической обработки приведены в табл. 5.26,

Таблица 5.29

Механические свойства штамповых сталей различных способов выплавки при температурах испытания 20 и 600 °С

Марка стали	Режим обработки		Твердость HRC	$t_{исп}$, °С	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	KC, МДж/м^2	Способ раскисления
	$t_з$, °С	$t_{отп}$, °С								
4ХМ2Ф	1050	680	42	20 600	1400 900	1350 850	12 12	45 77	0,43 –	Бескремнистое
4ХМВ3Ф	1050	680	44	20 600	1480 900	1410 850	16 13	49 75	0,60 0,65	Бескремнистое
4Х4М2ВФС	1060	680	44	20 600	1760 850	1620 800	15 16	45 73	0,38 0,67	Бескремнистое
4Х4М2ВФС	1060	680	44	20 600	1400 –	1200 –	14 –	45 –	0,36 0,60	Обычное
4Х5МФС	1040	630	42	20 600	1420 780	1210 650	16 17	48 77	0,54 0,76	Бескремнистое
4Х5МФС	1040	630	42	20 600	1390 680	1160 600	17 22	50 85	0,48 0,79	Обычное

механические свойства сталей в зависимости от температуры отпуска — в табл. 5.27 [7, 8].

Механические свойства сталей в зависимости от температуры испытания приведены в табл. 5.28 [8, 31].

Влияние бескремнистого раскисления на механические и физические свойства штамповых сталей. У вышеперечисленных стандартных сталей могут быть получены более высокие механические свойства при использовании метода бескремнистого раскисления в процессе их выплавки и оптимизации их химического состава (табл. 5.29) [32].

Приведенные результаты показывают, что применение бескремнистого раскисления при выплавке стандартных сталей 4Х4М2ФВС и 4Х5МФС позволяет получить более высокие прочностные свойства при сохранении вязкости на том же уровне. Опытные стали 4ХМ2Ф и 4ХМВ3Ф имеют более высокие прочностные характеристики при 600 °С, чем стандартные стали при меньшем содержании легирующих элементов.

5.3.4. Стали высокой теплостойкости

Необходимость в таких сталях и сплавах возникает в том случае, если инструмент продолжительное время работает при повышенных температурах (700–750 °С) и давлениях, т. е. для деформирования труднообрабатываемых материалов, но без больших динамических нагрузок (литье под давлением медных сплавов, жидкая штамповка, при прессовании порошковых сплавов). Твердость штамповых сталей составляет 50–55 HRC, вязкость *KCV* 150–200 кДж/м^2. Теплостойкость этих сталей увеличивается

Таблица 5.30

Химический состав сталей повышенной теплостойкости (средний), %

Марка стали	C	Cr	W	Mo	Co
2Х6В8М2К8	0,26	6,2	8	2	8
2Х5В5М2К5	0,23	5,5	5,5	2	5,5
Х5М8К11	0,05	5	–	5	11
2Х12В7К5*	0,2	12	7	–	5
2Х12В8К10*	0,2	12	8	–	10
2Х14М5К13*	0,15	14,5	–	5	15

* Стали содержат по 0,5 % ванадия.

Таблица 5.31

Зависимость $\sigma_{0,2}$ и твердости штамповых инструментальных сталей от температуры испытания

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа/твердость HRC		
	500 °С	600 °С	700 °С
2Х6В8М2К8	–	–/55	1000/45
Х5М8К11	–	1120	750
2Х12В7К5	1150	920	600
2Х12В8К10	1260	1100	750
2Х14М5К13	–	1210	850

Таблица 5.32

Зависимость механических свойств инструментальной стали марки 2Х12В8К10 от температуры испытания и свойства стали 2Х6В8М2К8 при 20 °С

Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ, %	*KCV*, Дж/см^2	Твердость HV (HRC)
20	1550 (1750–1650)	5 (26–32)	30 (15–20)	460 (53–55)
400	1400	25	40	310
500	1260	34	42	295
600	1100	46	50	280
700	750	56	90	240

Примечания. 1. Температура закалки стали 2Х12В8К10–1150 °С, температура отпуска 650–660 °С. 2. Свойства стали 2Х6В8М2К8 при 20 °С приведены в скобках; температура закалки 1180–1210 °С, отпуска 560–700 °С.

путем легирования вольфрамом, молибденом и кобальтом (табл. 5.30) [5, 7].

Окалиностойкость сталей для работы при этих температурах обепечивается при содержании хрома 7–8 %.Температура закалки 1150–1200 °С, в закаленном состоянии твердость 54–56 HRC, температура отпуска 650–670 °С. (твердость 50 HRC). Стали сохраняют твердость и высокую прочность до 700 °С (табл. 5.31, 32) [5, 7].

5.3.5. Аустенитные стали и сплавы на основе никеля

Теплостойкость сталей с аустенитной основой, обусловленная дисперсионным твердением после объемной закалки, превышает теплостойкость высоколегированных вольфрамовых сталей при температурах выше 700 °С. В табл. 5.33 приведены составы аустенитных сталей и сплавов с интерметаллидным упрочнением [5, 7, 15].

Режимы термической обработки аустенитных сталей и сплавов на основе никеля приведены в табл. 5.34 [5, 7].

Теплостойкость стали 55Х10Г15СМ2Ф2Р соответствует 820 °С (теплостойкость определялась как температура, выдержка при которой в течение 4 ч не снижает твердость ниже 40 HRC).

Механические свойства аустенитных штамповых сталей и сплавов горячего деформирования в зависимости от температуры испытания приведены в табл. 5.35.

Таблица 5.33

Химический состав аустенитных сталей и сплавов (средний), %

Марка стали и сплава	C	Cr	Ni/Mn	Co/V	W	Mo	Al	Ti/B
4Х15Н12М2С2Ю	0,4	15	12	–	–	2	1	0,1
ХН25МТ2	0,2	14	25	–	–	1	–	2
Х13Н13В2Ф*	0,5	13	13	–/0,5	2,5	–	–	–
55Х10Г15СМ2Ф2Р	0,55	10	–/15	–/2	–	2	0,1	–/0,005
Сплавы на основе Ni								
ХН70ВМТЮ*	0,12	15	Основа	–	6	3	2	2
ХН70ВМТЮ4	0,15	12	»	–	6	5	4	2,5
ХН60МЮБТ (литой)	0,18	17,5	»	–	–	5	1,4	2,2
ХН56ВМКЮ*	0,10	9,5	»	7	7	7	5,3	–
ХН53К11МЮТ	0,10	19	»	11	–	10	1,6	3,2
Н55М20В25	0,02	До 0,1	»	–	25	20	–	–
ХН77ТЮР*	0,08	20	76	–	–	–	1	2,5/0,01

* Сплавы указаны по ГОСТ 5632–72 (остальные — по ТУ).

Таблица 5.34

Режимы закалки, старения аустенитной стали и сплавов на основе никеля, их твердость при 20 °С

Сплав	Температура, °С		Твердость HRC (при 20 °С)
	закалки	старения	
4Х15Н12М2С2Ю	1150–1170, вода	670–680, затем 780–790	30–32
ХН25МТ2	1100–1150, вода	680–700	30–33
Х13Н13В2Ф*	1150, вода	680–700	30–32
55Х10Г15СМ2Ф2Р**	1150, вода	750, 4 ч, воздух	43–45
ХН70ВМТЮ* ХН70ВМТЮ4	1180–1200, воздух	790–810, 20 ч, воздух	40–41
ХН60МЮБТ (литой)	1180–1200, вторично 1040–1060, воздух	790–810	40–41
ХН56ВМКЮ* ХН53К11МЮТ	1200–1230, воздух	940–960	40–42
Н55М20В25	1090–1100, воздух	790–810	50
ХН77ТЮР*	1080, воздух	750, 16 ч, воздух	30–32

* Продолжительность старения сплавов на основе никеля ~16 ч. *
** Данные СПб БГТУ.

Как видно из приведенных данных, аустенитные стали сохраняют приемлемый уровень прочности вплоть до температур 800–850 °С, а сплавы на основе никеля — до 850–900 °С.

5.3.6. Физические и технологические свойства штамповых сталей для горячего деформирования

Из физических свойств металлов и сплавов важнейшими для характеристики теплостойких и полутеплостойких сталей являются теплопроводность и коэффициент линейного расширения. Известно, что с повышением теплопроводности понижается температура в рабочей части штампа из-за более интенсивного отвода тепла в нижележащие слои. При этом возрастает стойкость штампа,

Таблица 5.35

Влияние температуры испытания на механические свойства штамповых аустенитных сталей и сплавов

Марка стали	Температура испытания, °С	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	ψ, %	Твердость HRC	*KCU*, кДж/м^2
5Х10СГ15Ф2М2Р [33]	20	1363	940	9,1	21,2	43–45	250
	700	700	620	11,7	29,2	–	200
	800	457	425	26	33	–	150
	850	373	355	26,5	36	–	–
Х13Н13В2Ф [6]	300	1050	–	–	–	–	–
	400	–	–	–	–	–	–
	500	–	–	–	–	–	–
	600	1000	–	–	–	–	–
	700	850	–	–	–	–	–
	800	350	–	–	–	–	–
ХН77ТЮР [7]	20	900–1070	650	11–24	10–21	30–32	290–490
	500	880	570	22–29	19–27	–	490–690
	600	860	540	30–33	30–32	–	490–590
	700	820	520	25–29	27–32	–	490
	800	520	460	15–16	25–30	–	880
ХН70ВМТЮ [7]	20	1010–1130	610–710	28–32	30–34	40–42	880
	500	1000	630	27	23–34	–	880
	600	980	590	25	18–23	–	880
	700	870–920	570–630	22	27–36	–	880
	800	560	490–560	19	46–52	–	980
	900	295	270	31	70	–	–
	1000	78	69	58	76–82	–	–

Примечание. Режимы термической обработки сталей и сплавов приведены в табл. 5.34.

уменьшается схватывание. Коэффициент линейного расширения определяет уровень термических напряжений и деформацию инструмента при термической обработке. Значения теплопроводности штамповых сталей различного способа раскисления приведены в табл. 5.36 [18].

Теплопроводность сталей 3Х3В8Ф и 12Х18Н9Т приведена по данным работ [34, 35]. Очевидно, что применение бескремнистого раскисления при выплавке стали 4Х4М2ВФС позволяет повысить ее теплопроводность. Высокой теплопроводностью обладают и опытные стали 4ХМВ3Ф и 4ХМ2Ф, также выплавленные с использованием метода бескремнистого раскисления и содержащие меньшее количество легирующих элементов. Минимальной теплопроводностью обладает аустенитная сталь 55Х10Г15СМ2Ф2Р, что характерно для сталей этого класса. Проведенные исследования показали, что способ выплавки незначительно вли-

Таблица 5.36

Теплопроводность штамповых сталей*

Марка стали и способ раскисления	Термическая обработка	λ. Вт/мк, при температуре					
		100 °С	200 °С	300 °С	400 °С	500 °С	600 °С
4Х4М2ВФС, обычное	Закалка от 1050 °С, отпуск при 680 °С, 2 ч	–	–	20,0	22,0	24,0	27,0
4Х4М2ВФС, бескремнистое		28,0	31	33,0	35,0	36,0	37,0
4ХМВ3Ф, бескремнистое		37,0	40	41,0	41,0	39,0	37,0
4ХМ2Ф, бескремнистое	Закалка от 1050 °С, отпуск при 630 °С, 2 ч	40,0	42	43,0	42,0	41,0	38,0
55Х10Г15СМ2Ф2Р, бескремнистое	Закалка от 1150 °С, старение 750 °С, 4 ч	13,0	15	18,0	20,0	21,0	23,0
3Х3В8Ф, обычное	Закалка от 1140 °С, отпуск при 650 °С	–	–	–	29,3	26,3	–
12Х18Н9Т	Закалка от 1100 °С	16,3	18	19,6	21,0	23,0	24,8

* Опытные стали 4ХМВ3Ф, 4ХМ2Ф и 55Х10Г15СМ2Ф2Р.

Таблица 5.37

Технологические свойства штамповых сталей обычной и повышенной теплостойкости

Марка стали	Ковка				Обрабатываемость резанием при твердости		
	Температура, °С		Режим охлаждения, размер сечения, мм				
	нагрева	окончания обработки	до 100 мм	100–300 мм	НВ, не более	K_{v} быстр. ст	K_{v} тв. спл
4Х4ВМФС	1180	850	В колодцах		241	0,75	1,2
4Х5МФС	1180	850	»	»	241	0,75	1,2
4Х5МФ1С	1180	850	»	»	241	0,75	1,2
4Х5В2ФС	1180	850	»	»	241	0,75	1,2
3Х3М3Ф	1180	850	»	»	–	–	–
4Х3ВМФ	1180	850	»	»	–	–	–
3Х2В8Ф	1160–1200	900	Охлаждение до 700 °С на воздухе, далее в песке		200–220	0,45	0,9
2Х12ВМНФ	1150–1180	920–930	Охлаждение до 700 °С на воздухе, далее в песке или футерованной яме		187	0,6	–
2Х9В6	1180–1200	950–900	То же		–	–	–
2Х6В8М2К7	1120–1150	900–870	Охлаждение замедленное во всем интервале температур		–	–	–
2Х12В7К5	1100–1130	925–900	То же		–	–	–
55Х10Г15СМ2Ф2Р	1100	900	»		–	–	–
ХН77ТЮР	1180	900	Охлаждение на воздухе		262	0,08	0,20
ХН70ВМТЮ	1180	900	Охлаждение на воздухе в сечении до 220 мм		202	0,1	0,2

яет на величину коэффициента линейного расширения в интервале температур 100–800 °С для исследованных сталей. Повышенный коэффициент линейного расширения у сталей и сплавов аустенитного класса снижает устойчивость против разгара, особенно при низкой вязкости.

5.3.7. Технологические свойства штамповых сталей обычной, повышенной теплостойкости и сплавов на основе никеля

Аустенитные инструментальные стали плохо обрабатываются резанием, их используют для изготовления штампов для выдавливания простой формы, подвергающихся при эксплуатации большим нагрузкам при высоких температурах, а также для прессовых штампов, используемых в порошковой металлургии. Аустенитные инструментальные стали и более легированные сплавы часто применяют литыми, при этом износостойкость их возрастает по сравнению с коваными, при незначительных отличиях в вязкости.

Технологические свойства сталей горячего деформирования обычной и повышеной теплостойкости приведены в табл. 5.37 [7, 10].

6. БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ

6.1. СОСТАВ. СВОЙСТВА

Быстрорежущие стали сочетают теплостойкость (500–650 °С) с высокой твердостью (до 70 HRC), что делает их наиболее характерным материалом для режущего инструмента, а также обладают повышенным сопротивлением пластической деформации и износостойкостью при нагреве, что позволяет применять их для тяжелонагруженных штампов холодного прессования. Быстрорежущие стали необходимо использовать в состоянии высокой твердости, определяемой маркой, и при работе без больших динамических нагрузок.

Быстрорежущие стали подразделяются на стали умеренной и повышенной теплостойкости.

Стали умеренной теплостойкости (Р18, Р12, Р6М5) сохраняют твердость 60 HRC после нагрева в течение 4 ч до 615–620 °С. Они пригодны для резания стали и чугунов с твердостью до 250–280 НВ, т. е. большинства конструкционных материалов.

Стали повышенной теплостойкости имеют высокое содержание ванадия и углерода (азота), или для повышения теплостойкости в состав их могут быть введены кобальт и азот, а для улучшения технологических свойств — модифицирующие добавки (цирконий). Стали сохраняют твердость 60 HRC после нагрева до 630–650 °С и используются для инструмента обработки резанием более твердых материалов, при этом стойкость их в 1,5–3 раза выше, чем у сталей умеренной теплостойкости. Марки и химический состав сталей обычного способа производства [ГОСТ 19265–73] и порошковых сталей [ГОСТ 28393–89] приведены в табл. 6.1.

В марках сталей буквы и цифры означают: Р — быстрорежущая; цифра, следующая за буквой — средняя массовая доля вольфрама, М — молибден, Ф — ванадий, К — кобальт, А — азот, цифры, следующие за буквами, соответственно — массовую долю молибдена, ванадия и кобальта, Ш — электрошлаковый переплав, МП — стали получены методом порошковой металлургии по ГОСТ 28393–89; содержание $O_2 \leq 0{,}02$ %, $N_2 = 0{,}02 \div 0{,}06$ %.

В обозначении марок стали не указывают массовую долю: хрома — при любой массовой доле; молибдена — до 1 % включительно; ванадия — в стали марок Р18, Р9,

Таблица 6.1

Химический состав быстрорежущих сталей, %

Марка стали	C	Si, не более	Mn, не более	Cr	W	V	Mo	Co	N	Nb
Р18	0,73–0,83	0,5	0,5	3,8–4,4	17,0–18,50	1,00–1,40	≤1,0	≤0,5	–	–
Р9	0,85–0,95	0,5	0,5	3,8–4,4	8,50–9,50	2,30–2,70	≤1,0	≤0,5	–	–
Р6М5	0,82–0,9	0,5	0,5	3,8–4,4	5,50–6,50	1,70–2,10	4,80–5,30	≤0,5	–	–
11Р3АМ3Ф2	1,02–1,12	0,5	0,5	3,8–4,4	2,50–3,30	2,30–2,70	2,50–3,00	≤0,5	0,05–0,10	0,05–0,20
Р6М5Ф3	0,95–1,05	0,5	0,5	3,8–4,4	5,70–6,70	2,30–2,70	4,80–5,30	≤0,5	–	–
Р12Ф3	0,95–1,05	0,5	0,5	3,8–4,4	12,00–13,00	2,50–3,00	≤1,0	≤0,5	–	–
Р18К5Ф2	0,85–0,95	0,5	0,5	3,8–4,4	17,0–18,50	1,80–2,20	≤1,0	4,70–5,20	–	–
Р9К5	0,9–1,0	0,5	0,5	3,8–4,4	9,00–10,00	2,30–2,70	Не более 1,0	5,00–6,00	–	–
Р6М5К5	0,84–0,92	0,5	0,5	3,8–4,3	5,70–6,70	1,70–2,10	4,80–5,30	4,70–5,20	–	–
Р9М4К8	1,00–1,10	0,5	0,5	3,0–3,6	8,50–9,50	2,30–2,70	3,80–4,30	7,50–8,50	–	–
Р2АМ9К5	1,00–1,10	0,5	0,5	3,8–4,4	1,50–2,00	1,70–2,10	8,00–9,00	4,70–5,20	0,05–0,10	0,10–0,30
Р6М5Ф3-МП	1,25–1,35	≤0,6	≤0,5	3,80–4,30	5,70–6,70	3,1–3,70	5,50–6,00	≤0,5	–	–
Р7М2Ф5-МП	1,65–1,75	≤0,6	≤0,5	3,80–4,30	6,50–7,0	5,50–6,20	1,8–2,30	≤0,5	–	–
Р12МФ5-МП	1,45–1,55	≤0,6	≤0,5	3,80–4,30	11,50–12,50	4,00–4,60	1,00–1,50	≤0,5	–	–
Р6М5К5-МП	1,02–1,09	≤0,6	≤0,5	3,8–4,3	6,00–7,00	1,70–2,20	4,80–5,30	4,80–5,30	–	–
Р9М4К8-МП	1,1—1,20	≤0,6	≤0,5	3,00–3,60	8,5–9,50	2,3–2,70	3,8–4,30	7,5–8,50	–	–
Р12М3К5Ф2-МП	1,05–1,15	≤0,6	≤0,5	3,80–4,30	11,50–12,50	1,80–2,30	2,50–3,50	5,00–5,50	–	–
11М5ФС*	1	0,8	0,5	4	–	1,5	5,5	–	–	–
11М7ФС*	1	0,8	0,5	2	0,6	1,7	7,3	–	–	–
11М7ФЮС*	1	0,8	0,5	4	0,6	1,7	7,3	–	–	–

Примечание. Стали всех марок содержат Ni ≤ 0,4 %; Cu ≤ 0,25 %; S, P ≤ 0,030 %.

* Усредненный химический состав стали по ТУ; сталь 11М7ФЮС содержит ~ 1 % Al.

Таблица 6.2

Режимы термической обработки и твердость быстрорежущих сталей

Марка стали	Твердость		Температура, °С	
	после отжига, НВ, не более	после закалки с отпуском $HRC_э$ (HRC), не менее	закалки	отпуска
Р18	255	63(62)	1270	560
Р9	255	63(62)	1230	560
Р6М5	255	64(63)	1220	550
11Р3АМ3Ф2	255	64(63)	1200	550
Р6М5Ф3	269	65(64)	1220	550
Р12Ф3	269	64(63)	1250	560
Р18К5Ф2	255	64(63)	1280	570
Р9К5	269	64(63)	1230	570
Р6М5К5	269	65(64)	1230	550
Р9М4К8	285	65(64)	1230	550
Р2АМ9К5	285	65(64)	1230	540
Р6М5Ф3-МП	269	66(65)	1210	560
Р7М2Ф3-МП	269	65(64)	1200–1220	560–580
Р12МФ5-МП	285	66(65)	1200–1230	560–580
Р9М4К8-МП	269	67(66)	1200–1220	560–580
Р6М5К5-МП	285	67(66)	1190–1210	560–580
Р12М3К5Ф2-МП	285	67(66)	1210–1230	560–580
11М5ФС [36]	–	66	1050	550
11М7ФС [1]	–	67	–	–
11М7ФЮС [1]	–	68	–	–

Примечания. 1. Охлаждение при закалке порошковых сталей проводится в ванне с температурой 180–220 °С. 2. Температура второй ванны (отпуска) указана в табл. 6.3. Отпуск проводится трехкратный с выдержкой 1–1,5 ч.

Р6М5, Р6М5Л5, Р9М4К8 и Р2АМ9К9; азота — в стали марок 11Р3АМ3Ф2 и Р2АМ9К5.

Режимы термической обработки и твердость быстрорежущих сталей приведены в табл. 6.2 [ГОСТ 19265–73]; ГОСТ 28393–89 для сталей, полученных методом порошковой металлургии.

Твердость сталей в зависимости от температуры отпуска приведена в табл. 6.3.

Таблица 6.3

Твердость стали, HRC в зависимости от температуры отпуска [ГОСТ 19265–73]

Марка стали	500 °С	550 °С	600 °С	650 °С
Р18	63	66	63	58
Р9	64	65	62	58
Р6М5	64	65	64	60
11Р3АМ3Ф2	64	65	62	58
Р6М5Ф3	65	66	64	59
Р12Ф3	65	66	64	61
Р18К5Ф2	64	65	64	58
Р9К5	65	66	64	60
Р6М5К5	65	66	64	61
Р9М4К8	67	68	65	60
Р2АМ9К5	65	67	64	58

Таблица 6.4

Механические свойства быстрорежущих сталей в состоянии поставки (после отжига) при 20 °С

Марка стали	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,05}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	$\sigma_{сж\ 0,2}$, МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	KCU, Дж/см^2	ε, %	γ, %	$t_к$, МПа
Р9	840	210	490	10	29	620	2500	26	56	60	560
Р6М5	850	210	490	8	18	51,0	2500	28	54	65	540
Р6М5К5	850	240	510	12	14	520	2720	18	54	60	590
Р9М4К8	960	270	540	7	10	580	2840	8	52	71	600
Р18	840	210	510	8	10	520	2600	19	50	50	560
Р12Ф3	910	220	520	9	21	530	2600	21	60	60	570

Примечание. ε — относительная осадка при появлении первой трещины; γ — относительный сдвиг; $t_к$ — предел прочности при кручении — максимальное касательное напряжение.

Таблица 6.5

Механические свойства стали в термически обработанном состоянии при 20 °С

Марка стали	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,05}$, МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	$\sigma_{сж\ 0,2}$, МПа	$\sigma_{изг}$, МПа	$t_к$, МПа	KCU, Дж/см^2	Красностойкость 58 $HRC_э$, (время 4 ч), °С
Р9	2210	2200	3900	2780	3150	1960	20	620
Р6М5	2410	2160	4220	3100	3350	2090	35	620
Р6М5К5	2340	2050	3750	3100	3000	1820	25	630
Р9М4К8	2450	1660	3300	3160	2550	1460	15	630
Р18	2480	2150	3820	3060	3000	1880	30	620
Р12Ф3	2300	2150	3820	3030	3000	1900	25	630
Р6М5К5-МП	–	–	–	–	3000–3800	–	–	630*
Р6М5Ф3-МП	–	–	–	–	3500–4400	–	–	630*
Р12М3К5Ф2-МП	–	–	–	–	2600–3500	–	–	635*
Р12МФ5-МП	–	–	–	–	3000–4000	–	–	630*
11М5ФС	–	–	–	–	3400	–	–	620
11М7ФС	–	–	–	–	3100	–	–	640
11М7ФЮС	–	–	–	–	2800	–	–	643

* Для сталей Р6М5К5-МП, Р6М5Ф3-МП, Р12МФ5-МП красностойкость определялась после четырехчасового отпуска при температуре 630 °С, для стали Р12М3К5Ф2-МП — при температуре 635 °С.

Таблица 6.6

Твердость стали Р18 HRC при температурах 600–640 °С в зависимости от среды охлаждения при закалке

Температура, °С	Охлаждающие среды		
	Масло	Расплав селитры, 300 °С	Воздух
600	63	63	62
620	59	61	56
640	56	60	52

Механические свойства быстрорежущих сталей в состоянии поставки (после отжига) и в термически обработанном состоянии при 20 °С приведены в табл. 6.4, 6.5 [ГСССД 9–79], для порошковых сталей (МП) — по ГОСТ 28393–89.

Безвольфрамовые стали 11М5ФС, 11М7ФС, 11М7ФЮС сопоставимы по механическим свойствам со сталью Р6М5 и превосходят ее по теплостойкости.

Дополнительное легирование стали 11М7ФЮС алюминием повышает красностойкость. Красностойкость быст-

Таблица 6.7

Механические свойства быстрорежущих сталей в термически обработанном состоянии

Марка стали	Температура испытания, °С	$\sigma_{изг}$, МПа	HV	$HRC_э$
Р9/Р18	200	3630/3570	769/815	62/64
	400	3870/3730	712/755	60/62
	500	3380/3290	673/712	59/60
	550	2800/3060	605/661	56/58
	600	2260/2430	555/615	53/56
	650	1520/2180	459/504	48/51
Р6М5/Р6М5К5	200	3780/3820	800/833	–/64
	400	3920/3980	755/769	–/62
	500	3480/3040	698/726	–/61
	550	–/2980	638/686	–/59
	600	2360/2790	575/626	–/57
	650	2160/2500	488/528	–/52
Р9М4К8/Р12Ф3	200	3730/3870	868/833	65
	400	3960/4070	833/769	64
	500	2600/3190	769/712	62
	550	2500/–	740/673	61
	600	2400/2160	698/638	59
	650	2320/1960	565/504	54

Примечание. В числителе приведены свойства сталей, марки которых указаны также в числителе, в знаменателе — свойства сталей, марки которых указаны в знаменателе.

рорежущих сталей и температура нагрева, вызывающая износ режущей кромки инструмента, зависят и от температуры рекристаллизации твердого раствора сплавов. Алюминий, повышая температуру рекристаллизации стали 11М7ФЮС, тем самым увеличивает ее теплостойкость и высокотемпературную твердость [37].

Теплостойкость стали Р18 зависит также от среды и режима охлаждения при проведении закалки (табл. 6.6) [38].

Механические свойства быстрорежущих сталей в термически обработанном состоянии при повышенных температурах приведены в табл. 6.7 [ГСССД–79].

6.2. ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ, ПОВЫШАЮЩИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

6.2.1. Оптимизация температур нагрева при закалке сталей

Износостойкость и сохранение твердости при рабочих температурах быстрорежущей стали обеспечиваются за счет формирования требуемой структуры (в том числе состава карбидов, их количества и дисперсности), а также способности стали сохранять заданную термообработкой структуру в процессе эксплуатации. В быстрорежущих сталях при определенном компонентном составе допускаются

Таблица 6.8

Зависимость размера зерна и механических свойств стали Р6М5 разных плавок от температуры нагрева при закалке

Свойства стали	№ плавки	1200 °С	1220 °С	1230 °С	1240 °С	1250 °С
Размер зерна D, мкм	1	11	11,5	–	12	13
	2	12	13	–	14	15
	3	15	19	–	20	21
KC, кДж/м^2	1	515	475	450	400	370
	2	430	330	290	265	260
	3	315	225	200	180	175
$\sigma_{изг}$, МПа	1	2550	2650	2550	2400	2350
	2	2400	2250	2250	2150	2100
	3	2100	1500	1500	1450	1400

Примечание. Средний размер карбидной фазы составляет после отжига для стали плавки 1— ~ 1,5 мкм, 2 — ~ 2 мкм, 3 — ~2,8 мкм.

Таблица 6.9

Зависимость стойкости фрез от режима закалки стали Р6М5

Тип инструмента	Температура закалки, °С	Средняя стойкость, ч
Фрезы дисковые ∅ 22 мм	1220	3–4
	1240	16

отклонения в размере и количестве карбидов, что влияет на формирование зерна аустенита. Свойства стали Р6М5 трех плавок, две из которых имеют одинаковый фазовый состав (феррит + карбиды), в третьей дополнительно присутствует 5–7 % по массе γ-фазы (также плавки отличаются после отжига размером карбидной фазы), приведены в табл. 6.8.

Механические свойства стали Р6М5 в зависимости от температуры нагрева при закалке приведены после закалки и низкого отпуска.

У стали плавки 3 грубодисперсная структура карбидной фазы приводит к снижению прочности и вязкости почти в два раза. Аномальный рост аустенитного зерна в стали плавки 3 связан не только с грубодисперсной карбидной фазой, но и с наличием γ-фазы в структуре отожженной стали. У стали плавки 1 заметного роста зерна не наблюдается при нагреве под закалку вплоть до температуры 1240 °С. Результаты испытаний на стойкость фрез, изготовленных из стали Р6М5, закаленной с разных температур, приведены в табл. 6.9.

Наблюдается повышение стойкости мелкоразмерного инструмента при переходе от температуры нагрева ≤ 1220 °С (фрагментированная структура стали) к температуре 1240 °С (рекристаллизованная структура) при достаточно дисперсной карбидной фазе, препятствующей локальному росту зерна при рекристаллизации (у стали с размером карбидных частиц 0,5–0,8 мкм заметного роста зерна не происходит) [39]. Это позволяет рекомендовать для мелкоразмерного инструмента из стали Р6М5 повышение температуры нагрева при закалке до 1240 °С.

6.2.2. Вакуумная термообработка

Механические свойства и износостойкость быстрорежущих сталей могут быть повышены при использовании вакуумной термообработки (табл. 6.10.) [40].

Таблица 6.10

Влияние вакуумной термообработки на механические свойства и износостойкость сталей Р6М5 и Р6М5-МП

Инструмент	Режим термической обработки	$\sigma_{изг}$, МПа	a, Дж/см^2	Δ, мкм
Сверла ⌀ 5,75 мм из Р6М5	Закалка 1200 °С, 5 мин, $v_{охл}$ = 1,5 °/с, двухкратный отпуск в вакууме при 550 °С, оксидирование с отпуском при 550 °С, 30 мин после доводки ($HRC_э$ 61,5)	3800–3820	30–34	+ 2 / Отсут
Пуансоны ⌀ 16 мм из Р6М5-МП	Закалка от 1220 °С, 3 мин $v_{охл}$ = 1,6 °/с, отпуск 550 °С, 3 раза по 1 ч на воздухе, охлаждение в масле ($HRC_э$ 60,5)	3710–3780	27–29	+7 / +1

Примечания. 1. Закалка осуществлялась в вакуумной печи СГВ-2,4/15. 2. В числителе дано изменение рабочего диаметра Δ при испытании на изнашивание инструмента после закалки в масле, в знаменателе — после закалки в вакуумной печи СГВ-2,4/15.

Вакуумная закалка обеспечивает повышение прочности быстрорежущей стали и размерной стабильности инструмента.

6.2.3. Изотермическая штамповка быстрорежущих сталей в условиях сверхпластичности

Существенная экономия быстрорежущей стали может быть получена путем применения для изготовления инструмента промышленной технологии изотермической штамповки в условиях сверхпластичности (температура нагрева на 5–10 °С ниже A_{c1}) [41]. Исходная заготовка и штампы разогревались до одинаковой температуры (~800 °С); для штамповки использовался пресс с усилием 6,3 МН, скорость рабочего хода регулировалась в пределах v = 0,2÷2,0 мм/с. Эта технология позволяет получать заготовки диаметром 145×1,5; 320×11; 255×4; 255×29 мм с высокой точностью размеров, практически без обезуглероженного слоя. При этом стали имели мелкозернистую, однородную структуру, в процессе штамповки происходило

Таблица 6.11

Механические свойства сталей Р18 и Р6М5К5 в термообработанном состоянии

Марка стали	Способ получения заготовки	a, Дж/см^2		$\sigma_{изг}$, Н/мм^2	
		радиальное направление	тенгенциальное направление	радиальное направление	тенгенциальное направление
Р18	Штамповка в условиях сверхпластичности (диаметр 135×7)	23	20	3600	2800
	Вырубка из листового проката	20 (вдоль волокна)	23 (поперек волокна)	2800 (вдоль волокна)	3100 (поперек волокна)
Р6М5К5	Штамповка в условиях сверхпластичности (диаметр 168×29 мм)	20	18	2000	2000
	Сортовой прокат 39×78 мм	23 (вдоль волокна)	16 (поперек волокна)	2800 (вдоль волокна)	2000 (поперек волокна)

Примечание. Режимы термической обработки: для стали Р18 — закалка от 1220 °С, отпуск 600 °С, три раза по 1 ч; для стали Р6М5К5 — закалка от 1220 °С, отпуск 550 °С, 3 раза по 1 ч.

измельчение карбидной фазы, уменьшение карбидной неоднородности (2–3-й балл по шкале ГОСТ 19365–73); максимальное улучшение однородности структуры имело место при $\varepsilon = 85$ %, улучшались механические свойства сталей в термообработанном состоянии. Механические свойства сталей Р18 и Р6М5К5 в термообработанном состоянии представлены в табл. 6.11.

Преимущества штамповки в условиях сверхпластичности: высокая точность размеров; по всем основным параметрам заготовки не уступают листовым заготовкам, полученным за рубежом, и превосходят серийные поковки отечественного производства. Стойкость инструмента серийного и опытного производства практически одинакова. Применение штамповки в условиях сверхпластичности позволяет экономить до 40 % быстрорежущих сталей.

6.2.4. Применение метода экструдирования для изготовления мелкого режущего инструмента из порошковых быстрорежущих сталей

В тонких прутках стандартной быстрорежущей стали карбидная неоднородность существенно снижается, но при этом могут сохраняться отдельные крупные карбиды (до 50 мкм), выход которых на тонкую режущую кромку инструмента приведет к его выкрашиванию и поломке. Экструдированные заготовки диаметром 100 мм и длиной 4 м прокаткой и волочением перерабатывались в проволоку и прутки требуемого сечения. Прутки тонкого сечения из стали 10Р6М5-МП, полученные по приведенной технологии, имеют повышенные характеристики прочности. На термически обработанных по стандартной технологии образцах диаметром 3–8 мм были получены следующие свойства (приведены в числителе):

$\sigma_{изг}$, МПа	*КС*, кДж/м^2	Твердость HRC	Красностойкость
6000–7000	–	65	60
4200	334	66	

В знаменателе приведены механические свойства прутков диаметром 100 мм.

Красностойкость определялась после четырехчасового отпуска при температуре 620 °С. При таком же отпуске образцов из стали Р6М5 твердость снижается до 58 HRC.

Мелкий режущий инструмент, изготовленный из стали 10Р6М5-МП (сверла диаметром 1,0–10 мм, концевые фрезы диаметром 4–10 мм и др.) имел стойкость, превышающую стойкость аналогичных инструментов из стандартных сталей Р6М5 и Р18 (сверла в 2–9,6 раза, фрезы в 1,3–4 раза) [42].

6.3. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

В качестве показателя технологической пластичности, которая характеризует возможность производства инструментов методами горячей штамповки и прокатки, принят относительный сдвиг при кручении γ до разрушения (табл. 6.12) [2].

Коэффициент относительной обрабатываемости резанием (табл. 6.13) $K_v = v_{60}/v_{60}$ (Р6М5), где v_{60} (Р6М5) — ско-

Таблица 6.12

Технологическая пластичность быстрорежущих сталей в состоянии поставки при повышенной температуре*

Марка стали	Температура испытания							
	900 °С		1000 °С		1100 °С		1200 °С	
	γ	Δγ	γ	Δγ	γ	Δγ	γ	Δγ
Р9	9,3	1,5	8,6	0,8	6,3	1,4	4,5	0,9
Р6М5	9,5	1,5	9,4	1,5	7,4	1,0	5,2	0,4
Р6М5К5	5,5	0,9	7,1	1,4	6,5	1,2	5,5	1,2
Р9М4К8	4,9	0,8	6,8	1,0	7,1	1,1	5,6	0,9
Р18	4,0	0,8	5,1	0,4	5,6	0,5	4,9	0,6
Р12Ф3	4,4	0,7	7,6	1,2	6,8	1,1	6,2	1,0
Р12Ф2К8М3	3,8	0,6	6,3	1,0	6,5	1,0	6,0	1,0

Примечание. Δγ — доверительная погрешность технологической пластичности.

* Для образцов диаметром и длиной 30 мм.

рость резания стали Р6М5, а v_{60} — рассматриваемой стали до заданной величины износа резцов из твердого сплава Т15К6 в течение 60 мин обработки. В качестве эталонной стали принимается сталь 45 (НВ 179, $\sigma_в$ = 650 МПа).

Таблица 6.13

Обрабатываемость резанием и свариваемость (оплавлением и трением) быстрорежущих сталей в состоянии поставки

Марка стали	K_v	ΔK_v	K_c (опл.)	ΔK_c (опл.)	K_c (трен.)	ΔK_c (трен.)
11Р3М3Ф2	1,2	0,05	1,03	0,06	0,82	0,05
Р9	1,3	0,06	1,01	0,06	0,97	0,06
Р6М5	1,00	0,05	1,08	0,06	0,94	0,06
Р6М5К5	0,75	0,04	0,88	0,05	0,89	0,05
Р9М4К8	0,65	0,05	0,84	0,05	0,87	0,05
Р18	1,00	0,05	1,00	0,06	1,00	0,06
Р12Ф3	1,00	0,05	0,92	0,06	0,71	0,04
Р12Ф2К8М3	0,65	0,05	0,68	0,04	0,76	0,05
Р6М5Ф3	0,90	0,05	0,86	0,05	0,88	0,05

Примечание. ΔK_c, ΔK_v — доверительная погрешность свариваемости и обрабатываемости резанием соответственно.

Таблица 6.14

Шлифуемость быстрорежущих сталей

Марка стали	$K_{ш}$	$\Delta K_{ш}$	Марка стали	$K_{ш}$	$\Delta K_{ш}$
11Р3М3Ф2	0,30	0,05	Р9М4К8	0,60	0,1
Р9	0,40	0,1	Р12	0,80	0,1
Р6М5	0,80	0,25	Р12Ф3	0,50	0,1
Р6М5К5	0,80	0,25	Р12Ф2К8М3	0,50	0,15
Р6М5Ф3	0, 40	0,1	Р18	1,00	0,15
Р9	0,40	0,1	Р9К5	0,40	0,1

Примечание. $\Delta K_{ш}$ — доверительная погрешность показателя шлифуемости сталей.

Обрабатываемость резанием других инструментальных сталей в 1,3–1,5 раза лучше, чем стали Р6М5 (Р18).

Коэффициент относительной свариваемости $K_{с} = B_i/B_{Р18}$, где $B_{Р18}$ — вероятность получения прочности сварного соединения сталь Р18 — сталь 45 выше установленной нормы, B_i — то же для сталей, указанных в табл. 6.13 [6].

В качестве показателя шлифуемости принят коэффициент относительной шлифуемости $K_{ш} = q_i/qР_{18}$, где q_i и $qР_{18}$ — отношение объема сошлифованного металла и объема одновременно изношенного абразива при шлифовании сталей, указанных в табл. 6.14 и стали Р18 [2].

Коэффициент шлифуемости стали 11М5Ф меньше, чем у стали Р6М5.

Шлифуемость быстрорежущих сталей Р6М5К5-МП, Р6М5Ф3-МП, Р12МФ5-МП, Р12М3К5Ф2-МП оценивалась относительно марки Р6М5, коэффициент стойкости инструмента определялся по отношению к стали аналогичного состава, выплавленной по традиционной технологии, и составляют соответственно:

Стали	Шлифуемость	Коэффициент стойкости
Р6М5Ф3–МП	1,0–1,2	1,3–1,9 (Р6М5Ф3) 2,0–5,0 (Х12МФ)
Р7М2Ф6–МП	1,0–1,2	1,3–3,0 (Р18)
Р12МФ5–МП	1,0–1,2	1,5–2,0 (Р12МФ5)
Р6М5К5–МП	1,0–1,3	1,5–2,0 (Р6М5К5)
Р9М4К8–МП	1,0–1,3	1,5–2,0 (Р9М4К8)
Р12М3К5Ф2–МП	1,0–1,3	1,5–2,0 (Р12М3К5Ф2)

В скобках приведены марки стали, в сравнении с которыми определялась стойкость инструмента из порошковых материалов.

Стойкость быстрорежущих сталей, полученных методом порошковой металлургии, примерно в 1,5–2,0 раза выше, чем у сталей, выплавленных по традиционной технологии.

6.4. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА И РАЗЛИВКИ СТАЛЕЙ

Недостатки, свойственные кобальтовым сталям — пониженные механические свойства и горячая пластичность — уменьшаются в случае применения ЭШП и изготовления их спеканием распыленных порошков, т. е. методом порошковой металлургии (табл. 6.15) [43].

Очевидно, что использование электрошлакового переплава при сечениях заготовки 20 и 90 мм обеспечивает повышение механических свойств быстрорежущих сталей, но более существенно их свойства повышаются при использовании порошковых материалов.

До недавнего времени быстрорежущие стали относились к той группе материалов, для которых не применялась не-

Таблица 6.15

Механические свойства быстрорежущих сталей в зависимости от способа производства (закалка на зерно 10-го балла, отпуск на максимальную твердость)

Способ производства	Сечение (диаметр), мм	$\sigma_{изг}$, МПа	KC, Дж/см^2
Сталь Р9М4К8			
ОИП	90	800–900	3–5
ЭШП	90	1000–1100	4–6
Спекание	90	1600–1800	10–12
ОИП	20	2400–2600	21–23
ЭШП	20	2500–2700	–
Спекание	20	2900–3100	28–30
Сталь 10 Р6М5К5			
ОИП	90	800–900	3–5
ЭШП	90	900–1000	4–6
ОИП	20	2400–2600	22–24
ЭШП	20	950–1050	4–6
Спекание	20	3400–3500	30–38

Примечание. ОИП — открытая индукционная печь.

Таблица 6.16

Механические свойства горячекатаных листов стали Р6М5, полученных из непрерывнолитой заготовки в исходном и термообработанном состоянии

Обработка	Твердость	Теплостойкость, °С	KC, Дж/м^2
Горячая прокатка	54–56 HRC/53–55 HRC	–	–
Горячая прокатка + отжиг	255 НВ(3,8)/ /255 НВ(3,8–4)	–	1,2–2,0/1,05–1,5
Закалка + двухкратный отпуск при 560 °С по 1 ч	62–63 HRC/62–63 HRC	600/600	–/0,3–0,4

Примечания. 1. В числителе приведены свойства листов толщиной 2 мм, в знаменателе — 4 мм. 2. Теплостойкость определялась по температуре, выдержка при которой в течение 4 ч обеспечивала твердость 60 HRC. 3. После прокатки и отжига карбидная неоднородность была не выше балла 1 по шкале 2 ГОСТ 19265–73.

прерывная разливка из-за их высокой технологической хрупкости, что существенно удорожало их стоимость. Разработка метода импульсной переменно-градиентной кристаллизации позволила осуществить непрерывную разливку быстрорежущих сталей [44, 45]. Непрерывнолитые заготовки размером 160×160 и 140×140 мм, прокатанные на горячекатаный лист толщиной 6–18 мм; прутки диаметром 5,4 и 2,8 мм имели окончательную твердость в состоянии поставки 240–255 НВ (т. е. на уровне требований ГОСТ 19265–73); стандарту соответствуют показатели по карбидной неоднородности (1–2-й баллы) и размеру зерна (№ 11–12).

Механические свойства стали Р6М5 (образцы изготовлены из горячекатаных листов стали толщиной 2 и 4 мм, полученных из непрерывнолитой заготовки) приведены в табл. 6.16.

Таким образом, технология импульсной непрерывно-градиентной кристаллизации позволяет получать быстрорежущие стали, по механическим свойствам не уступающие сталям, разлитым в слитки по традиционной технологии, но более дешевые.

6.5. СТАЛИ ДЛЯ ЛИТЫХ ИНСТРУМЕНТОВ

Интерес к литейной технологии производства инструментов связан не только со снижением стоимости изготовления, но и, в том числе, с возможностью утилизации отходов быстрорежущих сталей.

В литом инструменте сталь имеет пониженную прочность и вязкость, что определяется ее структурой (наличием эвтектической сетки по границам зерен и значительной карбидной неоднородностью). Структура литой стали зависит от состава, способа выплавки, условий литья и сечения отливки. Недостатки структуры более значительны у сталей с повышенным количеством карбидов, более всего у сталей, содержащих ~18 % W, поэтому для литых инструментов выбирают менее легированные стали (табл. 6.17) [7].

Сталь Р9Х2Ф2МГЛ применяют для сверл диаметром более 60–70 мм, не подвергаемых значительному шлифованию. Сталь Р5М2ФЛ используют для инструмента более сложного профиля (червячные фрезы).

Твердость и теплостойкость могут быть повышены на 1–2 HRC и 5–8 °С соответственно дополнительным легированием бором. При этом стойкость литых инструментов возрастает в 1,5–2 раза.

Литая сталь не может заменить катаную для инструментов сечением до 40–50 мм, так как у катаной стали, имеющей минимальную карбидную неоднородность, механические свойства (особенно вязкость) выше, чем у литой. Литую сталь используют для крупных инструментов сравнительно простой формы, так как у катаной стали в больших сечениях наблюдается повышенная карбидная неоднородность. Это уменьшает различие в свойствах литой и катаной стали, особенно в поперечном направлении волокон, что обусловливает стойкость литых инструментов не меньшую, чем у катаных. Дополнительно прочность и вязкость возрастают на 30–40 % при применении электрошлакового переплава и модифицирования титаном или цирконием в количестве 0,1–0,2 %.

Для обеспечения стойкости инструмента важен правильный выбор способа литья (табл. 6.18) [7].

Температура заливки стали Р5Ф2МЛ 1500–1480 °С, скорость охлаждения в области 1500–900 °С должна быть

Таблица 6.17

Химический состав быстрорежущих сталей для литых инструментов, %

Сталь	C	Cr	W	Mo	V	Mn
Р12Ф3	0,94–1,04	3,5–4,0	12,5–13,5	0,5–1,0	2,5–3,0	0,4
10Р8М3	0,9–1,05	3,3–4,9	7,5–8,5	3,0–3,6	1,7–2,1	0,4
Р9Х2Ф2МГЛ	0,9–1,0	2–3	8–10	1,0–1,5	2,0–2,6	0,9–1,3
Р5М2ФЛ	0,75–0,82	3–4	5–5,5	1,8–2,2	1,4–1,8	0,4

Таблица 6.18

Влияние скорости кристаллизации на механические свойства стали Р5М2ФЛ

Способ литья	Сечение отливки, мм	Твердость HRC	$\sigma_{изг}$, МПа	KC, Дж/см^2
Оболочковые формы с «холодильником»	11×11	63,5	1900–2300	3–6
То же без «холодильников»	11×11	63,5	1600–1950	6–9
То же	26×16	63	1750–1950	8–10
»	46×36	63	1650–1800	6–8
Сухие формы	46×36	63,5	1500–1600	5–7

большой. Термическая обработка зависит от размеров отливки и условий литья: при литье в металлические и сухие песчаные формы достигается достаточно большая твердость (см. табл. 6.18) и отливки можно сразу отпускать [7]. Для остальных отливок требуется полный цикл термической обработки.

Отжиг проводится с нагревом при 950–980 °С (выше, чем для катанной стали), что снижает неоднородность строения и свойств литой стали. Выдержка при нагреве 30–35 мин, охлаждение до 500–450 °С ускоренное (в горячих средах), с последующим охлаждением на воздухе. Затем целесообразно провести обычный отжиг. Температура отпуска после закалки 555–565 °С, три раза по 1 ч.

Для изготовления литого инструмента перспективно использование быстрорежущей стали не ледебуритного, а заэвтектоидного класса и безвольфрамовых сталей типа 11М5Ф (табл. 6.19) [46].

Свойства литых сталей 11М5Ф, Р6М5 и Р6М5К5 в зависимости от вида литья представлены в табл. 6.20. Модифицирование стали Р6М5К5 производилось введением

Таблица 6.19

Химический состав литой стали 11М5Ф, %

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Mo	Bi	Ti	V
Немодифицированная	1,02	0,29	0,37	4,22	5,08	–	0,01	1,63
Модифицированная*	1,03	0,32	0,46	4,29	5,09	0,007	0,230	1,65

* Сталь модифицирована титаном и висмутом. S — 0,029 %; P — ≤ 0,046 %; Cu — 0,21 %; Ni — 0,17 %.

одного из таких элементов, как титан, висмут или бор, в количестве 0,1 % от массы шихты. Свойства сталей определялись после закалки от оптимальных температур (Р6М5 — 1220 °С, 11М5Ф — 1180 °С и трехкратного отпуска при 560 °С по 1 ч; Р6М5К5 — 1220 °С и трехкратного отпуска при 550 °С по 1 ч) Образцы из деформированной и модифицированной стали Р6М5К5 изготавливались из заготовки, полученной литьем в кокиль. Теплостойкость сталей оценивалась после дополнительного нагрева при 620 °С в течение 4 ч.

Очевидно, что немодифицированная безвольфрамовая сталь 11М5Ф не уступает по твердости и теплостойкости стали Р6М5, а при литье в кокиль превосходит ее. По вязкости сталь 11М5Ф превосходит сталь Р6М5 при всех видах литья. Следовательно, она может быть рекомендована для изготовления литых инструментов. Вязкость литой стали Р6М5К5 может быть повышена за счет ускорения кристаллизации (литье в кокиль) и модифицирования.

Таблица 6.20

Влияние вида литья и модифицирования на свойства литых сталей 11М5Ф, Р6М5 и Р6М5К5

Марка стали	Условия кристаллизации (или получения)	Твердость HRC	Твердость HRC (теплостойкость при 620 °С)	*KC*, Дж/см^2
11М5Ф	Литье в керамические формы	64	59	9,0
	Литье в керамические формы + модифицирование	63	58	11,0
	Литье в кокиль	65	60	18,0
Р6М5	Литье в керамические формы	64	59	3,5
	Литье в кокиль	64	60	10,0
Р6М5К5 [47]	ЭШП (масса слитка 50 кг)	63,0/65,0	–	8/4
	Литье в кокиль (масса слитка 700 г)	63,5/65,5	–	11/9
	Деформация	63,0/65,0	–	32/26
	Модифицирование элементами:			
	Ti	–/65,5	–	–/15
	Bi	–/66,0	–	–/16
	B	–/66,0	–	–/4

Примечание. Для стали Р6М5К5 в числителе приведены значения HRC и *KC* после закалки, в знаменателе — после закалки и трехкратного отпуска.

Таблица 6.21

Режимы термической обработки и свойства литой стали 230Р3Ф10С

Режим предварительной обработки	Твердость после отжига HRC	Режим окончательной обработки	Свойства после закалки и отпуска	
			Твердость HRC	Теплостойкость, °С
Отжиг при температуре 960 °С в защитной среде, закалка с 860 °С, отпуск 560 °С	40–42	Подогрев 860 °С, закалка с 1240 °С, охлаждение в масле, отпуск 560 °С, 3 раза по 1 ч	69–70	660
Примечание. После трехкратного отпуска проводится шлифовка и заточка.				

Высокой износостойкостью обладает литая сталь 230Р3Ф10С состава: 2,25–2,35 % С, 2,5–3 % W, 9,5–10,0 % V, ~1,3 % Si, 0,05 % Ce, 0,05 % Al_2O_3 (шихта состояла на 50 % из отходов стали Р6М5, модификаторы Ce — 0,05 %, Al_2O_3 — 0,05 % вводились в ковш) [48]. Режимы термической обработки стали приведены в табл. 6.21. Теплостойкость стали оценивалась по температуре, при которой выдержка в течение 4 ч обеспечивает сохранение твердости 60 HRC.

Стойкость инструмента из стали 230Р3Ф10С в 2,5–3 раза выше, чем из стали Р6М5.

6.6. ТЕПЛОВЫЕ РЕЖИМЫ ГОРЯЧЕЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Режимы обработки давлением. Режимы горячей деформации быстрорежущих сталей приведены в табл. 6.22 [7, 11].

При повышении температур начала деформации свыше рекомендуемых снижается пластичность из-за роста зерна при длительных нагреве и выдержке. Для сталей с небольшим содержанием вольфрама (~6 %) в ряде случаев целесообразно дополнительное снижение температуры начала деформации на 20–30 °С по сравнению с указанными в табл. 6.22, что может уменьшить чувствительность к разнозернистости.

При более высоких температурах окончания деформации по сравнению с указанными в табл. 6.22 ухудшаются чистота поверхности и структура вследствие образования

Таблица 6.22

Технологические свойства (режимы горячей деформации) быстрорежущих сталей

Марка стали	Ковка			Режим нагрева перед ковкой			
	Температура, °С		Режим охлаждения при размере сечения до 300 мм	Температура, °С		Время нагрева и выдержки, мин, на 10 мм диаметра	
	нагрева	окончания обработки		Размер сечения, мм			
				до 80	более 80	до 80	более 80
Р18, Р12	1140–1180	900–920	В колодцах при 750–800 °С	780–820	400–600, медленный нагрев до 780–820 °С	7–8	7–8, затем выдержка при 780–820 °С, 7–8 мин
Р6М5, Р8М3	1080–1120	870–900	То же	То же	То же	То же	То же
Р9	1140–1180	900–920	»	»	»	»	»
Р18Ф2К5, Р18Ф2К8М	1140–1180	950–980	»	»	»	»	»
Р9М4К8	1150–1180	880	»	»	»	»	»

карбидной сетки и нафталинистого излома (за исключением случаев, когда деформация выполняется со значительным обжатием и с большой скоростью). Если степень деформации небольшая, то следует снизить температуру нагрева до 1080–1100 °С. Из-за низкой теплопроводности быстрорежущих сталей нагрев должен быть замедленным. Заготовки помещают в печь с температурой 400–600 °С и медленно нагревают до температуры 780–800 °С (время нагрева и выдержки указано в табл. 6.22), дальнейший нагрев ускоренный для уменьшения окисления и обезуглероживания: 5–6 мин на каждые 10 мм диаметра. После замедленного охлаждения с температуры окончания деформации необходим немедленный отжиг. Заготовки диаметром менее 65 мм можно передавать на отжиг непосредственно с температур окончания ковки.

Для предупреждения появления трещин нужно особо тщательно соблюдать режимы обработки сталей со значительным сопротивлением пластической деформации, а также имеющих большую концентрацию углерода в растворе, кобальтовых сталей с повышенным содержанием углерода и сталей высокой теплостойкости. Обрабатываемость давлением (ковкость) характеризуется по изменению пластичности, которая зависит от количества и условий распределения карбидов, величины зерна и степени легированности аустенита. Все перечисленные стали имеют повышенное количество карбидной фазы и высокую концентрацию легирующих элементов в аустените, что и определяет их склонность к образованию трещин. Охлаждение поковок, начиная с температуры 900 °С, должно быть замедленным, так как ускоренное охлаждение является основной причиной появления трещин в кованой стали.

Термическая обработка быстрорежущих сталей. *Гомогенизация* выполняется для слитков и малодеформированных заготовок (диаметром более 120–130 мм) с целью устранения эвтектической сетки. Температуры гомогенизации зависят от содержания вольфрама [7]:

Температура, °С . . .	1260–1275	1250–1260	1235–1240
W, %	18	12	6

Выдержка при окончательном нагреве составляет 2–4 ч (в зависимости от сечения).

Режим нагрева определяется структурным состоянием стали: для слитков, имеющих значительную ликвацию (участки с пониженными температурами плавления эвтекти-

ки), нужен ступенчатый нагрев с выдержкой по 2 ч для выравнивания структуры [49], для стали: Р18 1200–1210 °С, 1230–1240 °С, для Р6М5 1180–1190 °С, 1210–1220 °С.

Нагрев для гомогенизации сочетают с нагревом для ковки, прокатки (пластичность стали при этом возрастает). После гомогенизации металл охлаждают до 1170–1150 °С, проводят ковку (прокатку), затем отжиг.

Цель *отжига* — снизить твердость для улучшения обрабатываемости резанием, подготовить структуру для закалки и предупредить возникновение нафталинистого излома, в том числе после закалки с перегревом. Температуры отжига поковок приведены в табл. 6.23 [7], твердость после отжига — в табл. 6.2.

Термоциклическая обработка (ТЦО). Отжиг быстрорежущих сталей требует значительного времени и точного соблюдения температурного режима. Применение ТЦО для снижения твердости быстрорежущих сталей позволяет значительно сократить время обработки для достижения требуемого результата. Режимы ТЦО быстрорежущих сталей приведены в табл. 6.24 [10].

Термоциклическая обработка слитков литых быстрорежущих сталей, подвергнутых ЭШП. При переработке отхо-

Таблица 6.23

Режимы отжига поковок быстрорежущих сталей

Состав сталей	Температура нагрева, °С	Выдержка выше 800 °С, не более, ч	Режим охлаждения поковок (скорость охлаждения после выдержки)	
			крупных	мелких (температура конца деформации не выше 900–920 °С)
12–18 % W, более 10 % Со	840–860 (870–890)*	20 (10)	30–40 °С/ч, до 720–750 °С, выдержка 4 ч, охлаждение в печи до 600–550 °С со скоростью 30–50 °С/ч, затем на воздухе	Охлаждение после ковки до 750 °С, выдержка 2–3 ч, охлаждение на воздухе (твердость при этом <255 НВ)
6–10 % W, вольфрамомолибденовые и молибденовые	800–830	20		
Низколегированные стали типа 6Х6В3МФС, 6Х4М2ФС, 8Х4В2С2МФ	860–880 880–900	15		

* В скобках даны температуры и время выдержки для небольших садок.

Scan by mynog

Таблица 6.24

Режимы и назначение ТЦО быстрорежущих сталей

Марка стали, исходное состояние	Режимы ТЦО			Твердость до и после ТЦО	Назначение ТЦО
	Температура, °С		Число и продолжительность циклов	НВ, МПа (HRC)	
	нагрева	охлаждения до			
Р18 (литая)	820–850 со скоростью 40–50 °С/мин	600–650 со скоростью 100 °С/мин	5 циклов по 30 мин	5460–5780/ 2480–2550	Снижение твердости, формирование структуры зернистого перлита
Р18, Р12, Р6М3, Р6М5К5 и др. (закалка) [50]	885 (нагрев с 680 °С в соляной ванне вместе с расплавом)	675 (охлаждение образцов вместе с ванной)	2–14 циклов, по 30 мин каждый*	(65/25)	Снижение твердости, сокращение продолжительности обработки в 3–4 раза по сравнению с обычными режимами отжига
Р18, Р6М5 (ковочный нагрев при 1150 °С) [51]			2 цикла (общая продолжительность 1 ч)	(25)	Снижение твердости, сокращение продолжительности обработки в 10–15 раз по сравнению с обычными режимами отжига

* 2 цикла при закалке от 1100 °С, 14 — при закалке от 1275 °С.

дов быстрорежущих сталей успешно используется электрошлаковый переплав. Однако структура слитка, как и в случае открытой выплавки, характеризуется наличием химической неоднородности и ледебуритной эвтектики. Гомогенизационный отжиг и ковка, рекомендуемые для их устранения, не всегда могут быть реализованы. Взамен этих видов обработки может быть использована термоциклическая обработка. ТЦО стали Р6М5-Ш, осуществляемая в интервале температур A_1–A_3, существенно влияет на изменение микроструктуры и распределение легирующих элементов. При этом происходит уменьшение толщины ледебуритной сетки, ее разрушение. Следующая после ТЦО окончательная термическая обработка сохраняет изменения в микроструктуре стали. Максимальная твердость после закалки достигается при температурах нагрева 1200–1210 °С (65 HRC), максимальное упрочнение — при отпуске 550 °С [52].

Несмотря на относительно низкую твердость стали после отжига, сопротивление пластической деформации остается значительным, что затрудняет деформирование в холодном состоянии.

Предварительные закалка и отпуск. При пониженных температурах горячей деформации вместо отжига возможен более кратковременный отпуск, выполняемый при температурах, указанных в табл. 6.25 [7]. Выдержка в зависимости от габаритов, но не менее 2–3 ч.

Обработка перед холодной деформацией (закалка) применяется только для быстрорежущих сталей. Она снижает предел текучести стали и немного повышает пластич-

Таблица 6.25

Назначение и режимы высокого отпуска

Заготовки, подвергаемые высокому отпуску	Температура отпуска, °С	Твердость НВ
Небольшие поковки вольфрамо-молибденовых и молибденовых сталей	780–800	255–275
Сварные заготовки сталей всех марок	680–740	227–269*
Холоднодеформированная сталь**	680–740	227–270

* При достижении такого уровня твердости исключается образование нафталинистого излома при окончательной закалке.

** Обработка используется в качестве промежуточной операции, снижающей наклеп. Во многих случаях предпочтительнее предварительная обработка (закалка).

Таблица 6.26

Влияние предварительной обработки (закалки) на механические свойства быстрорежущих сталей

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Р18*	700–750/530–580	4–5/9–10	8–9/16–18
Р12	450–500/400–420	13–16/15–18	27–30/28–32
Р6М5	600–650/450–480	6–8/10–12	17–21/19–25
Р9К5	570–610/420–440	9–10/10–13	29–35/36–40

Примечание. В числителе приведены свойства после отжига, в знаменателе — после закалки с температур ниже A_1.

* Для стали Р18 *KCU* = 40 кДж/см^2 после отжига; 63 кДж/см^2 после закалки с температур ниже A_1.

ность (табл. 6.26) [7], что улучшает способность стали принимать холодную деформацию (волочение, прокатку, высадку, гибку и т. д.). Твердость и предел прочности не меняются.

Эффект достигается быстрым охлаждением с температур ниже A_1 (соответственно для сталей): Р18, Р12 730–750 °С, Р6М5 710–730 °С, стали, содержащие кобальт, 720–740 °С.

Обработку следует проводить непосредственно перед деформацией, так как повышение пластичности, создаваемое закалкой, с течением времени уменьшается и через 25–30 суток практически исчезает. Эффект закалки значительнее у вольфрамовых сталей, чем у вольфрамомолибденовых.

Закалка. Для предупреждения повышенных напряжений и трещин в крупных инструментах и инструментах сложной формы при проведении закалки необходим предварительный подогрев (одно- или двухступенчатый).

Температуры нагрева под закалку приведены в табл. 6.27 [12]. Более высокие температуры нагрева назначают для инструментов простой формы (резцы, крупные сверла), работающих почти без динамических нагрузок, но при повышенной скорости резания. Для инструментов с тонкой рабочей кромкой или воспринимающих повышенные ударные нагрузки температуру закалки понижают на 10 °С, для сохранения мелкого зерна (температуру можно не снижать для стали, содержащей технологические добавки: азот, цирконий или ниобий).

Вакуумная термическая обработка быстрорежущих сталей. Применение вакуумной термической обработки наиболее целесообразно для инструментальных, в том числе

Таблица 6.27

Режимы предварительного подогрева инструмента (сверла) перед закалкой

Диаметр инструмента, мм	Среда нагрева	Температура, °С	Выдержка на 1 мм диаметра (толщины), с	Выдержка, при окончательном нагреве для закалки в жидких смесях, с
Менее 30	Печь	780–840	30–40	160
	Соль	780–840	15–20*	
		1050–1100	130	130
Более 30		Предварительный подогрев при 400–500 °С, затем нагрев		
	Печь	до 780–840	30–40	210
	Соль	1050–1100	180*	180

* Для вольфрамомолибденовых сталей выдержку уменьшают на 20–30 %.

быстрорежущих сталей (матрицы, штампы, калибры, металлорежущий инструмент). В процессе закалки в вакуумных печах, как и при закалке в соляных ваннах, должна соблюдаться многоступенчатость нагрева. Для быстрорежущих сталей используется трехступенчатый, а для крупногабаритного инструмента — четырехступенчатый нагрев. Температура первого подогрева 850 °С; время подогрева в 2 раза больше времени аустенизации; второй подогрев 1050 °С, он необходим при поперечном сечении инструмента более 20 мм; выдержка при аустенизации ~25 мин. Время нагрева при закалке 40–60 с на 1 мм толщины инструмента. При нагреве инструмента в массивных приспособлениях время возрастает на 20–30 %. Для порошковых быстрорежущих сталей время уменьшают на 30 % по сравнению со временем, необходимым для сталей обычной выплавки. Режимы закалки быстрорежущих сталей при проведении вакуумной термообработки и твердость после нее приведены в табл. 6.28 [53].

Термическая обработка в вакуумных печах с конвекционным нагревом садки позволяет сократить время полного цикла термической обработки, равномерный нагрев по сечению уменьшает уровень термических напряжений и, следовательно, предотвращает появление закалочных трещин, а высоконапорное газовое охлаждение (Р = 0,6 МПа и 1,0 МПа) дает возможность осуществлять изотермическую закалку. При этом деформация при закалке сводится к минимуму.

Таблица 6.28

Режимы термической обработки быстрорежущих сталей и инструментальных сталей холодного деформирования (9ХС, Х12М и 6Х6В3МФС) при вакуумной закалке

Марка стали	Температура закалки, °С	Режимы отпуска			
		$t_{отп}$, °С	τ, мин	Кратность отпуска N	Твердость после отпуска $HRC_э$
Р18	1250–1260	560	60	3	63
Р9	1200–1210			3	63
Р6М5	1190–1200			2	64
Р6М5Ф3	1190–1200			2–3	64
Р6М5К5	1200–1210			2	65
Р6М5К5-МП	1180–1190			2–3	65
Р6М5Ф3-МП	1170–1180			2–3	64
9ХС	860–880	180–200	90–120	1	60–62
Х12М	1010–1030	180–200	90–120	1	59–61
6Х6В3МФС	1040–1050	480–500	120	1	58–60

Преимущества вакуумной закалки: 1) снижение экологически неблагоприятной нагрузки на окружающую среду; 2) улучшение условий труда; 3) достаточно быстрая окупаемость (за 3–3,5 года) и экономическая эффективность после этого срока ~40 тыс. руб. в год за счет отсутствия вредных отходов, снижения брака по термической обработке на 5–7 %; 4) повышение эксплуатационной стойкости изделий за счет улучшения качества поверхностного слоя [54].

Среды охлаждения при различных способах закалки. При проведении традиционной термической обработки охлаждение с температур закалки до 600–500 °С осуществляют ускоренно. Охлаждение в масле (90–175 °С) или горячих средах (600–200 °С) обеспечивает после отпуска примерно одинаковые механические и технологические свойства, но величина напряжений и деформаций будет разной (табл. 6.29) [7].

Влияние изотермической закалки в верхнем интервале бейнитного превращения на теплостойкость стали Р18 приведено в табл. 6.6.

Обработку холодом с охлаждением до −70 °С применяют для инструментов, которые должны сохранять посто-

Таблица 6.29

Среды охлаждения при различных способах закалки

Вид закалки	Среда охлаждения	Назначение
Непрерывная	Масло (30–100 °С)	Для инструмента простой формы (резцы, сверла) толщиной (диаметром) до 30–40 мм
Ступенчатая*	Горячие среды (соли, выдержка при температуре ступени равна принимаемой при окончательном нагреве): 640–670 °С [55] 500–400 °С	Для большинства инструментов (кроме очень крупных или очень тонких и длинных) Для сложных и крупных инструментов
Неполная изотермическая	280–220 °С (соли, выдержка 10–20 мин)** 150–175 °С (масло, выдержка 30–40 мин)	Дополнительное уменьшение деформации в сверлах диаметром 8–25 мм Уменьшение деформации менее существенно, чем при охлаждении в солях
Изотермическая закалка [56]	300 °С (расплав селитры)	Повышение износостойкости и красностойкости
Прерываемая закалка	90–100 °С (масло), после охлаждения до 100 °С по всему сечению инструмент переносят в печь для отпуска***	Для очень крупных инструментов или с резкими переходами по сечению, чувствительных к образованию трещин в других условиях охлаждения
Закалка в прессе	500–600 °С (соль), затем охлаждение в прессе	Для предотвращения коробления инструментов небольшой толщины и простой формы

* Ступенчатая закалка уменьшает напряжения и деформацию.
** После выдержки охлаждение на воздухе.
*** Отпуск проводят не менее четырех раз.

янство размеров в эксплуатации. Охлаждение ниже 0 °С непригодно для инструментов сложной формы, сварных и нагреваемых при закалке по верхнему пределу температур.

Правку инструмента осуществляют после закалки, но до отпуска выше 500 °С или при нагреве до 300–350 °С, так как в этом случае быстрорежущие стали имеют меньшее сопротивление пластической деформации из-за присутствия аустенита.

Отпуск обеспечивает получение высокой вторичной твердости, снятие закалочных напряжений и превращение остаточного аустенита в мартенсит. Проводится двух-,

Таблица 6.30

Влияние режимов термической обработки на твердость и эксплуатационные свойства сталей

Стали	Режим отпуска		Твердость после отпуска HRC	Примечание
	Температура, °С	Число, продолжительность, ч		
Вольфрамомолибденовые, молибденовые	Температура каждого нагрева одинакова: 550–560	Двукратный по 1–1,5 ч	63–65	Стали умеренной теплостойкости
Вольфрамовые и вольфрамокобальтовые	Температура каждого нагрева одинакова: 560–570	Трехкратный по 1 ч	65,5–67	
Кобальтовые типа Р9М4К8		Четырехкратный по 1 ч	68–70	
Вольфрамомолибденовые, молибденовые	Первый нагрев 340–360, последующие 550–570, в зависимости от состава стали	Трехкратный (общее число)	Твердость возрастает на 0,5 HRC по сравнению с получаемой после отпуска с трехкратным нагревом при 550–570 °С	Стойкость инструментов возрастает на 15–30 % по сравнению с получаемой после отпуска с трехкратным нагревом при 550–570 °С [57]
Вольфрамовые и вольфрамокобальтовые Кобальтовые типа Р9М4К8		Четырехкратный (общее число)		
Вольфрамовые и вольфрамокобальтовые	Первый нагрев 570–580, второй и третий 550–570, в зависимости от состава стали	Трехкратный		Отпуск целесообразен для крупных инструментов и для вольфрамомолибденовых сталей с повышенным содержанием углерода) [58]
Вольфрамомолибденовые, молибденовые Вольфрамовые и вольфрамокобальтовые	Кратковременный отпуск: 580–590 595–605	Двукратный, по 20 мин		Применяется для инструментов относительно небольшого сечения (сверла диаметром до 40–45 мм)

Примечания. 1. После неполной изотермической закалки отпуск выполняется четырехкратным для всех сталей. 2. Вид закалки — непрерывная или ступенчатая.

четырехкратный отпуск в зависимости от состава стали и режима закалки (табл. 6.30) [7].

Нагрев для отпуска целесообразнее проводить в солях: при этом обеспечивается защита от окисления и есть возможность нагревать только рабочую часть инструмента. После каждого отпуска инструменты охлаждают полностью до 20 °С. Скорость охлаждения не влияет на полноту превращения остаточного аустенита, но интенсивное охлаждение может привести к образованию трещин. Инструмент следует охлаждать сжатым воздухом, охлаждение в воде или промывка не остывших инструментов не допускается.

После вакуумной закалки отпуск целесообразнее также проводить в вакуумной печи.

Отпуск для снятия шлифовочных напряжений обязателен, если инструмент после шлифования не цианируют или не оксидируют.

Отпуск снимает напряжения, способствует превращению аустенита, образовавшегося при шлифовании, и повышает стойкость инструмента. Температура отпуска 380–400 °С (продолжительность 30–60 мин) и 150–160 °С (2–3 ч) для деталей высокой точности (измерительный инструмент).

6.7. ДЕФЕКТЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ. СПОСОБЫ ИХ ПРЕДУПРЕЖДЕНИЯ

В быстрорежущих сталях наряду с дефектами, аналогичными наблюдаемым в других сталях (обезуглероживание, трещины, вызванные разными причинами: нарушением режима термической обработки, мелкие шлифовочные трещины, появляющиеся при снятии большого слоя за проход; недостаточная твердость), возникают специальные дефекты.

Потеря формы инструмента при закалке присуща сталям, температура плавления которых близка к температуре закалки. *Оплавление поверхности* имеет место при чрезмерном перегреве или расположении инструмента близко к электродам.

Снижение теплостойкости наблюдается при длительном или многократном нагреве выше области A_1 (при 825–900 °С), в том числе при отжиге, что приводит к образованию карбида W_2C и снижению растворимости карбида W_6C в аустените вследствие изменения параметров его решет-

ки. Более подвержены этому дефекту вольфрамовые стали и менее — стали с молибденом. Хром замедляет снижение теплостойкости. Существует определенная область температур и продолжительности отжига, под воздействием которых ухудшается теплостойкость. Ее границы зависят от металлургической предыстории стали и могут быть указаны сравнительно точно лишь для определенной технологии производства [7].

Нафталинистый излом — излом стали со своеобразными блестками. Быстрорежущие стали некоторых составов приобретают нафталинистый излом при определенных режимах обработки. При одинаковых условиях обработки он возникает чаще при диаметре инструмента более 15 мм; при этом в середине инструмента блесток больше и они крупнее, чем в поверхностном слое. Сталь с нафталинистым изломом не отличается по твердости и теплостойкости от стали с нормальным изломом, но ее вязкость в 2–4 раза ниже и стойкость инструментов при этом ухудшается.

Правильным выбором режима процесса обработки можно предупредить появление этого вида брака. Нафталинистый излом возникает по следующим причинам: 1) окончание горячей механической обработки при излишне высокой температуре (1050–1100 °С), если степень обжатия при последнем обжатии была небольшой (менее 40 %) и если последующий отжиг был выполнен недостаточно полно и не обеспечил необходимого снижения твердости (ниже 260–280 НВ); зерно тем крупнее, чем выше температура окончания обработки; 2) выполнение вторичной закалки без промежуточного отжига. При этом температура первой закалки должна быть сравнительно высокой, а второй закалки — такой же или на 50–100 °С ниже.

Нафталинистый излом не возникнет, если твердость стали ниже 260–280 НВ получена после отжига и если правильно подобран режим нагрева.

Отрицательное влияние вторичной закалки у сталей, чувствительных к нафталинистому излому, проявляется при определенных скоростях нагрева. Нафталинистый излом наблюдается при сравнительно быстром нагреве: в расплавленной соли или в печи (обычно принятых при закалке). Замедленный нагрев не создает нафталинистого излома, однако очень медленный нагрев при температуре выше 1000–1050 °С и длительная выдержка при высоких температурах также могут вызвать его появление.

Предупредить это в стали, вторично нагреваемой для закалки, можно, если предусмотреть выдержку при 850–880 °С в течение 10–30 с, так как из-за протекающего превращения карбида Me_2C в карбид Me_6C задерживается рост зерна при повышенных температурах [59].

Чувствительность к нафталинистому излому зависит от состава стали. Она больше у вольфрамовых сталей, меньше у вольфрамомолибденовых с 3–5 % Мо и почти не наблюдается у молибденовых, в карбиде Me_6C которых нет вольфрама. Ванадий не изменяет чувствительность к нафталинистому излому, кобальт ее повышает [60].

Устранить нафталинистый излом сложно. Для этого необходимо измельчить зерно; перевести карбид Me_2C в карбид Me_6C и устранить карбидные цепочки. Этого можно достичь длительным отжигом или длительным отпуском. Так как длительный отжиг может привести к снижению теплостойкости, то целесообразнее применить несколько отпусков при 730–750 °С, а затем один отжиг. Охлаждение при отжиге в интервале 850–600 °С должно быть замедленным (20 °/ч) для лучшей коагуляции карбидов.

6.8. ОБРАБОТКА СВАРНЫХ И НАВАРНЫХ ИНСТРУМЕНТОВ

Применение составных инструментов, рабочая часть которых — быстрорежущая сталь, остальная (крепежная) — конструкционная сталь (марок 40, 40Х, 50), позволяет снизить расход дорогого металла и повысить стойкость многих инструментов, так как более вязкая, чем быстрорежущая, конструкционная сталь лучше воспринимает динамические нагрузки, а режущая часть, выполненная из проката меньшего сечения, имеет меньшую карбидную неоднородность.

6.8.1. Обработка сварных инструментов

Сразу после сварки (оплавлением или трением) заготовки помещают в печь для термической обработки (табл. 6.31) [7].

К сварным заготовкам инструмента взамен отжига может быть применена термоциклическая обработка (табл. 6.32),

Таблица 6.31

Режимы термической обработки сварных инструментов

Температура подогрева инструмента, °С	Температура нагрева (отжига), °С*	Режим охлаждения	Твердость НВ	Особенности режима закалки (нагрев в соляной ванне)	Отпуск
730–760	820–850	До 730–760 со скоростью 30–40 °С/ч, выдержка 3–4 ч, затем охлаждение на воздухе	Не более 260–270	Сварной шов должен выступать над уровнем соли на 10–12 мм (при длине более 50 мм)**, охлаждение с выдержкой при 450–500 °С или 325–275 °С	Проводится сразу после закалки

* Время выдержки зависит от числа заготовок, но не должно превышать 3–5 ч, чтобы не вызвать потерю теплостойкости.

** Короткий инструмент нагревается полностью, охлаждают его лишь до 150–120 °С (в горячем масле) по способу прерываемой закалки и, не допуская дальнейшего охлаждения, нагревают для отпуска, который выполняют 4 раза.

проводимая в двух соляных ваннах путем переноса изделий из одной ванны в другую. Температура первой ванны 850 °С, второй 650–750 °С [61, 62].

Загрузка заготовок в одну корзину — 100 кг, производительность агрегата — 600 кг заготовок в час.

Таблица 6.32

Режимы термоциклической обработки сварных заготовок (стали Р6М5 и 45) в зависимости от их диаметра

Диаметр сварных заготовок, мм	Требуемая твердость шва			
	не более 25 $HRC_э$		не более 27 $HRC_э$	
	Число циклов	Длительность ТЦО, ч	Число циклов	Длительность ТЦО, ч
10	2	2	1	1
20	3	3	2	2
30	4	4	3	3
40	5	5	4	4
50	6	6	5	5
60	7	7	6	6

Лучшее сочетание вязкости, прочности и износостойкости стержневой части инструмента достигается при твердости 35–45 HRC. Термическую обработку стержневой части выполняют после закалки и отпуска режущей части. При проведении закалки используют высокочастотный нагрев или нагрев в соли при 840–860 °С, с выдержкой 4–5 мин, чтобы не произошло нагрева рабочей части. Затем стержневую часть из углеродистой стали охлаждают в воде, а из легированной — в масле и отпускают при 400–450 °С. Используется и закалка с самоотпуском: стержневую часть охлаждают лишь до 250–300 °С и вынимают из охлаждающей жидкости; за счет тепла, поступающего из неостывшей сердцевины, происходит отпуск.

Инструменты типа протяжек, режущая часть которых находится в середине, а хвостовые приварены с обеих сторон, сначала закаливают и отпускают полностью по режиму, установленному для режущей части. Затем поочередно нагревают только хвостовую часть. При этом нагрев производят только в соли, а не с помощью ТВЧ, поскольку при нагреве, принятом для режущей части, хвостовики могут прокалиться на большую глубину [3].

6.8.2. Обработка наварных инструментов

Наварные инструменты могут быть получены по двум схемам.

1. Пластины быстрорежущей стали приваривают к конструкционной расплавлением специальных порошков; режим обработки зависит от их состава и свойств. Для инструментов простой формы используется припой в виде тугоплавких порошков или ленты толщиной 0,6 мм, что обеспечивает большую прочность шва (табл. 6.33). Однако эти порошки имеют пониженную жидкотекучесть и хуже затекают в шов.

Основной компонент порошка — ферромарганец — плавится при температуре 1250–1260 °С. Медь, добавляемая к порошку, понижает температуру плавления марганца почти пропорционально увеличению ее содержания. Используются также порошки на никелевой основе с 13–16 %Cr, с 7–20 % Mo и 6–8 % Si, 5–10 % Fe и 0,3–0,5 % B. Наварку осуществляют в высокочастотной установке. Температуру плавления порошка устанавливают близкой к температуре закалки данной быстрорежущей стали. Лучшее

Таблица 6.33

Свойства рекомендуемых марок припоев

Марки припоев	Температура плавления, °С		Предел прочности при растяжении, МПа, при температуре		Ударная вязкость, Дж/см^2, при температуре	
	начало	конец	20 °С	600 °С	20 °С	600 °С
ПрМНМц 68-4-2	950	980	330	100	130	35
ПрАНМц 06-4-2	1050	1070	260	120	120	80
ЛМцЖ 57-1,5-0,75	865	873	460	25	45	30
Л68	910	930	260	–	150	32

качество достигается, если после наварки и охлаждения под прессом (или замедленного охлаждения после пресса в песке) инструменты отжигают, затем затачивают, закаливают и отпускают.

Наварка легкоплавкими припоями на серебряной основе (40 % Ag; 17 % Cu; 17 % Zn; 26 % Cd) с температурами плавления 600–620 °С выполняется с индукционным нагревом после окончательной термической обработки пластинок. Способ наиболее подходит для многолезвийного инструмента [3].

2. Порошковая проволока из быстрорежущих сталей автоматически наплавляется дугой прямого действия на постоянном токе. При этом в состав быстрорежущей стали могут быть введены пленкообразующие компоненты, снижающие коэффициент трения, например, сера в повышенном количестве, что способствует повышению износостойкости наплавленного инструмента.

Износостойкость однолезвийного наплавленного металлорежущего инструмента с пленкообразующими компонентами (сульфидами) превышает нормативы, установленные ГОСТами для существующих аналогов, в 1,5–2 раза, многолезвийного — в 3–5 раз. При этом существует возможность в среднем двукратного повышения производительности резания наплавленного инструмента благодаря снижению адгезии в зоне резания [63, 64].

На заготовку из конструкционной стали (например, 30ХГСА) автоматически наплавлялась (дугой прямого действия на постоянном токе) порошковая проволока, по составу близкая к стали Р9М4К8, в среде аргона. Химический состав наплавленной быстрорежущей стали приведен в табл. 6.34.

Таблица 6.34

Химический состав наплавленной быстрорежущей стали типа Р9М4К8, %

№ плавки	W	Mo	V	Cr	Co	Al	S (по массе)
1	10,7	4,3	1,4	2,8	5,6	0,8	0,025
2	12,2	5,3	2,1	4,4	6,3	1,4	0,32

Твердость наплавленной стали 61 HRC. После наплавки проводится отпуск при 560 °С три раза по 1 ч, в результате чего твердость возрастает до 67 HRC. Теплостойкость стали составляет 630–635 °С. Повышение содержания серы до 0,32 % (сталь плавки 2) увеличивает износостойкость инструмента в 1,5–2 раза, не вызывая ликвации и появления трещин [65].

Получение наплавленного инструмента из быстрорежущих сталей с пленкообразующими компонентами по этой схеме существенно увеличивает долговечность инструмента.

7. ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

7.1. ПОРОШКОВЫЕ ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

Порошковые твердые сплавы являются инструментальными материалами, состоящими из высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала и цементирующего металла — кобальта, выполняющего роль связки.

В качестве связующего материала в ряде сплавов используется также никель с молибденом.

Твердые сплавы изготовляют методом порошковой металлургии. Порошки карбидов смешивают с порошком кобальта, прессуют и спекают при 1400–1500 °С. При спекании кобальт растворяет часть карбидов и плавится. В результате получается плотный материал (пористость не превышает 2 %), структура которого на 80–95 % состоит из карбидных частиц, соединенных связкой.

Твердые сплавы изготавливают в виде пластин, которыми оснащают резцы, сверла, фрезы и другие режущие инструменты. Такие инструменты характеризуются высокой твердостью 80–97 HRA (74–76 HRC), износостойкостью в сочетании с высокой теплостойкостью (до 800–1000 °С). Твердые сплавы характеризуются также высоким модулем упругости (до $6{,}8 \cdot 10^5$ МПа) и пределом прочности на сжатие (до 6000 МПа).

Основными недостатками этих материалов являются высокая хрупкость, а также сложность изготовления фасонных изделий.

Скорость резания твердыми сплавами в 5–10 раз выше скорости резания быстрорежущими сталями.

В зависимости от состава карбидной основы порошковые твердые сплавы выпускают трех групп: вольфрамовые, титанвольфрамовые и титантанталвольфрамовые.

Вольфрамовые твердые сплавы изготовляют на основе карбида вольфрама WC и кобальта. Сплавы этой группы называются однокарбидными и обозначаются буквами ВК и цифрой, показывающей содержание кобальта в процентах. Например, сплав ВК3 содержит 3 % Со и 97 % WC (табл. 7.1). Содержание кобальта может меняться (сплавы ВК6, ВК8). Чем оно больше, тем выше прочность, хотя и несколько ниже твердость сплава. Твердые сплавы вольфрамовой группы имеют наибольшую прочность, но более

низкую твердость, чем сплавы других групп. Они теплостойки до 800 °С. Их обычно применяют для обработки чугуна, сплавов цветных металлов и различных неметаллических материалов, дающих прерывистую стружку.

Сплавы ВК10 и ВК15, обладающие из-за повышенного содержания кобальта более высокой вязкостью, используют для волочильных и буровых инструментов, стойкость которых в десятки раз превышает стойкость стальных инструментов. Сплавы с высоким содержанием кобальта (ВК20 и ВК25) применяют для изготовления штамповых инструментов, а также в качестве конструкционного материала для деталей машин и приборов, от которых требуется высокое сопротивление пластической деформации или изнашиванию.

Сплавы второй группы (двухкарбидные) изготовляют на основе карбидов WC и TiC на кобальтовой связке. Их маркируют буквами Т, К и цифрами. Цифры после буквы Т указывают содержание карбидов титана в процентах, а после буквы К — содержание кобальта. Например, сплав Т15К6 содержит 15 % TiC, 6 % Co, остальное, т. е. 79 %, WC (см. табл. 7.1). Карбид вольфрама растворяется в карбиде титана при температуре спекания, образуя твердый раствор (Ti, W) C, имеющий более высокую твердость, чем WC. Сплавы этой группы имеют более высокую теплостойкость (до 900–1000 °С), повышающуюся с увеличением содержания карбидов титана. Их в основном применяют для высокоскоростной обработки сталей.

Для изготовления сплавов третьей группы используют карбиды вольфрама, титана, тантала и порошок кобальта в качестве связки. Эти сплавы маркируют буквами ТТК и цифрами. Цифра, стоящая после букв ТТ, указывает суммарное содержание карбидов титана TiC и тантала TaC, а цифра, стоящая после буквы К, — содержание кобальта. Например, сплав ТТ7К12 содержит 4 % TiC, 3 % TaC, 12 % Co и 81 % WC. В их структуре присутствует твердый раствор (Ti, Ta, W) C и избыток WC (см. табл. 7.1). Сплавы этого типа имеют более высокую прочность, чем сплавы второй группы, и лучшую сопротивляемость ударным воздействиям, вибрации и выкрашиванию. Их применяют для более тяжелых условий резания (черновое точение стальных слитков, поковок, литья).

Общим недостатком рассмотренных сплавов, помимо высокой хрупкости, является повышенная дефицитность исходного вольфрамового сырья — основного компонента,

Таблица 7.1

Состав и свойства твердых сплавов

Марка сплава	WC	TiC	TaC	Co	$\rho, 10^{-3}$ кг/м^3	$\sigma_в$, МПа, не менее	Твердость HRA (не менее)
Вольфрамовые сплавы							
ВК3	97	–	–	3	15,0–15,3	1100	89,5
ВК4	96	–	–	4	14,9–15,2	1400	89,5
ВК6	94	–	–	6	14,6–15,0	1500	88,5
ВК8	92	–	–	8	14,4–14,8	1600	87,5
ВК10	90	–	–	10	14,2–14,6	1650	87,0
ВК15	85	–	–	15	14,0–14,4	1800	86,0
ВК20	80	–	–	20	13,9–14,2	1950	84,0
ВК25	75	–	–	25	13,6–14,0	2000	82,0
Титановольфрамовые сплавы							
Т30К4	66	30	–	4	9,5–9,8	950	92,0
Т15К6	79	15	–	6	11,1–11,6	1150	90,0
Т5К10	85	5	–	10	11,8–12,0	1400	88,5
Т5К12	83	5	–	12	13,1–13,5	1650	87,0
Титанотанталовольфрамовые сплавы							
ТТ7К12	81	4	3	12	13,0–13,3	1650	87,0
ТТ8К6	84	6	2	6	12,8–13,3	1250	90,5
ТТ20К9	71	8	12	9	12,0–13,0	1300	89,0
Безвольфрамовые сплавы							
ТН20	–	80	–	(Ni+Mo)–20	5,5–6,0	1100	90,0
КНТ16	–	84 Ti–(C, N)	–	(Ni+Mo)–16	5,6–6,2	1350	89,0

определяющего их высокие физико-механические характеристики. Поэтому перспективно использование безвольфрамовых твердых сплавов. Хорошо себя зарекомендовали сплавы, для которых в качестве основы используется карбид титана, а в качестве связки — никель и молибден. Они маркируются буквами КТС и ТН. Твердые сплавы КТС-1 и КТС-2 содержат 15–17 % Ni и 7–9 % Mo соответственно, остальное — карбид титана. Твердость подобных твердых сплавов составляет 87–94 HRA, сплавы имеют высокую износо- и коррозионную стойкость. Их использу-

Таблица 7.2

Марки некоторых твердых сплавов по стандартам США

Марка сплава	Применение
97WC — 3Co	Механическая ообработка стального литья, цветных металлов и неметаллических материалов; обладает высоким сопротивлением истиранию и низким сопротивлением удару; используется в фильерах для производства тонкой проволоки и маленьких форсунок
94WC — 6Co	Механическая ообработка неметаллических высокотемпературных сплавов, инструментальных материалов, используется для прессовочных штампов малого и среднего размеров; шлифовальных насадок и колец
90WC — 10Co	Механическая обработка сталей и фрезерование тугоплавких металлов, инструменты для резки, для сверл точного сверления и буров в горном деле
84WC — 16Co	Инструмент для формовки металла и для горного дела; для буров в горном деле и компонент для формовки металла
75WC — 25Co	Инструмент для формовки металла с большой стойкостью к ударным нагрузкам; штампы для высадки; пуансоны и штампы для вырубки больших заготовок
71–74,5 WC — 10–12,5 TiC — 11–12 TaC — 4,5Co	Чистовая, получистовая и легкая черновая обработка углеродистых и легированных сталей, легированных чугунов
72–73 WC — 7–8 TiC — 11–12 TaC — 8Co	Для грубой резки при тяжелых нагрузках
28 WC — 64 TiC — 2TaC — $2Cr_3C_2$–4Co	Высокоскоростная чистовая обработка сталей и чугунов
57 WC — 27TaC—16Co	Резка горячих наплывов, образующихся при производстве сварных труб; приготовление штампов для горячей экструзии алюминиевой проволоки и труб

ют для изготовления режущего инструмента и быстроизнашивающихся деталей технологического оборудования.

Аналоги марок твердых сплавов на базе карбидов вольфрама, титана и кобальтовой связки по национальным стандартам США, а также типичное их применение в качестве инструментальных материалов представлены в табл. 7.2.

Сравнительные обозначения марок сплавов, указанных в табл. 7.1 и 7.2, в соответствии со стандартами различных стран представлены в табл. 7.3.

Таблица 7.3

Сравнительный перечень марок твердых сплавов по российским и зарубежным стандартам

Россия	США	Германия		Япония			Австрия	Швеция	
ГОСТ 3882	«Kenna-metal»	«Krupp Widia»	«Hertel AG»	«Mitsubishi Metal»	«Sumitomo Igetalloy»	«Toshiba Tangaloy»	«Plansee Tizit»	«Sandvik Coromant»	«AB Sandvik Hard Materiak»
ВК3-М	К11	THF	–	HTi05T	H3	H03	H03T	H05	WH05U
ВК3	К8	–	–	–	H2	–	–	–	WH10
ВК6-0М	К68	THM-F	KM1	HTi10	H1	H10	H05T	H1P	HGF
ВК6М	К40	AT10	KMX	HTi20T	G10E	G1F	H10T	H10	H7F
ВК6	К6	THM	К20	HTi20	G2	G2F	H20T	H20	WN20
ВК6-В	К6Т	BT10	В10	GTi10	F1	D10	B10T	–	CB17
ВК8	К1	THR	–	–	–	G3	H25T	R4	–
ВК8-В	К95	BT15	В30G	GTi15	–	D20	H40T	–	CP39
ВК8-ВК	К82	BT2H	В30SG	–	–	–	–	–	CS20
ВК10	К84	BT25	G20	–	G3	D35	B30T	–	CM
ВК10-ХОМ	К314	THR-F	KMF	–	A30	U40	H30T	H10F	H10F
ВК4-В	К3076	GT1H	–	–	–	–	–	–	CT30
ВК11-В	К3045	GT20	В50	–	–	–	–	–	CB12
ВК10-КС	К3560	GT30	–	–	–	–	–	–	CB05
ВК20	К90	GT40	G40	GTi35	G7	D50	H60T	–	WT60
ВК11-ВК	К94	BT30	В50SG	GTi20	G5	–	B40T	–	CT50

Продолжение табл. 7.3

Россия	США	Германия		Япония			Австрия	Швеция	
ГОСТ 3882	«Kenna-metal»	«Krupp Widia»	«Hertel AG»	«Mitsubishi Metal»	«Sumitomo Igetalloy»	«Toshiba Tangaloy»	«Plansee Tizit»	«Sandvik Coromant»	«AB Sandvik Hard Materiak»
ВК15	К92	ВТ40	В55	GTi30	G6	D40	B50T	–	CG60
ВК20-КС	АР260	GT55	–	GTi40	G8	D60	H70T	–	CT75
Т30К4	К7Н	ТТ1	–	–	–	X10D	S05T	F02	CN02
Т15К6	К5Н	ТТХ	Р10	STi10T	ST10P	X10S	S10T	S1P	CN10
Т14К8	К4Н	–	Р20	STi20T	S20E	X20	S22T	S2	CN20
Т5К10	К2S	TTS	P2F	STi30T	ST30E	X30	S36T	S4	CN30
ТТ7К12	К420	ТТR	PVA	STi40T	ST40E	X40	S40T	S6	CN40
ТТ8К6	К313	–	GX	UTi10T	H10E	U10	U10T	R1P	–
ТТ10К8Б	К21	AT15S	P2M	UTi20T	U2	U20	U20T	H13A	H13A
ТТ20К9	К29	ТТМ	Р25	STi25T	–	X25	S26T	SM	–
Т8К7	К40	–	К1Р	–	U10E	–	U16T	HM	–
–	–	–	–	–	–	–	U17T	SMA	–
ТН-20	–	–	–	NX22	T12A	–	–	CT515	–
КНТ-16	К162В	–	–	NX33	T23A	–	–	CT520	–

Примечание. После марки твердого сплава могут стоять буквы, указывающие на размер частиц порошка: крупнозернистые (3–5 мкм) — В (ВК8-В), мелкозернистые (0,5–1,5 мкм) — М (ВК6-М), особо мелкозернистые (< 1 мкм) — ОМ (ВК10-ОМ).

7.2. СВЕРХТВЕРДЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Сверхтвердые материалы широко применяют для оснащения (вставками) лезвийных инструментов (резцы, сверла, торцовые фрезы). Такие инструменты используют для чистовой размерной обработки при высоких скоростях резания (100–200 м/мин и более).

Среди сверхтвердых материалов первое место принадлежит алмазу, твердость которого (10 000 HV) в 6 раз превосходит твердость карбида вольфрама (1700 HV) и в 8 раз — твердость быстрорежущей стали (1300 HV). Преимущественное применение имеют синтетические алмазы (борт, баллас, карбонадо) поликристаллического строения, которые по сравнению с монокристаллами отличаются меньшей хрупкостью и стоимостью. Алмаз теплостоек до 800 °С (при большем нагреве он графитизируется). Относительно небольшая теплостойкость компенсируется его высокой теплопроводностью, снижающей разогрев режущей кромки инструментов при высоких скоростях резания.

Область применения алмазных инструментов ограничена высокой адгезией к железу, что является причиной его низкой износостойкости при точении сталей и чугунов. Алмазным инструментом обрабатывают цветные металлы и их сплавы, а также пластмассы, керамику, обеспечивая при этом низкую шероховатость поверхности.

Большей универсальностью обладают инструменты из поликристаллического нитрида бора BN с кубической решеткой, называемого кубическим нитридом бора. Его получают спеканием микропорошков нитрида бора (гексагонального, кубического) при высоких температурах и давлениях или прямым синтезом из нитрида бора с гексагональной решеткой. В зависимости от технологии получения кубический нитрид бора выпускают под названиями: эльбор, эльбор-Р, боразон.

Кубический нитрид бора имеет такую же, как алмаз, кристаллическую решетку и близкие с ним свойства. По твердости (9000 HV) он не уступает алмазу, но превосходит его по теплостойкости (1200 °С) и химической инертности. Отсутствие у кубического нитрида бора химического сродства к железу позволяет эффективно использовать его для обработки различных труднообрабатываемых сталей, в том числе цементованных и закаленных (>60 HRC). При этом высокоскоростное точение закаленных сталей может за-

менить шлифование, сокращая в 2–3 раза время обработки и обеспечивая низкую шероховатость поверхности.

Изделия из этих материалов изготавливают либо с помощью взрыва, либо в условиях сверхвысоких давлений и высоких температур. Изделия из нитридов бора и кремния используют в качестве материала инденторов (наконечников) для измерения твердости тугоплавких материалов в интервале температур 700–1800 °С, как абразивный материал и в качестве сырья для изготовления сверхтвердых материалов, применяемых для оснащения режущей части инструментов для обработки закаленных сталей, твердых сплавов, стеклопластиков, цветных металлов. Они обладают высокой твердостью (94–96 HRA), прочностью, износостойкостью, теплопроводностью, высокой стабильностью физических свойств и структуры при повышении температуры до 1000 °С. Их преимуществом является доступность и дешевизна исходного продукта, благодаря чему они используются для замены вольфрамосодержащих твердых сплавов.

7.3. МАРКИ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПО КЛАССИФИКАЦИИ МЕЖДУНАРОДНОЙ ОРГАНИЗАЦИИ СТАНДАРТИЗАЦИИ (ИСО)

При выборе марки твердого сплава следует учитывать тип обрабатываемого материала, режимы резания и технологические возможности оборудования.

В табл. 7.4 представлен ассортимент токарных пластин МКТС по классификации ИСО, используемых для токарной обработки.

Области применения Р и М:

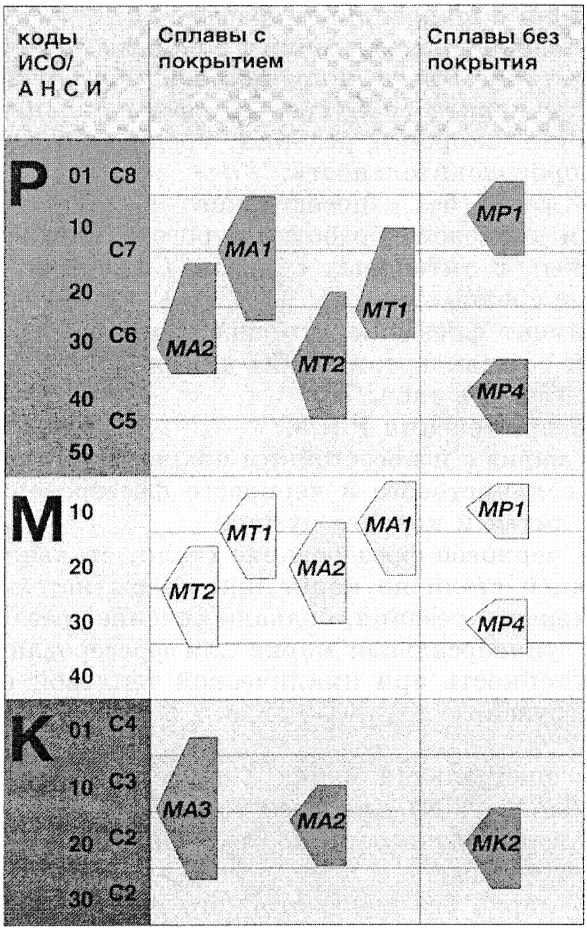
МА1 — марка с износостойким покрытием (TiN—TiCN—Al_2O_3) для чистовой и получистовой обработки стали и стального литья при высоких скоростях резания. Высокая износостойкость;

МА2 — марка с износостойким покрытием (TiN—TiCN—Al_2O_3) для получистовой и черновой обработки стали, в том числе нержавеющей. Можно использовать при ударных нагрузках. Средние скорости резания и сечение среза;

МТ1 — марка с износостойким покрытием (TiN—TiCN—TiN) для чистовой и получистовой обработки стали при повышенной скорости резания и среднем сечении среза;

Таблица 7.4

Ассортимент токарных пластин по классификации ИСО



MT2 — марка с износостойким покрытием (TiN—TiCN—TiN) для получистовой и черновой обработки нержавеющих, аустенитных и жаропрочных сталей, стального литья. Низкие скорости резания при неблагоприятных условиях, увеличенное сечение среза;

MP1 — чистовая обработка стали и стального литья при высоких скоростях резания. Рекомендуется обработка без охлаждающей жидкости;

MP4 — черновая обработка стали, стального литья, нержавеющей стали по корке при прерывистом резании. Низкие скорости резания, большие сечения среза.

Область К:

МА2 — черновая и получистовая обработка ковкого чугуна и чугуна с шаровидным графитом;

МА3 — марка с износостойким покрытием (TiN—TiCN—Al_2O_3) для чистовой и получистовой обработки чугуна, в том числе ковкого и чугуна со сфероидальным графитом. Высокие скорости резания, среднее сечение среза. Высокая производительность;

МК2 — марка без износостойкого покрытия для получистовой и черновой обработки серого и ковкого чугуна, жаропрочных и титановых сплавов. Среднее и увеличенное сечение среза.

Ассортимент фрезерных твердосплавных пластин в соответствии со стандартами ИСО для операции фрезерования представлен в табл. 7.5.

Области применения Р и М:

MF2 — марка с износостойким покрытием (TiN—TiCN—TiN) для получистового и чернового фрезерования стали, стального литья и ковкого чугуна;

MP4 — черновое фрезерование стали, стального литья, нержавеющей стали по корке при прерывистом резании. Низкие скорости резания, большое сечение среза;

MP7 — универсальная марка для фрезерования стали. Высокая стойкость при циклической тепловой и механической нагрузке.

Область К:

MF3 — специальная марка с износостойким покрытием (TiN—TiCN—TiN) для фрезерования серого и ковкого чугуна. Высокие износостойкость и сопротивление циклическим нагрузкам;

МК2 — марка без износостойкого покрытия для получистовой и черновой обработки серого и ковкого чугуна, жаропрочных и титановых сплавов. Среднее и увеличенное сечение среза;

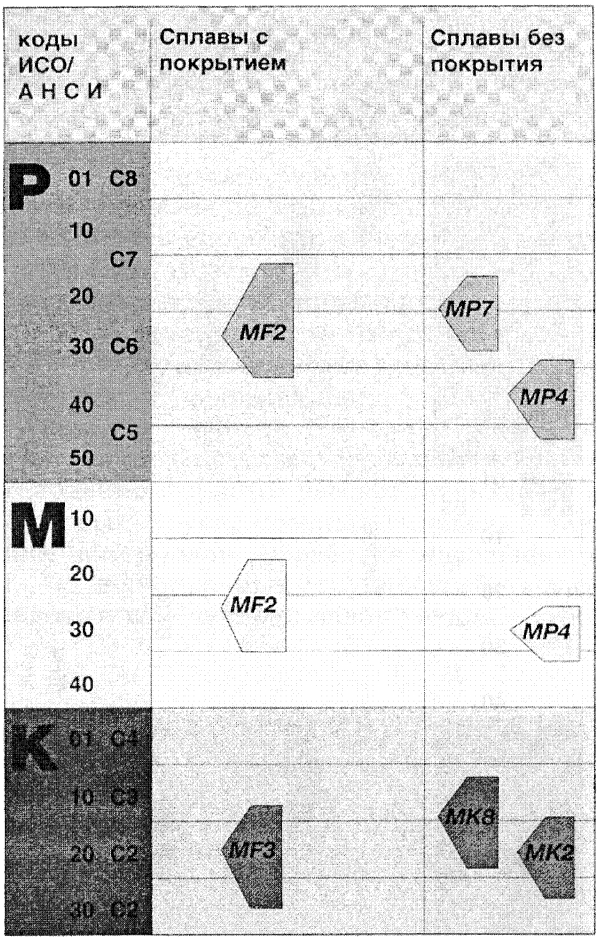
МК8 — специальная марка для фрезерования серого, низколегированного чугуна, алюминиевого сплава, пластмасс. Высокое сопротивление износу и пластической деформации.

Области применения твердых сплавов для точения согласно классификации ИСО (табл. 7.6):

Т30К4 — чистовое точение с малым сечением среза, нарезание резьбы и развертывание отверстий термообработанных углеродистых, легированных и инструментальных сталей;

Таблица 7.5

Ассортимент фрезеровальных пластин по классификации ИСО

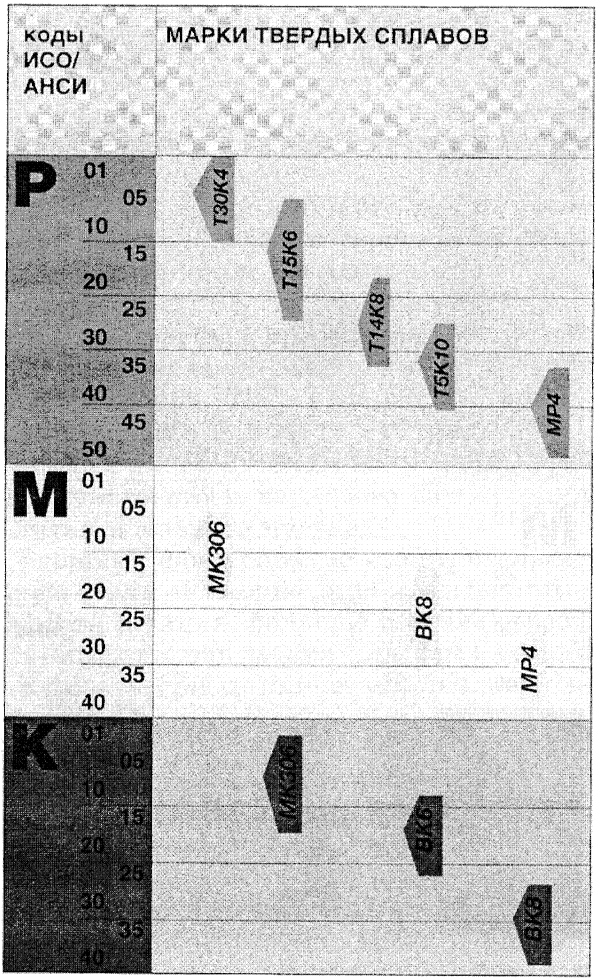


Т15К6 — получистовое точение при непрерывном резании, чистовое точение при прерывистом резании, нарезание резьбы токарными резцами и вращающимися головками. Получистовое и чистовое фрезерование сплошных поверхностей. Рассверливание и растачивание предварительно обработанных отверстий, чистовое зенкерование, развертывание и другие аналогичные виды обработки углеродистых, инструментальных и легированных сталей;

Т14К8 — черновое точение при равномерном сечении среза и непрерывном резании, получистовое и чистовое точение при прерывистом резании. Черновое фрезерова-

Таблица 7.6

Марки твердых сплавов для точения по классификации ИСО



ние сплошных поверхностей. Рассверливание отверстий в литых и кованых заготовках, черновое зенкерование и другие подобные виды обработки углеродистых, инструментальных и легированных сталей;

Т5К10 — черновое точение при неравномерном сечении среза и прерывистом резании, отрезка токарными резцами. Чистовое строгание. Черновое фрезерование прерывистых поверхностей и другие виды обработки углеродистых и легированных сталей, преимущественно в виде поковок, штамповок и отливок по корке и окалине;

МР4 — черновое точение при неблагоприятных условиях стальных поковок, штамповок и отливок по корке с раковинами при наличии песка, шлака и различных неметаллических включений и наличии ударов. Строгание углеродистых, легированных и нержавеющих сталей. Черновое фрезерование углеродистых, легированных и нержавеющих сталей;

МК306 — получистовое точение и фрезерование легированных и нержавеющих сталей, титановых и специальных сплавов, неметаллических материалов, серого чугуна;

ВК6 — получистовое точение, предварительное нарезание резьбы, получистовое фрезерование сплошных поверхностей, рассверливание и растачивание отверстий, зенкерование серого чугуна, цветных металлов и их сплавов, а также неметаллических материалов;

ВК8 — черновое точение при неравномерном сечении среза и прерывистом резании, строгание, черновое фрезерование, сверление, черновое рассверливание, черновое зенкерование серого чугуна, цветных сплавов, а также неметаллических материалов. Обработка нержавеющих, высокопрочных и жаропрочных труднообрабатываемых сталей и сплавов, в том числе сплавов титана.

8. РЕЖУЩИЙ КЕРАМИЧЕСКИЙ ИНСТРУМЕНТ

Керамика характеризуется высокой твердостью, в том числе при нагреве, высокой износостойкостью, химической инертностью к большинству металлов в процессе резания. По ряду свойств керамика существенно превосходит быстрорежущие стали и твердые сплавы (табл. 8.1)*.

Более высокие свойства керамических материалов дают возможность повысить скорость механической обработки стали и чугуна (табл. 8.2).

При изготовлении режущего инструмента используется керамика на основе оксида алюминия с добавками диоксида циркония, карбидов и нитридов титана, а также на основе бескислородных соединений — нитрида бора с кубической решеткой (кубический нитрид бора β-BN) и нитрида кремния Si_3N_4.

Состав и свойства основных марок режущей керамики приведены в табл. 8.3.

Таблица 8.1

Сравнительные значения свойств инструментальных материалов

Свойство	Быстрорежущая сталь	Твердый сплав	Керамика на основе Al_2O_3
Твердость HV	850	1700	2100
Температура размягчения, °С	550	1100	1500
Температура начала образования окалины,°С	800	800	–

Таблица 8.2

Сравнительные значения скоростей резания при точении керамическим инструментом и инструментом из твердого сплава

Обрабатываемый материал	Твердость НВ (HRC)	Скорость резания, м/мин, инструментом, оснащенным	
		керамикой	твердым сплавом
Углеродистая сталь	100–250	250–300	100–200
Легированная сталь	(46–56)	100–160	25–65
Серый чугун	120–240	300–400	100–200
Высокопрочный чугун	160–300	200	50–100

* Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И., Войткун Ф. Материаловедение.— СПб.: Химиздат, 2002.

Таблица 8.3

Свойства основных марок режущей керамики

Фирма изготовитель	Марка	Состав основной фазы	Твердость		Прочность при изгибе, МПа	Плотность, г/см^3	Средний размер зерен, мкм
			HRA	HV			
ВНИИТС (Россия)	ВО-13	Al_2O_3	92	–	450–500	3,96	1–3
	ВОК-60	Al_2O_3 + TiC	94	–	600–650	4,25	1–3
«Feldniuhle» (Германия)	SN60	Al_2O_3 +ZrO_2	–	2200	600	3,97	2
	SN20	Al_2O_3 +TiC	–	2100	600	4,28	2
	SN100	Si_3N_4 +Y_2O_3	–	1700	800	3,30	–
«Hertel» (Германия)	AC 5	Al_2O_3 + ZrO_2	–	1700	500	4,00	1,8
	MC 2	Al_2O_3 + TiC	–	2000	–	4,25	–
	HC 1	Si_3N_4	–	1500	800	3,30	–
«Sandvic Ceramant» (Швеция)	CC620	Al_2O_3 + ZrO_2	–	1650	–	–	2–3
	CC650	Al_2O_3 +	–	1800	400–500	4,27	–
	CC680	+ ZrO_2 + TiO Si_3N_4	91,2	1500	–	–	–
«Krupp-Widia» (Германия)	Widalox	Al_2O_3 + + ZrO_2 + TiO	–	1730	650	4,12	–
«NCK» (США)	CX2	Al_2O_3 +TiN	–	–	750	4,15	–
Россия	Эльбор	–	–	–	700	3,45	–

ГОСТ 25003–81 регламентирует многогранные сменные пластины марок ВОК-60, ВОК-71 и В-3. Назначение режущей керамики в зависимости от марки композита представлено в табл. 8.4.

Таблица 8.4

Назначение режущей керамики

Марка композита	Назначение композита
В-3	Чистовая и получистовая обработка без ударов закаленных конструкционных сталей при 30–50 $HRC_э$, серых, ковких и легированных чугунов при 190–340 НВ, цветных металлов и сплавов на основе меди
ВОК-60	Чистовая и получистовая токарная обработка закаленных конструкционных сталей при 45–60 $HRC_э$ и более серых, ковких и легированных чугунов при высоких скоростях резания и малых сечениях среза
ВО-13	Чистовая и получистовая токарная обработка чугуна и стали

Таблица 8.5

Периоды стойкости композитов

Марка композита	Период стойкости, мин	
	средний	95%-ный
01, 02	20	8
05	15	6
06	40	16
10Д	30	12
11 (киборит)	60	24
Томал-10	50	20

Режущие сменные пластины из композитных сверхтвердых материалов регламентирует ГОСТ 28762–86 (табл. 8.5)*.

Таблица 8.6

Наружное точение резцами с перетачиваемыми вставками, угол при вершине 120–150°

Обрабатываемый материал	Условия резания	Марка композита	Режимы резания			Период стойкости композита, мин	
			v, м/мин	s, мм/об	t, мм	средний	95%-ный
Сталь закаленная 9ХС, ХВГ, ХГС $HRC_э$:							
52–54	Без удара	05	75	0,10	0,8	52	21
57–59	» »	10	75	0,10	0,3	69	28
	С ударом	10	60	0,07	0,2	52	21
61–63	Без удара	01; 02	75	0,20	0,8	23	9
Сталь быстрорежущая Р6М5 (62–64 $HRC_э$)	Без удара	01; 02	75	0,10	0,4	34	14
	» »	10	5,5				
Чугуны серые (180–200 НВ)	Без удара	01; 02	700	0,10	0,5	69	28
	» »	05	500	0,12	1,0	52	21
	» »	10	600	0,10	0,5	69	28
	С ударом	10	450	0,10	0,4	40	16
Чугуны закаленные или отбеленные (400–500 НВ)	Без удара	01; 02	70	0,07	0,5	34	14
	» »	10	60	0,07	0,5		
	С ударом	10	50	0,05	0,3		
Твердый сплав ВК-20 (84 $HRC_э$)	Без удара	01; 02	8	0,05	0,4	29	12
	» »	10	6				

* Стерин И. С. Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки.— СПб.: Политехника, 2003.

Таблица 8.7

Растачивание резцами с перетачиваемыми вставками, угол при вершине 120–150°

Обрабатываемый материал	Условия резания	Марка композита	Режимы резания			Период стойкости композита, мин	
			v, м/мин	s, мм/об	t, мм	средний	95%-ный
Сталь закаленная 9ХС, ХВГ, ХГС; $HRC_э$:							
52–54	Без удара	05	75	0,07	0,04	40	16
57–59	» »	10	75	0,07	0,20	58	23
	С ударом	10	60	0,05	0,15	40	16
61–63	Без удара	01; 02	75	0,15	0,30	29	12
Сталь быстрорежущая Р6М5 (62–64 $HRC_э$)	Без удара	01; 02	75				
	» »	10	65	0,07	0,30	29	12
Чугуны серые (180–200 НВ)	Без удара	01; 02	450	0,07	0,40	46	18
	» »	05	350	0,10	0,80	25	10
	» »	10	350	0,07	0,50	34	14
	С ударом	10	300	0,07	0,30	29	12
Чугуны закаленные или отбеленные (400–500 НВ)	Без удара	01; 02	70		0,40		
	» »	10	50	0,05	0,40	29	12
	С ударом	10	50		0,20		
Твердый сплав ВК-20 (84 $HRC_э$)	Без удара	01; 02	8	0,05	0,4	29	12
	» »	10	6				

Перетачиваемые вставки, оснащенные режущим элементом из сверхтвердых материалов на основе нитрида бора для сборного инструмента (ГОСТ Р 5032–92), предназначены для тонкого чистового и получистового точения и растачивания деталей из закаленных сталей до 62 $HRC_э$ и чугунов с точностью обработки по 6–9-му квалитетам (табл. 8.6, 8.7).

Режущие керамические пластины используются для оснащения различных фрез, токарных резцов, расточных головок, специального инструмента.

Недостатками керамических материалов является их низкая прочность при изгибе (0,3–0,5 ГПа), повышенная хрупкость и низкая теплопроводность.

Керамический инструмент требует использования оборудования и приспособлений высокой жесткости, исключающей вибрацию инструмента.

9. ТЕХНОЛОГИИ ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТОВ

В обеспечении прочности и эксплуатационных характеристик изделия ведущая роль принадлежит свойствам его поверхности. Получение поверхности с высокими функциональными параметрами требует, как правило, дополнительной обработки с использованием комбинированного энергетического и физико-химического воздействия.

Улучшение свойств поверхностного слоя достигается поверхностной термической обработкой (закалкой токами высокой частоты), химико-термической обработкой, лазерным термоупрочнением и наплавкой, плазменным термоупрочнением и наплавкой, химико-термической обработкой с лазерным воздействием или с последующей лазерной или плазменной закалкой, нанесением тонких пленок. Это позволяет повысить стойкость инструментов в 1,5–3 и более раз при следующих условиях: 1) слой, созданный обработкой, прочно связан с основным металлом и имеет бóльшие значения твердости, теплостойкости или стойкости против коррозии, лучшие антифрикционные свойства, чем нижележащие слои; 2) учитывается характер износа, переточки и сечение инструмента; 3) учитывается вид действующих нагрузок (статические, динамические, знакопеременные).

Обработка целесообразна для инструментов, сохраняющих улучшенный слой после переточки полностью (резьбовые, червячные фрезы, долбяки, протяжки, фасонные резцы, метчики и другие) или частично (сверла, зенкеры, многие виды штампов).

Не следует применять традиционную химико-термическую обработку для повышения твердости поверхностного слоя инструментов небольшого диаметра (до 5 мм) или с очень тонкой кромкой, чтобы не вызвать излишней хрупкости [7].

Повышение стойкости таких инструментов, например сверл, достигается, если карбонитрированный или другой упрочненный слой создается только на главных гранях инструмента. До карбонитрирования на инструмент наносят защитный слой цинкового, а затем медногальванического покрытия (толщиной по 0,01 мм каждого), снимаемого с режущих граней перед упрочняющей обработкой [66].

Выбор способа упрочнения поверхности обусловлен не только требованиями, предъявляемыми к поверхностному слою, но и температурой, при которой выполняется эта обработка, и теплостойкостью стали.

9.1. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Азотирование и нитроцементация относятся к широко применяемым технологиям.

Процесс азотирования заключается в насыщении поверхностного слоя азотом, нитроцементации — азотом и углеродом. Эти процессы выполняют при 520–580 °С. Инструменты помещают в герметически закрывающийся муфель, устанавливая их на прокладках так, чтобы режущие грани омывались газом. При подогреве пропускают газ для защиты от окисления, а по достижении требуемой температуры при проведении азотирования — аммиак, при нитроцементации — аммиак и науглероживающий газ. Выдержка инструментов после нагрева составляет 1–2 ч. Эти виды обработки применяются для инструментов большого сечения, штампов и форм литья. Обработку проводят в качестве окончательной после закалки, отпуска и шлифования и как предварительную — перед закалкой. После окончательной обработки целесообразно оксидирование.

9.1.1. Азотирование

Степень диссоциации аммиака при проведении азотирования зависит от температуры процесса и составляет 25–30 % при 520–540 °С и 35–40 % при 550–570 °С. Применение ионного азотирования при 470–580 °С позволяет сократить продолжительность выдержки, при этом уменьшается возможность образования хрупких фаз, возрастает вязкость и прочность слоя (п. 7.2).

При азотировании легированных инструментальных сталей образуются сложные нитриды вольфрама, хрома и других легирующих элементов и карбонитридные фазы.

У быстрорежущих и штамповых сталей (с 12 % Cr) нитридные фазы имеют более высокую твердость (1300–1400 HV у первых и 1100–1200 HV у вторых), чем карбонитридные. Следовательно, при работе без динамических нагру-

Таблица 9.1

Твердость и толщина азотированного слоя в зависимости от режимов азотирования сталей Р18 и Х12М

Свойства азотированного слоя	Продолжительность азотирования, ч					
	2	4	6	8	10	12
			Сталь Р18			
Толщина слоя, мм	0,02/0,06	0,04/0,09	0,05/0,10	0,07/0,12	0,08/0,13	0,10/0,16
Твердость HV	1450/1420	1460/1300	1450/1250	1425/1240	1400/1240	1360/1240
			Сталь Х12М			
Толщина слоя, мм	0,04/0,08	0,06/0,10	0,08/0,12	0,10/0,15	0,12/0,17	0,14/–
Твердость HV	1050/1100	1150/1150	1210/1150	1230/1150	1230/1100	1230/1050

Примечание. В числителе представлены значения твердости и толщины слоя, полученного азотированием при температуре процесса 520 °С, в знаменателе — при 560 °С.

Таблица 9.2

Твердость и толщина азотированного слоя в зависимости от состава штамповых сталей и режимов объемной термической обработки

Марка стали	Температура, °С		Микротвердость HV		Толщина слоя, мм	Хрупкость слоя по шкале ВИАМ, балл
	закалки	отпуска	слоя	основы		
4ХМФС	980	520	830–640	460–400	0,30–0,35	1
4Х5МФС	1020	560	970–550	470–390	0,2	1
4Х5В2ФС	1050	570	1115–620	450	0,12–0,15	1–2
3Х3М3Ф	1040	560	730–555	400–360	0,25–0,29	1
4Х4ВМФС	1060	620	860–820	470–420	0,2–0,23	1
4Х2В2МФС	1080	620	920–680	470–440	0,10–0,15	1
3Х2В8Ф	1130	640	680–580	450–350	0,18–0,20	1–2
4Х2В5МФ	1090	640	1060–860	450–410	0,15–0,17	1
5Х3В3МФС	1130	650	930–660	460–400	0,12–0,15	2–3

Примечание. Температура азотирования для всех сталей 560 °С, длительность 12 ч, степень диссоциации аммиака 45–60 %.

Таблица 9.3

Зависимость прочности и вязкости сталей от продолжительности азотирования при 520 °С

Марка стали	Температура, °С		$\sigma_{изг}$, МПа, при длительности азотирования			*KCU*, Дж/см^2, при длительности азотирования	
	закалки	отпуска	3 ч	6 ч	12 ч	6 ч	12 ч
4Х5В2ФС	1050	600	3400	2900	2500	35	20
3Х2В8Ф	1100	620	1950	1650	1520	5	4,5

зок стойкость азотированных инструментов может быть выше, чем после нитроцементации.

Твердость и толщина азотированного слоя зависят от режима азотирования (табл. 9.1), а также от состава и структурного состояния стали, т. е. от ее предварительной термической обработки (табл. 9.2, 9.3). Повышение температуры закалки, увеличивающее концентрацию α-раствора и количество дисперсных карбидов, выделившихся при отпуске, способствует возрастанию твердости, но уменьшает толщину слоя. Повышение температуры отпуска снижает твердость. Твердость и толщина упрочненного слоя инструментальных сталей Р18 и Х12М в зависимости от режима азотирования представлены в табл. 9.1, от состава — в табл. 9.2 [8].

Прочность азотированных сталей с ростом толщины слоя (до 0,05–0,06 мм) сначала снижается очень резко, а затем менее интенсивно (см. табл. 9.3).

Азотирование не изменяет чувствительность к образованию трещин разгара, так как при этом повышается устойчивость против взаимодействия с жидким металлом. Толщина слоя, при которой достигается лучшее сочетание эксплуатационных свойств, меньше у хрупких быстрорежущих сталей, больше у теплостойких штамповых сталей, обрабатываемых на твердость ниже 50 HRC. При работе без динамических нагрузок рекомендуются следующие значения толщины слоя для штампов [7]:

Сталь	Толщина азотированного слоя, мм
Быстрорежущая	0,02–0,04
Сталь с 8–18 % Cr	0,08–0,12
Теплостойкая штамповая сталь	0,18–0,2

Для работы с динамическими нагрузками толщину слоя выбирают по нижнему пределу. Для форм литья, испытывающих меньшие удельные нагрузки, но от которых требуется повышенная устойчивость против разгара, устанавливают меньшую толщину слоя (~0,1 мм).

Температуры азотирования для инструментальных сталей составляют:

Быстрорежущие стали	550–560 °С (10–40 мин)
Стали с 8–18 % Cr	510–520 °С (8–12 ч)
Штамповые стали горячего деформирования	520–530 °С (8–10 ч), затем при 540–560 °С (5–6 ч)

Азотирование *как предварительная обработка* выполняется перед закалкой для нетеплостойких и полутеплостойких сталей, а также для штамповых с температурой закалки до 1000–1050 °С. Температуры азотирования 520 °С (12 ч) или 560 °С (10 ч) для получения слоя 0,15–0,20 мм. Это легче достигается для отожженной стали, имеющей менее легированную α-фазу.

Целесообразность обработки вызвана следующим. При выполнении азотирования в качестве окончательной операции нетеплостойкие и полутеплостойкие стали, прошедшие термическую обработку на высокую твердость (отпуск при 150–300 °С), будут иметь пониженную твердость сердцевины, т. е. резкий перепад твердости между поверхностными и нижележащими слоями. Кроме того, при азотировании до закалки можно получить слой большей толщины и понизить температуру последующей закалки на 30–50 °С, что обеспечит большую прочность и вязкость сердцевины.

Твердость и теплостойкость при этом ниже, чем у слоя, азотированного после отпуска, но выше, чем у неазотированной стали. При нагреве для закалки твердость снижается, а глубина слоя возрастает:

Сталь	Глубина слоя, мм	Твердость HV*/HRC	Температура нагрева, °С
С 6–18 % Cr . . .	0,23	1000–1080/60	450
7ХГ2ВМ, 7ХГНМ	0,3	900–950/60	350
4Х5В2ФС	0,25	780–830/50	620–640

Прочность и вязкость слоя примерно на 20–30 % выше, чем при азотировании после отпуска; в поверхностном слое создаются большие сжимающие напряжения.

9.1.2. Ионное азотирование

Ионное азотирование осуществляется в вакуумной рабочей камере, в которой деталь является катодом, а корпус камеры — анодом. При пониженном давлении

* Твердость сохраняется до 200 °С.

азотосодержащей атмосферы приложение электрического потенциала в системе корпус-деталь возбуждает тлеющий разряд, вызывающий ионизацию газа. Физической основой возникновения тлеющего разряда является столкновение носителей разряда в электростатическом поле. В результате бомбардировки ионами деталь нагревается до требуемой температуры, а поверхность, насыщаясь азотом, упрочняется. Наибольшее ускорение процесса азотирования достигается в плазме тлеющего разряда. Процесс ионного азотирования реализуется в две стадии: первая — очистка поверхности катодным распылением; вторая — насыщение. Катодное распыление проводят в течение 5–60 мин при напряжении 1100–1400 В и низком давлении (~20 Па). В результате бомбардировки положительными ионами деталь разогревается, в процессе катодного распыления температура поверхности детали не превышает 250 °С. Азотирование ведут при температуре 470–580 °С, рабочем напряжении 400–1100 В и давлении 500–1300 Па, продолжительность процесса 1–24 ч. Если температура детали недостаточна для азотирования, проводят дополнительный радиационный нагрев. Атомы железа, соединяясь с азотом в плазме тлеющего разряда, осаждаются на поверхности тонким слоем. Последовательная бомбардировка поверхностного слоя ионами азота сопровождается образованием нитридов $FeN \rightarrow Fe_2N \rightarrow Fe_4N$ и твердого раствора азота в α-железе. В результате бомбардировки ионами поверхности стали происходит повышение плотности дислокаций на глубину до 50 мкм, что обеспечивает ускоренное насыщение слоя азотом. Ионное азотирование сокращает общую продолжительность процесса, позволяет получить диффузионный слой регулируемого состава и строения.

Ионное азотирование инструментальных сталей для режущего инструмента. Наиболее благоприятной структурой азотированного слоя быстрорежущих сталей является мартенсит, насыщенный азотом, и карбиды. Стойкость инструмента тем выше, чем больше толщина азотированного слоя, но она долджна быть не более 10–20 мкм, чтобы избежать сколов режущей кромки, при твердости $H \sim \geq 980 \cdot 10^7$ Па. Свойства упрочненного слоя зависят от режима азотирования (табл. 9.4).

Стойкость протяжек из стали Р18 в различных состояниях при обработке деталей из стали 13Х11Н2В2МФ оценивалась по числу деталей (шт.), обработанных до затупле-

Таблица 9.4

Влияние режимов ионного азотирования на свойства упрочненного слоя и состояние режущей кромки фрезы из стали Р9М4К8

Режим азотирования		Характеристика слоя		Состояние поверхности режущей кромки
Температура, °С	Продолжительность, мин	Толщина, мкм	Н, $\times 10^7$ Па	
480	10	18	1013	Сколы
450	25	14–16	1013	Выкрашивание
400	40	10–12	1145	Равномерный износ

ния режущей кромки: без азотирования — 120, при ионном азотировании (при 450 °С, τ — 15 мин, $h_{сл}$ — 11мкм, Н = 1300 МПа) — 440, после первой перезаточки 440, после второй–пятой — 220.

Ионное азотирование повышает стойкость инструмента примерно в 2 раза (табл. 9.5) [68, 69].

Технология упрочнения влияет на состояние и свойства поверхности материала режущей части инструмента и шероховатость поверхности обрабатываемого материала (табл. 9.6) [70].

Низкая стойкость инструмента после ЭИЛ объясняется значительными усилиями резания из-за большой шероховатости поверхности, а покрытия TiN — скалыванием хрупкого слоя и недостаточной адгезией покрытия и материала основы.

Сравнительная характеристика свойств поверхностных слоев быстрорежущих сталей после различных видов химико-термической обработки приведена в табл. 9.7.

При использовании ионного азотирования повышается твердость, теплостойкость и износостойкость стали. Повторное азотирование производится только для инструмента, который перетачивается по передней и задней режущей грани. Ионное азотирование быстрорежущих сталей обеспечивает большее упрочнение, чем обычное азотирование, при значительно меньшем охрупчивании, что определяется структурными особенностями: небольшой толщиной гетерофазной диффузионной зоны (до 50 мкм) при полном подавлении образования зоны соединений. Ионное азотирование не приводит к охрупчиванию паяного инструмента.

Ионное азотирование штамповых сталей. Ионное азотирование штампов горячего деформирования проводится

Таблица 9.5

Результаты сравнительных испытаний инструментов из стали Р9К5 с различными видами покрытий при обработке сплавов ВТ-3-1 и ХН73МВТЮБВД

Обрабатываемый материал и вид покрытия	Величина износа $h_з \times 10^2$, мм, во времени, мин												
	5	10	15	25	30	35	45	50	60	90	120 (95)	150	180
ВТ-3-1													
ЭИЛ	20	30	35	37	38*	–	–	–	–	–	–	–	–
Без покрытия	5	–	10	–	15	–	17	–	20	24	32	40	46
Плазменное напыление TiN	2	–	7	–	10	–	15	–	18	23	30	36	42
Карбонитрация	6	12	14	–	15	–	–	–	18	20	21	22	25
Ионное азотирование	9	10	12	–	14	–	–	–	15	18	20	21	23
ХН73МВТЮБВД													
ЭИЛ	20	28	30	45*	–	–	–	–	–	–	–	–	–
Без покрытия	8	18	21	30	32	38	42	50	60*	–	–	–	–
Плазменное напыление TiN	20	31	35	45	50	53	63*	–	–	–	–	–	–
Карбонитрация	20	33	35	40	41	45	48	60*	–	–	–	–	–
Ионное азотирование	20	8	22	28	28	31	34	36	40	50	(60*)	–	–

Примечания. 1. Режим резания сплава ВТ-3-1: V = 20 м/мин, глубина резания 0,5 мм; сплава ХН73МВТЮБВД — V = 20 м/мин; глубина резания 1 мм; $h_з$ — износ по задней кромке инструмента. 2. ЭИЛ — электроискровое легирование.

* С дальнейшим увеличением времени работы инструмента износ резко возрастает.

Таблица 9.6

Свойства упрочненного слоя инструмента, шероховатость поверхности материала режущей части инструмента и поверхности обрабатываемого материала при различных типах покрытий

Поверхность	Без покрытия	Ионное азотирование ($\Delta_{сл}$ = 16мкм)	Карбонитрация ($\Delta_{сл}$ = 26 мкм)	Плазменное напыление TiN ($\Delta_{сл}$ = 2+3 мкм)	ЭИЛ
Режущая часть, *Ra*	0,31	0,30–0,36	0,42–0,44	0,35	1,8–3,6
Обрабатываемая поверхность сплава ВТ3-1, *Ra*	2,44	1,29	1,34	2,87	1,77
Режущая часть, твердость HV	64–65 HRC	1013	1145	1670–1685	–
Стойкость, мин	105	240	225	120	–

Таблица 9.7

Характеристика свойств поверхностных слоев быстрорежущих сталей после поверхностной обработки

Способ ХТО	Условия обработки	Свойства слоя	
		Твердость HV	Толщина слоя, мм
Газовое азотирование	Температура 520–540 °С, степень диссоциации NH_3 25–30 %, или при 650–570 °С NH_3 35–40 %	1100–1200	0,02–0,03
Ионное азотирование	Температура 400–450 °С, степень диссоциации NH_3 100 % или в смеси азота и водорода	1100–1400	0,015–0,05
Карбонитрация	Температура 560–580 °С в расплаве 70 % (об.) KCNO + 30 % (об.) K_2CO_3	1000–1100	0,01–0,02
Плазменное нанесение покрытий	После ионной очистки наносят слой соединения TiN или другого металла	2500–4500	5–20
Оксидирование	Температура 480–510 °С в ванне 30 % (об.) KNO_2 + 70 % (об.) $NaNO_3$ или при 550–570 °С в перегретом паре	–	–

при температурах 500–600 °С в течение 2–12 ч. Насыщающая атмосфера состоит из 80–97 %N_2, 3–20 %H_2. Давление в рабочей камере 100–1000 Па. Свойства поверхностного слоя зависят от режима азотирования (табл. 9.8) [70].

Ионное азотирование штамповых сталей целесообразно производить при температурах 500–550 °С, так как при этом не происходит разупрочнения сердцевины. С увеличением толщины слоя обеспечивается рост теплостойкости и износостойкости; лучшее сопротивление термической усталости обеспечивается при небольших слоях. При весе штампов более 100 кг толщина слоя должна быть ~0,2–0,25 мм; при выходе штампа из строя из-за низкой разгаростойкости и износа оптимальная толщина слоя ~0,14–0,17 мм. Ионное азотирование штампов повышает их стойкость примерно в 3 раза. По сравнению с борированием стойкость после ионного азотирования в 1,7 раза выше [71].

Число штамповок до выхода штампа из строя: без азотирования 800–1000, при ионном азотировании 4000, при борировании 2200–2300.

Ионное азотирование аустенитных дисперсионно-твердеющих сталей типа 55Х10Г15СМ2Ф2Р проводилось при температуре 560 °С в течение 16 ч. Образцы предварительно проходили полный цикл термической обработки (закалку с температуры 1150 °С и старение при температуре 750 °С в течение 4 ч), а часть образцов — только закал-

Таблица 9.8

Свойства упрочненного слоя и сердцевины стали 4Х5В2ФС после ионного азотирования при температурах 500–600 °С

Режим ионного азотирования		Толщина слоя, мкм	Микротвердость H, 10^7 Па	
T, °С	τ, ч		поверхности	сердцевины
500	2	90	1100	520
	7	150	1100	520
	12	170	1150	520
550	2	140	1000	520
	7	220	1050	480
	12	270	1050	440
600	2	220	950	430
	7	320	1000	350
	12	390	1000	350

Таблица 9.9

Свойства азотированных слоев аустенитных сталей разных способов раскисления

Марка стали	Способ раскисления	Твердость HRC основы после			Твердость азотированного слоя HV	Глубина азотированного слоя, мкм
		закалки	старения	азотирования		
5Х10Г15СМ2ФР	Обычное	18–20	40–42	42–44	800–860	80
5Х10Г15СМ2ФР	Бескремнистое	18–20	42–44	44–45	800–860	110
5Х10Г15СМ2ФР	Бескремнистое	18–20	–	43–45	1000–1100	190
5Х13Г15Н3М2Ф2Т	Бескремнистое	22–24	44–45	44–45	900–920	110
5Х13Г15Н3М2Ф2Т	Бескремнистое	22–24	–	43–45	1020–1100	205

Таблица 9.10

Свойства аустенитных сталей и упрочненного слоя после азотирования

Условная марка стали	Твердость после закалки HRC	Свойства азотированного слоя		Твердость основы после старения HRC	Ударная вязкость *KC*, Дж/м^2	
		Глубина, мм	Твердость, Н		после старения	после азотирования
5Х10Г15СМ2ФР	18–20	0,08	9 000	42–44	240	290
5Х10Г15СФ2РЦ	20–22	0,17–0,2	11 500	45–47	360	450

ку, в этом случае ионное азотирование совмещалось со старением. Свойства азотированных слоев и аустенитной стали представлены в табл. 9.9 [данные СПбБГТУ].

Глубина и твердость азотированного слоя на сталях бескремнистого раскисления несколько выше, а твердость больше, чем на сталях обычной выплавки, что связано с измельчением зерна при бескремнистом раскислении стали. Наибольшая твердость и глубина упрочненного слоя получены при совмещении процессов азотирования и старения. В этом случае происходит выделение нитридов и карбонитридов легирующих элементов непосредственно из твердого раствора. При таком механизме образуются дисперсные включения нитридной фазы, что обеспечивает повышение твердости.

Оптимизация химического состава аустенитных сталей позволяет увеличить глубину азотированного слоя и повысить его твердость.

Влияние химического состава сталей на свойства поверхностных слоев после ионного азотирования и на ударную вязкость штамповых аустенитных сталей представлено в табл. 9.10 [данные СПбБГТУ].

Ионное азотирование штампов холодного деформирования целесообразно для инструмента, работающего без ударных нагрузок и при повышенных температурах. Стали Х12, Х12М, Х12Ф подвергают объемной термической обработке (закалке на вторичную твердость и отпуску при 500 °С). Ионное азотирование осуществляют при температуре 470–490 °С, разупрочнения сердцевины при этом не происходит (HRC 60–62); глубина упрочненного слоя 0,2 мм. Поверхностный слой, твердый и достаточно вязкий, повышает стойкость инструмента, не схватываясь и не привариваясь к обрабатываемой поверхности [72].

Ионное азотирование в промышленном масштабе может осуществляться на установке ИОН-30, работающей в автоматическом и ручном режиме управления. Ионное азотирование — хорошо управляемый, экологически чистый процесс.

9.1.3. Нитроцементация

Нитроцементация проводится в среде аммиака и науглероживающего газа, содержащего метан. Применяется и триэтаноламин, подаваемый непосредственно в печь [73]. Для получения оптимальной толщины слоя газовая

Таблица 9.11

Свойства поверхностного слоя стали Р6М5 после нитроцементации

Инструмент	Материал	Режим обработки	Твердость слоя $HRC_э$	Глубина слоя, мм	Шероховатость поверхности слоя, мкм
Ножи, ролики	ВК10/Р6М5	Нитроцементация при 940 °С, 8 ч; закалка от 1000 °С в масле; отпуск 350 °С, 3 ч	66–67	1–1,2	80–20
Фильеры	ВК15/Р6М5	Нитроцементация при 940 °С 12 ч, нагрев до 980 °С, 20 мин; охлаждение на воздухе, отпуск 270 °С, 3 ч	64,5–65,5	0,6–0,8	65–70

смесь должна содержать определенное количество углеродосодержащего газа. Нитроцементацию выполняют после отпуска и шлифования или перед закалкой в условиях, аналогичных цианированию и азотированию.

При *высокотемпературной нитроцементации* быстрорежущие стали приобретают свойства, делающие возможным их применение в качестве альтернативы твердым сплавам. Режимы нитроцементации в среде карбюризатора (древесный уголь, карбамид, карбонат натрия) и свойства поверхностного слоя стали Р6М5 приведены в табл. 9.11 [74] (в числителе — марки твердых сплавов, используемых для изготовления соответствующего инструмента).

Износостойкость инструмента из быстрорежущей стали после нитроцементации близка к износостойкости твердых сплавов (марки твердых сплавов приведены в числителе) при снижении затрат на материалы в 1,2 раза.

Таблица 9.12

Глубина слоя диффузионных карбонитридных покрытий, полученных на стали Р6М5

Среда насыщения	Температура, °С	h, мкм, при продолжительности обработки		
		6 ч	4 ч	2 ч
Уголь, железисто-синеродистый калий	450	80	60	40
	500	85	69	44
	550	105	99	62

Таблица 9.13

Твердость карбонитридных покрытий по глубине слоя на стали Р6М5

Глубина слоя, мкм	20	40	60	80	100	120	160
Твердость Н	1180	1170	1000	850	810	810	810

Таблица 9.14

Режимы карбонитрации инструмента различного назначения

Вид инструмента, марка стали	Режим обработки	
	T, °С	τ, ч
Металлорежущий инструмент из стали типа Р6М5 (резцы, сверла, фрезы, метчики и т. д.)	420–490	4–6
Инструмент холодного деформирования из сталей типа Р6М5, Х12, Х6ВФ, 6Х4М2ФС (матрицы, пуансоны прессования и выдавливания и т. д.)	480–530	4–8
Инструмент горячего деформирования из сталей типа 4Х5МФС, 5Х3В3МФС (матрицы, пуансоны, формы литья под давлением цветных металлов и сплавов, прессов полимерных материалов)	500–570	4–10
Примечание. Переточка не снижает эффект упрочнения.		

Низкотемпературная нитроцементация (карбонитрация), проводимая при температурах 450–550 °С, позволяет повысить твердость поверхностных слоев до 1000–1180 HV при толщине диффузионного слоя до 60–80 мкм (табл. 9.12) [75, 76].

При температуре насыщения 450 °С в течение 6 ч твердость карбонитридных покрытий на стали Р6М5 по глубине слоя изменяется от 800 до 1180 HV (табл. 9.13):

При наличии карбонитридных покрытий стойкость быстрорежущих сталей возрастает примерно в 2 раза.

Для повышения эксплуатационной стойкости инструмента разного назначения целесообразно в качестве финишной обработки использовать процесс термодиффузионной карбонитрации по оптимальным режимам, приведенным в табл. 9.14.

Газовое карбонитрирование при температурах 570–600 °С в смеси эндогаза и аммиака позволяет отказаться от проведения нитроцементации инструмента в среде цианистых солей [17].

9.1.4. Вакуумная нитроцементация

Вакуумная нитроцементация мелкоразмерного инструмента из быстрорежущих сталей в атмосфере пиролиза жидкого карбюризатора, содержащего равные доли моноэталомина, триэталомина, кобового остатка регенерации этиловых спиртов (33 %), и активатор (1 % бензойнокислого натрия), обеспечивает получение поверхности высокого качества и упрочненного слоя достаточной толщины и твердости (табл. 9.15) [78].

Преимущества вакуумной нитроцементации, достигаемые после закалки от 1140–1160 °С, с охлаждением в масле — высокая твердость и износостойкость поверхностного слоя инструмента в сочетании с высокой прочностью и вязкостью основы, что обеспечивает повышение эксплуатационных свойств.

Таблица 9.15

Свойства нитроцементованного слоя и сердцевины порошковых быстрорежущих сталей Р6М5-МП, Р6М5К5-МП

Режим вакуумной нитроцементации	Толщина слоя h, мм	Твердость Н	a, Дж/см^2	$\sigma_{изг}$, МПа
Нитроцементация при 860 °С, 3 ч (50 кап/мин; 16 кПа), нагрев до 1160 °С, закалка в масле, двухразовый отпуск при 250 °С, 5 ч	0,34 0,21	917–994 895–973	21–27 25–28	3150–3240 3020–3440
Нитроцементация при 900 °С, 3 ч (70 кап/мин, 25 кПа), нагрев до 1140 °С, закалка в масле, двухразовый отпуск при 520 °С, 5 ч	0,38 0,33	1005–1090 990–1075	34–38 33–35	3060–3070 2920–3010
Нитроцементация при 940 °С, 3 ч (90 кап/мин, 42,5 кПа), закалка в масле, двухразовый отпуск при 270 °С, 2 ч	0,41 0,37	1090–1120 1110–1190	29–30 24–27	2750–2850 2570–3010

Примечания. 1. В числителе даны значения свойств поверхностного слоя и сердцевины для стали Р6М5-МП; в знаменателе — для стали Р6М5К-МП. 2. В скобках приведены — количество капель в минуту и давление (в камере насыщения).

9.1.5. Сульфоазотирование

Сульфоазотирование заключается в насыщении поверхности не только азотом, но и серой. Процесс проводят в две операции: сначала сульфидирование при 450–560 °С, 40–60 мин в расплавленной смеси хлористых солей натрия, бария и кальция, к которым добавляют сернистые соединения FeS, Na_2SO_4, а затем азотирование по режимам, приведенным выше (п. 9.1). В сульфоазотированном

Таблица 9.16

Пластичность и вязкость штамповых сталей 4Х5В2ФС (в числителе) и 3Х2В8Ф9 (в знаменателе) после сульфоазотирования и азотирования

Обработка	Относительное удлинение δ, %, при температуре		a, МДж/м^2, при температуре	
	20, °С	600, °С	20, °С	600, °С
Закалка с 1050 °С, отпуск (45 HRC)	40/35	50/22	0,5/0,26	0,9/0,6
То же, и азотирование	–	34/8	0,3/0,05	0,6/0,4
То же, и сульфоазотирование	–	40/15	0,4/0,05	0,8/0,6

слое кроме нитридных и карбонитридных фаз присутствуют частицы FeS в виде изолированных включений или тонкого слоя. При образовании сульфидного слоя затрудняется образование развитых нитридных прожилок, при этом вязкость сульфоазотированных сталей выше, чем азотированных (табл. 9.16), твердость сульфоазотированных сталей не отличается от азотированных.

Износостойкость сульфоазотированного слоя при небольших динамических нагрузках больше, чем азотированного.

9.1.6. Оксидирование

Оксидирование применяют для теплостойких и полутеплостойких сталей в качестве окончательной операции после шлифования (или азотирования и нитроцементации [80] с нейтрализацией поверхности) с предварительной очисткой от масла и следов грязи. Оксидирование проводят в расплавленных смесях (состав см. табл. 9.7; температура ванны 480–510 °С, выдержка 20–30 мин с охлаж-

дением на воздухе, затем изделия промывают в горячей воде, сушат, погружают в холодное масло) или в атмосфере пара [7]. Оксидирование улучшает товарный вид инструментов и повышает их стойкость на 40–70 % (эффект обработки меньше после шлифования, больше после азотирования или нитроцементации). При оксидировании снимаются шлифовочные напряжения, уменьшается количество остаточного аустенита, оксидирование после химико-термической обработки вызывает процесс старения, при этом возрастают твердость (на 100–400 HV) и износостойкость. Пленка оксидов непрочная, снимается в начале работы инструмента, поэтому основная ее роль — защита от коррозии при хранении.

9.1.7. Хромофосфатирование

Хромофосфатирование (насыщение поверхности хромом и фосфором) проводится с целью повышения твердости, коррозионной стойкости, снижения шероховатости поверхности. Хромофосфатирование осуществляется в два этапа: 1) пассивирование в водных растворах (5–8 %) препаратов АХФС ($CrAl(H_2PO_4)_{8,8-9,6}$, при этом происходит образование алюминий-хром-фосфатной пленки; 2) последующая термическая обработка, во время которой формируется диффузионный слой [81]. При хромофосфатировании стали У8 в 6–8%-ном растворе АХФС при 60–65 °С, РН = –(2–2,4) с последующей термической обработкой (закалка от 840 °С, выдержка 40 мин, вода, отпуск 190–210 °С, охлаждение с печью) обеспечивается получение поверхностных слоев с твердостью 65–68 HRC (табл. 9.17).

На стали ШХ15 (кольца подшипников) после хромофосфатирования снижается шероховатость поверхности (табл. 9.18).

Таблица 9.17

Глубина и твердость упрочненного хромофосфатированного слоя, полученного на стали У8

Время, мин	Твердость HRC	Толщина слоя, мм
15	65	0,22
30	66–67	0,30
50	67–68	0,42

Таблица 9.18

Шероховатость поверхности стали ШХ15 после хромофосфатирования

Вид обработки	Исходное состояние	Хромофосфатирование	
		1 ч	2 ч
Шероховатость поверхности *Ra*, мкм	0,09	0,05	0,03

После хромофосфатирования проводится стандартная термическая обработка с целью повышения твердости и коррозионной стойкости.

9.1.8. Цементация

Цементация (насыщение поверхностного слоя углеродом) выполняется при температурах 900–980 °С, что обеспечивает получение поверхностного упрочненного слоя большой толщины, но меньшей твердости, чем при азотировании и низкотемпературной нитроцементации. Цементация проводится перед закалкой или совмещается с ней, применяется для всех инструментальных сталей, преимущественно для штампов холодного деформирования простой формы. Цементация осуществляется с целью повышения износостойкости, обеспечения возможности работы инструмента при повышенных давлениях, так как толщину слоя можно довести до 0,7–1,0 мм. При последующей термической обработке (закалке) создаются полезные сжимающие напряжения, более значительные, чем в случае предварительного азотирования или низкотемпературной нитроцементации. Цементация может осуществляться в твердом карбюризаторе или газовой фазе.

Содержание углерода в поверхностном слое зависит от состава стали, свойства поверхностного слоя определяются режимом цементации и последующей термической обработкой (табл. 9.19) [7].

Особенности режимов цементации и последующей термической обработки стали Р6М5Ф3Т2Б2 состава 0,80–0,88 % C; 3,8–4,4 % Cr; 4,9–6,5 % W; 4,5–5,5 % Mo; 2,6–3,8 % V; 0,4–1,8 % Ti; 0,8–2,4 % Nb обеспечивают получение однородной структуры. С целью повышения ударной вязкости первый отпуск проводят при 560 °С, а второй и третий — при 600 °С. После отпуска по такому режиму КС возрастает до 0,26 МДж/м^2 [84].

Таблица 9.19

Режимы цементации, термической обработки и свойства поверхностных слоев

Сталь	Режимы цементации		Содержание углерода в поверхностном слое, %	Закалка		Отпуск	Свойства поверхностного слоя	
	$t_н$, °С	τ, ч		$t_н$, °С	Среда охлаждения	$t_н$, °С	Н, мм	HRC
Заэвтектоидная (Х, 9ХС, ХВСГ)	900–910	9–12	1,5–1,7	800–810	Водяная струя (до 100 °С, затем масло	150–160	0,1–0,15	63–65
Х12М, Х12Ф1	980–1025	2–3	1,5–1,7	1020–1030*	Масло	150–160	До 0,2	63–64
Теплостойкая (3Х2В8Ф)	920–950	3–6	0,5–0,6	1130–1140	Масло	600–620	До 0,1	60
Быстрорежущая [82, 83]	1180–1200, охлаждение до 600 °С и отжиг	3	1,3–1,6	Стандартная	Масло	Стандартный	До 1,0	64–65***
Р6М5Ф3Т2Б2	950 °С (в среде природного газа)	20	1,3–1,6	1220 (подогрев 850 °С)**	До 550 °С — смесь хлористых солей натрия и кальция, далее — воздух	600, 3 раза по 1 ч в ванне	1,4–2,4	67–69

* Закалка с цементационного нагрева.

** Окончательный нагрев в хлорбариевой ванне (95 % $BaCl_2$ + 5 % MgF_2); время — 10 с на 1 мм сечения.

*** Теплостойкость для твердости 60 HRC — 675 °С.

Цементация быстрорежущих сталей рекомендуется для обычного состава с целью повышения износостойкости крупного инструмента простой формы, и сталей состава матрицы — для сохранения вязкой сердцевины [85].

9.1.9. Борирование

Борирование заключается в насыщении поверхностного слоя бором, в результате чего в поверхностном слое стали образуются бориды — FeB, FeB_2, FeB_4 и твердый раствор бора в железе. Это приводит к повышению твердости и износоустойчивости, а также стойкости против коррозии.

Бор в активном состоянии может быть получен из сред, находящихся в твердом, жидком, газообразном состояниях, а также в виде обмазок. При насыщении из твердых сред и обмазок в качестве источника активного бора используют аморфный бор и карбиды бора [86]. При жидком борировании насыщение выполняется электролизом в расплаве буры ($Na_2B_4O_7$) при 950–980 °С для углеродистых сталей и 1000–1050 °С для легированных [87]. Катодом служит обрабатываемый инструмент, анодом — графитовый электрод.

Борирование дает возможность получить высокую микротвердость:

Стали	Микротвердость HV	Толщина слоя, мм
Углеродистые	1800–2000	0,4–0,8*
Легированные . . . . (ХВГ, ХВСГ)	До 2500	0,15
Х12М, Х12Ф1	До 2800	0,04–0,06
Быстрорежущие . . .	2800–3300	–

Высокая твердость борированного слоя сохраняется до 900 °С. Борирование повышает окалиностойкость и стойкость в жидкой меди. Толщина слоя зависит от состава стали и уменьшается при наличии легирующих элементов.

Недостаток борирования — повышенная хрупкость слоя (более значительная, чем у азотированного или цементованного слоя). Кроме того, закалка может привести к появлению трещин, а шлифование после борирования сильно затруднено. Борирование рациональнее проводить перед

* Толщина слоя убывает с увеличением содержания углерода; при содержании С 1 % толщина борированного слоя 0,12–0,18 мм.

Таблица 9.20

Свойства упрочненного слоя сталей Р6М5-МП, РОМ6Ф3-МП и 95Х18 после вакуумной закалки и ЭИЛ ферробором

Марка стали	Схема термической обработки	Микротвердость Н*, слоя/подслоя после борирования	Твердость сердцевины HRC	Относительная износостойкость при резании керамики БГП	Условия ЭИЛ
Р6М5-МП, пруток диаметром 12 мм	Вакуумная закалка, P = 0,133 Па, с 1200 °С, охлаждение со скоростью 2 °С/с до 500 °С, далее 0,2–0,3 °С/с до 80 °С, затем ЭИЛ	1250–1390 980–1130	62–63	1,2–1,25	I = 42 А, U = 40 В
РОМ6Ф3-МП, пластины 18х10мм	Вакуумная закалка, P = 0,133Па, с 1180 °С, охлаждение со скоростью 2,5 °С/с до 500 °С, далее 0,15–0,2 °С/с до 80 °С, затем ЭИЛ	1180–1270 880–940	61–62	1,05–1,08	I = 48 А, U = 70 В
95Х18	ЭИЛ ферробором, вакуумная закалка от 1070 °С, охлаждение со скоростью 0,5 °С/с до 80 °С	1100–1120 780–809	56–57	0,96–0,98	I = 2,8 А, U = 140 В

Примечание. Токарная обработка осуществлялась при v = 40 мм/мин, подача 0,05 мм/об. Износостойкость определялась в сравнении с твердым сплавом ВК6-ОМ.

* Микротвердость определялась после отпуска 370 °С, 60 мин

закалкой или совместно с ней и преимущественно для малодеформирующихся сталей: 7ХГНМ и 7ХГ2ВМ, 3Х3М3Ф. Борирование повышает износостойкость штамповых сталей [88], стойкость штампов; наибольший эффект может быть получен при эксплуатации штампов простой формы, работающих при повышенном износе, но без динамических нагрузок.

Наряду с нанесением паст может применяться электроискровое легирование (ЭИЛ) феррообором, например, на установке ЭФИ-46. Результаты обработки феррообором режущих элементов из быстрорежущих сталей с перекрытием 75–80 %, толщиной 0,32 мм, которой предшествует вакуумная закалка с низкими скоростями охлаждения (0,5–2,0 °С/с), представлены в табл. 9.20 [89].

9.1.10. Хромирование

Хромирование — насыщение поверхности хромом. Этот вид обработки при насыщении из твердой фазы выполняют при 950–1050 °С, 3–4 ч в смеси порошков: низкоуглеродистого феррохрома или хрома, окиси алюминия и 1 % хлористого аммония. Толщина слоя 0,02–0,04 мм, при твердости более 1800 HV. Слой имеет высокую прочность сцепления с металлической основой, износостойкость более высокую, чем цементованный или азотированный слои.

Хромированный слой обладает высокой окалиностойкостью и стойкостью против коррозии в водных растворах азотной и органических кислот, в расплавленном алюминии и его сплавах. Свойства хромированного слоя сохраняются до температур 950–1000 °С, наибольшее влияние на его свойства оказывает углерод: он увеличивает твердость, уменьшая толщину слоя. Хромирование инструментов небольшой толщины затруднено, так как вследствие диффузии углерода к хрому из близких к поверхности слоев под наружным поверхностным слоем может быть обезуглероженная зона, что снижает прочность и износостойкость.

Для *диффузионного хромирования* наиболее пригодны стали, для которых характерны температуры закалки близкие к температурам хромирования и небольшие объемные изменения при проведении термической обработки (Х12М, Х12Ф1 и теплостойкие штамповые стали). Отпуск выполняют по стандартным режимам. Инструменты, под-

Таблица 9.21

Микротвердость Н, МПа, хромированного слоя сталей при повышенных температурах

Материал	500 °С	700 °С
Хромированный слой	10 000	4500–6300
Стали:		
5ХНМ	4 500	1850
4Х5МФС	5 800	2240
3Х2В8М	8 300	3370

вергнутые хромированию, могут работать при небольших удельных нагрузках из-за небольшой толщины упрочненного слоя. При воздействии высоких температур в условиях коррозии, износа и эрозии хромирование больше, чем цементация и азотирование, повышает стойкость штампов и форм литья медных и алюминиевых сплавов, или их жидкой штамповки (табл. 9.21) [90].

Перед хромированием может быть выполнена цементация, по вышеприведенным режимам. В этом случае возрастает толщина слоя на 30–50 %, увеличивается микротвердость и износостойкость. При использовании комбинированной обработки матриц из сталей 4Х5МФС и 3Х2В8Ф стойкость их возросла в 1,2–1,5 раза, по сравнению со стойкостью матриц, подвергнутых только хромированию, и в 3,5–4,0 раза по сравнению с матрицами, закаленными и отпущенными на твердость 46–50 HRC.

Электролитическое хромирование выполняется при 50–75 °С после отпуска и шлифования, оно может быть применено для всех инструментальных сталей. Покрытия блестящего хрома характеризуются высокой твердостью (900–1000 HV) и износостойкостью, а также имеют шероховатость поверхности выше, чем у шлифованной; повышенную теплостойкость (до 400 °С); более низкий коэффициент трения, чем у закаленной и низкоотпущенной стали (табл. 9.22) [7]; химическую устойчивость против воздействия органических кислот, влаги и азотной кислоты при нагреве до 500 °С; повышенную теплопроводность.

Недостаток — слой небольшой толщины (до 0,02 мм) и менее прочная связь с основным металлом, чем при диффузионном насыщении (см. табл. 9.22).

Электролитическое хромирование пригодно для инструментов простой формы, воспринимающих небольшие удельные нагрузки (штампов холодного деформирования

Таблица 9.22

Коэффициент трения закаленной и низкоотпущенной стали после хромирования при работе по различным материалам

Сталь	Серый чугун	Бронза	Баббит
Хромированная	0,06	0,05	0,08
Нехромированная	0,22	0,11	0,19

цветных сплавов, форм прессования пластмасс, изготовленных из инструментальных сталей; режущих инструментов для обработки мягких металлов и дерева — фрезы, ножи; многих измерительных инструментов).

С увеличением толщины покрытия возрастает опасность его отслаивания и скалывания.

Толщина покрытия зависит от вида инструмента:

H, мкм	10–20	5–20	3–5	5–10
Инструмент	Штампы	Калибры	Режущий инструмент диаметром до 3–5 мм	Режущий инструмент диаметром 5 мм

Хромированный слой наносится на твердую поверхность. После электролитического хромирования проводится отпуск при 150 °С, 1 ч.

9.2. ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТОДАМИ ПЛАЗМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

К перспективным процессам упрочнения, которые могут применяться при изготовлении инструмента, относятся плазменные технологии. Повышение износостойкости с использованием плазменных процессов может производиться по двум направлениям:

получение необходимой структуры и свойств в поверхностном слое плазменной закалкой (без изменения состава материала);

создание поверхностного слоя с новым химическим составом и структурой, отличающейся от материала основы.

9.2.1. Термическая обработка плазмой

Для повышения износостойкости инструмента используется плазменная термическая обработка — плазменная закалка (ПЗ). Сущность ПЗ состоит в высокоскорост-

ном нагреве потоком плазмы поверхностного слоя металла и быстром его охлаждении в результате передачи тепла в глубинные слои материала детали. После плазменной закалки (с оплавлением или без оплавления) инструмент имеет упрочненный поверхностный слой толщиной до ~2 мм (табл. 9.23) [92]. В результате ПЗ эксплуатационные свойства инструмента повышаются за счет изменения структуры (увеличения дисперсности) и фазового состава сплавов, возрастания твердости и остаточных сжимающих напряжений на поверхности [91]. В качестве плазмообразующего газа используется аргон или его смеси с азотом, а также воздух. Средняя ширина закаленной зоны колеблется от 6 до 12 мм. Плазменной закалке могут быть подвергнуты многие материалы, в том числе инструментальные стали, твердые сплавы, стали после ХТО.

Свойства стали Р6М5 после плазменной термической обработки (удельная тепловая мощность плазмотрона $1{,}14 \cdot 10^5$ Вт/см^2, скорость перемещения 25–35 м/ч) приведены в табл. 9.23.

Толщина упрочненного слоя зависит от числа циклов: 1 цикл — 2,5 мм; 3 цикла — 2,9 мм; 6 циклов — 3,2 мм. Оптимальное число циклов — 3 (критерий — твердость и толщина упрочненного слоя). Очередной цикл проводится после полного охлаждения материала.

Плазменная закалка повышает твердость поверхностного слоя, красностойкость, вязкость, в том числе и параметр динамической вязкости разрушения.

На свойства поверхностно-упрочненного слоя влияют исходные свойства сплавов.

Влияние режимов объемной закалки на свойства сталей 90ХФ и Р6М5, подвергнутых дополнительно плазменной закалке (удельная тепловая мощность плазменной струи $1{,}2 \cdot 10^5$ Вт/см^2; скорость обработки — $5{,}6 \cdot 10^{-3}$ м/с), приведены в табл. 9.24 [93].

Теплостойкость стали Р6М5 после плазменной обработки (ПО) приведена в табл. 9.25 [94].

Плазменная обработка, осуществляемая после предварительной объемной закалки стали, повышает ее механические и эксплуатационные свойства, красностойкость. Наиболее высокие значения прочности и твердости достигаются после объемной закалки с оптимальных температур. Дополнительная плазменная обработка повышает свойства стали и в том случае, если закалка проводилась с повышенных температур.

Таблица 9.23

Свойства стали Р6М5 после обработки высококонцентрированной плазменной струей [92]

Режим объемной термической обработки	Плазменная обработка	Режим отпуска	Твердость HV	K_{p58}, °С	KCV, Дж/см^2	$a_з$, Дж/см^2	K^d_{1c}*, Н/мм$^{3/2}$
Закалка от 1220 °С в масле	Обработка плазменной струей: полная тепловая мощность струи 32 кВт, 3 цикла	550 °С, 3 раза по 1 ч, охлаждение на воздухе	1070–1085	685	16	13	282
			820–845**	615	10	7	179

* K^d_{1c} — критерий динамической вязкости разрушения.
** После объемной закалки.

Таблица 9.24

Свойства сталей 90ХФ и Р6М5 при различных температурах нагрева при закалке

Марка стали	Механические свойства				Температура объемной закалки, °С
	Твердость HRC	$\sigma_в$, МПа	φ, %	δ*, %	
90ХФ	46/65	600/400	2,5/3,9	–	800
	58/68	870/650	2,3/3,5	–	850
	59/69	800/600	2,1/3,4	–	900
Р6М5	62/67	1500/2000	2,2/1,9	2500	1170
	64/68	1500/3050	2/1,8	2400	1220
	65/66,5	1100/2000	1,8/1,5	2300	1270

Примечание. В числителе приведены свойства после объемной закалки и отпуска, в знаменателе — после дополнительной плазменной обработки (для оценки свойств поверхностного слоя проводились испытания микрообразцов, вырезанных из упрочненного слоя массивной заготовки).

* После объемной закалки, плазменной обработки и трехкратного объемного отпуска.

Таблица 9.25

Теплостойкость стали Р6М5 при различных режимах обработки

Объемная закалка с температуры, °С	Твердость стали после выдержки при температуре			
	600 °С	650 °С	700 °С	750 °С
1120	50	48	47	46
1220	62	57	55	54
1220+ПО	67	65	58	56
1270 + отпуск + ПО	68	66	63	57

Таблица 9.26

Режимы плазменной обработки и свойства упрочненной зоны стали 20Х13

Предварительная обработка инструмента	Толщина слоя, мкм*	Условия зонной обработки	Потеря веса, 10^{-3} мг	Микротвердость Н**	Ударная вязкость, Дж/см^2
Нитроцементация 940 °С, 4 ч; охлаждение со скоростью 300 °С/мин	800 20–25	Плазма, аргон, диаметр пятна 1,4 мм; $\delta_{кромки}$ = 300÷400 мкм, 1 проход	7,6–8,1	870–905 980–1060	35–44 56–60

* В знаменателе приведена величина поверхностной зоны внутреннего окисления.
** В числителе приведена величина твердости после нитроцементации и отпуска при 180–200 °С в течение 2 ч, в знаменателе — после дополнительной плазменной обработки.

Таблица 9.27

Износостойкость инструмента после обработки плазмой

Вид инстумента	Режим резания			*Ra*, мкм	Относительная износостойкость *
	$v_{рез}$, мм/мин	*T*, мм	$S_{под}$, мм/об		
Плоская резьбовая вставка Δ = 4 мм, *L* = 40 мм из стали 20Х13, подвергнутая нитроцементации и плазменной обработке, для резания керамики АБН	60–75	0,4–0,6	0,05–0,1	1,30–1,60	1,5

* В сравнении с нитроцементованной и закаленной с температур нитроцементации сталью 20Х13; HRC 62-63.

Плазменная обработка, проводимая после ХТО (нитроцементация в твердой среде), с оплавлением инструмента из стали 20Х13 по режущим граням и кромкам обеспечивает повышение твердости в зоне обработки (табл. 9.26). Обработка производилась на плазмотроне ПХК-М с оплавлением кромки сканирования.

После нитроцементации, перед плазменной обработкой, предусматривается снятие поверхностного слоя толщиной 10–30 мкм.

Инструмент, прошедший дополнительную плазменную или лазерную обработку с оплавлением, после отпуска и алмазной доводки имеет повышенную износостойкость по сравнению с нитроцементованной сталью (табл. 9.27).

Отпуск нужно проводить после плазменной обработки, до и после доводки или алмазной заточки режущих элементов при 250–350 °С.

9.2.2. Плазменные порошковые покрытия

Для получения плазменных порошковых покрытий используются три основные технологии [95]:

1) плазменно-дуговая наплавка (ПДН) — нанесение покрытий из расплавленного порошкового материала на металлическую поверхность слоями толщиной от 1 до 4 мм, при ширине наплавляемого валика до 10 мм, с использованием в качестве источника нагрева сжатой (плазменной) дуги, горящей между электродом плазмотрона и изделием;

2) плазменное напыление (ПН) — нанесение покрытий толщиной до 1мм из отдельных частиц порошкового материала (металлические, керамические и композиционные порошки), нагретого и ускоренного с помощью высокотемпературной плазменной струи, горящей между электродом и анодом плазмотрона. Диаметр пятна напыления 10–25 мм;

3) совмещенный процесс наплавки и напыления (СПНН): нанесение покрытий толщиной 0,5–4 мм, где одновременно используется как плазменная струя, так и сжатая дуга, при этом первая способствует расплавлению и направленному движению порошка, а вторая — высококачественному сцеплению и уплотнению покрытия.

Плазменные порошковые покрытия в инструментальном производстве могут быть применены при изготовлении:

вырубных штампов холодного деформирования с использованием основы из конструкционных сталей, а режущих кромок — из нанесенного износостойкого покрытия (процессы ПДН, СПНН);

режущего инструмента из конструкционных сталей с наплавкой его рабочих поверхностей быстрорежущими сталями (СПНН);

вытяжных, формовочных и гибочных штампов с износостойким покрытием (за исключением деталей, испытывающих ударно-абразивное изнашивание), имеющих низкий коэффициент трения и обеспечивающих отсутствие прилипаемости и легкий съем изделий (ПН);

гравюр штампов горячего деформирования, путем нанесения износостойкого и жаропрочного покрытия.

В табл. 9.28 приведены характеристики технологий плазменной, безвакуумной обработки поверхности [96].

Как видно из таблицы, наиболее подходящими для обработки инструмента являются технологии финишного плазменного упрочнения (ФПУ) и плазменной наплавки, позволяющие экономить дорогостоящие инструментальные материалы и обеспечивать получение высококачественной наплавки с требуемым химическим составом и свойствами. Технология плазменного порошкового напыления находит ограниченное применение вследствие низкой адгезионной прочности.

Технологические процессы плазменной обработки характеризуются следующими основными параметрами: ро-

Таблица 9.28

Сравнительные характеристики технологий плазменной, безвакуумной обработки поверхности

Характеристика технологии	Наплавка	Напыление	ФПУ*	Закалка
Толщина покрытия (или глубина закалки без оплавления), мм	1–4	0,1–1,0	0,0005–0,003	0,3–2,0
Прочность соединения покрытия с основой	Высокая	Пониженная	Высокая	–
Сохранение класса шероховатости поверхности	Нет	Нет	Есть	Есть
Экологическая чистота технологии	Средняя	Низкая	Высокая	Высокая

* Финишное плазменное упрочнение с нанесением тонкопленочного аморфного покрытия (см. п. 8.2.4).

дом газа, полярностью дуги, величиной тока I, диаметром плазмообразующего сопла, скоростью перемещения плазмотрона, расходом плазмообразующего газа, расстоянием от среза сопла до изделия.

Тонкопленочные износостойкие покрытия. Одно из перспективных направлений развития инструментальной техники связано с изменением свойств рабочих поверхностей инструмента посредством создания на них специальных многофункциональных тонкопленочных структур (толщина покрытия не превышает, как правило, 1–5 мкм), что позволяет существенно повысить качество изделий [97]. Тонкопленочные износостойкие покрытия могут наноситься с использованием методов физического осаждения: плазменной, лазерной технологии и др. Широко применяются также методы химического осаждения.

Плазменные технологии нанесения тонкопленочных покрытий. Финишное плазменное упрочнение состоит в нанесении на последней стадии обработки тонкопленочного износостойкого покрытия с возможностью одновременного осуществления процесса плазменной закалки приповерхностного слоя (на глубину несколько микрометров). Покрытие является продуктом плазмохимических реакций реагентов, прошедших через дуговой плазмотрон. Закалка происходит за счет локального воздействия высококонцентрированной плазменной струи. Цель ФПУ — изготовление инструмента и пресс-форм со специальными свойствами поверхности: износостойкостью, антифрикционностью, разгаростойкостью, антисхватыванием, жаростойкостью и т. д. Эффект от ФПУ достигается за счет изменения физико-механических свойств поверхностного слоя: повышения микротвердости, уменьшения коэффициента трения, создания сжимающих напряжений, залечивания микродефектов и т. д. [98].

Оборудование для ФПУ включает в себя переносной блок аппаратуры с жидкостным дозатором и малогабаритный плазмотрон. В качестве источника питания используется серийный сварочный выпрямитель. Процесс ФПУ проводится при атмосферном давлении и состоит из операций предварительной очистки (любыми известными методами) и упрочнения обрабатываемой поверхности при взаимном перемещении изделия и плазмотрона. Скорость перемещения 1–10 мм/с; расстояние между плазмотроном и изделием 10–15 мм, диаметр пятна упрочнения 15 мм, толщина покрытия 2–3 мкм. Температура нагрева детали,

как правило, не превышает 100–400 °С. В качестве плазмообразующего газа используется аргон, исходным материалом для прохождения плазмохимических реакций и образования покрытий является специальный жидкий препарат СЕТОЛ, его расход не превышает 0,5 г/час. Быстрое затвердевание (10^{-5}–10^{-7} с) нанесенного слоя приводит к образованию аморфного покрытия.

Контроль качества ФПУ осуществляется по наличию и сравнению цветовой гаммы покрытия на обработанной поверхности и эталона.

ФПУ используется в качестве окончательной финишной операции. Минимальный нагрев в процессе обработки не вызывает деформации детали, позволяя упрочнять детали с низкой температурой отпуска. Тонкопленочное покрытие близко по микротвердости к алмазоподобным покрытиям.

Свойства поверхностного слоя стали Х12М, используемой для изготовления вырубных штампов, после объемной термообработки и с дополнительным ФПУ приведены в табл. 9.29 [99].

Структура стали после объемной термической обработки состоит из мартенсита и остаточного аустенита (до 28 %), величина остаточных растягивающих напряжений 324 МПа. После ФПУ на поверхности формируются сжимающие остаточные напряжения (~1000 МПа). Покрытие ФПУ в процессе эксплуатации практически не изнашивается, что обеспечивает повышение стойкости штампа после повторного шлифования. Стойкость штампов возрастает в 2–6 раз.

ФПУ используется для повышения износостойкости режущего инструмента из быстрорежущих сталей и твер-

Таблица 9.29

Значения микротвердости в поверхностном слое стали Х12М после объемной термообработки (ТО), шлифовки и дополнительной ФПУ

Вид обработки	Микротвердость Н, ГПа							
	на поверхности	на расстоянии от поверхности, мкм						
		5	10	15	20	30	60	80
Закалка 1030 °С, масло, отпуск 180 °С, 2 ч	8,0	7,9	7,5	7,7	7,6	7,6	–	–
ТО + ФПУ	9,25	–	8,0	7,7	7,5	7,0	7,5	8,0

дых сплавов. При этом обработка проводится по следующей технологии: предварительный подогрев подложки до температуры t = 100 °С при нанесении пленки за один-два цикла и до t = 400 °С при использовании 4–6 циклов. Время воздействия плазменной струи 0,5; 1; 2; 2,5 мин; дистанция нанесения покрытия 20 мм. Наилучшая адгезия достигается при термической активации поверхности при t = 400 °С и многократном и продолжительном воздействии плазменной струи за 4–6 циклов, время 2; 2,5 мин.

Тонкопленочное покрытие на основе SiC—SiO_2 образует на стали Р6М5 равномерный плотный слой пленки толщиной 0,5–1 мкм и ~3 мкм на сплаве ВК8. Величина микронеровностей составляет для Р6М5 $R_{max} \approx 0{,}5$ мкм для ВК8 $R_{max} \approx 1$ мкм.

Покрытие на основе SiC—SiO_2 залечивает поверхностные дефекты, повышает износостойкость, сопротивление пластической деформации. ФПУ повышает стойкость резцов до трех раз по сравнению со стойкостью резцов без покрытия [100].

Сравнительный анализ свойств покрытий, нанесенных на металлы и сплавы с использованием методов физического (PVD — physical vapor deposition) или химического (CVD — chemical vapor deposition) осаждения, дает возможность определить область их применения. Состав наиболее

Таблица 9.30

Состав и свойства тонкопленочных покрытий

Состав покрытий	Микротвердость HV	Температура окисления, °С	$f_{тр}$	Толщина покрытий, мкм
TiN	1930–2200	600	0,5	1–5
TiC	2800–3000	400	–	–
TiCN	3000	400	0,4	1–5
TiAlN	3000–3500	540	0,4	1–5
TiAlCrN	3500	920	0,4	–
TiAlCrYN	2700	950	–	–
CrN	1650–2150	700	0,5	До 10
Al_2O_3	2100–3000	1200	–	–
ZrN	2800	600	0,6	–
MoS_2	1500	–	0,02	–

Примечание. Температура окисления характеризует стойкость покрытия к окислению; $f_{тр}$ — коэффициент трения.

часто используемых покрытий и их свойства приведены в табл. 9.30 [101].

Твердость покрытий, получаемых методом физического осаждения (PVD), выше, чем получаемых методом химического осаждения (CVD), при любой температуре резания (табл. 9.31).

Твердосплавный инструмент с покрытием не обладает преимуществом перед инструментом без покрытия при механической обработке титановых сплавов.

Способ катодно-ионной бомбардировки в вакууме (КИБ). Способ состоит в распылении тугоплавкого металла катода или специально введенного расходного материала в вакууме, образовании ионов в низкотемпературной плазме и бомбардировке ими упрочняемой поверхности. Напыляемый материал испаряется в виде высокоскоростных струй, представляющих собой плазменные потоки атомов и ионов с высокой степенью ионизации, направляемые на анод (деталь). Для ускорения потоков ионов на деталь подается отрицательный потенциал. Ионы, бомбардируя поверхность анода, очищают ее и образуют на поверхности микропленку осаждаемого вещества. Это могут быть карбиды, нитриды, оксиды, карбонитриды тугоплавких металлов, наносимые на быстрорежущие стали и твердые сплавы, другие материалы. В поверхностном слое, существенно превышающем глубины проникновения ионов, формируется развитая дислокационная структура, при этом средняя плотность дислокаций возрастает на порядок по сравнению с материалом основы. Толщина модифицированного слоя может составлять в железе более 100 мкм [102]. Свойства покрытий регламентируются параметрами КИБ: давлением реакционного газа, температурой подложки, скоростью

Таблица 9.31

Твердость покрытий в интервале температур 0–1000 °С

Температура, °С	Микротвердость покрытий HV	
	типа CVD	типа PVD
0	1780	2200
200	1400	2000
400	1100	1300
600	1000	1180
800	700	800
1000	500	600

охлаждения, что позволяет прогнозировать режимы формирования покрытия оптимального состава с заданными свойствами.

Покрытия по убыванию износостойкости при механической обработке стали 45, титановых и никелевых сплавов располагаются в последовательности: $TaC_{0,96}$; WC; $TaC_{0,8}$; HfC; $TiC_{0,96}$; $ZrC_{0,96}$; $TiN_{0,83}$; ZrN; HfN; $VC_{0,9}$; TaN; W_2C. Микротвердость поверхности изменяется в пределах 16–30 ГПа, максимальной твердостью и максимальной хрупкостью обладает покрытие $TiN_{0,83}$. Легирование этого покрытия хромом $(Ti_{0,55}Cr_{0,45})\ N_y$ снижает твердость до H = 20÷22 ГПа, уменьшая микрохрупкость. Наибольшей износостойкостью обладают инструменты с покрытием $(Ti_{0,55}Cr_{0,45})\ N_y$ или $(V_xCr_{1-x})_2\ N_y + (V_xCr_{1-x})\ N_y$, износостойкость инструмента из быстрорежущей стали возрастает в 1,1–3,5 раза по сравнению с износостойкостью инструмента без покрытий [103, 104].

Методом КИБ покрытия наносятся на быстрорежущие стали, подвергнутые предварительной объемной термической обработке, и твердые сплавы после очистки поверхности (с помощью тлеющего разряда и ионной очистки). Для улучшения адгезии поверхностного слоя к основе на нее наносится подслой. При нанесении покрытия (Ti—Zr) N использовался подслой Ti—Zr. Нанесение покрытия повышает твердость и уменьшает величину микронеровностей поверхностного слоя (табл. 9.32).

Наиболее эффективно повышают износостойкость твердосплавного инструмента двух- или трехслойные покрытия. На твердосплавные многогранные пластины (ТМП) из сплава Т15К6, подвергнутые ионной очистке и нагреву поверхности бомбардировкой ионами титана, производилось осаждение покрытий методом КИБ: $I_д$ = 80÷90 А, $U_п$ = 100÷300 В, давление в реакционной газовой смеси 0,1–0,2 Па. Покрытия наносились на подложку при энергии бомбардировки ионов 0,6–0,8 эВ, при этом толщина покрытия равнялась 4–10 мкм. Между ТМП и износостойким покрытием наносился химическим осаждением слой покрытия из 90–92 % Ni и 8–10 % P. Во время бомбардировки ионами за счет образования фазы Ni_3P твердость этого слоя возрастает с 5 до 9,5–10 ГПа, адгезионная прочность возрастает за счет образования переходного слоя с ТМП.

Испытание инструмента проводилось при $v_{рез}$ = 100÷÷400 м/мин, подаче s = 0,1÷0,5 мм/об и глубине резания

Таблица 9.32

Свойства композиции покрытия [(Ti—Zr) + (Ti—Zr)N], нанесенного методом КИБ

Марка материала	Исходная твердость матрицы H, ГПа	Чистота поверхности до нанесения покрытия R_{max}, мкм	Чистота поверхности после нанесения покрытия R_{max}, мкм	Толщина покрытия, мкм	Твердость композиции покрытие—подложка H, ГПа
Р6М5	3,87	2,23	1,63	3–4	21,05
ВК8	12,93	3,63	2,63		24,16

t = 1,0÷3,0 мм. Стойкость I (мм/мин) фиксировалась по ширине ленточки износа h задней поверхности, предельная ширина которой при обработке стали 45 (180 НВ) составила для ТМП из сплава Т15К6 0,25 мм.

Состав и свойства покрытий представлены в табл. 9.33 [105].

При наличии покрытия Ni—P + двухслойное покрытие КИБ на пластинах ТМП интенсивность изнашивания уменьшалась в 5,3 раза по сравнению со сплавом Т15К6 без покрытия, а для покрытия Ni—P + TiC + TiCN + TiN ТМП (КИБ) — примерно в 15 раз по сравнению с аналогичным сплавом без покрытия.

Многослойные износостойкие покрытия на инструменте из стали Р6М5К5 с композициями (Ti—Fe) + TiN, (Ti, Fe) N + TiN, (Ti—Fe) + (Ti, Fe) N + TiN при обработке заготовок из стали 30ХГСА снижают интенсивность изнашивания режущего инструмента в 1,4; 1,9 и 2,8 раза по сравнению с покрытием TiN [106].

Наименьшая интенсивность изнашивания режущего инструмента достигается при толщинах покрытия, обеспечивающих оптимальное сочетание остаточных напряжений в износостойких композициях и прочности их сцепления с основой.

Таким образом, адгезионная прочность нанесенного покрытия может быть увеличена при нанесении промежуточного слоя между покрытием и основой или при использовании дополнительной лазерной (плазменной) закалки (см. гл. 10).

При прерывистом резании, в процессе которого происходит разрушение контактных поверхностей в результате трещинообразования из-за переменных теплосиловых нагрузок, трещиностойкость материала инструмента зависит от величины и амплитуды колебания контактных темпе-

Таблица 9.33

Параметры покрытий на ТМП из сплава Т15К6

Параметр	Вид покрытия								
	Т15К6	TiN	Ni—P + TiN	TiC	Ni—P+TiC	NiCN	Ni—P+ TiCN	Комбинированное покрытие	Ni—P + + комбинированное покрытие
I, мм/мин	2,6	1,3	1,07	1,05	0,83	0,67	0,33	0,5	0,17
υ, м/мин	133,75	153,75	162,5	165	195	177,5	215	208,75	237,5
H, мкм	–	6–8	9–11	6–8	9–11	7,5	10,5	7–9	10–12
Н, ГПа	12	23–25	24–25	26	26	25–26	25–26	22–24	22–24

Примечание. I, мм/мин, — интенсивность изнашивания, $I = h_з/\upsilon\tau/10^{-4}$, где $h_з$ — фаска износа задней поверхности (мм); τ — время работы (мин) до предельного фиксированного износа $h_з$ = 0,4÷0,6 мм; υ — скорость (м/мин).

ратур, а также от физико-механических свойств поверхностных слоев.

Повышенную трещиностойкость многослойного покрытия для режущего инструмента, предназначенного для торцевого фрезерования, можно обеспечить путем включения слоев с высокими сжимающими напряжениями, а также хорошей прочностью сцепления многослойного покрытия с основой и между слоями. Этим требованиям удовлетворяет многослойное покрытие состава TiN—(Ti, Zr) N — TiCN. Торможению трещин будут способствовать высокие сжимающие напряжения в слое (Ti, Zr) N, равные 2920 МПа (у слоя TiN они составляют 380 МПа, у TiCN — 2520 МПа) [107]. Значения трещиностойкости многослойных износостойких покрытий (ИП) приведены в табл. 9.34. Трещиностойкость оценивалась по коэффициенту $K_{тр}$, который определяли как отношение площади разрушенного покрытия S_0 вокруг отпечатка индентора к площади потенциально возможного отслоения $S_{по}$ — площади многоугольника, вершинами которого являются концы радиальных трещин.

Наибольшей трещиностойкостью среди однослойных покрытий обладает ИП (Ti, ZrN) ($K_{тр}$ = 0,45), среди трехслойных покрытий — TiCN—(Ti, ZrN)— TiN ($K_{тр}$ = 0,28).

Результаты исследования интенсивности износа инструмента с ИП при обработке заготовок из стали 5ХНМ и свойства износостойких покрытий приведены в табл. 9.35.

Эффективность конструкции многослойного покрытия зависит от условий обработки. При фрезеровании с высокой скоростью резания наименьшую интенсивность износа имело покрытие общей толщиной 6 мкм, с толщинами слоев по 2 мкм (см. табл. 9.34); при фрезеровании с низкой скоростью резания и подачей (υ = 157 м/мин, s_x =

Таблица 9.34

Трещиностойкость многослойных износостойких покрытий

Покрытие	Коэффициент $K_{тр}$
TiN	0,78±0,016
TiCN	0,70±0,013
TiZrN	0,45±0,012
TiCN—TiN	0,39±0,009
TiCN—(Ti,ZrN)—TiN	0,28±0,008

Примечание. Толщина покрытия 6 мкм, инструментальная основа — ВК6-ОМ.

Таблица 9.35

Стойкость и свойства износостойких покрытий

Состав покрытия	Толщина слоев МКН соответственно			H_μ, ГПа	Относительная стойкость K_0	Число циклов (v = 247 м/мин, подача на зуб s_z = 0,4 мм/об)		
	1	2	3			до выхода трещины на режущую кромку	до образования сетки трещин	до разрушения ИП
TiCN—TiN	2	4	–	34,1	1,16	6300	9 450	12 600
TiCN—(TiZr)N—TiN	2	2	2	38,7	0,21	9450	12 600	18 900
TiCN—(Ti Zr) N—TiN	1,5	1,5	1,5	36,1	0,22	3150	6 300	9 450
TiCN—(Ti,Zr) N—TiN	3	3	3	35,7	0,61	2205	3 150	7 560

Таблица 9.36

Режимы обработки стали Р6М5, обеспечивающие получение качественного износостойкого покрытия TiN

Вид обработки	Температура подогрева, °С	Температура закалки, °С	Отпуск	Механическая обработка	Окончательная обработка
СТО	800	1200–1230, HRC 60–62	540–560, 3 раза по 1 ч; HRC 63–65	Шлифовка, заточка	Нанесение покрытия TiNв вакууме методом КИБ, HV 2800–3000
Комбинированная технология			Промежуточный отпуск 350 °С, 1 ч; HRC 57–58		Окончательный отпуск 620 °С, 20 мин, совмещенный с осаждением TiN в вакууме, HV 2500–3000

= 0,25 мм/об) более эффективно покрытие с толщиной 4,5 мкм и толщинами слоев по 1,5 мкм.

При торцевом фрезеровании заготовок из стали 5ХНМ по вышеприведенным режимам резания твердосплавными пластинами МК8 период стойкости режущего инструмента с многослойным покрытием TiCN—(Ti,Zr) N—TiN выше в 1,6 раза по сравнению с режущим инструментом с покрытием TiCN—TiN и примерно в 3 раза по сравнению с однослойным покрытием TiN.

Величина шероховатости поверхности сменных ТМП под плазменное напыление зависит от режимов резания, исходя из требуемой прочности сцепления покрытия с твердым сплавом. Для легких режимов резания *Ra* составляет 1–1,5 мкм, средних 1,5–5 мкм, для тяжелых 5–10 мкм. Чаще всего используются покрытия составов TiC, TiCN, TiN и других указанных составов с твердостью ~2000 HV. При резании инструментом со сменными ТМП с покрытием стойкость его повышается в 2–3 раза (в зависимости от режима резания) по сравнению с инструментом без покрытия. При одинаковой стойкости инструмента скорость резания возрастает на 25–30 % [108].

С целью сокращения времени общего цикла вместо стандартной технологии, предполагающей нанесение покрытия после завершения термической обработки может быть использована комбинированная схема обработки (табл. 9.36), совмещающая нанесение покрытия методом КИБ с проведением последнего отпуска при температуре 620 °С.

В случае применения комбинированной технологии сокращается продолжительность обработки и улучшается адгезия покрытия к поверхности инструмента вследствие повышения температуры при нанесении покрытия (620 °С вместо 540 °С по стандартной технологии). При этом продолжительность работы сверл до перезаточки составляет не менее 50–60 отверстий [109].

9.3. РЕЖУЩИЙ ИНСТРУМЕНТ С АЛМАЗНЫМ И АЛМАЗОПОДОБНЫМ ПОКРЫТИЕМ

В связи с удешевлением и усовершенствованием в последние годы процессов получения синтетических алмазных и алмазоподобных пленок был создан обрабатывающий инструмент, рабочие поверхности которого защищены алмазными пленочными покрытиями. Такой режу-

щий инструмент обладает минимальным абразивным износом, а обработанная поверхность по качеству не уступает поверхности, полученной с применением инструмента, изготовленного из синтетических алмазов. Высокие физико-механические свойства инструмента позволяют применять его без смазочно-охлаждающих сред, что снижает себестоимость и повышает экологическую безопасность производства [110].

Наиболее распространены методы CVD — газофазное осаждение с применением термической и химической активации газовой фазы, а также создание в ней плазмы электрического разряда, распыление мишеней с использованием ионных пушек или лазерного облучения. В этих методиках в качестве исходной среды используются газовые смеси, содержащие углеводородные соединения, водород, в ряде случаев кислород, азот, галогены и их соединения. Смеси подаются в рабочую камеру под давлением 10–400 Мбар (1 бар = 10^5 Па). Температура подложки находится в пределах 400–1000 °С [111]. Структура пленки в большинстве случаев представляет собой смесь поликристаллических алмазных областей с прослойками алмазоподобной фазы или аморфного углерода. Для получения качественных алмазных пленок на поверхности подложки создаются градиентные пленки переменного состава. Такими соединениями являются TiC, TiN, Ti(CN), SiC и т. п., имеющие хорошую адгезию к алмазу и подложке. Градиентные пленки должны обладать механическими и теплофизическими характеристиками промежуточными между алмазными пленками и подложкой, обеспечивать быстрое зарождение алмазного покрытия. Результаты испытания резцов из сплавов WC—Co с нанесенным покрытием при сухом точении сплава AlSi10Mg + 10 % SiC (табл. 9.37) [112] подтверждают существенное повышение стойкости инструмента.

Использование инструмента с защитным алмазным покрытием повышает производительность процессов механической обработки, увеличивает износостойкость инструмента (иногда до 10 раз) по сравнению с инструментом без покрытия. В ряде случаев можно обрабатывать изделия из высокоабразивных материалов, которые не поддаются обработке не алмазными инструментами.

Для повышения износостойкости инструмента используются и алмазоподобные пленки. Алмазоподобные, сверхвысокотвердые защитные покрытия (пленки) — АПП, по-

Таблица 9.37

Зависимость износостойкости инструмента от вида и толщины покрытия

Резец	Толщина покрытия, мкм	Время точения до разрушения пленки (образца), мин
Без покрытия	0	0,17
Алмазоподобное углеродное покрытие	1,4	1,3
Покрытие из твердого углерода	1,6	1,3
Алмазное пленочное покрытие (CVD)	6,0 20,0	12,0 30,0

лученные вакуумным методом, имеют следующие физико-химические характеристики [113].

Структура — аморфный углерод, с алмазным типом химической связи между атомами. Класс чистоты поверхности изделия, с нанесенным АПП толщиной до 2 мкм, аналогичен классу его чистоты до обработки. Микротвердость покрытия превышает 5000 HV, что более чем в три раза выше, чем у твердых сплавов карбида вольфрама. Толщина АПП от 500 ангстрем до нескольких десятков микрометров; прочность сцепления с подложкой (адгезия) 1280 Н/мм^2; коэффициент сухого трения по стали 0,1; максимальная температура эксплуатации изделия с АПП — 500 °С. Эрозионная стойкость АПП в 20 раз выше, чем для твердых сплавов карбида вольфрама. Плотность АПП достигает 3,5 г/см^3. АПП обладает коррозионной стойкостью.

При толщине АПП 2,5 мкм износостойкость поверхности режущего инструмента при обработке алюминиевых сплавов увеличивается в 3–5 раз по сравнению с износостойкостью исходного инструмента.

10. ЛАЗЕРНОЕ ТЕРМОУПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

10.1. ИНЖЕНЕРНЫЙ АНАЛИЗ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Логика развития лазерных технологий приводит к необходимости использования средств CAE (инженерного компьютерного анализа) как при создании оборудования для лазерной обработки материалов, так и при разработке конкретных технологических процессов. Весьма важным при создании технологических процессов обработки высококонцентрированными источниками энергии является вопрос о качестве. Использование средств CAE дает возможность обеспечить гарантированное качество еще на этапе разработки технологии. Основой для создания средств CAE являются надежные теплофизические и математические модели процессов лазерной обработки.

При падении излучения на границу раздела двух сред наблюдаются явления отражения, поглощения и пропускания. Для металлов в очень тонком приповерхностном слое (несколько микрометров) осуществляется поглощение света, оставшегося после отражения. Поэтому процессы объемного поглощения излучения и его пропускания при лазерной термообработке не рассматриваются.

Для металлов, оптические свойства которых могут быть описаны с помощью модели свободных электронов, характерно в основном поглощение квантов света электронами проводимости. В результате повышается энергия электронов, которая передается кристаллической решетке и другим электронам. Этот процесс развивается на глубине 10^{-7}–10^{-6} см за очень короткий промежуток времени (10^{-11}–10^{-10} с). Постепенно происходит выравнивание температуры электронного газа и кристаллической решетки, т. е. примерно через 10^{-9}–10^{-8} с можно ввести понятие общей температуры металла T. Передача энергии от тонкого поверхностного слоя к объему материала осуществляется теплопроводностью. Определяющее значение при этом имеет температура поверхности.

Отражательная способность металлов зависит от состояния их поверхности и длины волны излучения лазера — длинноволновое излучение отражается сильнее. Существенным обстоятельством является уменьшение отражатель-

ной способности с ростом температуры обрабатываемой поверхности.

Кроме этого, на поглощательную способность металлов влияют характер распределения плотности мощности в фокальном пятне, направленность и угол сходимости лучей. Однако решающее влияние на поглощательную способность оказывает уровень плотности мощности (q_0) лазерного излучения в зоне обработки.

При уровнях плотности мощности $q_0 = 10^8...10^9$ Вт/м^2 происходит активный локальный разогрев металла до некоторого квазистационарного состояния, при котором еще нет заметного испарения материала. В данном случае можно принять, что на поверхности обрабатываемого тела действует, в зависимости от степени концентрации излучения, точечный или распределенный источник теплоты с плотностью мощности $q_п$. Такой источник нагрева обычно используется для термической обработки поверхностей без оплавления и с оплавлением, наплавки, легирования:

$$q_п = Aq_0,$$

где A — эффективный коэффициент поверхностного поглощения [149] ($R = 1 - A$ — коэффициент отражения).

При температуре плавления многих металлов и плотности мощности $q_0 = 10^8$ Вт/м^2 коэффициент поглощения $A = 0{,}5$, а при приближении к температуре кипения и $q_0 = 10^9$ Вт/м^2 поглощение приближается к 0,75.

Поглощение энергии лазерного излучения и переход ее в тепловую энергию в поверхностном слое, происходящий практически мгновенно, приводят к резкому возрастанию температуры материала в зоне лазерного воздействия. Одновременно происходит и отток тепла вглубь материала. Распределение температуры на поверхности материала обычно соответствует пространственному распределению интенсивности лазерного излучения в поперечном сечении.

Изучение высокоинтенсивных тепловых процессов закалки в широком диапазоне изменения параметров приводит к необходимости исследования сложных нелинейных задач теплопередачи. Наличие нелинейностей связано с зависимостями от температуры теплофизических характеристик материала, с фазовыми переходами, с вариациями граничных условий и другими причинами. Для определения конфигурации характерных структурных зон при лазерной закалке обычно решаются прямые задачи

теплопроводности (чаще всего путем численного расчета температурных полей при нагреве деталей движущимся источником тепла) с последующим анализом термических циклов в различных точках. Физическое моделирование проводится практически всегда в натурных условиях для подтверждения математических моделей или подбора технологических режимов и поэтому не требует привлечения методов подобия.

На практике же требуется решение обратной задачи, когда по заданным свойствам и размерам закаленной зоны требуется определить режимы лазерной обработки и параметры теплового источника.

Рассмотрим задачу нагрева полубесконечной среды с теплопроводностью λ и температуропроводностью a движущимся равномерно со скоростью v тепловым источником с однородным распределением интенсивности диаметром $2r_{\text{п}}$ и мощностью AQ_0 (Q_0 — мощность падающего лазерного излучения). Поглощенное тепло распространяется от зоны нагрева как вглубь материала, так и в стороны. Примем также, что за время процесса на поверхности материала не достигается температура плавления $T_{\text{пл}}$.

Реальная фокальная перетяжка обеспечивает достаточно нормальное падение и равномерное распределение излучения, а размеры деталей, подвергаемых лазерной закалке, обычно таковы, что допущение о полубесконечности обрабатываемого тела выполняется.

При таком рассмотрении можно выделить две предельные ситуации, связанные со скоростью перемещения теплового источника по поверхности детали:

1) перемещение медленное и применимо математическое описание процесса, соответствующее импульсному воздействию на неподвижный объект за время, равное перемещению источника на величину собственного диаметра $\tau = 2r_{\text{п}}/v$;

2) перемещение быстрое и распространение тепла за счет теплопроводности в направлении перемещения источника пренебрежимо мало по сравнению с теплоотводом в перпендикулярных направлениях.

10.1.1. Медленное перемещение

Здесь рассматриваются аналитические подходы к расчетному определению температуры при лазерной закалке. Наиболее простые расчетные зависимости могут

быть получены при одномерной постановке тепловых задач с постоянными теплофизическими коэффициентами (теплоемкостью c, теплопроводностью λ, плотностью ρ).

Применимость одномерного подхода к той или иной задаче лазерного термоупрочнения, особенно при непрерывной обработке, требует предварительного анализа. Оценивается ориентировочное время теплонасыщения в полубесконечном теле по формуле

$$t_{н} = r_{п}^2/a,$$

где a — коэффициент температуропроводности. Время теплонасыщения сопоставляется со временем импульса или временем прохождения световым пятном своего диаметра $\tau = 2r_{п}/v$ (при непрерывном перемещении). При $t_{н} < \tau$, т. е. при $r_{п}^2/a < 2r_{п}/v$, успевает произойти теплонасыщение в зоне обработки, и в этом случае допустимо использовать формулы, полученные в теории теплопроводности для импульсного теплового воздействия [150], с радиальным отводом тепла:

$$T(z,t) = T_0 + \frac{2q_{п}\sqrt{at}}{\lambda}\left[\operatorname{ierfc}\frac{z}{2\sqrt{at}} - \operatorname{ierfc}\frac{\sqrt{z^2 + r_{п}^2}}{2\sqrt{at}}\right] \text{ при } t < \tau; \tag{1}$$

$$T(z,t) = T_0 + \frac{2q_{п}\sqrt{a}}{\lambda}\left\{\left[\sqrt{t}\operatorname{ierfc}\frac{z}{2\sqrt{at}} - \sqrt{t}\operatorname{ierfc}\frac{\sqrt{z^2 + r_{п}^2}}{2\sqrt{at}}\right] - \right.$$

$$\left. -\left[\sqrt{(t-\tau)}\operatorname{ierfc}\frac{z}{2\sqrt{a(t-\tau)}} - \sqrt{(t-\tau)}\operatorname{ierfc}\frac{\sqrt{z^2 + r_{п}^2}}{2\sqrt{a(t-\tau)}}\right]\right\} \text{ при } t > \tau, \tag{2}$$

где T_0 — начальная, равномерно распределенная по объему температура; $\operatorname{ierfc}(x)$ — интеграл от дополнительного интеграла вероятности, вычисляемый по соотношениям

$$\operatorname{ierfc}(u) = \frac{1}{\sqrt{\pi}}u^2 - u\operatorname{erfc}(u); \quad \operatorname{erfc}(u) = 1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}}\int_0^u \exp(-u^2)\,du.$$

Численное дифференцирование по времени соотношений (1) и (2) позволяет вычислить скорость нагревания или

охлаждения в конкретной точке по глубине зоны термического влияния.

Совокупность распределений типа (1) и (2) с кинетическими кривыми для марки закаливаемой стали позволяет определить толщину полной закалки по уровню Ac, если на ее границе реализуется критическая скорость закалки. Таким же образом можно прогнозировать и промежуточные структуры.

Для инженерных расчетов соотношения (1) и (2) не являются удобными, так как требуют значительного объема вычислений. Целесообразно их упростить для получения формул, связывающих основные технологические параметры.

Примем за известные эффективную поглощаемую на поверхности мощность лазерного излучения $Q_{\text{п}}$, время воздействия в данной точке поверхности $\tau = 2r_{\text{п}}/v$ (или время импульса). В качестве неизвестных, определяемых из соотношений (1) и (2), примем v и $r_{\text{п}}$, а требуемая глубина закалки $Z_{\text{зак}}$ такова, что она должна достигаться без оплавления поверхности и на нижней ее границе должна достигаться температура аустенизации $T_{\text{а}}$.

Для упрощения соотношений (1) и (2) примем следующие дополнительные допущения: $r_{\text{п}} >> \sqrt{at}$, которое означает, что теплоотводом в радиальных направлениях от оси луча можно пренебречь; $r_{\text{п}} >> Z$ и $Z \to 0$.

С первым допущением соотношение (1) преобразуется к виду

$$T(z,t) = T_0 + \frac{2q_{\text{п}}\sqrt{at}}{\lambda}\left[\text{ierfc}\frac{z}{2\sqrt{at}} - \text{ierfc}\frac{r_{\text{п}}}{2\sqrt{at}}\right], \qquad (3)$$

а с учетом второго — к виду

$$T(z,t) = T_0 + \frac{2q_{\text{п}}\sqrt{at}}{\lambda}\left[\frac{1}{\sqrt{\pi}} - \frac{z}{2\sqrt{at}}\right]. \qquad (4)$$

Применяя соотношение (3) при $Z = 0$; $T(0,\ t) = T_{\text{пл}}$, где $T_{\text{пд}}$ — температура плавления, и при $Z = Z_{\text{зак}}$; $T(Z_{\text{зак}}, \tau) = T_{\text{а}}$ получаем выражение для плотности теплового потока, поглощенного на поверхности:

$$\frac{AQ_0}{\pi r_{\text{п}}^2} = q_{\text{п}} = \frac{(T_0 - T_a)\lambda}{Z_{\text{зак}}} \qquad (5)$$

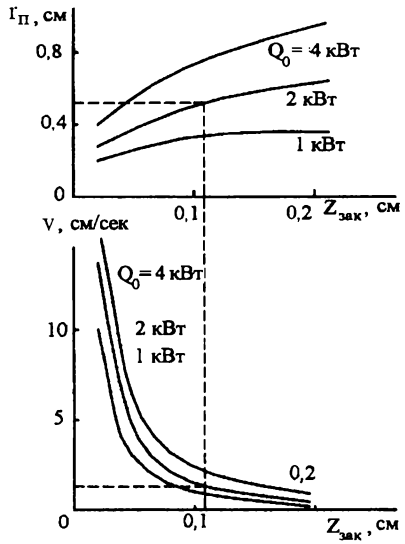


Рис. 10.1. Расчетная номограмма для нахождения по заданной глубине упрочнения параметров режима закалки $r_п$ и v для стали У10 медленно перемещающимся однородным круговым лазерным пучком без оплавления поверхности

и времени достижения указанного состояния:

$$t_{зак} = \tau = \frac{2r_п}{V} = \frac{\pi Z_{зак}^2}{4a}\left(\frac{T_{пл}}{T_{пл} - T_а}\right)^2. \qquad (6)$$

Разрешая соотношения (5) и (6) относительно $r_п$ и v, определяем необходимое пятно фокусировки и скорость перемещения теплового источника:

$$r_п = \sqrt{\frac{Z_{зак} A Q_0}{\pi\lambda (T_{пл} - T_п)}}; \qquad (7)$$

$$v = \frac{8a(T_{пл} - T_а)^{3/2}}{\pi T_{пл}^2 Z_{зак}^{3/2}} \sqrt{\frac{AQ_0}{\pi\lambda}}. \qquad (8)$$

Соотношения (5) и (6) позволяют решить задачу относительно требуемой мощности лазера Q_0 и глубины закалки при заданных $r_п$ и v.

Вид расчетных номограмм для стали У10, построенных по соотношениям (5)–(8), представлен на рис. 10.1.

10.1.2. Быстрое перемещение

Эта ситуация характерна для закалки непрерывным излучением. Приближение, при котором не учитывается теплопередача в направлении движения пятна, называется приближением мощного быстродвижущегося источника.

Процесс распространения тепла описывается в этом случае уравнением [151]:

$$T(y_0, z_0, t) = \frac{2Q_{\text{п}}}{Vc\rho} \frac{\exp\left(-\frac{z_0^2}{4at}\right)}{2\sqrt{\pi at}} \frac{\exp\left(-\frac{y_0^2}{4a(t+t_0)}\right)}{2\sqrt{\pi a(t+t_0)}}, \qquad (9)$$

где t — время, отсчитываемое от момента, когда центр распределения источника пересекает плоскость y_0Oz_0; y_0,z_0 — координаты рассматриваемой точки A, лежащей в плоскости y_0Oz_0; $t_0 = r_{\text{п}}^2/4a$ — постоянная времени. Термический цикл для точек, лежащих в плоскости xOz, представлен на рис. 10.2.

Как следует из соотношения (9), при $z_0 = 0$, $y_0 = 0$ и $t = 0$ имеется особая точка в температурном поле. Для всех остальных z_0 и y_0 решение конечно и может быть использовано для расчета зоны закалки.

Пусть, как и ранее, определяется величина зоны закалки, образующейся за время воздействия

$$t = \tau = 2r_{\text{п}}/v.$$

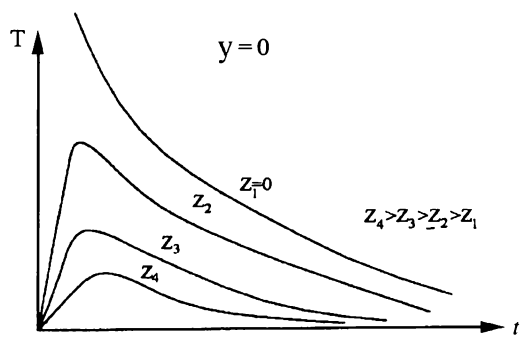


Рис. 10.2. Термический цикл при лазерном нагреве для точек, лежащих в плоскости движущегося источника (xOz)

Температура на оси Ox ($y_0 = z_0 = 0$) через время τ составит

$$T(0,0,\tau) = \frac{Q_{\text{п}}}{4\pi\lambda r_{\text{п}}\sqrt{1+\frac{\upsilon r_{\text{п}}}{8a}}}.$$

В конце процесса перемещения пятна теплового источника через рассматриваемую точку температура поверхности $T(0, 0, \tau)$ должна оказаться выше температуры аустенизации $T_{\text{а}}$, но не выше температуры плавления $T_{\text{пл}}$, т. е.

$$T_{\text{а}} < T(0,0,\tau) < T_{\text{пл}}.$$

Отсюда можно определить максимальную и минимальную мощности излучения при упрочнении:

$$Q_{\text{п max}} = 4\pi\lambda r_{\text{п}} T_{\text{пл}}\sqrt{1+\frac{\upsilon r_{\text{п}}}{8a}}; \qquad (10)$$

$$Q_{\text{п min}} = 4\pi\lambda r_{\text{п}} T_{a}\sqrt{1+\frac{\upsilon r_{\text{п}}}{8a}}, \qquad (11)$$

или же при заданных $Q_{\text{п}}$ и $r_{\text{п}}$ определить интервал возможной скорости перемещения:

$$[(\frac{Q_{\text{п}}}{4\pi\lambda r_{\text{п}} T_{\text{пл}}})^2 - 1]\frac{8a}{r_{\text{п}}} \le \upsilon \le [(\frac{Q_{\text{п}}}{4\pi\lambda r_{\text{п}} T_{\text{а}}})^2 - 1]\frac{8a}{r_{\text{п}}}.$$

Далее, представляя изменение температуры в виде

$$T(y_0, z_0, \tau) = T(0,0,\tau)\exp[\frac{z_0^2}{8ar_{\text{п}}/\upsilon} - \frac{y_0^2}{8ar_{\text{п}}/\upsilon + r_{\text{п}}^2}],$$

обозначая $\dfrac{T(y_0, z_0, \tau)}{T(0,0,\tau)} = x$ и логарифмируя, получим

$$\frac{y_0^2}{(8ar_{\text{п}}/\upsilon + r_{\text{п}}^2)\ln x} + \frac{z_0^2}{(8ar_{\text{п}}/\upsilon)\ln x} = 1.$$

Полученное уравнение показывает, что изотерма для любой температуры $T(y_0, z_0, \tau) = T$ представляет собой полуэллипс, бóльшая ось которого параллельна оси Oy, а меньшая — оси Oz. Отсюда следует, что максимальные разме-

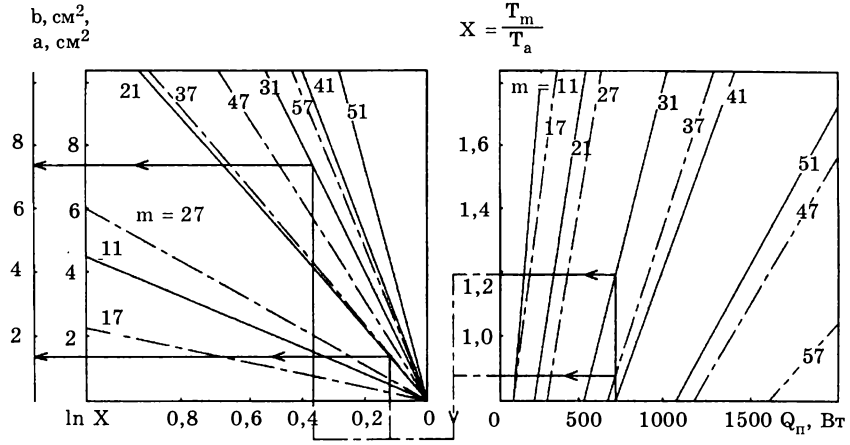


Рис. 10.3. Номограмма для выбора режимов упрочнения стали У10А непрерывным излучением без оплавления

ры зоны упрочнения по осям Oy и Oz при $T(y_0, z_0, \tau) = T_a$ определяются из выражений:

$$\text{глубина } Z_{зак} = \sqrt{\frac{8ar_п}{\upsilon} \ln\left[\frac{Q_п}{4\pi r_п T_a \sqrt{1 + \upsilon r_п / 8a}}\right]}; \qquad (12)$$

$$\text{ширина } d_0 = 2\sqrt{\left(\frac{8ar_п}{\upsilon} + r_п^2\right) \ln\left[\frac{Q_п}{4\pi r_п T_a \sqrt{1 + \upsilon r_п / 8a}}\right]}.$$

Таким образом, для упрочнения без расплавления и достижения заданной глубины упрочнения, выбирая $r_п$, мож-

Таблица 10.1

Исходные данные для выбора режимов термоупрочнения стали У10А непрерывным излучением

i, j	$r_{пi}$, см	υ_j, см/с
1	0,02	0,5
2	0,05	1,0
3	0,1	1,5
4	0,15	2,0
5	0,2	4,0
6	–	7,5
7	–	10

но определить требуемую мощность $Q_{\text{п}}$ и скорость υ обработки по уравнениям (11) и (12).

Выражения (12) существуют только при условии $\ln(x) > 0$, следовательно, $x > 1$ и $T(0,0,\tau) \le T_{\text{пл}}$, т. е. $Q_{\text{п}} < Q_{\text{п max}}$. Если $\ln(x) = 0$, то $T(0,0,\tau) = T(y_0, z_0, \tau) = T_{\text{а}}$. Если же $\ln(x) < 0$, т. е. $T(0,0,\tau) \le T_{\text{а}}$, упрочнения не происходит. Чтобы снизить трудоемкость определения режимов обработки, строят номограммы, расчитанные для различного набора входных параметров $r_{\text{п}\,i}$, υ_j, $Q_{\text{п}}$ по соотношениям (11), (12). Вид номограммы для стали У10А представлен на рис. 10.3 [152], где b, a — квадраты полуосей зоны упрочнения; m — обозначение пары чисел i и j из табл. 10.1; T_m — соответственно обозначение температуры, достигаемой на изотерме, проходящей через $Z_0 = Z_{\text{зак}}$, в момент времени $\tau = 2r_{\text{п}\,i}/\upsilon_j$.

10.1.3. Закалка с оплавлением поверхности

Желание увеличить глубину зоны закалки часто ведет к тому, что на поверхности металла достигается температура плавления до окончания воздействия лазерного излучения. При небольших превышениях температуры плавления на поверхности это сопровождается углублением границы расплава и продолжением распространения тепла в глубь исходного материала, т. е. к увеличению зоны, в которой достигнута температура аустенизации.

При значительном перегреве поверхности начинаются интенсивные процессы испарения и объемного кипения расплава.

Существует оценка предельной плотности поглощенного на поверхности светового потока, при которой скорость испарения становится равной скорости движения тепловой волны в глубь материала, и дальнейшее увеличение глубины термообработки становится невозможным из-за уноса материала и стационарности процесса

$$q_{\text{п}}^{\text{пор}} \approx 2\rho r\sqrt{\frac{a}{t}}, \qquad (13)$$

где r — удельная теплота испарения. Плотности теплового потока, ограниченные соотношением (13), иногда используются при сварке, а большие значения и при газолазерной резке.

Однако такая оценка предельных тепловых потоков при лазерной закалке с оплавлением может привести к значи-

тельным ошибкам из-за того, что до достижения $q_{\text{п}}^{\text{пор}}$ начинается интенсивный выброс расплава в виде капель и искривление поверхности под действием давления паров испаренного металла, а кроме того, из-за значительного роста поглощения. Поэтому для многих металлов может быть введена экспериментальная пороговая плотность мощности $q_{\text{п}}^{*}$ как некая псевдоконстанта:

Материал	Al	Cu	Fe	Cr	Mg
$q_{\text{п}}^{*} \cdot 10^{-6}$, Вт/см^2 . . .	2,4	2,6	0,3	0,22	0,97

Относительно корректное описание процесса нагрева с движением границы расплава может быть получено только с помощью численного решения при целом ряде упрощающих предположений (постоянство теплофизических констант, одномерность тепловых потоков, отсутствие переизлучения и конвекции на поверхности расплава и т. п.) [148].

Здесь будет изложен подход, используемый при плотности мощности в зоне обработки до 10^5 Вт/см^2, основанный на существовании псевдоконстанты $q_{\text{п}}^{*}$ и одномерности описания процесса по соотношениям (1), (2) [153]. На основании имеющегося опыта для обрабатываемых с оплавлением сталей вместо $q_{\text{п}}^{*}$ вводится предельная температура поверхности расплава T_S = 2010 К.

Расчет нагрева и охлаждения ведется по модифицированным соотношениям (1) и (2):

$$T(z,t) = T_0 + \frac{2q_{\text{п}}\sqrt{at}}{\lambda}\left[\text{ierfc}\frac{z}{2\sqrt{at}} - B\,\text{ierfc}\frac{\sqrt{z^2 + r_{\text{п}}^2}}{2\sqrt{at}}\right] \text{ при } t < \tau; \tag{14}$$

$$T(z,t) = T_0 + \frac{2q_{\text{п}}\sqrt{a}}{\lambda}\left\{\sqrt{t}\left[\text{ierfc}\frac{z}{2\sqrt{at}} - B\,\text{ierfc}\frac{\sqrt{z^2 + r_{\text{п}}^2}}{2\sqrt{at}}\right] - \right.$$

$$\left. - \sqrt{t-\tau}\left[\text{ierfc}\frac{z}{2\sqrt{a(t-\tau)}} - B\,\text{ierfc}\frac{\sqrt{z^2 + r_{\text{п}}^2}}{2\sqrt{a(t-\tau)}}\right]\right\} \text{ при } t > \tau, \tag{15}$$

где коэффициент B учитывает изменение теплофизических констант и коэффициента поглощения, унос материала при испарении, переизлучение с поверхности и т. п.

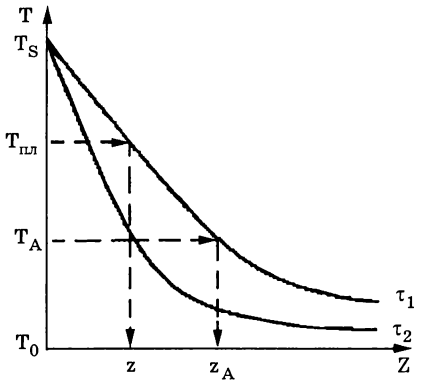


Рис. 10.4. К порядку определения глубины термоупрочнения при лазерной закалке с оплавлением при различных длительностях воздействия ($\tau_1 > \tau_2$)

При наличии закалки с оплавлением коэффициент B должен быть определен из уравнения (14) при условии, что при $t = \tau$ на поверхности достигнута температура $T(0, t) = T_S$ и $q_п < q_п^*$:

$$T_S = T_0 + \frac{2q_п\sqrt{a\tau}}{\lambda}\left[\frac{1}{\sqrt{\pi}} - B\,\mathrm{ierfc}\,\frac{r_п}{2\sqrt{a\tau}}\right]. \qquad (16)$$

Графики распределения температуры по глубине зоны термообработки в момент окончания лазерного воздействия оказываются исходящими из одной точки T_S (рис. 10.4).

На графике отмечены уровни температур плавления и аустенизации (T_A). Материал, имевший температуру выше $T_{пл}$, будет безусловно закаленным с однородной структурой. Микротвердость в зоне $0 < z < z^*$ останется примерно постоянной. В зоне $z^* < z < z_a$ будет находится граница зоны закалки, которую следует установить, рассчитав скорость охлаждения в точке z_a путем численного взятия производной в момент времени τ. Если скорость охлаждения превышает критическую скорость закалки для данной марки стали, то $Z_{зак} = z_a$. Если не превышает, то $Z_{зак} < z_a$ и границу зоны закалки следует установить, рассчитав $\partial T(z, t)/\partial z$ в нескольких точках в интервале $z^* < z < z_a$. Обычно скорость охлаждения существенно превышает критическую скорость закалки при всех допустимых $q_п$. Распределение микротвердости в зоне $z^* < z < z_a$ определяется маркой стали и ее исходным состоянием.

10.1.4. Технологические характеристики. Выбор режимов

К технологическим характеристикам упрочнения следует отнести размерные параметры (ширину и глубину зоны упрочнения), степень упрочнения (микротвердость), шероховатость.

Степень упрочнения зависит от типа материала и его исходного состояния. Для закаленных сталей уровень упрочнения выше, чем для отоженных.

Размерные параметры зависят, прежде всего, от энергетических характеристик излучения (плотности мощности, времени). Шероховатость при закалке с оплавлением импульсно-периодическим излучением с плотностью мощности, близкой к пороговой $q_{\text{п}}^*$ определяется, прежде всего, коэффициентом перекрытия $K_{\text{п}} = S/2r_{\text{п}}$, где S — шаг смещения детали за время между импульсами. Оптимальными являются $K_{\text{п}} = 0{,}6 \div 0{,}8$.

При закалке с оплавлением непрерывным излучением шероховатость определяется, прежде всего, распределением интенсивности излучения в фокальном пятне.

Выбор режимов при импульсно-периодической закалке можно произвести из следующих соображений.

Обычно степень и размеры зоны упрочнения для углеродистых сталей коррелированы с содержанием углерода, что можно использовать в качестве параметра для выбора режимов. Однако этот показатель не отражает различий в глубине и твердости упрочненного слоя в инструментальных сталях, так как большинство их имеют одинаковое содержание углерода. В связи с этим целесообразно различать стали по их углеродному эквиваленту, величина которого определяется по химическому составу стали:

$$C_{\text{э}} = [\text{C}] + \frac{[\text{Mn}]}{\alpha_1} + \frac{[\text{Si}]}{\alpha_2} + \frac{[\text{Ni}]}{\alpha_3} + \frac{[\text{Cr}]}{\alpha_4} + \frac{[\text{Mo}]}{\alpha_5} + \frac{[\text{Cu}]}{\alpha_6} + \frac{[\text{W}]}{\alpha_7} + \frac{[\text{V}]}{\alpha_8},$$

где [C], [Mn], ..., [V] — процентное содержание легирующих элементов; α_1— α_8 — коэффициенты.

Углеродные эквиваленты некоторых сталей:

Сталь	20	45	48	У10	9ХС	У12	ШХ15	ХВГ	Р6М5	Х12М
$C_{\text{э}}$ . . .	0,38	0,66	0,89	1,09	1,27	1,29	1,39	1,4	3,1	4,05

На рис. 10.5 представлена номограмма для определения режимов упрочнения импульсным лазерным излучением инструментальных сталей по заданной глубине уп-

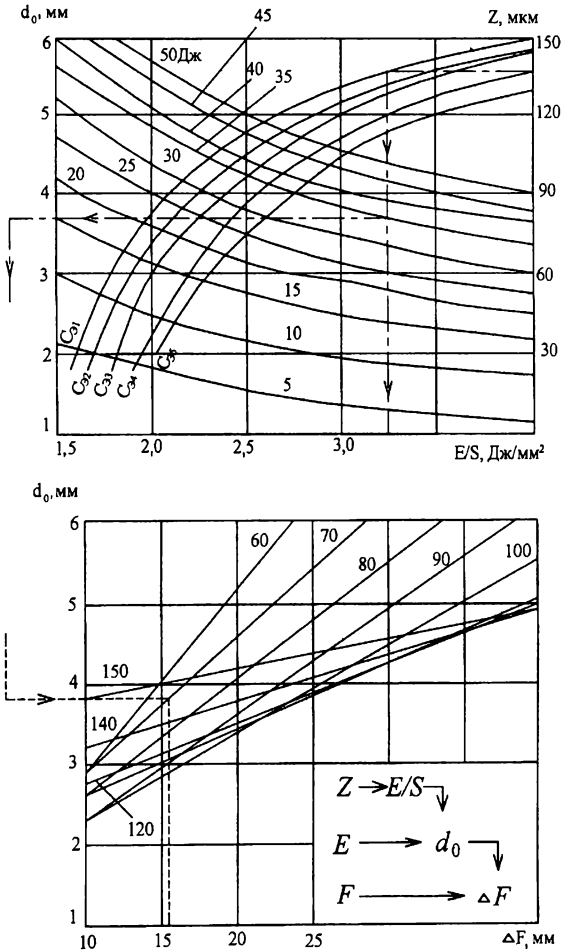


Рис. 10.5. Номограмма для выбора режимов упрочнения инструментальных сталей импульсным излучением без оплавления поверхности: $C_{э1}$ — У8; $C_{э2}$ — 9ХС; $C_{э3}$ — ХВГ; $C_{э4}$ — Х12М; $C_{э5}$ — Р6М5

рочненного слоя. С помощью этой номограммы можно решать и обратную задачу, т. е. по заданным режимам обработки и конструктивным особенностям определять глубину упрочненного слоя.

Например, для получения $Z_{зак} = 130$ мкм в стали У8 по кривой $C_{э1}$, выражающей зависимость $z = f(W_E)$, определяем необходимую плотность энергии лазерного излучения $W_E = E/S = 3{,}3$ Дж/мм^2. По известной W_E с учетом возможностей имеющегося оборудования выбираем энергию

излучения (E = 35 Дж) и определяем диаметр пятна фокусирования d_0 = 3,8 мм. По известному d_0 и заданному или выбранному фокусному расстоянию линзы (F = 70 мм) определяем степень смещения поверхности детали относительно фокальной плоскости линзы ΔF = 16 мм.

При выборе оптимальных режимов упрочнения инструментальных сталей в непрерывном режиме можно воспользоваться номограммой, построенной на основании экспериментальных данных (рис. 10.6). В ней используется в качестве энергетического параметра плотность энергии излучения $W_E = q\tau = qd_0/v$, где $d_0 = 2r_п$.

По зависимостям $h = zf_1(W_E)$ и $H_μ = f_2(W_E)$ устанавливается плотность энергии, соответствующая заданным $z_{зак}$ или $H_μ$. В соответствии с возможностями оборудования и с учетом максимальной производительности выбирается мощность излучения.

Так, оптимальные режимы лазерного упрочнения стали У10 при исходных данных ($z_{зак}$ = 580 мкм или $H_μ$ = 9550 МПа, Q_0 = 400 Вт) определяются следующим образом. Для обеспечения высокой производительности принимается диаметр пятна d_0 = 3 мм. Плотность энергии, соответствующая У10 и $z_{зак}$ = 580 мкм, составляет $2 \cdot 10^3$ Дж/см^2. Плотность мощности поглощенного излучения $q_п = 6 \cdot 10^3$ Вт/см^2.

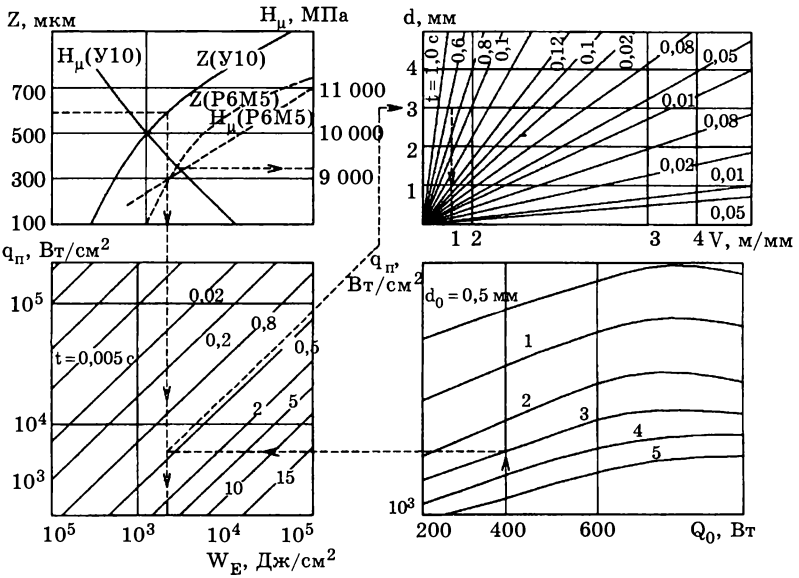


Рис. 10.6. Номограмма для выбора режимов упрочнения инструментальных сталей непрерывным излучением без оплавления

Необходимую плотность энергии W_E при $q_п = 6 \cdot 10^3$ Вт/см^2 можно получить, воздействуя излучением на обрабатываемую поверхность в течение 0,4 с. По длительности воздействия $\tau = 0{,}4$ с и диаметру пятна фокусирования $d_0 = 3$ мм устанавливают необходимую скорость обработки $\upsilon = 0{,}6$ м/мин.

Для выбора технологических режимов удобно использовать имеющиеся регрессионные модели, если уровни определяющих факторов, при которых они были получены, могут быть достигнуты в ходе подготовки производства.

Так, для газопорошковой лазерной наплавки сплава ПГ-СР2 [154] непрерывным излучением с эжекторным питателем может быть рекомендована модель для определения высоты h и ширины b наплавляемых валиков:

$$h \text{ (мм)} = 0{,}9925 + 0{,}0875X_1 - 0{,}6075X_2 + 0{,}15X_3 -$$

$$- 0{,}087X_1X_2 - 0{,}145X_1X_3 - 0{,}09X_2X_3 + 0{,}05X_1X_2X_3;$$

$$b \text{ (мм)} = 1{,}535 + 0{,}0575X_1 - 0{,}5925X_2 + 0{,}33X_3 -$$

$$-0{,}05X_1X_2 - 0{,}0125X_1X_3 - 0{,}0025X_2X_3 - 0{,}065X_1X_2X_3,$$

где X_1 — мощность; X_2 — скорость; X_3 — угол в плане. Уровни факторов: мощность — 1,5–4 кВт; скорость — 10–50 мм/с; угол $\pm\pi/2$ («навстречу» — «вслед»). Регрессионная модель была получена при неизменных значениях других, определяющих параметров: расход порошка 0,845 г/с, наклонная дистанция от среза сопла до точки наплавки 15 мм, угол между осью сопла и лазерным лучом 45°, расфокусировка 30 мм.

Новый интересный подход к использованию аппарата регрессионного анализа для определения стойкости лазерно-упрочненного токарного инструмента изложен в работе [147]. В соответствии с предложенной регрессионной моделью стойкость определяется комплексом параметров лазерного оборудования и эксплуатационных факторов. В окончательном варианте уравнение, описывающее функциональную связь стойкости упрочненного инструмента с физико-техническими параметрами после замены кодированных факторов натуральными, имеет вид:

$$T \text{ (ч)} = 306{,}73 - 16{,}49\upsilon + 317{,}75t - E + 3{,}34\gamma + 0{,}15\upsilon E -$$

$$- 1{,}11\upsilon\gamma - 3{,}47Et + 29{,}21t\gamma + 0{,}17\upsilon^2 - 128{,}64t^2,$$

где υ — скорость резания 35–50 м/мин; E — энергия импульсной термической обработки на ЛТУ «Квант 16» 20–35 Дж; t — глубина резания 0,5–1,5 мм; γ — передний угол резца 6–12°.

10.2. ЛАЗЕРНОЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ

Методы поверхностной лазерной обработки, к которым относятся лазерные закалка, аморфизация, легирование, наплавка, маркировка и очистка, занимают определенное место среди прочих лазерных технологий, основанных на использовании теплового воздействия на металлы. Соответственно можно выделить вполне конкретные типы лазеров и лазерных установок для термоупрочнения поверхностей металлов. Важнейшим параметром для всякого термического процесса является плотность теплового потока q (Вт/см^2). Для лазерной термообработки можно выделить диапазон плотности поглощенного на поверхности излучения, необходимый для получения требуемого эффекта. Вторым важнейшим фактором при нестационарных тепловых процессах является время воздействия. В зависимости от этих двух главных факторов можно систематизировать большинство лазерных термических технологий и указать необходимые типы лазеров для их реализации [114].

Для лазерной поверхностной обработки металлов с плотностью мощности в зоне обработки 10^4–10^6 Вт/см^2 в настоящее время используются несколько типов лазеров: твердотельные с активным элементом из искусственных кристаллов иттрий-алюминиевого граната, активированного неодимом (ИАГ-Nd), лазеры с излучающей молекулой CO_2, возбужденной в плазме тлеющего разряда, и очень перспективные для машиностроения диодные лазеры, имеющие наибольший КПД из всех лазеров, используемых для обработки материалов.

Это, конечно, не означает, что требуемые термические эффекты не могут быть достигнуты с помощью других типов лазеров достаточной мощности: на ионных переходах в инертных газах (Ar) и парах металлов (Cu), на колебательных переходах молекулы CO и т. д. ИАГ и CO_2-лазеры в настоящее время оказываются наиболее экономичными для реализации рассматриваемых технологических процессов.

Среди лазерных источников традиционно велика доля CO_2-лазеров, особенно среди лазеров высокой мощности (до 20 кВт). Установки с этими источниками составляют сейчас абсолютное большинство среди машин, применяемых для резки, сварки и термообработки. Магистральным направлением развития и совершенствования CO_2-лазеров является повышение их надежности и экономичности. Самые крупные успехи достигнуты здесь при создании волноводных лазеров с диффузионным охлаждением. Достойными представителями этого класса являются российские разработки Института лазерной физики (СПб), лазер «Олимп-200» ВА «Инструментс» (СПб) (рис. 10.7, табл. 10.2).

Среди мощных поперечно-проточных лазеров наилучшее качество демонстрируют «Bystronic», «Trumpf», «Rofin-Sinar». В табл. 10.3 приведены технические характеристики лазеров класса 3000 Вт, выпускаемых различными производителями.

Очень высокими темпами растет производство твердотельных лазеров (ТТЛ). Догоняя газовые по мощности излучения (в 2001 г. компания «Mitsubishi» представила твердотельный лазер мощностью 2,5 кВт), они превосходят их

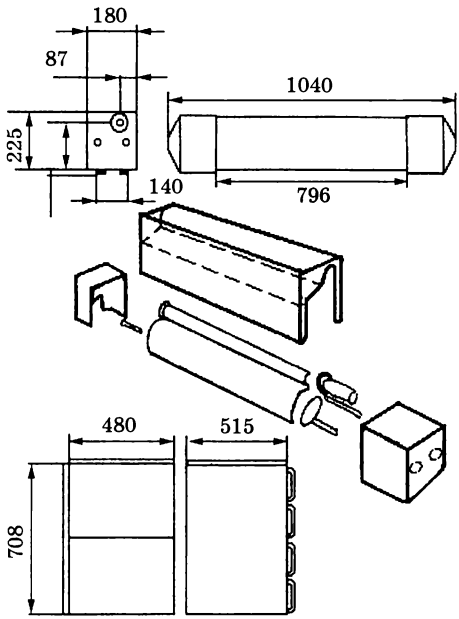


Рис. 10.7. Схема излучателя волноводного лазера «Олимп-200»

Таблица 10.2

Технические характеристики волноводного лазера «Олимп-200»

Средняя мощность, Вт	200
Мода излучения	Близкая к TEM_{00}
Расходимость излучения, мрад $M^2 < 1,3$	< 2,3
Стабильность мощности, %	3
Наработка на отказ, ч	5000
Диаметр пучка, мм	10
Поляризация	Линейная
Режим излучения	Импульсно-периодический
Пиковая мощность в импульсе, Вт	600
Длительность импульса, мкс	30–500
Частота импульсов, Гц	100–17 000
Электропитание, охлаждение: рабочие температуры, °С параметры сети расход воды, л/мин	 5–40 3×380; 4,5 кВА 3
Размеры, мм/вес, кг: лазерная головка блок питания	 1040×180×225/23 483×460×708/47

по технологичности, экономичности и массогабаритным показателям. Конкурентоспособность твердотельных лазеров заметно повысилась после появления ТТЛ с диодной накачкой, которые хотя и дороже ТТЛ с ламповой накачкой, но значительно экономичнее и надежнее их, а также после появления лазеров на дисковых активных элементах, обеспечивающих высокое качество излучения. Существенным технологическим преимуществом таких лазеров является возможность применять для транспортировки излучения гибкие световоды, благодаря чему на твердотельных лазерах созданы роботизированные лазерно-технологические комплексы (ЛТК), особенно широко используемые сейчас в автомобилестроении. В последние годы многие изготовители ТТЛ разработали и продвигают на рынок машины с управляемой временно́й структурой излучения. Делается это как с помощью управления накачкой, так и за счет использования акустооптических затворов. Такие машины обладают целым рядом технологических преимуществ. В табл. 10.4, 10.5 приводятся характеристики наи-

Таблица 10.3

Технические характеристики CO_2-лазеров с длиной волны 10,6 мкм

Параметр	TRUMPF (Германия)	ROFIN-SINAR (Германия)	PRS (США)	АВИТЕК (Россия, г. Вятка)	АЛТК (Россия, г. Новосибирск, ИТПМ СО РАН)
Мощность, Вт	3000	3000	3000	3000	3000
Диапазон регулирования, Вт	150–3000	300–3000	0–3000	100–3000	100–3500
Диаметр пучка, мм	20	41	18	18	40
Стабильность мощности, %	+/–2 %	–	+/–0,5 %	+/–0,5 %	+/–1 %
Расходимость, мрад	< 1,5	< 3	< 1,5	< 0,5	< 0,5
Параметры пучка	Типа «Q» mode	Типа «Q» mode	$TEM_{00+01+02+10}$	–	TEM_{00}
Расход газов, л/час:					
CO_2	–	–	–	18	15
N_2	1,5	2	1,25	–	–
He	6,6	15	7,25	–	–
Воздух	32	28	16,5	50	2

более качественных отечественных ТТЛ с ламповой накачкой Тульского машиностроительного завода, оснащаемых по запросам заказчиков волоконно-оптической системой транспортировки излучения в зону обработки (рис. 10.8, 10.9).

Постоянное совершенствование технологии изготовления лазерных диодов позволяет их производителям гаранти-

Таблица 10.4

Технические параметры твердотельных лазеров

Модель	Средняя мощность, Вт	Частота, Гц	Длительность импульсов, мс
МЛТ-500	500	Непрерывная	
МЛТИ-500	500	1...1000	0,1...50
МЛТИ-200	200	1...1000	0,1...50
МЛТИ-1200	1000	1...1000	0,1...50
МЛТ-100	100	5000...50 000	0,001...0,005

Примечание. Длина волны 1,064 мкм.

Таблица 10.5

Технические характеристики лазера МЛТИ-500

Излучатель:	
выходная мощность, кВт	Не менее 0,4
масса, кг	15
габариты, мм	130×110×700
расходимость, мрад	Не более 1,3
Блоки управления и охлаждения лазера:	
габариты, мм	920×600×600
масса, кг	56
потребляемая мощность (380 В, 50 Гц), кВт	20
Оптоволоконная система транспортировки и фокусирования:	
диаметр волокна, мм	1
количество асферических линз	2
фокусное расстояние, мм	75
длина оптического кабеля, м	Не более 10
ослабление волокна на длине 10 м, %	Не более 20
диаметр сопла, мм	0,8–1,5
диапазон автоматической регулировки зазора от среза сопла до поверхности металла, мм	0,3–7
Охлаждение (внешний контур), л/мин	4,5

ровать до 11 тыс. ч наработки на отказ. Сейчас на основе диодных лазеров уже созданы ЛТК для сварки и термообработки, в том числе с использованием волоконно-оптических систем транспортировки излучения. В последние годы фирмами «Nuvonix Inc.» и «Rofin-Sinar» были раз-

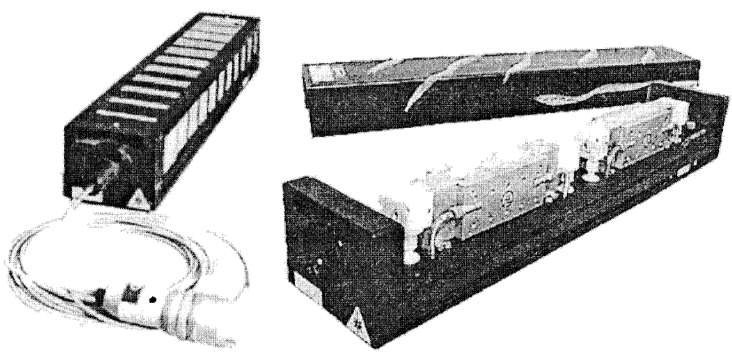


Рис. 10.8. Излучатель МЛТИ-500 и волоконно-оптическая система транспортировки и фокусировки излучения

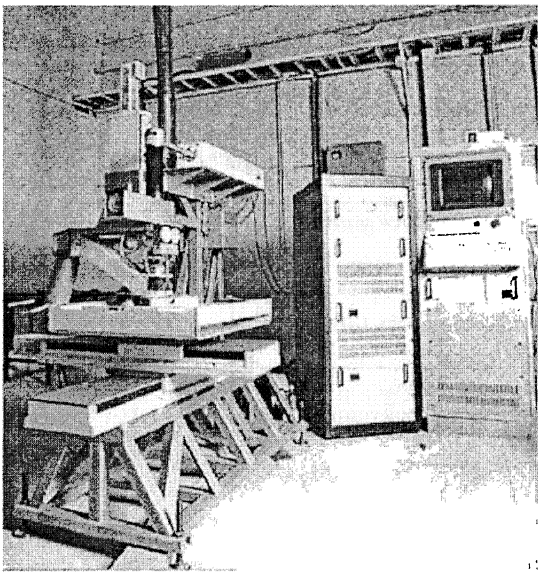


Рис. 10.9. Технологический комплекс на базе лазера МЛТИ-500

работаны и выпущены на рынок мощные диодные лазеры для машиностроительных применений.

Эти источники лазерного излучения не только компактны и имеют высокий КПД (порядка 30 %), но и практически не требуют обслуживания при эксплуатации. Возможность изменять геометрию пятна нагрева делает данный источник весьма подходящим для сварки, плавки и других технологий поверхностной обработки.

В зависимости от конкретного применения выпускаются диодные лазеры с прямоугольным или квадратным сечением луча. Так, лазеры, предназначенные для поверхностной обработки, имеют высокую импульсную мощность (до 6 кВт) и достаточно большое сечение луча в фокальной плоскости (примерно 1 $см^2$).

В некоторых лазерных системах квадратный луч диодного лазера вводится в гибкое оптоволокно. Радиальная симметрия выходящего излучения делает результат обработки не зависящим от направления перемещения источника нагрева и хорошо подходит для обработки трехмерных изделий с помощью роботизированных систем.

Одним из очевидных применений мощных диодных лазеров является поверхностная обработка. Их излучение более эффективно, чем излучение CO_2-лазера, поглощается

металлами благодаря более короткой длине волны генерируемого излучения (808 или 940 нм). Главным преимуществом мощных излучателей на основе диодных лазеров по сравнению с ИАГ-Nd-установками являются более низкие капитальные и текущие затраты. Использование диодных лазеров в производстве имеет сравнительно небольшую историю, но накопленный к настоящему времени положительный опыт вселяет уверенность в их дальнейшем развитии.

10.3. ЛАЗЕРНАЯ ЗАКАЛКА СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Лазер используется для поверхностной закалки, как один из главных инструментов для получения покрытий и как вспомогательное средство при методах химического (CVD) и физического (PVD) нанесения тонких пленок.

Преимуществом лазерной закалки является эффект самозакалки (нет необходимости в закалочных средах), уменьшение деформаций по сравнению с традиционными методами объемной и поверхностной закалки, автоматизация процесса, получение более высоких механических и эксплуатационных свойств материалов по сравнению с традиционными способами поверхностного упрочнения. Лазерная очистка уменьшает число дефектов поверхности (поры, включения), улучшает структуру сплавов. В случае использования лазерной обработки (ЛО) для нанесения покрытий их структура может быть полностью изменена. При лазерном воздействии на соответствующую среду могут быть получены аморфные или кристаллические материалы (алмазные пленки или покрытия из метастабильного углерода). Аморфизация лазерным лучом — метод модификации поверхности с получением замороженного стеклообразного состояния [115].

Лазерная закалка перспективна для изделий, долговечность которых лимитируется износостойкостью, а также тех изделий, у которых из-за сложной их конфигурации возможно значительное коробление при проведении упрочняющей обработки. Поверхностной лазерной обработке подвергается инструмент из углеродистых (У8А, У10А и др.), легированных (ХВГ, 9ХС, Х, 5ХВ2С), высоколегированных (Х12, Х12М, Х12Ф, ХВГ), быстрорежущих (Р18, Р9, Р6М5, Р12, Р6М5К5) и других сталей, прошедший объемную термическую обработку, окончательное шлифование и

заточку. Лазерную закалку и лазерную химико-термическую обработку проводят в различных газовых средах: на воздухе, в среде азота или аргона. Лазерная обработка проводится с оплавлением и без оплавления поверхностного слоя. Она позволяет осуществлять нанесение на рабочие поверхности тонких пленок, обеспечивающих значительное повышение износостойкости инструмента.

10.3.1. Лазерная закалка углеродистых и легированных инструментальных сталей

Лазерная закалка обеспечивает повышение твердости сталей по сравнению с обычной закалкой за счет измельчения кристаллов мартенсита и увеличения плотности дислокаций (при импульсной лазерной закалке стали 45 плотность дислокаций достигает $30 \cdot 10^{10}/см^2$, после обычной — $0{,}3 \cdot 10^{10}/см^2$).

При ЛО с оплавлением эвтектоидных и заэвтектоидных углеродистых сталей в зоне оплавления кроме мелкокристаллического мартенсита присутствует остаточный аустенит: в стали У8 — 39 %, а в стали У10 — до 45 %. По этой причине твердость стали У10 ниже, чем стали У8, но остается высокой вследствие фазового наклепа. Микротвердость стали изменяется по глубине упрочненного слоя — зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) (табл. 10.6).

Обработка сталей У8 и У9 проводилась с оплавлением на глубину ~50 мкм непрерывным излучением лазера мощностью P = 1 кВт (скорость перемещения лазерного луча $v_л$ = 1,7 мм/с). При этом микротвердость возрастает на глубине ~0,35 мм [116]. На стали У12 [117], также в отожженном состоянии, в зависимости от скорости перемещения лазерного луча глубина упрочненной зоны составляет от 0,15–0,60 мм.

Лазерное термоупрочнение перспективно для повышения эксплуатационных свойств деревообрабатывающего инструмента. ЛО сталей проводилась на газовом лазере EFA-53, P = = 2,5 кВт («Coherent General», США) и лазере «Хебр-1», P = = 1,3 кВт (Болгария), при скорости перемещения лазерного луча от 10–60 мм/с. Значения максимальной твердости на поверхности стали после лазерной обработки по оптимальным режимам (P = 1 кВт) приведены в табл. 10.7. Стали предварительно подвергались стандартной заводской термической обработке (СТО) и оксидированию [118].

Таблица 10.6

Изменение микротвердости по глубине ЗЛВ сталей У8, У9 и У12

Марка стали	$v_л$, м/мин	Микротвердость H_{50}, на расстоянии от поверхности									
		0 мм	0,05 мм	0,1 мм	0,15 мм	0,2 мм	0,25 мм	0,3 мм	0,4 мм	0,6/0,65 мм	0,9 мм
У8	1,1	1070	–	–	–	1000	–	350–410	350–410	–	–
У9		1000	1150	950	890	1000	620	550	550	–	550
У12	0,6	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000 300	300
	1,8	–	1050	1050	1050	1100	1200	1100	300	300	300
	4,2	–	1200	1000	1000	300	300	300	–	–	–

Таблица 10.7

Зависимость твердости поверхности от режимов ЛО

Марка стали	Тип инструмента (пил)	Твердость после СТО HRC	Скорость перемещения лазерного луча, мм/с	Мощность лазера P, кВт	Твердость поверхности Н, ГПа (максимальная)
9ХФ	Рамные	43–47	40–45	1	10,6–10,8
9ХМФ	Дисковые	40–44	40–45	1	10,6–10,8
9ХФ	Широколенточные	40–44	25–30	1	9,4–9,6
8Н1А	»	40–44	25–30	1	9,4–9,6
7Н2МФА	»	40–44	25–30	1	9,9–10,2
9ХМФ	Узколенточные	44–46	55–60	1,2	10,4–10,6
У10А	»	44–46	55–60	1,2	10,4–10,6
У10АГ	»	44–46	55–60	1,2	10,2–10,4

Примечание. Марки стали 9ХФ, 9ХМФ, У10А и У10АГ даны по ГОСТ 5960–73; 8Н1А, 7Н2МФА — по ТУ-4-1419–87.

Распределение твердости по глубине зоны лазерного воздействия представлено в табл. 10.8.

После ЛО в сталях У10А и У10АГ наблюдается резкое снижение твердости на расстоянии 0,25–0,3 мм, более плавное снижение твердости у стали 9ХМФ связано с влиянием карбидообразующих легирующих элементов на устойчивость аустенита и карбидной фазы.

Легирование никелем стали 8Н1А, а 7Н2МФА помимо никеля молибденом и ванадием увеличивает упрочненную зону и обеспечивает более плавный переход от высокой твердости поверхности к сердцевине. В табл. 10.9 представлены данные, характеризующие влияние мощности излучения (при постоянной скорости перемещения лазерного луча) и скорости перемещения лазерного луча (при постоянной мощности) на глубину зоны упрочнения сталей.

При всех режимах обработки максимальная глубина упрочнения получена на стали 7Н2МФА.

Очевидна целесообразность лазерного упрочнения инструмента, изготовленного из указанных марок сталей, особенно из легированных 9ХМФ, 8Н1А, 7Н2МФА, при ЛО которых обеспечиваются высокая поверхностная твердость, достаточная глубина упрочненного слоя и плавный переход от высокой твердости поверхности к твердости сердцевины, что препятствует растрескиванию и отслоению упрочненной зоны.

Лазерная закалка импульсным излучением инструментальных сталей на небольшую глубину чаще проводится без оплавления поверхностного слоя (табл. 10.10) [119, 120] и с оплавлением при значительной глубине упрочненного слоя (табл. 10.11). Значения критической плотности энергии лазерного излучения E, глубины упрочненного слоя z, некоторых марок сталей при разных диаметрах «пятен закалки» $d_п$, микротвердость до и после упрочнения приведены в табл. 10.10.

При закалке с оплавлением пониженная твердость в поверхностном слое стали У8 связана с присутствием остаточного аустенита, а в сталях ХВГ и ШХ15 — с образованием столбчатых дендритов.

Износостойкость инструментальных сталей может быть повышена лазерной закалкой, в процессе которой обеспечивается высокоскоростная перекристаллизация стали. Высокоскоростная перекристаллизация имеет место при $v_s > 0{,}014$ м/с, т. е. при скорости перемещения лазерного луча $v_л = 0{,}042$ м/с, $v_s = v_л \cos\theta \cos\varphi$, где θ — угол между

Таблица 10.8

Изменение твердости по глубине ЗВЛ

Марка стали	Твердость HRC по глубине ЗЛВ									
	0,03 мм	0,1 мм	0,2 мм	0,25 мм	0,3 мм	0,4 мм	0,5 мм	0,55 мм	0,6 мм	0,7 мм
У10	68–73	70–78	70–78	68–72	32	38	41	38–48	38–48	38–48
У10АГ	68–73	70–78	70–78	68–72	39	40	41	38–48	38–48	38–48
9ХМФ	68–73	70–78	70–78	68–72	50	41	41	38–48	38–48	38–48
8Н1А	62–70	63–72	65–72	63–72	63–72	36	42	42	38–48	38–48
7Н2МФА	62–70	63–72	65–72	63–72	63–72	58	45	42	38-48	38–48

Таблица 10.9

Влияние мощности излучения и скорости перемещения лазерного луча на глубину зоны упрочнения

Марка стали	Глубина упрочненной зоны h, мм							
	В зависимости от мощности ($\upsilon_л$ = 40 мм/с)				В зависимости от скорости перемещения лазерного луча (P = 500 Вт)			
	500 Вт	800 Вт	1100 Вт	1400 Вт	15 мм/с	30 мм/с	45 мм/с	60 мм/с
У10А	0,06	0,18	0,26	0,34	0,29	0,16	0,08	0,03
У10АГ	0,07	0,22	0,31	0,38	0,33	0,17	0,09	0,05
9ХФМ	0,11	0,19	0,28	0,31	0,25	0,17	0,11	0,08
7Н2МФА	0,18	0,28	0,33	0,37	0,34	0,24	0,16	0,11

Таблица 10.10

Режимы лазерной закалки инструментальных сталей на импульсном лазере без оплавления поверхностного слоя и свойства упрочненного слоя

Марка стали	E, Дж					z, мкм					HV_{100}	
	Диаметр пятна $d_п$, мм											
	2	3	3,6	4	4,5	2	3	3,6	4	4,5	исходная	после лазерной закалки
У8	9	23	31	41	54	108	117	126	132	136	708	1070
ХВГ	8	22	30	39	51	103	114	121	127	131	734	976
9ХС	8	21	29	37	49	98	112	117	124	129	708	1023
Х12М	7,5	20	28	35	46	91	103	112	115	119	764	934
Р6М5	7	18	26	32	43	82	91	103	107	113	794	871

Примечание. Критическими режимами лазерного излучения считаются те, которые не приводят к ухудшению шероховатости поверхности при максимальной глубине упрочнения.

Таблица 10.11

Изменение твердости по глубине упрочненного слоя сталей У8, ХВГ и ШХ15 при закалке с оплавлением на импульсном лазере

Марка стали	Твердость $HV \times 10^{-7}$ по глубине ЗЛВ							
	0 мм	0,02 мм	0,04 мм	0,06 мм	0,08 мм	0,1 мм	0,15 мм	0,2 мм
У8	870	870	820	400	500	610	700	700
ХВГ	640	640	800	900	880	700	450	680
ШХ15	620	620	790	800	820	800	400	600

вектором скорости движения луча лазера и нормалью к поверхности раздела фаз (направление теплового градиента); φ — угол между нормалью к поверхности раздела фаз и направлением роста дендрита. Переход к области высокоскоростной перекристаллизации стали (для стали 45 происходит при $\upsilon_л = 0{,}042$ м/с) сопровождается морфологическим переходом от дендритно-зеренной к дендритной (ячеистой) структуре. В этом случае анизотропия поверхностной энергии не оказывает влияния на направление роста кристаллов и их рост регулируется только процессами тепломассопереноса, что предотвращает образование микротрещин на поверхности. Износостойкость поверхностных слоев в зоне плавления и ЗЛВ после лазерной высокоскоростной перекристаллизации стали зависит от характерного размера элементов структуры (табл. 10.12) [121].

При лазерной закалке непрерывным излучением высоколегированных сталей типа Х12М, Р6М5 и Р18 с оплавлением режим обработки должен выбираться особенно тщательно, так как повышенное количество аустенита в поверхностном слое может привести к падению твердости ниже исходного уровня (табл. 10.13) [122]. Стали Х12М и Р6М5 проходили предварительную стандартную объемную термообработку: закалку и отпуск при 200 °С и 560 °С,

Таблица 10.12

Износостойкость стали 9ХС, подвергнутой лазерной высокоскоростной перекристаллизации

Исходная твердость HRC	Твердость ЗЛВ HV	$\upsilon_s \times 10^2$, м/с	D, мкм	$I \times 10^8$		Вид предварительной обработки
				без Ni	с Ni*	
–	254–542	3,2	0,45	2,62	1,99	Без термической обработки
28–30	322–572	3,2	0,44	1,82	1,08	Предварительная термическая обработка
38–42	351–727	3,2	0,45	2,17	2,15	
48–52	420–824	3,2	0,48	2,45	0,99	
57–64	464–946	3,2	0,43	2,07	2,04	

Примечание. υ_s — скорость кристаллизации; D — характерный размер структуры в зоне плавления; ЗЛВ — твердость ниже зоны плавления; I — относительный износ, определяемый по формуле $I = \Delta h/\pi D n$, где Δh — глубина износа; D — диаметр диска; n — число циклов.

* Перед лазерной закалкой наносилась обмазка, содержащая Ni.

Таблица 10.13

Изменение микротвердости HV по глубине ЗЛВ сталей Х12М, Р6М5 и Р18

Сталь	Режим ЛО	Твердость, HV×10 по глубине ЗЛВ											
		0 мм	0,05 мм	0,1 мм	0,2 мм	0,3 мм	0,4 мм	0,6 мм	0,8 мм	0,9 мм	1,0 мм	1,2 мм	1,4 мм
Х12М	1	450	500	500	500	500	500	500	500	480	900	910	800
	2	500	500	500	500	500	1000	1000	1000	1000	800	800	800
Р6М5	1	1000	950	900	890	1000	650	650	–	–	–	–	–
	2	350	360	400	300	400	1110	800	800	800	–	–	–
Р18(1)	3	850	850	850	850	800	750	670	680	680	730	780	780
Р18(2)	3	890	890	890	890	800	750	670	700	800	800	830	830

Примечания. 1. ЛО стали Х12М проводилась по двум режимам: 1) непрерывное излучение, мощность лазера P = 1,5 кВт, $v_л$ = 4,1 мм/с; 2) непрерывное излучение, мощность лазера P = 550 Вт, $v_л$ = 1,2 см/с, $d_п$ = 0,3 см, плотность мощности $q = 0{,}8 \cdot 10^4$ Вт/см^2 [123]. 2. ЛО стали Р6М5 проводилась по двум режимам: 1) непрерывное излучение, мощность лазера P = 1,0 кВт, $v_л$ = 8,3 мм/с; 2) непрерывное излучение, мощность лазера P = 1,5 кВт, $v_л$ = 47 мм/с. 3. ЛО стали Р18 — непрерывное излучение, мощность лазера P = 550 Вт, $v_л$ = 2,6 мм/с, А = 0,6 (перед лазерной обработкой наносилась черная типографская краска, слой ~40 мкм) [124].

2 раза по 1 ч, соответственно, исходная твердость HV 800; сталь Р18 подвергалась предварительной термообработке по двум режимам: Р18(1) — закалка от 1280 °С; Р18(2) — закалка от 1280 °С, отпуск 560 °С, 3 раза по 1 ч.

Как видно из табл. 10.13, в зоне оплавления твердость высокоуглеродистой ледебуритной стали Х12М невелика и составляет 400–510 HV, что определяется структурой (первичные дендриты аустенита, в междендритных участках небольшое количество эвтектики). Лазерная обработка по второму режиму стали Х12М уменьшает зону с пониженной твердостью до 0,3 мм, после ЛО этот слой может быть сошлифован.

Наибольший эффект упрочнения стали Р18 достигается в том случае, если сталь проходила полный цикл предварительной термической обработки (закалка от 1280 °С, отпуск 560 °С, 3 раза по 1 ч).

Влияние лазерного отпуска и двойной лазерной закалки на свойства сталей. Для изменения структуры и свойств стали в желаемом направлении при проведении лазерной обработки могут быть использованы следующие технологические операции: стандартная объемная термообработка, лазерный отпуск и лазерная закалка. Эта последовательность операций, в сравнении с лазерной закалкой без предварительного отпуска, при достижении примерно одинаковых значений микротвердости и глубины упрочненного слоя, способствует формированию более дисперсной структуры, уменьшению количества остаточного аустенита (табл. 10.14).

Таблица 10.14

Влияние лазерного отпуска, выполненного перед лазерной закалкой, на свойства поверхностного слоя сталей, прошедших предварительную стандартную объемную термическую обработку

Марка стали	Скорость лазерного луча, мм/с	Лазерная закалка исходной структуры/ лазерная закалка зоны лазерного отпуска		
		Количество $A_{ост}$, %	Твердость HV, ГПа	Глубина слоя, мм
9ХС	3,7 2,6	–	9,8/9,8	0,3/0,3
Х12М	3,7 2,6	49±5/28±3 73±5/–	8,0/8,0	0,25/0,24

Примечание. Режим лазерной обработки: непрерывное излучение (q = = 6,5 · 10^3 Вт/см^2).

Количество остаточного аустенита влияет на величину и характер распределения остаточных напряжений в зоне лазерного воздействия. С уменьшением остаточного аустенита и увеличением количества насыщенного мартенсита в обработанной полосе формируются сжимающие напряжения.

Формированию структуры и свойств стали в желаемом направлении при проведении ЛО может способствовать применение двукратной лазерной закалки [124]. В результате проявления эффекта накопления энергии внутреннего наклепа повторный быстрый лазерный нагрев до аустенитной области сопровождается снижением температуры начала аустенитного превращения. Наряду со снижением температуры растворения вторичных карбидов M_6C это приводит к большей завершенности процесса аустенизации с бóльшим насыщением твердого раствора углеродом и легирующими элементами при их ускоренной диффузии. Этот процесс сопровождается значительным повышением микротвердости зоны двукратной лазерной закалки от максимальных температур 1230–1250 °С. Количество остаточного аустенита при этом возрастает до 30 %. Эпюры остаточных напряжений почти симметричны относительно середины полосы. Распределение микротвердости по глубине зон однократной и двукратной закалки и остаточных напряжений сжатия σ_y в поперечном направлении относительно направления перемещения луча после обработки непрерывным лазерным излучением отожженной стали Р18 приведено в табл. 10.15.

Рост остаточных напряжений сжатия σ_y в зоне двукратной закалки свидетельствует об образовании мартенситной структуры с повышенным содержанием углерода и бóльшим уровнем легированности, чем при однократной лазерной закалке. Эффект двукратной лазерной закалки связан не с возрастанием длительности лазерного воздействия, а с изменением кинетики структурно-фазовых превращений. Повышение микротвердости, связанное с увеличением длительности лазерного воздействия (примерно до 7 ГПа), не достигает тех значений, которые получены при двукратной лазерной закалке.

Величина и знак остаточных напряжений оказывают значительное влияние на износостойкость, усталостную прочность, коррозионную стойкость и другие свойства термоупрочненного лазером поверхностного участка инструмента.

Таблица 10.15

Свойства поверхностно упрочненного ЛО слоя отожженной стали Р18

Распределение микротвердости H, ГПа, по глубине зон однократной/двукратной закалки непрерывным лазерным излучением								Распределение остаточных напряжений сжатия σ_y, ГПа, по поверхности зоны однократной/двукратной закалки y				
0,05 мм	0,1 мм	0,15 мм	0,2 мм	0,25 мм	0,3 мм	0,35 мм	0,4 мм	0 мм	+2 мм	+3 мм	+4 мм	+5 мм
4,8/8,0	4,5/7,0	4,0/5,8	3,0/5,0	3,0/5,0	–/4,7	–/3,9	–/3,0	–0,85/–1,2	–0,83/–1,2	–0,78/–1,1	–0,5/–0,8	–0,4/–0,4

Примечания. 1. Твердость на поверхности 5,0/8,5 ГПа при однократной (числитель)/двукратной (знаменатель) закалке непрерывным лазерным излучением. 2. В числителе приведены значения твердости и остаточных напряжений сжатия при однократной закалке, в знаменателе — при двукратной закалке.

Таблица 10.16

Ширина запрещенной зоны полиоксидных пленок, формирующихся при окислении стали Р6М5

Режим обработки	Ширина запрещенной зоны E^g, эВ, в зависимости от температуры закалки											
	Окисление при 400 °С					Окисление при 500 °С			Окисление при 600 °С			
	1000 °С	1100 °С	1200 °С	1300 °С	1000 °С	1100 °С	1200 °С	1300 °С	1000 °С	1100 °С	1200 °С	1300 °С
Закалка и окисление	1,22	1,25	1,25	1,28	1,44	1,46	1,47	1,48	1,62	1,68	1,73	1,7
Закалка, обработка лазерным излучением 10^5 Вт/см^2	1,35	1,36	1,37	1,39	1,53	1,56	1,56	1,55	1,72	1,77	1,79	1,77
Закалка, обработка лазерным излучением 10^6 Вт/см^2	1,3	1,32	1,33	1,34	1,49	1,5	1,5	1,5	1,69	1,72	1,76	1,73

Влияние режимов лазерной обработки на свойства полиоксидных пленок и износостойкость режущего инструмента. Свойства поверхности инструментальных сталей (в том числе определяемые образованием и функционированием поверхностных оксидных структур) имеют важное значение, так как влияют на процессы трения и износа. Полупроводниковые оксидные пленки, образующиеся в процессе резания металлов на контактных поверхностях инструмента, оказывают заметное влияние на его износостойкость. Ряд важнейших свойств полупроводниковых оксидных пленок (теплопроводность, теплоемкость, адсорбционная и каталитическая активность и др.) определяется шириной запрещенной зоны и положением уровня Ферми. Изменяя энергетические характеристики запрещенной зоны полиоксидных соединений, образующихся на контактных поверхностях, можно влиять на химическую активность и диффузионную подвижность атомов контактирующих материалов, коэффициент трения, характер адгезии и, в конечном итоге, на характеристику износа [126].

Энергетические параметры запрещенной зоны оксидных полупроводниковых структур можно изменять за счет инициирования процессов окисления и твердофазных реакций между отдельными элементами и оксидными соединениями, путем активации внешними воздействиями (предварительная термическая обработка, обработка поверхности высококонцентрированными источниками энергии, нанесение покрытий и др.). Свойства полиоксидных пленок (ширина запрещенной зоны) на поверхности быстрорежущей стали Р6М5, полученных в процессе нагрева образцов при 400, 500 и 600 °С в электрической печи с открытым доступом атмосферного воздуха, зависят от режимов предварительной термической обработки (температуры нагрева при закалке, количества отпусков), режима обработки лазерным излучением, температуры нагрева, при которой происходило образование полиоксидных пленок (табл. 10.16).

Таким образом, при окислительном нагреве на поверхности стали Р6М5, подвергнутой предварительной закалке от 1200 °С, формируются оксидные слои с наибольшей шириной запрещенной зоны. Обработка стали Р6М5 лазерным излучением изменяет химический состав поверхностных слоев, что приводит к формированию полиоксидной пленки с большей шириной запрещенной зоны. Увеличение плотности энергии лазерного излучения до 10^6 Вт/см^2 приводит

к уменьшению ширины запрещенной зоны, что связано с увеличением степени оплавления поверхности.

Установлена корреляционная зависимость между износостойкостью режущих инструментов и шириной запрещенной зоны полиоксидных пленок, формировавшихся при температурах, равных средним температурам в зоне резания. С увеличением E^g износостойкость в основном возрастает. Повышение износостойкости сверл на 15–20 % при сверлении стали 45 и на 25–30 % при сверлении стали Х17Н13М2Т после их обработки лазерным излучением объясняется в том числе и изменением свойств оксидных пленок, формирующихся в процессе резания на контактных гранях сверл.

10.3.2. Лазерная закалка штампов прессов для холодной штамповки, изготовленных из половинчатого чугуна

Применение лазерной закалки позволяет использовать половинчатый чугун для изготовления штампов прессов для холодной штамповки. Его состав: 3,15 % C, 2,95 % Si, 4,7 % Mn, 2,06 % Cr, 0,3 % Cu, 0,072 % P, 0,012 % S. Твердость отливки из чугуна 33–37 HRC. Для лазерной обработки использовался лазер с непрерывным излучением — Кардамон ЛГ-701, P = 800 Вт , скорость луча 300, 600, 900, 1200 мм/мин, ширина дорожки 2,3; 1,9; 1,8 и 1,5 мм. Режимы объемной термической обработки и ла-

Таблица 10.17

Свойства половинчатого чугуна после объемной и лазерной обработки

Режим объемной термической обработки	Твердость после объемной обработки HRC	Скорость луча v, мм/мин	Твердость после лазерной обработки HV(HRC)	Глубина зоны упрочнения, мкм
Исходное состояние	33–37	300–900	860(66)/500*	880–820
Закалка с 950 °С, выдержка 1 ч	27–33		–	–
Отпуск при 450–550 °С , 3 ч	41–55	1200	840(62)/610** 860(66)/(60)***	500

* В числителе приведена твердость в зоне оплавления, в знаменателе — в зоне термического влияния.

** Объемная термическая обработка — закалка + отпуск 450 °С.

*** Объемная термическая обработка — закалка + отпуск 500 °С.

зерной закалки половинчатого чугуна приведены в табл. 10.17.

Повышение твердости после лазерной закалки связано с образованием мелкодисперсной структуры, структура в зоне обработки — ледебурит и мартенсит.

Исходная структура чугуна не влияет на величину зоны упрочнения. Испытания штампов из половинчатого чугуна на прессах холодной штамповки К-741 показали повышение стойкости после лазерной обработки в 3–5 раз [127].

10.3.3. Комплексное лазерное и криогенное упрочнение

Лазерная закалка эвтектоидных, заэвтектоидных углеродистых, легированных и особенно высоколегированных инструментальных сталей не всегда обеспечивает необходимую твердость поверхностного слоя, что связано с присутствием в структуре стали кроме мартенсита и карбидов значительного количества остаточного аустенита (до 40–60 %). Для его уменьшения после лазерной закалки упрочняемой поверхности вся деталь охлаждается в среде жидкого азота или другой среде, обеспечивающей охлаждение стали данной марки до температуры ниже точки конца мартенситного превращения. При криогенной обработке уменьшается количество остаточного аустенита в упрочненном слое, что приводит к повышению микротвердости в поверхностном слое и уменьшению изнашивания по сравнению с лазерной закалкой (табл. 10.18) [128].

При комплексном применении лазерной закалки и криогенной обработки не происходит растрескивания изделий при извлечении из жидкого азота, а также в процессе испытаний.

Таблица 10.18

Микротвердость инструментальной стали после комплексного лазерно-криогенного упрочнения

Марка стали	Микротвердость HV после упрочнения		
	Исходная (закалка и отпуск)	Лазерная закалка	Лазерная закалка + криогенная обработка
У12	734	976	1070
ХВГ	734	976	1110
Р6М5	834	934	1070

10.4. ЛАЗЕРНАЯ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Лазерная химико-термическая обработка включает лазерное легирование, традиционную химико-термическую обработку + лазерную обработку, нанесение покрытий методом физического или химического осаждения с последующей лазерной обработкой.

10.4.1. Лазерное легирование с использованием традиционных методов химико-термической обработки

Износостойкость инструмента может быть значительно повышена при применении традиционных методов химико-термической обработки, в том числе борирования, позволяющего получить наиболее высокие значения твердости поверхностного слоя. Однако существенным недостатком упрочненного слоя является повышенная хрупкость, что приводит к его сколу с рабочих кромок инструмента. Для устранения этого недостатка после диффузионного борирования следует проводить ЛО острых кромок инструмента. При лазерной обработке происходит выравнивание концентрации легирующего элемента по упрочненному слою, обеспечивается более плавный переход твердости от поверхности к основе, что повышает его вязкость. Повысить вязкость поверхностно упрочненного слоя можно и непосредственно за счет лазерного легирования (табл. 10.19). Обработка проводилась лазером «Латус 31» мощностью 1000 Вт. При этом диффузионные слои играют роль покрытий с большим коэффициентом поглощения. Боридные слои после ЛО становятся более плотными, твердость их возрастает.

С целью повышения износостойкости режущего инструмента после объемной термообработки часто используется цианирование или карбонитрация. Дополнительная лазерная обработка позволяет повысить механические и технологические свойства материала (табл. 10.20).

Температура теплостойкости стали Р6М5 составляет 620 °С, лазерная закалка позволяет поднять ее в зависимости от плотности энергии (табл. 10.21).

Лазерная термическая обработка после СТО и цианирования повышает износостойкость инструмента при обра-

Таблица 10.19

Режимы обработки и свойства поверхностно упрочненных слоев сталей

Марка стали	Режим (вид) обработки, предшествовавшей ЛО	Режим ЛО	Микротвердость по зоне упрочнения HV	Вид инструмента
У8	Нанесение пасты, содержащей порошки бора и борида вольфрама (толщина слоя обмазки 0,2 мм)	Лазерное легирование, плотность мощности $q = 0{,}24 \cdot 10^5$ Вт/см^2, $v_л = 5 \div 7$ мм/с	~1100	Ножи, кусачки
6ХС	Нанесение пасты, содержащей порошки бора (толщина слоя обмазки 0,15 мм)	Лазерное легирование, плотность мощности $q = 0{,}23 \cdot 10^5$ Вт/см^2, $v_л = 8$ мм/с	1100/450 (исходная твердость)	–
Х12М	Диффузионное борирование с использованием паст БКБ-1, БКБ-2	Лазерная закалка, плотность мощности $q = 0{,}24 \cdot 10^5$ Вт/см^2, $v_л = 12$ мм/с	1800/1400 (исходная твердость)	Пуансоны штампов холодного деформирования

Таблица 10.20

Микротвердость упрочненной зоны стали Р6М5

Марка стали	Режим предварительной обработки	Изменение микротвердости H, МПа $\cdot 10^{-3}$, зубьев концевых фрез по глубине z, мкм, зоны лазерного воздействия с плотностью энергии $E = 0{,}57$ Дж/мм^2							
Р6М5	Объемная СТО + цианирование	Исходная	0	200	300	400	500	600	700
		7,0–8,0	10,0	9,8	9,5	9,3	9,0	8,3	7,8
Примечание. СТО — стандартная термическая обработка стали Р6М5.									

Таблица 10.21

Теплостойкость стали Р6М5 при разной плотности энергии

E, Дж/мм^2	Δt, °С
6	8,8
11,25	12,9
27	12,5

Таблица 10.22

Технология лазерной обработки и свойства упрочненной зоны стали 20Х13

Предварительная обработка инструмента	Толщина слоя, мкм*	Условия зонной обработки	Потеря веса, ($\times 10^{-3}$) мг	Микротвердость Н**	Ударная вязкость, Дж/см^2**
Нитроцементация при 920 °С, 6 ч; охлаждение со скоростью 200 °С/мин; вакуумная пайка при 980 °С, охлаждение 1–2 °С/с	400 / 8–10	Лазерная обработка «Квант 16», υ = 0,02 м/с; δ = 130÷140 мкм; за два прохода на воздухе	4,8–5,0	760–790 / 1160–1230	50–65 / 40–48

* В знаменателе приведена величина поверхностной зоны внутреннего окисления.
** В числителе приведена величина твердости и ударной вязкости после нитроцементации и отпуска при 180–200 °С в течение 2 ч.

ботке стали 30ХН2МА в 1,8–2 раза по сравнению с инструментом, не прошедшим лазерную закалку.

Для изготовления мелкоразмерного инструмента (резцы и насадки) для резания конструкционных керамик используется сталь 20Х13, подвергаемая высокотемпературной нитроцементации, которая проводится в смеси, состоящей из активированного березового угля с добавками карбамида и активаторов. С целью повышения износостойкости инструмент для резания керамики АБН и БГП подвергают дополнительно лазерной обработке по режущим граням и кромкам при различных скоростях сканирования (табл. 10.22).

Таблица 10.23

Влияние лазерной обработки на износостойкость инструмента

Вид инструмента	Режим резания			*Ra*, мкм	Относительная износостойкость*
	$\upsilon_{рез}$, мм/мин	*T*, мм	$S_{под}$, мм/об		
Коническая насадка 20 мм из стали 20Х13, подвергнутая нитроцементации + ЛО в два прохода для резания керамики БГП	40–50	0,6–0,8	0,05–0,08	1,15–1,40	1,2

* В сравнении (HRC 62–63) — с нитроцементованной и закаленной после нитроцементации сталью 20Х13;

Таблица 10.24

Режимы лазерного легирования

Марка стали	Первичная лазерная обработка/вторичный лазерный переплав					Твердость слоя H, МПа
	E, Дж	Частота, Гц	Степень расфокусировки	Степень перекрытия, %		
				дорожек	пятен в дорожке	
У10	10/8	2/2	$\alpha = 6/\alpha = 8$	50	75	9 500–10 500

Инструмент, прошедший дополнительную лазерную обработку с оплавлением после отпуска и алмазной доводки, имеет повышенную износостойкость по сравнению с нитроцементованной сталью (табл. 10.23).

Перед лазерной обработкой после нитроцементации предусматривается снятие поверхностного слоя толщиной 10–30 мкм. Отпуск нужно проводить до и после алмазной заточки или доводки режущих элементов при температуре 250–300 °С [129].

Лазерное легирование инструментальных сталей не всегда обеспечивает требуемое качество поверхностно упрочненных слоев. При лазерном легировании стали У10 с использованием легирующей композиции Cr-B_4C по режиму, приведенному в табл. 10.24 (режим первичной лазерной обработки приведен в числителе) на установке «Квант 15» на поверхности появлялась сетка трещин и поры.

Неоднородное распределение легирующих элементов в поверхностном слое приводило к значительному росту остаточных напряжений 1-го, 2-го и 3-го рода, вызывавших появление сетки трещин.

Вторичный лазерный переплав по режимам, приведенным в табл. 10.24 в знаменателе, устраняет неоднородность химического состава в поверхностном слое, уменьшает напряжения, устраняет трещины и поры [130].

После лазерного легирования или комплексной обработки (диффузионное насыщение + лазерная закалка; лазерное легирование + лазерная закалка) износостойкость инструмента возрастает в 1,8–2,5 раза и более. Максимальное упрочнение достигается при ЛО боковых поверхностей пуансонов, меньшее — при ЛО торцевых.

10.4.2. Лазерная обработка покрытий, полученных методами химического или физического осаждения

Наиболее значительное возрастание износостойкости инструмента при нанесении покрытий может быть получено при повышении твердости поверхности и одновременном улучшении антифрикционных свойств. С этой целью используются покрытия на основе Ni—P, недостатком которых является склонность к отслаиванию.

Для предотвращения отслаивания химических покрытий, нанесенных на стали У8А, У10А, Р6М5, Р18 и другие методом химического осаждения использовалась лазерная обработка, которая проводилась на установке «Квант 16» при плотностях мощности 80–120 кВт/см^2. Оптимальная толщина покрытия составляла 10–30 мкм. При толщине более 30 мкм поглощается большая часть энергии, что снижает эффективность термической обработки. При плотности мощности менее 100 кВт/см^2 не образуются кратеры на поверхности. ЛО при q ~ 90 кВт/см^2 приводит к снижению пористости, к «залечиванию» поверхностных дефектов, микротрещин, удалению водорода из поверхностных слоев стали, повышению адгезионной прочности. Твердость упрочненного слоя зависит от плотности мощности (табл. 10.25) [131].

После ЛО твердость покрытий возрастает на 10–60 % по сравнению с твердостью покрытия без ЛО, антифрикционные свойства возрастают в 1,5 раза по сравнению с покрытием без лазерного облучения и в 2,8 раза по сравне-

Таблица 10.25

Зависимость твердости покрытия Ni—P (H, ГПа) от плотности мощности при лазерной обработке

Марка стали	Плотность мощности, кВт/см^2						
	0	20	40	60	80	100	120
У8	4/10,5	6,5/10	6/7,3	5,5/6,5	5,5/6,5	5,5/6,5	5,5/6,5
Х12М	4,5/10,5	5,5/9	6,2/7,5	6,2/7,5	5,5/7,6	5,3/7,6	5,3/7,6
Р18	4,5/10,5	7,5/9	8/7,5	6,2/5,5	5,8/5,5	5,8/5,5	5,8/5,5

Примечания. 1. Твердость Ni—P покрытия, приведенная в числителе — после ЛО до нагрева, в знаменателе — после ЛО и нагрева до 300–400 °С. Максимальная твердость зависит от плотности мощности различно для сталей разных марок. 2. Твердость при нагреве до 300–400 °С повышается за счет образования фазы Ni_3P.

Таблица 10.26

Влияние способа обработки поверхности на коэффициент трения

Марка стали	Вид обработки	Коэффициент трения при величине контактного давления		
		900 МПа	1350 МПа	1800 МПа
Р18	Объемная термическая обработка	0,35	0,3	0,2
	ЛО	0,25	0,26	0,17
	Химическое покрытие Ni—P	0,25	0,17	0,12
	Химическое покрытие Ni—P, нагрев до 300 °С+ЛО	0,25	0,1	0,12
Х12М	Объемная термическая обработка	1,3	0,45	0,45
	ЛО	1,3	0,35	0,35
	Химическое покрытие Ni—P	0,8	0,1	0,1
	Химическое покрытие Ni-P, нагрев до 300 °С+ +ЛО	0,8	0,06	0,1

нию со стальной подложкой, при этом повышается износостойкость (табл. 10.26) [132].

Для повышения износостойкости режущего инструмента, изготовленного из быстрорежущей стали и твердых сплавов, на рабочие поверхности наносятся вакуумно-плазменные покрытия TiN, (TiZr)N, (TiZr)CN и другие на установке типа «Булат 6». Однако и эти покрытия скалываются и растрескиваются, что объясняется недостаточной адгезией и высокими остаточными напряжениями. Лазерная обработка композиции покрытие—материал инструмента (основа — сталь Р6М5К5 или твердый сплав ВК8) приводит к повышению прочности сцепления покрытия с подложкой, что уменьшает коэффициент отслоения примерно на 40 %. При ЛО уменьшается размер зерна покрытия, полученного методом КИБ (катодно-ионной бомбардировки), изменение структуры приводит к благоприятному изменению свойств. Лазерная обработка композиции покрытие—материал инструмента повышает износостойкость в 1,7–2,2 раза по сравнению с режущим инструментом из стали Р6М5К5, не обработанным лазерным излучением. Лазерная обработка проводилась на установке «Квант 15» [133].

Качество изделий из твердых сплавов может быть повышено легированием и последующей ЛО. На твердые

сплавы ВК8, Т5К10, Т15К6 наносилось покрытие (легирование осуществлялось нанесением паст, содержащих кобальт и никель) с толщиной слоя 50–60 мкм. Последующая лазерная обработка осуществлялась на установке «Квант 16» при плотности мощности 60 МВт/м^2, при этом трещины на поверхности не образуются, прочность композиции возрастает на 15 %, ударная вязкость — на 30 %, трещиностойкость и долговечность — в 2–8 раз [134].

10.5. КОМПЛЕКСНЫЕ ВИДЫ ОБРАБОТКИ (ВАКУУМНАЯ ЗАКАЛКА ИЛИ ВАКУУМНАЯ НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ)

Порошковые быстрорежущие стали используются для изготовления тонколезвийного мелкоразмерного инструмента. Технические возможности этих сталей могут быть расширены вакуумной закалкой и последующей лазерной обработкой рабочих поверхностей и кромок инструмента [135]. Качество и стабильность свойств после лазерной обработки во многом зависят от условий предварительной объемной термической обработки и свойств поверхности.

Для инструмента, имеющего минимальные припуски на доводку, вакуумная закалка и вакуумная нитроцементация позволяют улучшить эксплуатационные характеристики после лазерной обработки.

Лучшая подготовка структуры поверхностных слоев и сердцевины инструмента из порошковых сталей РОМ2Ф3С-МП, Р2М3-МП и других достигается проведением вакуумной закалки или кратковременной вакуумной нитроцементации с последующей закалкой с нестандартными скоростями охлаждения и отпуском. Отпуск после вакуумной закалки проводился при 520 °С без разгерметизации в течение 30 мин, после нитроцементации и закалки — при 350–370 °С (табл. 10.27).

После вакуумной нитроцементации, закалки и отпуска лазерная обработка проводилась в два прохода с перекрытием 0,6 мм, скорость сканирования 3 мм/с, на воздухе.

После вакуумной закалки или вакуумной нитроцементации с последующей закалкой и лазерной обработкой формируются слои толщиной 100–250 мкм с высокой поверхностной твердостью, износостойкостью и эрозионной

Таблица 10.27

Режимы обработки и свойства сталей РОМ6Ф3-МП, Р6М5-МП и Р6М5-МП после вакуумной закалки и лазерного термоупрочнения

Марка стали	Предварительная обработка	$v_{охл}$, °С/с	Свойства поверхности		Механические свойства после лазерной обработки			$\tau_{изн}$, мин
			HRC	Коэффициент поглощения A	$\sigma_{изг}$, МПа	KC, МДж/м^2	Твердость HV	
РОМ6Ф3-МП	Вакуумная закалка от 1180 °С; τ = 4,0÷4,5 мин	1,3–1,5	61–62	0,61	3300	0,25	970–990	410–430 / 500–520
Р6М5-МП		1,5–1,8	60–61	0,62	3400	0,28	1080–1100	
Р6М5-МП		1,5–1,8	59–61	0,60	3600	0,29	1002–1045	440–460 / 500–520
РОМ6Ф3-МП	Вакуумная нитроцементация от 940 °С, τ = 3,5÷4 мин	20–25	63–64	0,74	2900	0,18	890–920	
Р6М5-МП		20–25	61–64	0,77	3000	0,20	870–900	570–580 / 500–520
Р6М5-МП		130–150	62–64	0,79	3100	0,22	845–870	

Примечания. 1. Отпуск после вакуумной закалки проводился при 520 °С без разгерметизации в течение 30 мин, после нитроцементации и закалки — при 350–370 °С. 2. Лазерную обработку после вакуумной закалки и отпуска осуществляли по режиму: $d_{пят}$ = 0,4 мм, плавление при скорости сканирования 5 мм/с в среде аргона. 3. $\tau_{изн}$ — время работы резцовых вставок до образования ленточки износа глубиной 0,2 мм на передней грани при резании керамики БГП ($v_{рез}$ = 40 м/мин; глубина реза — 0,3–0,5 мм). В числителе приведены данные для вставок из порошковых сталей, в знаменателе — из твердого сплава ВК8.

стойкостью, что определяется структурой стали — скрытокристаллическим мартенситом и мелкими карбидами.

Благоприятные структурные изменения, произошедшие при комплексной обработке, включающей лазерную закалку, обеспечивают повышение износостойкости инструмента, изготовленного из порошковых быстрорежущих сталей типа Р6М5-МП до уровня износостойкости твердых сплавов.

10.6. ОЦЕНКА НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Свойства поверхностно-упрочненных слоев обычно оцениваются по глубине слоя, величине и характеру распределения твердости. Несущая способность поверхностных слоев инструментальных сталей после ЛО ориентировочно может быть оценена по величине удельного усилия, разрушающего упрочненный слой [136]. Для оценки использовался прибор ТШ-2 с Р-10-30 кН, шарик диаметром 10 мм, отпечатки наносились на расстоянии минимум 4–5 диаметров; диаметр отпечатка определялся с точностью ±0,1 мм с помощью микроскопа МБП-2. Удельное усилие $\sigma = P/S$ (МПа) характеризует сопротивление несущих слоев и позволяет оценить несущую способность упрочненных слоев (табл. 10.28).

Методика определения удельных усилий, разрушающих упрочненный слой, позволяет определить предельные характеристики упрочненной поверхности на масштабном

Таблица 10.28

Влияние плотности мощности лазерного излучения и режимов предварительной обработки на величину удельного усилия при нагружении упрочненных слоев на стали У8А

Вид термической обработки	σ, МПа при плотностях мощности q = кВт/см^2					
	2,39	3,18	3,98	4,77	5,57	6,37
Отжиг от стандартных температур	2000	2000	2200	2500	2250	2050
Отжиг с повышенных температур	1850	1850	2000	2380	2350	2050
Нормализация	2600	2650	2750	2630	2500	2400

Таблица 10.29

Зависимость между толщиной упрочненного слоя, его свойствами (диаметром отпечатка) и удельным усилием σ

Толщина слоя H, мм	Диаметр отпечатка d, мм	Удельное усилие σ, МПа
h_1	d_1	σ_1
h_2	d_2	σ_2
h_3	d_3	σ_3
h_4	–	σ_4

уровне, учитывающем не только толщину и свойства упрочненного слоя, но и твердость нижележащей подложки.

Вероятная схема поведения упрочненного слоя и подслоя выглядит следующим образом. При толщине слоя h_1, шарик, вдавленный в поверхность с усилием P_1, деформирует упрочненный слой, вдавливая его в нижележащие слои основного металла, не разрушая его, диаметр отпечатка при этом равен d_1, а удельное усилие σ_1 (табл. 10.29).

При толщине слоя $h_2 > h_1$ величина отпечатка уменьшается, так же как и величина деформированного подслоя. Толщина лазерной дорожки достигает критической величины h_3, когда подложка экранируется упрочненным слоем. Удельное усилие при этом достигает максимальной величины σ_3, при этом около отпечатка d_3 и на границе с подложкой появляются трещины. При дальнейшем увеличении толщины закаленной зоны сопротивление упрочненного слоя снижается ($\sigma_3 > \sigma_4$). Значения предельных удельных усилий зависят от марки стали и предварительной термической обработки (табл. 10.30).

Значение σ_{max} не зависит от нагрузки и учитывает момент появления трещины (т. е. условную прочность) при контактном нагружении упрочненного слоя, его толщину и твердость нижележащих слоев.

Таблица 10.30

Экспериментальные значения предельных рабочих усилий σ_{max}, МПа

Марка стали	Предварительная термическая обработка		
	Отжиг от стандартных температур	Отжиг с повышенных температур	Нормализация
У8А	2500	2400	2900
У10А	2600	2800	3000
9ХС	2700	3100	3900
ХВГ	2800	3300	3900

10.7. ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА

Повышение пластичности литой стали может быть обеспечено при увеличении скорости кристаллизации $\upsilon_{кр}$ до 0,5–1 °С/с [137, 138] за счет уменьшения количества эвтектики и повышения химической однородности аустенита. При скорости кристаллизации 10^3–10^5 °С/с сталь Р6М5 имеет структуру, состоящую из мартенсита, метастабильного высоколегированного аустенита и тонкодисперсных выделений карбидной фазы, что обеспечивает высокую твердость [137]. Метод лазерной наплавки дает возможность создать управляемый градиент температур по сечению изделия, что позволяет совместить в одном технологическом процессе получение композиционного материала и его термическую обработку [138]. При проведении лазерной наплавки порошок из стали Р6М5 распределяется на поверхности основы без связующего с помощью дозатора-кристаллизатора. Основа — сталь 65Г в виде диска толщиной 2 мм, предварительная термическая обработка — закалка и отпуск на твердость 45 HRC.

Оптимальные режимы наплавки достигаются при мощности лазера P = 1,5 кВт; $\upsilon_{л}$ = 1,2 м/мин; при этом ширина наплавки за один проход — 3 мм. Можно осуществлять радиальную и торцевую наплавку. При использовании мелкого порошка (толщина покрытия 1 мм) основа проплавляется равномерно. При этом достигается повышение твердости в зоне лазерного воздействия (табл. 10.31).

Покрытие из стали Р6М5, полученное наплавкой торцевым способом имеет более высокую красностойкость, чем стандартная сталь Р6М5 (табл. 10.32).

Толщина покрытия определяется назначением и видом инструмента, возможна наплавка в несколько слоев до 8–10 мм без макродефектов, с твердостью 63–64 HRC, трехкратный отпуск при 560 °С увеличивает твердость до 66–67 HRC. Дисковые пилы с лазерной наплавкой сталью

Таблица 10.31

Твердость основы в зоне лазерного воздействия

Расстояние от поверхности, мм	2	4	5	5,5	6	8	10
Твердость Н, МПа	1100	1100	1000	350	400	500	500

Таблица 10.32

Свойства наплавленного слоя из стали Р6М5

Сталь	$\gamma_{изн} \times 10^7$, кГ/с	Твердость HRC после выдержки 4 ч при температурах				
		Исходная	600 °С	625 °С	650 °С	675 °С
Р6М5 (стандартная)	14,0	65	61	59	55	49
Р6М5 (лазерная наплавка торцевым способом)	15,6	66	66	62	61	53

Р6М5 имели при обработке древесно-стружечных плит стойкость сопоставимую со стойкостью стандартных пил с напаянными твердосплавными режущими кромками.

10.8. СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ДАННЫЕ О ВОЗМОЖНОСТЯХ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ (ЗАКАЛКИ И ХТО)

Сравнительные данные о возможностях различных видов ЛО (закалки и ХТО) приведены в табл. 10.33 и 10.34 соответственно.

Оценка износостойкости термоупрочненных лазерным излучением металлов проводилась в ряде работ [139, 140], что позволило установить закономерности лазерного упрочнения сталей и сплавов, а также оптимизировать режимы лазерной закалки в производстве. Используются процессы лазерной закалки импульсным излучением резцов, разверток, метчиков, сверл, фрез, протяжек, ножей из сталей Р18, Р6М5, У8, У10 и др. [141, 142]. Эффективна обработка боковых поверхностей вырубных пуансонов, так как в этом случае упрочненный слой сохраняется после многочисленных переточек. Стойкость пуансонов возрастает в 2–5 раз.

Лазеры непрерывного излучения обеспечивают более высокую производительность. При этом формируются закаленные поверхностные участки шириной до 10 мм. Максимальная глубина упрочненного слоя достигает 3–4 мм и более. Закалка непрерывным лазером обеспечивает бóльшую равномерность упрочнения поверхности по сравнению с импульсным воздействием, так как твердость распределяется равномерно по длине упрочненной полосы. При обработке больших поверхностей упрочненные поло-

Таблица 10.33

Свойства поверхностно упрочненных слоев после лазерной закалки по различным режимам

Марка стали	Способ упрочнения	Вид предварительной обработки	Твердость HV		$\Delta_{сл}$, мм (мкм)
			сердцевины	поверхности	
У8 У12	ЛО с непрерывным излучением: без оплавления с оплавлением	Отжиг » »	350–400 300 300	1070 1000 1200	0,2 0,65 0,15
У8 9ХС	Импульсное излучение: без оплавления с оплавлением	Закалка » »	708 700 708	1070 870 1023	(136) 0,2 (129)
9ХС	ЛО с непрерывным излучением (с оплавлением)	Закалка	700	946 (ЗЛВ)	–
Х12М	Импульсное излучение (без оплавления)	»	764	934	(119)
	ЛО с непрерывным излучением (с оплавлением)	»	800	1000 (на глубине 0,4–0,9)*	0,5
Р6М5	Импульсное излучение (без оплавления)	Закалка	794	871	(113)
	ЛО с непрерывным излучением (с оплавлением)	»	650	1000	0,6
	ЛО с непрерывным излучением (с оплавлением) + + криогенная обработка	»	834	934/ 1070**	–
Р6М5-МП	ЛО с оплавлением поверхности	Вакуумная закалка	59–61	1002–1045	(100–250)
		То же	60–61	1080–1100	–

* На глубине до 0,3 мм HV = 500.

** В числителе приведена твердость после ЛО, в знаменателе — после ЛО + криогенная обработка.

сы накладываются с перекрытием. В ряде случаев их целесообразно накладывать на некотором расстоянии друг от друга. Увеличение ширины упрочненной полосы достигается сканированием лазерного луча в поперечном на-

Таблица 10.34

Свойства поверхностно упрочненных слоев после лазерного легирования или лазерной ХТО по различным режимам

Марка стали	Способ упрочнения	Вид предварительной обработки	Твердость HV		$\Delta_{сл}$, мкм
			сердцевины	поверхности	
У8	Лазерное легирование бором	Объемная термическая обработка	650	1100	–
Х12М	Лазерная закалка	Диффузионное борирование	–	1400/1800	–
Р6М5-МП	То же	Вакуумная нитроцементация + вакуумная закалка	(62–64) (61–64)	845–870 870–900	100–250 100–250
У8 Х12М Р18	Лазерная закалка + + нагрев при 300 °С	Объемная термическая обработка + нанесение химического покрытия Ni—P	–	650/1000	–
	То же		–	620/900	–
	»		–	800/900	–
Р6М5К5	Лазерная обработка	Объемная термическая обработка + нанесение вакуумно-плазменного покрытия TiN, (TiZr)N, (TiZr)CN	(64)	2500–4500	5–20
ВК8	То же	Нанесение вакуумно-плазменного покрытия TiN, (TiZr)N, (TiZr)CN	–	2500–4500	5–20

правлении по отношению к перемещению обрабатываемой детали. При частоте сканирования 200 Гц и более обеспечивается равномерное воздействие лазерного излучения по ширине обрабатываемого участка. Лазерное поверхностное упрочнение непрерывным излучением повышает теплостойкость и износостойкость при трении качения и скольжения.

11. АЭРОТЕРМОАКУСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Развитие техники предъявляет повышенные требования к характеристикам металлов и сплавов. Для достижения более высоких эксплуатационных свойств применяются как хорошо известные методы, так и вновь создаваемые, как правило, использующие комбинированные средства воздействия. Современная теория связывает свойства металла с его структурой. При этом, формирование структуры обусловлено изменениями термодинамического состояния системы, происходящими как под воздействием внешних факторов (тепловые потоки, пластическая деформация, физические поля и т. д.), так и внутренних, наведенных внешним воздействием и стремящихся вернуть систему в равновесное состояние (при этом в материале протекают процессы самоорганизации). Пороговые значения этих факторов зависят от текущего состояния, и определяют кинетические особенности процессов структурообразования металлов.

Создание новых наукоемких технологий невозможно без привлечения результатов современных исследований газодинамики струйных течений, аэроакустики, термодинамики, физики твердого тела.

Перспективным, является использование возможности управления характеристиками металлов и сплавов (твердостью, износостойкостью, пластичностью, хладостойкостью, коррозионной стойкостью, дегазацией и т. д.) с помощью их структурных и фазовых изменений, которые осуществляются в металлах под воздействием мощных акустических полей.

Для создания акустических полей необходимы технологические установки, способные с малыми энергозатратами обеспечить требуемые амплитудно-частотные и мощностные характеристики акустических полей. Накопленный опыт и имеющиеся результаты по газоструйным генераторам звука позволяют проводить не только исследования аэроакустического воздействия, но и обработку материалов в промышленных масштабах.

Новые технологические процессы упрочнения металлов и сплавов на основе аэротермоакустического воздействия, несмотря на высокий научный уровень теоретических разработок, не требуют дорогого и сложного оборудования для практического использования и, кроме того, для обслуживающего персонала достаточно квалификации рабочего-термиста.

Аэротермоакустическая обработка (АТАО) инструментальных материалов относится к числу комбинированных средств воздействия на материалы. При ее проведении осуществляется воздействие температурных и акустических полей с целью формирования свойств материалов в желаемом направлении как во всем объеме (глубина упрочненного слоя определяется прокаливаемостью стали), так и в поверхностном слое благодаря образованию поверхностных оксидных структур или применению АТАО после одного из видов химико-термической обработки.

АТАО как упрочняющая обработка представляет собой организованную определенным образом термообработку в мощном акустическом поле звукового диапазона частот, при одновременном воздействии потока газа в диапазоне скоростей от десятка до сотен метров в секунду. При этом возможно охлаждение металла до отрицательных температур в расширяющемся потоке газа, т. е. дополнительная реализация криогенной обработки.

Основным технологическим оборудованием при АТАО являются электропечи (W = 4÷5 кВт) и газоструйные генераторы звука.

В настоящее время известны различные типы газоструйных генераторов звука; динамические сирены и статические сирены (свистки). В данных технологиях используются, как правило, свистки. На рис. 11.1 представлен один из вариантов такого генератора звука. Конструкция генератора включает: ресивер *2*, имеющие штуцер *6* для подачи сжато-

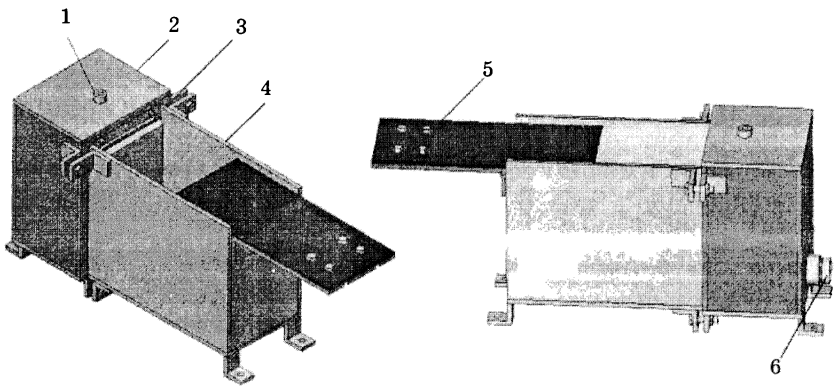


Рис. 11.1. Газоструйный генератор звука:

1 — штуцер для измерения давления; *2* — ресивер; *3* — щелевое сопло; *4* — резонатор; *5* — подвижный клин; *6* — штуцер для подвода воздуха

го газа, штуцер *1* для контроля давления газа, сопловой блок с плоским щелевым соплом *3* и резонатор *4* с клином *5*, положение которого регулируется относительно сопла.

Настройка газоструйного генератора звука осуществляется путем выбора положения клина, размеров критического сечения сопла и давления подачи рабочего газа. В случае подвижного дна резонатора при настройке генератора звука варьируется и этот параметр.

Для выполнения операции охлаждения в акустическом поле нагретая деталь помещается на дно резонатора и включается подача воздуха в ресивер. Истекая через плоское сопло, струя воздуха возбуждает мощные акустические волны звукового диапазона. Через определенное время подача воздуха отключается и деталь вынимается из резонатора.

Для снижения акустического воздействия в окружающем пространстве возможна установка газоструйного генератора звука в отдельном помещении (боксе) или в звукоизолированном кожухе.

Основными операциями в технологии АТАО являются: нагрев деталей (заготовок) до определенных температур и последующее охлаждение, включая криогенное воздействие, в мощном акустическом поле звукового диапазона дискретных частот с уровнем звукового давления 150–170 дБ в потоке газа [143].

В промышленных условиях возможны следующие варианты технологических процессов, использующие операции стандартной термообработки и АТАО:

нагрев для закалки с последующим охлаждением в акустическом поле и стандартным отпуском;

стандартная закалка, нагрев для отпуска с последующим охлаждением в акустическом поле;

полная СТО, нагрев для отпуска с последующим охлаждением в акустическом поле.

Охлаждение нагретых изделий с наложением звукового поля и газового потока может быть реализовано по двум вариантам в зависимости от габаритов деталей и целей обработки:

1) АТАО-1 — охлаждение в резонаторе газоструйного генератора звука (максимальные уровни звукового давления и минимальные скорости потока газа);

2) АТАО-2 — охлаждение в газоструйной системе с наложением звуковых колебаний (средние уровни звукового давления и большие скорости газового потока, удобен для крупногабаритных деталей).

Управление параметрами аэротермоакустического воздействия (температура, скорость охлаждения, скорость потока газа, амплитудно-частотные характеристики) осуществляется за счет варьирования геометрических характеристик установок, параметров рабочего газа (воздух, азот и др.), времени термоакустического воздействия, введения дополнительных охлаждающих сред (впрыск жидкости) и т. д. Экспериментальные оценки эффективности охлаждения сред, используемых при АТАО, показали, что они могут варьироваться в пределах от скорости аналогичной скорости охлаждения в техническом масле (температура масла 20 °С) до скорости охлаждения в потоке воздуха. Эффективность охлаждения возрастает при использовании водовоздушных смесей.

Аэротермоакустическая обработка инструментальных материалов может быть использована как при проведении объемного упрочнения, так и для формирования свойств поверхностного слоя материалов. Свойства поверхности инструментальных материалов имеют большое значение, так как оказывают существенное влияние на характеристики процессов трения и износа.

11.1. АЭРОТЕРМОАКУСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИСПОЛЬЗУЕМАЯ ПРИ ПРОВЕДЕНИИ ОБЪЕМНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Стали марок У8, Р6М5, Х10СФЮТ, 8Х4В2С2 МФ используются для различного режущего инструмента и для штампов холодного деформирования. Эти стали работают преимущественно в условиях износа на статический изгиб и сжатие при наличии динамических нагрузок. Наиболее значимыми характеристиками являются предел текучести, предел упругости при сжатии и ударная вязкость, определяемая на образцах без надреза. Все образцы предварительно проходят соответствующую стандартную термообработку.

Влияние АТАО на механические свойства инструментальных сталей для режущего инструмента и сталей для штампов холодного деформирования представлено в табл. 11.1 (сталь У8) и табл. 11.2 [144] (стали Р6М5, Х10СФЮТ, 8Х4В2С2МФ).

Стандартная термообработка образцов из стали У8А проводилась по следующему режиму: закалка при T =

Таблица 11.1

Механические свойства стали У8 после СТО и СТО с дополнительной АТАО по двум режимам

Режим СТО		Дополнительная обработка	Механические свойства					
Закалка t, °С	Отпуск t, °С		Твердость HRC	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{изг}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	KC, кДж/м^2
800–820	140–200	–	52–53	990	2000	900	–	150
800–820	140–200	АТАО № 1	55–56	1000	2500	–	–	250
800–820	140–200	АТАО № 2	59–62	1070	–	998	5–11	300
Справочные данные		–	58–59	–	1700–2000	–	–	–

= 800÷820 °С, охлаждение в воде, отпуск при T = 200 °С. При проведении АТАО были выбраны следующие режимы: № 1 — T = 200 °С, выдержка 30 мин; № 2 — T = 150 °С,

Таблица 11.2

Механические свойства сталей Р6М5, Х10СФЮТ и 8Х4В2С2МФ после СТО и АТАО

Марка стали	Режим обработки			Механические свойства			
	Предварительный		Окончательный	Твердость HRC	$\sigma_{изг}$, МПа	$\sigma_{0,2сж}$, МПа	KC, кДж/м^2
	$t_н$, °С	Среда охлаждения	$t_н$, °С				
Х10СФЮТ	1030–1050	Масло	Отпуск при 200 °С 1,5 ч	60–61	3800	2350	0,8–1,0
	1000	Воздух, АТАО	То же	63–64	3820–3840	2570	0,9–1,0
8Х4В2С2МФ	1080	Масло	Отпуск при 530 °С 3 раза по 1 ч	63–64	3900	2800	0,4
	1030–1050	Воздух, АТАО	То же	64–65	4100	2800	0,4
Р6М5	1125–1235	Масло	Отпуск при 550–560 °С 3 раза по 1 ч	59–62	–	–	0,3
			Отпуск при 550–560 °С 3 раза по 1 ч + + АТАО	63–64	3400	–	0,4
Справочные данные				63	3350	–	0,35

выдержка 30 мин, последующее охлаждение проводилось в ГГЗ. Результаты испытаний приведены в табл. 11.1.

Прежде всего, необходимо отметить низкие свойства исходных образцов, полученных после стандартной термообработки стали У8А. Однако даже в этих условиях удалось повысить прочностные характеристики при сохранении пластичности.

При использовании АТАО (в процессе охлаждения при проведении закалки или после полного цикла СТО) для всех исследованных инструментальных сталей повышаются твердость, ударная вязкость (определялась на образцах без надреза) и предел прочности при изгибе. Это связано с измельчением карбидной фазы, уменьшением размеров аустенитных зерен и кристаллов мартенсита, если АТАО применяется при проведении закалки. В процессе охлаждения после отпуска или после полного цикла СТО повышение механических свойств определяется формированием субструктуры, изменением характера взаимодействия дислокаций с карбидной и карбонитридной фазами, уменьшением остаточных напряжений. Дополнительного значительного выделения карбидов при криогенной обработке не происходит, но имеет место образование карбидных кластеров в пересыщенном мартенсите, протекающее на субмикронном уровне. Кластеры диспергированы по всей матрице и не регистируются световой металлографией и с трудом — рентгенографией, но могут влиять на твердость [145]. Все перечисленные выше процессы обеспечивают повышение стойкости инструмента в процессе эксплуатации в 1,5–3 раза при обработке по обоим вариантам. АТАО повышает также теплостойкость сталей (табл. 11.3).

Стали типа 8Х4В2С2МФ могут быть использованы для изготовления не только штампов холодного деформирования, но и инструмента, работающего при небольших скоростях резания. При применении АТАО расширяются возможности использования стали по обоим вариантам назначения, так как повышается стойкость штампового и режущего инструмента. АТАО повышает износостойкость и твердосплавного инструмента.

Сравнительная износостойкость инструмента из инструментальных сталей, подвергнутого АТАО и СТО, а также твердосплавного инструмента с АТАО и без обработки приведена в табл. 11.4.

В упрочнении аустенитных дисперсионно-твердеющих сталей ведущая роль принадлежит структурным факто-

Таблица 11.3

Влияние АТАО на теплостойкость стали 8Х4В2С2МФ

Режим обработки	Твердость стали HRC при температурах нагрева в течение 2–6 ч				
	20 °С	600 °С		620 °С	
	–	4 ч	6 ч	2 ч	4 ч
Закалка с 1080 °С, масло, отпуск 530 °С 3 раза по 1 ч	63	58	57	52	50
Закалка с 1050 °С, воздух + + АТАО, отпуск 3 раза по 1 ч	65	62–63	61–62	56–58	54–56

Таблица 10.4

Сравнительная износостойкость инструмента из инструментальных сталей и твердых сплавов, прошедших АТАО и без дополнительной обработки

Инструмент	Марка материала	Относительная стойкость
Сверла диаметром, мм:		
0,85; 1,1; 1,2	Р18	1,9–2,0
1,6; 2,5; 6,1; 1,8–2,1	Р6М5	1,2–3,5
0,75; 0,85	У10А	2,1–2,2
0,7; 0,9; 1,2	ВК6М	1,8-2,1
Фрезы	ВК6М	2,0–2,2
	Х	1,7–1,8
	Р18	1,5–1,6
	Р6М5	1,8
Метчики М2; М3; М4	Р6М5	1,8
М2	Р18	2,2–2,5
Плашки М6	У10А	1,6–1,8
М8	9ХС	2,0–2,2
М8	Р6М5	1,6–1,7
Резцы	Р6М5	1,6–1,8
	Р18	1,5–1,7
Пуансоны	У10А	1,9–2,0
	Х12	1,8–2,0
	Х12Ф1	2,2
	9ХС	2,2
	Р18	1,5
Прошивка	Р6М5	2,2

Примечание. Стойкость определялась количеством обработанных деталей или временем работы инструмента.

рам; матрица является элементом, несущим нагрузку; роль упрочняющей фазы сводится к формированию макро-, микро- и субструктуры в процессе получения сплавов, деформации и термической обработки и к стабилизации субструктуры в условиях эксплуатации. Увеличение объемной доли избыточных фаз, обусловливающее упрочнение аустенитных дисперсионно-твердеющих сталей, целесообразно лишь в случае их полного растворения в аустените при нагреве под закалку. Крупные и неравномерно распределенные частицы избыточных фаз, не растворившиеся при нагреве под закалку, снижают пластичность и вязкость стали.

Использование технологических приемов, приводящих к измельчению и равномерному распределению избыточных фаз в аустенитной матрице, может способствовать повышению прочности без снижения пластичности стали. При стандартном режиме термической обработки аустенитная сталь 5Х10Г15Ф2МСЦР при пределе текучести ~980 МПа имеет пластичность ~9%, что может привести к разрушению штампа в период его разогрева до рабочей температуры при сложной гравюре. Для большинства практических случаев приемлемой величиной является относительное удлинение в пределах 10–20 %.

Использование АТАО аустенитных штамповых сталей горячего деформирования по определенным режимам (табл. 11.5) также дает возможность повысить их механические и эксплуатационные свойства (табл. 11.6) [данные СПб БГТУ].

Аэротермоакустическая обработка, осуществляемая в процессе закалочного охлаждения, уменьшает размер и увеличивает количество карбидной фазы, обеспечивает равномер-

Таблица 11.5

Режимы обработки аустенитной стали 5Х10Г15Ф2МСЦР

Режим обработки	Технологические операции режимов
Стандартный	Закалка с 1150 °С в воду, старение при 750 °С 4 ч
1	Закалка с 1150 °С в воду, старение при 750 °С 4 ч, АТАО в процессе охлаждения после старения
2	Закалка с 1150 °С в воду, старение при 750 °С 4 ч, нагрев, АТАО в процессе охлаждения
3	АТАО в процессе закалки, охлаждение от 1000 °С, старение при 750 °С 4 ч

Таблица 11.6

Механические свойства аустенитной стали 5Х10Г15Ф2МСЦР после обработки по стандартному режиму и с использованием АТАО

Режим обработки	Механические свойства					
	Твердость HRC	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	φ, %	KCU, кДж/м^2
Стандартный	40–41	1363	986	9	11	200–250
2	46–48	1490	1150	15	15	250–290
1	46–48	1370	1180	12	11	–
3	44–46	1390	1220	10	12	–

ность ее распределения, измельчает зерно, в результате чего повышается прочность без снижения пластичности.

АТАО, осуществляемая в процессе охлаждения после предварительного нагрева до соответствующих температур отпуска (после полного цикла СТО), повышает пластичность без снижения прочности (для некоторых плавок почти в два раза). Это может быть связано с формированием субструктуры, с благоприятным влиянием обработки на характер взаимодействия карбидных и карбонитридных фаз с дислокациями, уменьшением остаточных напряжений в стали.

Применение АТАО обеспечивает благоприятное изменение свойств инструментальных сталей во всем сечении инструмента (при диаметре изделия $\leq$ 50 мм).

11.2. АЭРОТЕРМОАКУСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИСПОЛЬЗУЕМАЯ ПРИ ПРОВЕДЕНИИ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Химико-термическая обработка (азотирование и борирование), применяемая с целью повышения износостойкости инструмента, позволяет увеличить твердость поверхностного слоя до 1200 HV при азотировании стали 8Х4В2С2МФЮТ и до 1400 HV и более при борировании стали 9Х. Однако при толщине упрочненного слоя в пределах 0,02–0,15 мм (азотирование) и 0,05–0,1 мм (борирование) наблюдается резкий переход твердости от поверхностного слоя к сердцевине.

Повышенная твердость, а следовательно, и хрупкость тонкого поверхностного слоя (~0,1–0,15 мм) ускоряет про-

цесс зарождения в нем усталостных трещин при циклическом воздействии контактных нагрузок в процессе эксплуатации и значительно снижает износостойкость изделий. Поэтому указанные выше способы химико-термической обработки не позволяют получить требуемые прочностные характеристики сплавов и достаточную износостойкость инструментов.

При ионном азотировании стали 8Х4В2С2МФЮТ, предназначенной для изготовления штампов, работающих при высоких удельных давлениях (свыше 2500–2800 МПа), образуется тонкий (~0,1 мм) азотированный слой с высокой твердостью. Он характеризуется повышенной хрупкостью, и в процессе эксплуатации штампов холодного деформирования происходит выкрашивание его рабочей поверхности. Кроме того, наличие хрупкого слоя на поверхности приводит к снижению ударной вязкости стали, что также может служить причиной выхода штампа из строя.

В результате борирования по стандартному режиму стали 9Х обеспечивается получение борированного слоя высокой твердости, толщиной ~0,1 мм. Резкое снижение твердости в пределах слоя ухудшает сцепление боридного слоя с основой и увеличивает его хрупкость. Такой тонкий поверхностный слой не позволяет производить обработку полуфабрикатов, а в процессе эксплуатации повышенная хрупкость приводит к выкрашиванию и повышенному износу инструмента. Режимы химико-термической обработки и свойства поверхностных слоев сталей 8Х4В2С2МФЮТ и 9Х приведены в табл. 11.7.

Таблица 11.7

Режимы химико-термической обработки сталей 8Х4В2С2МФЮТ и 9Х

Марка стали	Режим термической обработки	Режим ХТО	Глубина слоя, мм	Твердость	
				поверхности HV	сердцевины HRC/HV
8Х4В2С2МФЮТ	Закалка с 1070 °С, масло, отпуск 560 °С 1,5 ч	Ионное азотирование при 510 °С 6 ч	0,1	1200	57–58/660
9Х	Нормализация с 800 °С	Электролизное борирование, 950 °С, выдержка 3 ч	0,1	1380	32

Хрупкость поверхностно упрочненных слоев оценивалась при замере микротвердости по наличию микротрещин у отпечатков. В поверхностном слое стали 8Х4В2С2МФЮТ после азотирования и стали 9Х после борирования у отпечатков при замере микротвердости появляются микротрещины, что свидетельствует о повышенной хрупкости слоев. Кроме того, имело место продавливание боридного слоя в подслойную зону и его разрушение.

Для повышения вязкости упрочненного слоя и износостойкости изделий целесообразно увеличить глубину слоя и обеспечить плавность его перехода к сердцевине. С этой целью может быть использована АТАО и следующая последовательность технологических операций: полный цикл химико-термической обработки, нагрев до требуемой температуры и АТАО в процессе охлаждения.

Для оценки износостойкости проводились сравнительные испытания, которые заключались в определении объема (V) лунки, образовавшейся в результате истирания образца (10×10×30 мм) из исследуемого материала вращающимся контртелом из твердого сплава после 500 оборотов (нагрузка 50 кГс). В табл. 11.8 приведены значения износа после АТАО (в числителе) и после объемной термической обработки и ХТО (в знаменателе). Влияние АТАО на глубину, твердость и степень износа поверхностно упрочненных слоев методами ХТО по режимам, приведенным в табл. 11.7, представлено в табл. 11.8.

В результате дополнительной АТАО азотированной стали 8Х4В2С2МФЮТ твердость более равномерно изме-

Таблица 11.8

Свойства поверхностно упрочненных слоев после СТО, ХТО и дополнительной АТАО

Марка стали	Режим обработки	Глубина слоя, мм	Твердость HRC/HV*	Качество поверхностного слоя	Степень износа, мм^3
8Х4В2С2МФЮТ	СТО + ионное азотирование + АТАО	0,2	60/1000	Трещины у отпечатков микротвердости отсутствуют	0,98/1,32
9Х	Нормализация + борирование + + АТАО	0,2	48/1033	Однофазный диффузионный слой	0,7/1,05

* В числителе приведена твердость сердцевины HRC, в знаменателе — твердость поверхностного слоя HV.

няется по глубине слоя, несколько уменьшаясь на поверхности и возрастая в сердцевине, при этом глубина слоя увеличивается, что и обеспечивает повышение его качества. Аналогичное влияние АТАО наблюдается при воздействии на сталь 9Х, подвергнутую борированию.

В процессе проведения АТАО после азотирования или борирования изменяется плотность дефектов кристаллического строения, что обеспечивает перераспределение насыщающего компонента, более равномерное изменение твердости в поверхностном слое, повышение его качества за счет снижения хрупкости. Повышение твердости основы после АТАО также способствует возрастанию износостойкости инструмента за счет большей плавности перехода от упрочненного слоя к сердцевине. При воздействии внешней нагрузки на сталь 9Х после комплексной обработки (борирование + АТАО) деформация подслойной зоны отсутствует. Это предотвращает выкрашивание рабочей поверхности инструмента и способствует уменьшению износа.

АТАО влияет не только на структуру поверхностно упрочненного слоя и на кинетику процесса окисления и свойства формирующихся полиоксидных пленок, оказывающих воздействие на износостойкость инструмента.

Технологии АТАО обеспечивают существенное повышение таких характеристик металла, как прочность, пластичность, ударная вязкость и твердость по сравнению с традиционными методами термической и физико-химической обработки. Она позволяет значительно повысить износостойкость, хладостойкость и коррозионную стойкость металлов. Это технология обработки как заготовок, так и готовых изделий. В зависимости от технологических процессов предприятия новые технологии могут включаться в СТО или применяться после СТО.

Эти универсальные методы применяются для обработки конструкционных, легированных, инструментальных и других классов сталей, твердых сплавов и цветных металлов.

Технологии АТАО высокоэффективны и рентабельны. Технологические процессы и технологическое оборудование отличается простотой и надежностью. В состав необходимого оборудования входят термические установки (стандартные электропечи) и разрабатываемые авторами газоструйные генераторы звука для варианта обработки АТАО-1 и камеры возбуждения колебаний газового пото-

ка для варианта АТАО-2. Необходимо отметить, что установки для АТАО-1 удобны и экономичны при обработке малогабаритных деталей, а установки для АТАО-2, при необходимости, могут быть использованы для крупногабаритных деталей. Процессы легко автоматизируются и могут использоваться в соответствующих поточных линиях, обработка может проводиться большими партиями (сотни изделий). Для работы на установках достаточно квалификации персонала обычных термических участков.

Внедрение технологий АТАО — путь к повышению экологической чистоты производства, так как они позволяют отказаться при проведении закалки легированных сталей от вредных охлаждающих сред (различных масел и полимерных жидкостей).

Для работы установок используется воздух (или другой газ) относительно низкого давления ($P < 5 \times 10^5$ Па), имеющийся на любом промышленном предприятии. Защита обслуживающего персонала от воздействия звукового излучения на рабочем месте достигается простейшими техническими средствами — путем звукоизоляции установок или рабочего помещения.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ ВЫБОРЕ РЕЖИМА ОБРАБОТКИ СТАЛИ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТА ВЫСОКОЙ ТОЧНОСТИ

Под технологической наследственностью понимается сохранение обработанным изделием свойств и погрешностей, присущих обрабатываемой заготовке. При изготовлении инструмента высокой точности (прежде всего измерительного инструмента) кроме высокой износостойкости необходимо обеспечить и его соответствие комплексу дополнительных требований.

Основными из них являются, сохранение постоянства линейных размеров и формы в течение длительного (до нескольких лет) срока использования; способность для многих инструментов получать высокую чистоту поверхности после полирования (доводки); хорошая сцепляемость (притираемость измерительных плиток).

Заэвтектоидные стали, подвергнутые закалке и отпуску, сохраняющему мартенситную структуру, обладают высокой износостойкостью и твердостью. Однако для сохранения постоянства размеров и формы термическая обработка должна иметь свои особенности, отличные от принятых для режущих инструментов и штампов. При этом необходимо учитывать разнообразные технологические связи и прежде всего связи свойств материалов. Если не предпринимать необходимые меры для ликвидации передачи нежелательных наследственных свойств от предшествующих технологических операций к последующим, качество изделий снижается.

В технологической наследственности свойств материалов особое значение имеет явление старения материалов, т. е. изменение их свойств во времени. Сталь с мартенситной структурой после закалки и низкого отпуска с течением времени испытывает дополнительные превращения (старение), вызывающие изменения объема, размеров и формы. Эти изменения невелики по абсолютной величине, но могут выходить за допустимые пределы для инструментов высокой точности. Развиваясь постепенно, старение при 20 °С и при изменении температуры становится заметным через 3–6 месяцев после выполнения термической обработки и продолжает возрастать в последующие месяцы. Процесс практически останавливается лишь через 1–2 года.

Старение вызывают следующие процессы.

1. Изменение напряжений как в основной массе материала так и в поверхностных слоях изделий. Перераспределение и уменьшение напряжений происходит вследствие частичного перехода упругой деформации в пластическую. При этом мало изменяются линейные размеры, но искажается форма инструментов небольшой толщины. Напряжения, вызываемые шлифованием, усиливают влияние закалочных напряжений, не снимаемых полностью при отпуске.

2. Уменьшение тетрагональности решетки мартенсита, что приводит к уменьшению объема и размеров инструмента. Наиболее интенсивно процесс протекает первые 3–6 месяцев.

3. Мартенситное превращение остаточного аустенита, которое начинается через 4–6 мес и ускоряется при колебании температуры (понижении или повышении температуры выше 150–170 °С). Это вызывает, на-

против, увеличение размеров инструмента. Влияние распада остаточного аустенита заметнее в отпущенной стали с меньшей тетрагональностью решетки мартенсита. Таким образом свойства, полученные при термической обработке сталей определенного класса, не изменяются на последующих операциях механической обработки.

Изменение размеров в пределах, недопустимых для инструментов высокой точности, может быть значительным даже при небольшом количестве остаточного аустенита. Концевые меры длиной 100 мм, изготовленные из стали Х, прошедшей термическую обработку (закалка в масле с 860 °С, отпуск 125 °С, с содержанием аустенита менее 1 % через 24 мес эксплуатации увеличиваются в размере в среднем на 0,25 мкм. При увеличении содержания аустенита до 7,4–7,8 % уже через 3 мес меры увеличиваются в размере на 1,0–1,8 мкм.

Количество аустенита, превращающегося в процессе эксплуатации при 20 °С, пропорционально его общему количеству в структуре стали и зависит от состава аустенита (стали). Превращение полнее протекает в углеродистых сталях, хром и в большей степени марганец (> 1 %) задерживают превращение. Так как изменение формы и размеров вызывается несколькими причинами, оказывающими противоположное влияние, то нельзя обеспечить наибольшую стабильность, устранив лишь одну из них, поскольку в этом случае усиливается влияние других факторов. Невозможно практически полное превращение остаточного аустенита и значительное уменьшение тетрагональности решетки мартенсита (при одновременном сохранении высокой твердости). Следовательно, необходимо получить структурное состояние, при котором уравновешивается влияние этих противоположных процессов. Это состояние неодинаково для разных сталей. У заэвтектоидных сталей, содержащих мало углерода в твердом растворе при сохранении большего количества аустенита оно достигается легче, чем в быстрорежущих и высокохромистых сталях, для которых необходима более сложная термическая обработка.

Кроме того, абсолютное изменение размеров определяется не только структурным состоянием материала, но и соотношением размеров инструмента. Изменение размеров максимально в направлении наибольшей длины (высоты, диаметра) инструмента, которая может не совпадать с его рабочей длиной. Следовательно, в инструментах разной формы или размеров после тождественной обработки могут происходить неодинаковые по знаку и по величине изменения размеров, если они определяются по рабочей, а не по максимальной длине.

Высокая чистота поверхности обеспечивается при высокой твердости (> 63–64 HRC) и при определенной структуре стали (в которой нет крупных избыточных карбидов и неоднородности их распределения, а также обеспечена повышенная чистота по неметаллическим включениям).

Хорошая сцепляемость (притираемость) измерительных плиток создается при высокой чистоте поверхности и при определенном химическом составе: сталь не должна содержать повышенное количество хрома, способствующего образованию пленки, которая ухудшает сцепляемость.

Стали для измерительных инструментов. Стали этого назначения должны обладать всеми перечисленными выше свойствами. Для измерительного инструмента обычно применяют высокоуглеродистые стали У8—У12 и низколегированные стали марок Х, 11Х, 13Х, ХГС, ХВГ (резьбовые калибры и др.). Высокая твердость и стабильность размеров обеспечиваются специальной термической обработкой: закалка с максимально низких температур в масле, для особо точных инструментов — дополнительная

обработка холодом при −80 °С и длительный (до 30 ч) отпуск при 120–170 °С. Инструменты особо высокого класса точности подвергают многократной обработке холодом. После охлаждения до −80 °С их отпускают 2–3 ч при 120–125 °С, эти операции повторяют 2–3 раза. В результате каждого последующего охлаждения ниже 0 °С превращается все меньше аустенита и определенное количество его сохраняется после многократной обработки. Но при этом оно снижается до того уровня, при котором в заэвтектоидных сталях уравновешивается влияние дальнейшего изотермического превращения аустенита и мартенсита. Мелкие плитки из стали Х, 13Х отпускают (60 мин при 650 °С) перед закалкой для снятия напряжений, вызываемых термической обработкой.

Плоские инструменты (скобы, шаблоны, лекала) изготовляются вырубкой из листовой стали. С этой целью используются низкоуглеродистые стали 20 и 20Х или среднеуглеродистые стали 50, 55, 55Г. Инструменты из сталей 20 и 20Х цементуют, закаливают и отпускают 2–3 ч при 150–180 °С (желательно под плитами для правки).

Инструменты из сталей 50, 55, 55Г закаливают с индукционным нагревом, что уменьшает деформацию и облегчает правку. Отпуск проводится при 150–180 °С 2–3 ч. Износостойкость закаленного слоя сталей 50 и 55 меньше цементованного, но он практически не содержит аустенита.

Стали для режущих инструментов. Высокая стабильность размеров нужна для тех режущих инструментов, которые должны сохранять их неизменными в течение длительного срока, в том числе и при хранении, особенно если они имеют большую длину при небольшом диаметре (длинные развертки и др.). У быстрорежущих сталей после стандартной термической обработки (закалка и отпуск при 560 °С, 3 раза) даже при небольшом количестве аустенита происходит постепенный прирост длины, почти не компенсируемый влиянием дораспада мартенсита, так как тетрагональность его решетки незначительна (табл. 1).

Для режущих инструментов используются стали Р6М5, Р8М3 и Р6М5К5, наибольшая чистота поверхности при отсутствии анизотропии деформации обеспечивается при использовании сталей, изготовленных спеканием порошков Р6М5-МП и Р6М5К5-МП.

Таблица 1

Изменение длины образцов (D = 10 мм; L = 100 мм) быстрорежущей стали после хранения 15 мес в зависимости от термической обработки

Термическая обработка после закалки*	Изменение длины, мкм, стали	
	Р18	Р12
Без отпуска	6,8	5,5
Отпуск 560 °С, 3 раза	4,4	4,5
То же и отпуск 450 °С 1 ч	3,8	3,6
Обработка холодом*, отпуск 560 °С, 3 раза	1,5	1,4
То же, 1 раз, холод, отпуск 560 °С, 3 раза	1,3	0,8
Обработка холодом, 1 раз, холод, отпуск 560 °С, 1 раз, холод, отпуск 560 °С, 3 раза	−0,5	−0,4
Отпуск при 350°С и при 560 °С, 2 раза	5,5	4,8
Отпуск 600 °С, 2 раза	−1,8	–

* Охлаждение до −80 °С, длительность каждого отпуска 1 ч.

Аустенит превращается в этих сталях интенсивнее, чем в вольфрамовых. Стали, содержащие кобальт, сохраняют твердость 63–64 HRC при повышенных температурах отпуска (до 600 °С), что позволяет обеспечить более полное превращение аустенита.

Температуры закалки сохраняются одинаковыми с применяемыми для других режущих инструментов, дополнительное превращение аустенита после трехкратного отпуска вызывается обработкой холодом. Для более полного превращения аустенита и получения требуемой стабильности размеров необходимо повторять обработку холодом после первого и второго отпуска. Для кобальтовой стали достаточно ограничиться двукратным охлаждением до –80 °С, если температура отпуска повышена до 590–600 °С. Температура первого отпуска для всех сталей должна быть 550–560 °С, так как отпуск при 250–350 °С способствует стабилизации аустенита.

ВЫБОР РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

1. **Спиральное сверло.** ∅ — 40 мм; материал — Р6М5; условия работы — обычные; повышенный износ без динамических нагрузок; обрабатываемый материал — конструкционная сталь с твердостью 220–230 НВ; вид обработки — резание.

Объемное упрочнение:

1-й вариант.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне при 850 °С, 5–6 мин;

предварительный нагрев в соляной ванне при 1050 °С, 4–6 мин;

нагрев и выдержка при 1210 °С, 160–220 с;

охлаждение на воздухе, с принудительным поддувом на столе с железной плитой.

Отпуск:

нагрев в соляной ванне до 560 °С, 20–25 мин, выдержка 1 ч;

охлаждение на воздухе;

отпуск двукратный.

Твердость после термической обработки 62–64 HRC.

2-й вариант.

Закалка:

предварительный нагрев в вакуумной печи при 850 °С, 50 мин;

предварительный нагрев в вакуумной печи при 1050 °С, 15 мин;

нагрев и выдержка при 1190–1200 °С, 30 мин;

охлаждение в потоке азота.

Отпуск:

нагрев в вакуумной печи до 560 °С, 60 мин, выдержка 1 ч;

отпуск двукратный.

Твердость после термической обработки 64 HRC.

Шлифование.

Отпуск:

при 380–400 °С, 30–60 мин.

Заточка.

Поверхностное упрочнение после отпуска.

1-й вариант.

Карбонитрация — нагрев при 420–490 °С, 4–6 ч.

Глубина слоя 60 мкм, твердость 1180 HV.

2-й вариант.

Плазменная закалка без оплавления поверхности.

Твердость поверхности 1070–1090 HV (исходное значение 820–845 HV).

2. **Сверла.** ∅ — 6 мм; материал — Р6М5-МП; условия работы — повышенный износ; обрабатываемый материал — керамика; вид обработки — резание.

Объемное упрочнение.

Закалка:

вакуумная закалка от 1180 °С, выдержка 4–4,5 мин;

охлаждение в вакууме.

Отпуск:
нагрев при 520 °С, 30 мин.
Твердость после термической обработки 59–61 HRC.
Поверхностное упрочнение после отпуска.
Лазерная закалка — лазерная обработка с оплавлением поверхности в среде аргона.
Отпуск:
нагрев при 520 °С, 30 мин.
Глубина слоя 100–250 мкм, твердость 1000–1045 HV.

3. **Дисковая фреза.** Толщина — 30 мм; материал — Р6М5К5.
1-й вариант:
резанием на части крупной заготовки;
отжиг при 820 °С, 2 ч;
обработка резанием;
снятие напряжений при 650 °С, 2 ч.
Закалка:
предварительный нагрев в соляной ванне или камерной печи до 400–450 °С, 40 мин;
предварительный нагрев в соляной ванне до 850 °С, 4–5 мин;
погружение в соляную ванну при 1220 °С, выдержка 3,5–4 мин;
охлаждение на воздухе или в соляной ванне до 520 °С, 2–5 мин, затем на воздухе.
Отпуск:
нагрев в соляной ванне при 570 °С, 35 мин, выдержка 1,5 ч (проводится трижды);
охлаждение на воздухе.
Твердость после термической обработки 64–66 HRC.
2-й вариант:
изотермическая штамповка в условиях сверхпластичности (при размерах 168×30 мм).
Закалка:
от 1220 °С,
Отпуск:
нагрев при 550 °С, трижды по 1,5 ч.
Твердость после термической обработки 64–66 HRC.

4. **Пуансон для выдавливания.** ∅ — 25–30 мм; материал — Р6М5 (11М5Ф);
вид обработки — резание с припуском на окончательную механическую обработку.
Объемное упрочнение.
Закалка:
предварительный нагрев в соляной ванне до 850 °С, 4–5 мин;
погружение в соляную ванну и выдержка при 1180 °С (1050 °С), 3–4,5 мин;
охлаждение в соляной ванне до 520° С, 2–5 мин, затем на воздухе.
Отпуск:
нагрев в соляной ванне при 550 °С, 35 мин;
выдержка при 550 °С, трижды по 1 ч.
Шлифование.
Твердость после термической обработки 61–64 (64–66) HRC.
Поверхностное упрочнение после отпуска.
Азотирование — при 530 °С, 3 ч.

Полирование.

Стойкость штампового инструмента из стали 11М5Ф в 1,5–2 раза выше стойкости инструмента из стали Р6М5.

5. **Протяжка.** ∅ — 30–40 мм; материал — Х12М (Х10СФЮТ); вид обработки — резание.

Снятие напряжений при 650–700 °С, 2–3 ч (охлаждение с печью до 500 °С, затем на воздухе).

Объемное упрочнение.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне при 450–500 °С, 20–30 мин;

предварительный нагрев в соляной ванне до 800 °С, 20–30 мин;

погружение в соляную ванну и выдержка при 960–980 (1030) °С, 15–20 мин;

охлаждение в соляной ванне до 200 °С, 8–15 мин, затем на воздухе; или охлаждение в масле до550 °С, 1–2 мин, затем в устройстве для рихтования.

Отпуск:

нагрев в соляной ванне при 180–200 °С (в масле), 2 ч; для хвостовика выдержка в соляной ванне при 550 °С, 10–15 мин.

Шлифование под заданный размер.

Твердость после термической обработки: рабочей поверхности HRC 61–63 (61–62), хвостовика HRC 45–50.

6. **Пуансон холодного выдавливания.** ∅ ≥ 30 мм; материал — 8Х4В2С2МФ (8Х4В2С2МФНАЮТ); условия работы — удельное давление 1800–2000 МПа, значительный абразивный износ, динамические нагрузки; деформируемый материал — сплавы меди, сплавы на основе цинка; вид обработки — резание.

Отжиг:

загрузка заготовок в печь при температуре не выше 250–300 °С;

нагрев до температуры отжига 840–860 °С со скоростью 100–120 °С/ч, выдержка 2–4 ч;

охлаждение до температуры изотермической выдержки вместе с печью со скоростью 30–40 °С/ч, выдержка при температуре 680–700 °С, 2,5 ч;

охлаждение до 600 °С вместе с печью, дальнейшее — на воздухе.

Твердость после отжига не более 255 НВ.

Объемное упрочнение.

Закалка:

первый предварительный подогрев при 400 °С в соляной ванне, второй при 700–770 °С; выдержка 35–40 с на 1 мм толщины детали плюс время, необходимое для прогрева садки;

окончательный нагрев при 1090±10 °С, выдержка 30–35 с на 1 мм толщины детали плюс время, необходимое для прогрева садки;

охлаждение в масле с температурой не менее 50 °С.

Отпуск (проводится не позднее чем через 2 ч после закалки в соляных ваннах или в шахтных печах с циркуляцией воздуха):

нагрев при 530 ±10 °С, трижды по 1 ч;

охлаждение на воздухе.

Твердость после обработки 61–63 (61–64) HRC.

Шлифование.

Отпуск для снятия напряжений:

нагрев в масляных ваннах или печах с циркуляцией воздуха при 140–160 °С, выдержка 2,5 ч.

Стойкость пуансонов из стали 8Х4В2С2МФНАЮТ, работающих при значительных динамических нагрузках, возрастает в 1,5–2 раза по сравнению со сталью 8Х4В2С2МФ.

Поверхностное упрочнение — ионное азотирование при 510 °С, 6 ч. Глубина слоя 0,1 мм, твердость 1100 HV.

7. **Молотовый штамп больших размеров для горячей ковки.** Размеры 600×500×350 мм; материал — 5ХГМ (5ХНВ); вид обработки — резание с оставлением припуска под шлифовку.

Снятие напряжений в соляной ванне при 650 °С.

Объемное упрочнение.

Если нагрев осуществляется не в вакууме или защитной среде, то обрабатываемая поверхность закрывается специальной упаковкой; возможно установить штамп рабочей поверхностью на слой отработанного карбюризатора.

Закалка:

предварительный нагрев в соляной ванне при 400–450 °С, 3 ч.

нагрев со скоростью 50–60 °С/ч до 650–675 °С, выдержка 3–5 ч;

окончательный нагрев со скоростью 70–80 °С/ч до 860 °С, выдержка 2 ч;

охлаждение в масле с температурой не менее 70–75 °С или подстуживание на воздухе до 750–780 °С (~15 мин), затем охлаждение в масле, выдержка до 40 мин.

Не остывшие штампы переносят в печь для отпуска.

Отпуск:

закладка в печь при 200 °С;

нагрев со скоростью 60 °С/ч до 540 °С, выдержка 8 ч;

охлаждение на воздухе.

Твердость после термической обработки 40–46 HRC.

После отпуска штамп устанавливают хвостовиком на плиту и нагревают до 580–600 °С.

Твердость после термической обработки 33–38 HRC. При этом на рабочей части появляются цвета побежалости синего или серого цвета.

8. **Форма для литья под давлением магниевых сплавов** со стороной до 500 мм; материал — 4Х5МФС; вид обработки — резание.

Снятие напряжений при 600 °С, 3 ч.

Объемное упрочнение.

Закалка:

предварительный нагрев в печи при 450–500 °С, 12 ч;

предварительный нагрев в печи при 860 °С, 6–8 ч;

нагрев до 1050 °С, 4–5 ч, выдержка 2 ч;

охлаждение на воздухе.

Отпуск:

закладка в печь при 300 °С; нагрев до 550 °, 6 ч, выдержка 1,5–2 ч;

охлаждение на воздухе.

закладка в печь при 300 °С; нагрев до 500 °С, 5 ч, выдержка 1,5–2 ч;

охлаждение на воздухе.

Шлифование.

Твердость после термической обработки 42–45 HRC.

Поверхностное упрочнение.

Азотирование — при температуре 530 °С, 3 ч.

Глубина слоя 0,05 мм, твердость 1000 HV.

Ионное азотирование — при 550 °С, 3 ч.

Глубина слоя — 140 мкм, твердость 1000 HV (сердцевины — 520 HV).

9. **Инструмент для штамповки пластмасс.** Размеры 200×200×80 мм; материал — мартенситно-стареющая сталь (Н18К9М5Т); вид обработки — обработка резанием внешних размеров.

Закалка:

нагрев в соляной ванне при 820 °С в течение 30–40 мин;

охлаждение на воздухе.

Выдавливание полости, окончательная обработка резанием под заданный размер.

Отпуск (старение):

нагрев в соляной ванне при 480 °С, 2 ч, выдержка 3 ч;

охлаждение на воздухе.

Твердость после термической обработки 48–52 HRC.

10. **Ножи для резки металла.** Толщина — 16 мм; материал — 40Х; условия работы — обеспечение самозатачивания инструмента в процессе работы (более 500 операций резания) при нормальной и отрицательных температурах (до −60 °С). Вид обработки — резка металла (прутки диаметром до 20 мм).

Сущность способа: грани лезвия ножа подвергаются нитроцементации, закалке и отпуску, часть поверхности «мягкой грани» сошлифовывается так, чтобы ее твердость была промежуточной между твердостью «твердой грани» и сердцевины. Диффузионный слой «твердой грани» не шлифуется или снимается на значительно меньшую толщину, чем у «мягкой» грани.

Нормализация — нагрев при 860–870 °С.

Нитроцементация при 800 °С в среде пиролиза триэтаноламина, 15 ч, на глубину до 1 мм.

Твердость после обработки 580 HV.

Закалка:

нагрев при 800–820 °С;

охлаждение в масле.

Твердость после обработки: поверхности 52–54 HRC; сердцевины 42–44 HRC.

Отпуск:

нагрев при 400 °С (промежуточный отпуск при 180–200 °С для формирования партии ножей, отпускаемых при 400 °С).

Шлифовка «мягкой» грани на твердость 470–530 HV.

ПРИМЕРЫ ПРИМЕНЕНИЯ АЭРОТЕРМОАКУСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Аэротермоакустическая обработка (АТАО) для объемного упрочнения может быть применена как к готовому инструменту, так и к заготовке, подвергнутой только закалке, закалке и отпуску или на стадии охлаждения при проведении стандартной термообработки (закалки или отпуска)

Обработка готового инструмента. В зависимости от марки материала инструмент нагревают до температуры 150–200 °С (углеродистая сталь марок У8–У12А) или 250–400 °С (легированные стали марок Х12М, Х12Ф, Х10СФЮТ, 8Х4В2С2МФ, 8Х4В2С2НАЮТ, Р6М5, Р18, Р6М5К5, Р6М5 ПМ и др.), выдерживают время, необходимое для прогрева (время выдержки зависит от габаритов изделия и теплопроводности материала и составляет от 15 до 40 мин), затем переносят в камеру резонатора газоструйного генератора звука (ГГЗ) установки, где осуществляется последующее охлаждение до комнатной или отрицательных температур (до –20 °С), в мощном акустическом поле звукового диапазона дискретных частот с уровнем звукового давления 150–170 дБ в потоке газа.

После АТАО твердость стали перечисленных марок, повышается на 1–3 HRC, что наряду с уменьшением остаточных напряжений обеспечивает увеличение стойкости штампового инструмента. В ряде случаев твердость может практически не возрастать, но при этом АТАО обеспечивает увеличение стойкости штампового и режущего инструмента.

Приведем результаты сравнительных испытаний инструмента, полученные на заводе «Прогресс» (г. Самара).

Резцы с пластинками твердого сплава ВК8 обрабатывают:
после СТО: 5 дет. (в среднем), сталь 30ХМА;
после АТАО: 16 дет. (режим АТАО № 1);
после АТАО: 23 дет. (режим АТАО № 2);
после первой перезаточки: еще 21 дет.
Метчики М10×1,5 из стали Р9К5 нарезают резьбу:
после СТО: 100–200 дет., сталь 12Х18НТ;
после АТАО: 352 дет.; метчик продолжал работать.
Перовые сверла ∅ 72 сверлят отверстия:
после СТО: 4 дет. (в среднем), сталь 30ХМА;
после АТАО: 8–10 дет.;
после нескольких перезаточек: по 8–10 дет.

Проведение АТАО после стандартной закалки (по режиму, соответствующему марке материала). В зависимости от марки материала инструмент нагревают до температуры отпуска, которая, так же как и время выдержки, в этом случае корректируется с учетом условий эксплуатации изделия и требований к механическим свойствам материала. Твердость стали в этом случае также, как правило, возрастает на несколько единиц HRC по сравнению с твердостью, полученной после стандартного отпуска.

Проведение АТАО в процессе стандартной закалки (используется только для высоколегированных сталей). В зависимости от вида материала заготовку инструмента нагревают до стандартной температуры закалки стали, соответствующей ее марке, выдерживают в течение времени, необходимого для нагрева, затем переносят в камеру резонатора ГГЗ уста-

новки, где осуществляется последующее охлаждение до комнатной или отрицательных температур (до −20 °С), при этом обеспечивается получение структуры закаленной стали. Последующий отпуск проводится при температуре, выдержке и кратности (для быстрорежущих и вторичнотвердеющих сталей), которые должны корректироваться с учетом конкретной марки стали для обеспечения требуемых эксплуатационных свойств. Затем следует окончательная механическая обработка.

АТАО для поверхностного упрочнения может быть применена к заготовке или готовому инструменту, подвергнутому любому из видов химико-термической обработки (цементации, азотированию, нитроцементации или борированию). Температура предварительного нагрева инструмента определяется видом химико-термической обработки: для изделий, подвергнутых цементации, она составляет 150–200 °С, азотированию — 400–480 °С, затем выдерживают время, необходимое для прогрева (время выдержки зависит от габаритов изделия и теплопроводности материала), и переносят в камеру резонатора ГГЗ установки, где осуществляется последующее охлаждение до комнатной или отрицательных температур (до −20 °С). При этом твердость цементованных изделий повышается на 2–3 HRC, азотированных и борированных — несколько снижается (на 150–300 HV), но в то же время возрастает твердость сердцевины и обеспечивается более плавный переход твердости от поверхностно-упрочненного слоя к сердцевине изделия.

Штамповый инструмент для холодного деформирования материалов и режущий инструмент с режущей или формообразующей частью из твердого сплава нагревают до температуры 280–450 °С (температура нагрева определяется маркой твердого сплава), выдерживают при температуре нагрева, затем переносят в камеру резонатора ГГЗ установки, где осуществляется последующее охлаждение до комнатной или отрицательных температур (до −20 °С).

Твердость сплава при этом не изменяется, однако возрастает износостойкость инструмента в 1,5–3 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Прусаков Б. Н.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2001. — № 1. — С. 5–8.
2. **Диесперова И. И., Слепцов В. В.** // Инженерный журнал. — 2001. — № 1. — С. 59–61.
3. **Haase B., Dong J., Bauckhage K.** // HTM; Harter techn / Mitt. — 2002. — 57. — N 1. — P. 35–41.
4. **Ляпунов А. И.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2000. — № 1. — С. 22–27.
5. **Артрингер И.** Инструментальные стали и их термическая обработка. — М.: Металлургия, 1982. — 312 с.
6. **Металловедение** и термическая обработка стали: Справочник. — Т. 2 / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. — М.: Металлургия, 1983. — 367 с.
7. **Геллер Ю. А.** Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1983. — 527 с.
8. **Позняк Л. А., Скрынченко Ю. М., Тишаев С. И.** Штамповые стали. — М.: Металлургия, 1980. — 244 с.
9. **Мошкевич Л. Д., Малиновская Н. Е., Курасов И. Н.** // Инструментальные и подшипниковые сплавы. — М.: Металлургия, 1975. — С. 12–21.
10. **Федюкин В. К., Смагоринский М. Е.** Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. — Л.: Машиностроение, 1989. — С. 117–121.
11. **Позняк Л. А.** Инструментальные стали: Справочник. — М.: Металлургия, 1977.
12. **Автомобильные** конструкционные стали: Справочник / Под ред. А. П. Гуляева. — М.: Машгиз, 1951.
13. **Термическая** обработка в машиностроении: Справочник. — М.: Машиностроение, 1981. — С. 783.
14. **Марочник** стали и сплавов / Под ред. И. Р. Крянина и др. — М.: ЦНИИТмаш, 1977.
15. **Производство** крупных машин: Сб. УЗТМ. — М.: Машиностроение, 1974.
16. **Марочник** сталей и сплавов / Под ред. А. С. Зубченко. — М.: Машиностроение, 2001.
17. **Штамповые** материалы. Обработка и применение: Сб. статей / Под ред. Н. Т. Деордиева, Г. П. Большакова. — ЭНИКмаш; М.: Машиностроение, 1968.
18. **Безпрозванных А. В., Воробьева Г. А.** // Известия вузов. Черная металлургия. — 1989. — № 1. — С. 111–113.
19. **Баранов С. М.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — М.: Машгиз, 1961. — С. 92–95.
20. **Околович П. А., Евтушенко А. Т., Климов Д. А.** // Тез. докл. 5-й международн. научно-практ. конф. «Природные и интелектуальные ресурсы Сибири». — Томск: Изд-во ТГУСУР, 1999. — С. 28–30.
21. **Воробьева Г. А.** Перспективные инструментальные стали // Металлообработка. — 2001. — № 5. — С. 19–22.
22. **Производство** крупных машин // Сб. УЗТМ. — М.: Машиностроение, 1974.

23. **Тутов И. Е., Савуков В. П.** и др. // Материалы для штампов и пресс-форм. — М.: МДНТП, 1966. — С. 24–26.
24. **Марочник** сталей и сплавов / Под ред. В. Г. Сорокина. — М.: Машиностроение, 1989.
25. **Термическая** обработка в машиностроении: Справочник / Под ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. — М.: Машиностроение, 1980. — 783 с.
26. **РТМ 2МТ 11-1–81.** Стали для станков и машин. — 1982. — 253 с.
27. **Марочник** сталей и сплавов / Под ред. А. С. Зубченко. — М.: Машиностроение, 2001.
28. **Гурьев А. М.** Известия вузов. Черная металлургия. — 2001. — № 2. — С. 50–52.
29. **Технология** заготовительных производств // Машиностроение: Энциклопедия. — Т. 3 / Под ред. В. Ф. Манушилова. — М.: Машиностроение, 1996.
30. **Склюев П. В., Пецовская Е. В.** Структурные и фазовые превращения при нагреве стали и сплавов. — Пермь: Изд-во ППИ, 1972. — № 73.
31. **Марочник** сталей для машиностроения. — М.: ЦНИИТмаш, 1968.
32. **Безпрозванных А. В., Воробьева Г. А.** // Известия АН СССР. Металлы. — М., 1983. — № 5. — С. 161.
33. **А. с. СССР. 1439151,** МПКС22С38/38. Штамповая сталь / А. В. Безпрозванных и др.
34. **Физические** свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справочник / Под ред. Б. Е. Неймарка. — М.: Энергия, 1967.
35. **Семашко Н. А.** Плотность и коэффициент линейного расширения инструментальных сталей повышенной теплостойкости // Известия АН СССР. Металлы. — 1978. — № 5.
36. **Кремнев Л. С.** Быстрорежущая сталь — основной материал для металлорежущего инструмента // Национальная металлургия. — 2001. — № 3. — С. 31.
37. **Кремнев Л. С., Седов Ю. Е., Брострем В. А.** // Известия АН СССР. Металлы. — 1986. — № 6.
38. **Чернобай С. П., Муранов В. И., Прохоров А. Г.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2002. — № 2. — С. 11–12.
39. **Сизова О. В., Корубаев А. В.** // Материалы, технологии, инструменты. — 2000. — № 2. — С. 91–96.
40. **Тарасов А. Н.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1996. — № 12. — С. 5–9.
41. **Малахов В. В., Буянская Т. А., Ярцев А. Н.** и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1996. — № 10. — С. 28–31.
42. **Гиршов В. Л.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности // Материалы практического семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 67–76.
43. **Геллер Ю. А., Кремнев Л. С., Салманов Н. С.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1979. — № 6. — С. 44–46.
44. **Супов А. В., Александрова Н. М., Пареньков С. А.** и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1998. — № 9. — С. 6–13.
45. **Супов А. В., Прусаков Б. А., Александрова Н. М.** и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2002. — № 2. — С. 5–6.
46. **Чаус А. С.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1998. — № 8.
47. **Чаус А. С., Рудницкий Ф. И., Мургаш М. И.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1997. — № 2. — С. 9–11.

48. **Салманов М. Н., Бутыгин В. Б.** // Литейное производство. — 2000. — № 3.

49. **Мошкевич Л. Д., Смоляков В. Ф., Малиновская Т. И.** // Инструментальные и подшипниковые сплавы. Сб. № 1. — М.: Металлургия, 1973 (МЧМ СССР). — С. 59–64.

50. **Смольников Е. А., Клоков В. И.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1982. — № 9. — С. 43–48.

51. **Смольников Е. А., Орестова Л. М., Чижиков Ю. В.** Термоциклическая обработка металлических материалов. — Л., 1980. — С. 62–64.

52. **Хайдоров А. Д.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности // Материалы практического семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 65–66.

53. **Ляпунов А. И.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2000. — № 1. — С. 23–25.

54. **Конаков С. П., Ляпунов А. И.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2000. — № 2. — С. 20–23.

55. **Горбацевич Ю. А., Смольников Е. А.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1973. — № 11. — С. 57–60.

56. **Чернобай С. П., Муранов В. И., Прохоров А. Г.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2002. — № 2. — С. 11–12.

57. **Александрович Б. Л.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1973. — № 11. — С. 15–18.

58. **Заблоцкий В. К., Брусиловский Б. А., Зубов Е. С., Иванов Ф. И.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1973. — № 3. — С. 52–53.

59. **Мормулева М. Е., Попандопуло А. Н.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1969. — № 7. — С. 24–27.

60. **Геллер Ю. А., Александрович Б. Л., Гришина Л. Я.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1973. — № 11. — С. 15–18.

61. **Смольников Е. А., Орестова Л. М.** Новый вид термоциклического отжига быстрорежущей стали // Термоциклическая обработка металлических изделий. — Л., 1982. — С. 109–113.

62. **Смольников Е. А., Орестова Л. М.** // Горячая обработка инструмента и исследования инструментальных материалов. — М., 1981. — С. 27–36.

63. **Зубкова Е. Н., Лаптев П. Л.** Повышение производительности резания наплавленным инструментом из быстрорежущих сталей с пленкообразующими компонентами // Металлообработка. — 2002. — № 1. — С. 12–15.

64. **Зубков Н. С., Тютлев В. А., Зубкова Е. Н.** Изготовление наплавленного металлорежущего инструмента. — Тверь: Изд-во ТГТУ, 1998. — 114 с.

65. **Зубкова Е. Н.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2002. — № 9. — С. 27–31.

66. **Смольников Е. А., Савиновский С. Н.** // Станки и инструмент. — 1977. — № 12. — С. 23–24.

67. **Павлова Л. П., Геллер Ю. А.** Материалы для штампов и пресс-форм, их термическая обработка. — М.: МДНТП, 1966. — С. 72–76.

68. **Елисеев Ю. С., Абраимов Н. В., Крымов В. В.** Химико-термическая обработка и защитные покрытия в авиадвигателестроении. — М.: Высшая школа, 1999. — 425 с.

69. **Арзамасов Б. Н., Макарова В. И., Мухин Г. Г.** и др. Материаловедение. — М.: Изд-во МГТУ, 2001. — 646 с.

70. **Арзамасов Б. Н., Братухин А. Г., Елисеев Ю. С., Понайоти Т. А.** Ионная химико-термическая обработка сплавов. — М.: Изд-во МГТУ, 1999. — 398 с.

71. **Абраимов Н. В., Елисеев Ю. С., Крымов В. В.** Авиационное материаловедение и технология обработки металлов. — М.: Высшая школа, 1998. — 451 с.

72. **Edenhofar B.** Fachberichte für Oberflachentechnik. — 1973. — Vol. 4. — N 7. — P. 212–214.

73. **Химико**-термическая обработка металлов и сплавов: Справочник. — М.: Металлургия, 1981. — 424 с.

74. **Тарасов А. Н.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2001. — № 4. — С. 36–39.

75. **Кухарева Н. Г., Бабуль Т., Сенаторски Я.** Структура и свойства диффузионных карбонитридных покрытий на быстрорежущих и нержавеющих сталях // Металлообработка. — 2002. — № 1. — С. 21–24.

76. **Прокошкин Д. А.** Химико-термическая обработка металлов — карбонитрация. — М.: Металлургия; Машиностроение, 1984. — 240 с.

77. **Тихонов В. Н.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1996. — № 10. — С. 45–48.

78. **Тарасов А. Н.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1995. — № 4. — С. 6–9.

79. **Геллер Ю. А., Павлова Л. П., Сорокин Г. М.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1972. — № 1. — С. 48–54.

80. **Koster K.** // Tew/Techn/ Ber. — 1975. — Bd 1. — N 2. — P. 154–161.

81. **Куликов А. И.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2000. — № 3. — С. 7–9.

82. **Бунин К. П.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1975. — № 6. — С. 2–3.

83. **Leveque R., Berthet R., Hocquaux H.** Colloque international sur les aciers a coup rapide. — Saint-Etienne, France, 1975. — P. 547–574.

84. **Чаус А. С., Мургаш М. И., Латышев И. В.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2001. — № 6. — С. 8–11.

85. **Геллер Ю. А., Кремнев Л. С., Линник В. А.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1976. — № 5. — С. 11–14.

86. **Блантер М. Е.** Теория термической обработки. — М.: Металлургия, 1984. — С. 328.

87. **Котляренко Л. А., Эпик А. П.** // Защитные покрытия на металлах. — 1970. — № 3. — С. 31–35.

88. **Бельский Е. И., Стикевич М. В., Рогов В. А., Крюков В. П.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1980. — № 36. — С. 17–19.

89. **Тарасов А. Н., Макарский В. А., Калина Т. П.** // Материаловедение. — 1998. — № 9. — С. 42–46.

90. **Малыгин В. С., Грибоедов Ю. Н.** // Кузнечно-штамповое производство. — 1973. — № 3. — С. 11–13.

91. **Христофис Б. О., Соснин Н. А.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности: Мат. практ. семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 81–83.

92. **Самотугин С. С., Пуйко А. В., Соляник Н. Х., Локшина Е. Б.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1997. — № 5. — С. 2–6.

93. **Самотугин С. С., Нестеров О. Ю., Кирецева Т. А.** // Физика и химия обработки материалов. — 2002. — № 1. — С. 65–71.

94. **Самотугин С. С., Нестеров О. Ю.** // Физика и химия обработки материалов. — 2002. — № 5. — С. 14–17.

95. **Тополянский П. А., Соснин Н. А.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности: Мат. практ. семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 3–6.

96. **Соснин Н. А., Тополянский П. А., Ермаков С. А.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности: Мат. практ. семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 7–15.

97. **Диесперова И. И., Слепцов В. В.** // Инженерный журнал. — 2001. — № 1. — С. 59–61.

98. **Соснин Н. А., Тополянский П. А., Ермаков С. А.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности: Мат. практ. семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 16–22.

99. **Тополянский П. А., Ермаков С. А.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности: Мат. практ. семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 24–28.

100. **Ханов А. М., Каменева А. Л.** // Наука — производству. — Пермь, 2000. — № 5. — С. 23.

101. **Потапов В. А.** // СТИН. — 2002. — № 5. — С. 35–39.

102. **Сенчило И. А., Барченко Т. В., Павлов К. В.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности: Мат. практ. семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 55–60.

103. **Сайдахмедов Р. Х., Карпман М. Г., Фетисов Г. П.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1993. — № 9. — С. 8–10.

104. **Сайдахмедов Р. Х., Карпман М. Г., Усманов К. Б., Фетисов Г. П.** // Физика и химия обработки материалов. — 1993. — № 2. — С. 155–157.

105. **Литвинов А. А.** // Физика и химия обработки материалов. — 2002. — № 4. — С. 51–56.

106. **Табаков В. П., Рандин А. В., Афанасьев М. Е.** // Технологии ремонта, восстановления, упрочнения и обновления машин, механизмов, оборудования и металлоконструкций: Мат. 5-й междунар. практ. конф.-выставки. — СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. — С. 235–238.

107. **Табаков В. П., Циркин А. В.** // Технологии ремонта, восстановления, упрочнения и обновления машин, механизмов, оборудования и металлоконструкций: Мат. 5-й междунар. практ. конф.-выставки. — СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. — С. 239–243.

108. **Таратынов О. В., Ефремова О. Н.** // СТИН. — 2001. — № 2. — С. 18–19.

109. **Умаров Т., Аликулов Д. Е.** Возможности сокращения технологических циклов обработки инструмента из быстрорежущей стали // Металлообработка. — 2002. — № 4. — С. 7–8.

110. **Савенко В. И., Спицин Б. В.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2002. — № 8. — С. 43–51.

111. **ICNDST–6 / 6–th** International conference on new diamond science and technology / Eds J. F. Prins, P. J. Caveney, M. Kamo Elsevier, Sci, Publ. Lousanna, 1999. — P. 1807.

112. **Vandevelde T. C. S., Vandierendonck K., Van Stapen M., Du Mong W., Perremans P.** Surf/ cjat/ Technjl. — 1999. — P. 80–85.

113. **Инкин В. Н., Колпаков А. Я., Кириленко М. Г., Кандыба П. Е.** // Инструмент и технологическая оснастка: методы повышения эффективности: Мат. практ. семинара. — СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2002. — С. 115.

114. **Хокинг М.** и др. Металлические и керамические покрытия. — М.: Мир, 2000. — С. 516.

115. **Григорьянц А. Г., Сафонов А. Н.** Лазерная техника и технология.— Кн. 6: Основы лазерного термоупрочнения сплавов. — М.: Высшая школа, 1988. — 159 с.

116. **Рыкалин Н. Н., Углов А. А., Зуев И. В.** и др. // Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник. — М.: Машиностроение, 1985. — С. 496.

117. **Вохмянин Н. А., Синяков К. А.** Современные технологии лазерной термической обработки стали. — СПб., 2001. — 62 с.

118. **Коваленко В. С., Приходько Н. И., Стрижок А. И.** // Технология и организация производства. — 1975. — № 7. — С. 47.

119. **Коваленко В. С., Головко Л. Ф., Забелин В. А.** // Технология и организация производства. — 1982. — № 2. — С. 49.

120. **Ломаев Г. В., Харанжевский Е. В.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2002. — № 3. — С. 27–32.

121. **Голенко П. К.** // ФММ. — 2002. — Т. 94. — С. 27–30.

122. **Горшкова Т. А.** // Материаловедение и высокотемпературные технологии: Сб. — Нижний Новгород, 1999. — Вып. 1. — С. 174–176.

123. **Гуреев Д. М., Каковкина Н. Г., Медников С. И.** и др. // Лазерные технологии. Исследования и автоматизация: Тр. физ. инст. им. Лебедева. — Т. 217. — М.: Наука, 1993. — С. 42–57.

124. **Гуреев Д. М., Камашев А. В., Ямщиков С. В.** Механизмы фазовых превращений в железе и сталях при лазерном нагреве. — Самара, 1999. — 168 с.

125. **Нестеренко В. П., Арефьев К. П., Мекулов В. И.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2002. — № 8. — С. 20–23.

126. **Губенко С. И., Маюрников В. В.** // Физика и химия обработки материалов. — 1996. — № 3. — С. 27–33.

127. **Полевой С. Н., Евдокимов В. Д.** Упрочнение металлов: Справочник. — М.: Машиностроение, 1986. — 310 с.

128. **Тарасов А. Н., Евсина Е. Н., Колина Т. П.** // Технология металлов. — 2002. — № 12. — С. 27–32.

129. **Постников Б. С., Белова С. А., Измайлов А. В.** // Термическая обработка стали. (Теория, технология, техника эксперимента): Межвуз. сб. научн. ст. — Ростов-на-Дону, 1998. — С. 41–43.

130. **Бровер Г. И., Кацнельсон М. Л., Бровер А. В.** // Материаловедение. — 1999. — № 7. — С. 46–49.

131. **Бровер Г. И., Пустовойт В. Н., Бровер А. В.** и др. // Машиностроитель. — 2001. — № 5. — С. 38–43.

132. **Власов С. Н., Рябов С. С.** // Современные технологии в машиностроении: Сб. материалов 5-й Всероссийской научно-техн. конф. — Пенза, 2002. — С. 8–10.

133. **Пустовойт В. Н., Бровер Г. И., Бровер А. В.** и др. // Современные технологии в машиностроении: Сб. материалов 5-й Всероссийской научно-техн. конф. — Пенза, 2002. — С. 12–14.

134. **Тарасов А. Н.** // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2000. — № 2. — С. 30–33.

135. **Костромин С. В.** // Материаловедение и высокотемпературные технологии: Сб. — Нижний Новгород, 2000. — Вып. 2. — С. 183–187.

136. **Нижниковская П. Ф., Калинушкин Е. П., Аршова Е. В.** и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1987. — № 9. — С. 7–11.

137. **Нижниковская П. Ф., Калинушкин Е. П., Снаговский Л. М.** и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1982. — № 11. — С. 29–30.

138. **Озерский А. Д., Фишмайстер Х., Ослон Д.** и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1984. — № 3. — С. 19–24.

139. **Крашенинников В. В., Оришич А. М., Токарев А. О.** и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1998. — № 6. — С. 5–8.

140. **Великих В. С., Гончаренко В. П., Картавцев В. С.** и др. // Технология и организация производства. — 1978. — № 4. — С. 52–53.

141. **Крапошин В. С.** // Обработка поверхности материала лазерным излучением. Поверхность, физика, химия, механика. — 1982. — № 3. — С. 1–12.

142. **Рэди Дж.** Обработка материалов / Пер. с англ. / Тр. Инст. инж. по электротехнике и радиоэлектронике. — 1982. — Т. 70. — 36. — С. 7–20.

143. **Коваленко В. С.** Прогрессивные методы лазерной обработки материалов. — Киев: Вища школа, 1985. — 198 с.

144. **Патент RU 21 00456 C1.** Способ упрочнения изделий из углеродистых, легированных, высоколегированных, быстрорежущих сталей и твердых сплавов / В. К. Ерофеев, В. В. Григорьев, Г. А. Воробьева. — 27.12.97. — Бюл. № 36.

145. **Ерофеев В. К., Воробьева Г. А., Генкин П. Г.** Аэротермоакустическая обработка металлов и сплавов // Металлообработка. — 2001. — № 6. — С. 18–22.

146. **Satish Kumar M., Mohan Lal D., Indian J.** Eng, Mater. Sci. 2001. — N 4. — P. 198.

147. **Григорьянц А. Г.** Основы лазерной обработки материалов. — М.: Машиностроение, 1989. — 301 с.

148. **Воробьева Г. А., Каратушин С. И., Леонов А. Ф.** Основы лазерного термоупрочнения. — СПб.: Изд-во БГТУ «ВОЕНМЕХ», 2001. — 47 с.

149. **Лазерная** техника и технология. Методы поверхностной лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, А. Н. Сафонов. — Кн. 3. — М.: Высшая школа, 1987. — 190 с.

150. **Дьюли У.** Лазерная технология и анализ материалов. — М.: Мир, 1986. — 504 с.

151. **Коваленко В. С.** Лазерная технология. — Киев: Вища школа, 1989. — 276 с.

152. **Рэди Дж.** Действие мощного лазерного излучения. — М.: Мир, 1974. — 467 с.

153. **Технологические** лазеры. Расчет, проектирование, эксплуатация: Справочник. — Т. 1 / Под ред. А. Г. Абильситова. М.: — Машиностроение, 1991. — 431 с.

154. **Яресько С. И.** Повышение эффективности лазерного упрочнения инструмента // Наука — производству. — 2000. — № 12. — С. 33–40.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие 3
1. НАЗНАЧЕНИЕ ИНСТРУМЕНТОВ И УСЛОВИЯ ИХ РАБОТЫ . . . 5
1.1. Инструменты для холодного деформирования 5
1.2. Инструменты для горячего деформирования и литья 6
1.3. Режущие инструменты 8
2. КЛАССИФИКАЦИЯ И ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ 9
2.1. Классификация инструментальных сталей 9
2.2. Принципы маркировки инструментальных сталей по стандартам России и зарубежных стран 10
2.2.1. Углеродистые инструментальные стали 10
2.2.2. Легированные инструментальные стали 12
2.2.3. Быстрорежущие стали 17
2.3. Основные свойства инструментальных сталей 21
2.3.1. Твердость 21
2.3.2. Прочность, долговечность 22
2.3.3. Вязкость 24
2.3.4. Сопротивление термической усталости 26
2.3.5. Теплостойкость и стойкость против отпуска 27
2.3.6. Износостойкость 28
2.3.7. Теплопроводность 30
2.3.8. Устойчивость формы и размеров 30
2.3.9. Технологические свойства 32
3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ 35
3.1. Виды термической обработки 35
3.2. Защитные среды при нагреве 36
3.3. Способы охлаждения. Охлаждающие среды 38
4. УГЛЕРОДИСТЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ 42
5. ЛЕГИРОВАННЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ 47
5.1. Химический состав сталей 47
5.2. Легированные инструментальные стали для холодного деформирования материалов. Способы упрочнения. Свойства 47
5.2.1. Нетеплостойкие инструментальные стали 47
5.2.2. Полутеплостойкие инструментальные стали 57
5.2.3. Порошковые инструментальные стали 68
5.2.4. Технологические свойства легированных инструментальных сталей для холодного деформирования материалов 69
5.3. Легированные инструментальные стали для горячего деформирования 71
5.3.1. Полутеплостойкие стали повышенной прокаливаемости 71
5.3.2. Полутеплостойкие стали повышенной вязкости 74
5.3.3. Стали обычной теплостойкости 78
5.3.4. Стали высокой теплостойкости 83
5.3.5. Аустенитные стали и сплавы на основе никеля 85

5.3.6. Физические и технологические свойства штамповых сталей для горячего деформирования 86
5.3.7. Технологические свойства штамповых сталей обычной, повышенной теплостойкости и сплавов на основе никеля . . . 90

6. БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ 91

6.1. Состав. Свойства 91
6.2. Технологии обработки, повышающие эксплуатационные свойства сталей 97
6.2.1. Оптимизация температур нагрева при закалке сталей 97
6.2.2. Вакуумная термообработка 98
6.2.3. Изотермическая штамповка быстрорежущих сталей в условиях сверхпластичности 99
6.2.4. Применение метода экструдирования для изготовления мелкого режущего инструмента из порошковых быстрорежущих сталей 101
6.3.Технологические свойств быстрорежущих сталей 101
6.4. Современные технологии производства и разливки сталей 104
6.5. Стали для литых инструментов 105
6.6. Тепловые режимы горячей механической и термической обработки 109
6.7. Дефекты термической обработки. Способы их предупреждения 120
6.8. Обработка сварных и наварных инструментов 122
6.8.1. Обработка сварных инструментов 122
6.8.2. Обработка наварных инструментов 124

7. ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ 127

7.1. Порошковые твердые сплавы 127
7.2. Сверхтвердые материалы 133
7.3. Марки твердых сплавов по классификации международной организации стандартизации (ИСО) 134

8. РЕЖУЩИЙ КЕРАМИЧЕСКИЙ ИНСТРУМЕНТ 140

9. ТЕХНОЛОГИИ ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТОВ 144

9.1. Химико-термическая обработка 145
9.1.1. Азотирование 145
9.1.2. Ионное азотирование 148
9.1.3. Нитроцементация 155
9.1.4. Вакуумная нитроцементация 158
9.1.5. Сульфоазотирование 159
9.1.6. Оксидирование 159
9.1.7. Хромофосфатирование 160
9.1.8. Цементация 161
9.1.9. Борирование 163
9.1.10. Хромирование 165
9.2. Инженерия поверхности методами плазменных технологий 167
9.2.1. Термическая обработка плазмой 167
9.2.2. Плазменные порошковые покрытия 171
9.3. Режущий инструмент с алмазным и алмазоподобным покрытием 182

10. ЛАЗЕРНОЕ ТЕРМОУПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ . . . 185
10.1. Инженерный анализ при разработке технологических процессов . . . 185
10.1.1. Медленное перемещение . . . 187
10.1.2. Быстрое перемещение . . . 191
10.1.3. Закалка с оплавлением поверхности . . . 194
10.1.4. Технологические характеристики. Выбор режимов 197
10.2. Лазерное технологическое оборудование для поверхностной обработки металлов . . . 201
10.3. Лазерная закалка сталей и сплавов . . . 207
10.3.1. Лазерная закалка углеродистых и легированных инструментальных сталей . . . 208
10.3.2. Лазерная закалка штампов прессов для холодной штамповки, изготовленных из половинчатого чугуна . . . 219
10.3.3. Комплексное лазерное и криогенное упрочнение . . . 220
10.4. Лазерная химико-термическая обработка стали . . . 221
10.4.1. Лазерное легирование с использованием традиционных методов химико-термической обработки . . . 221
10.4.2. Лазерная обработка покрытий, полученных методами химического или физического осаждения . . . 225
10.5. Комплексные виды обработки (вакуумная закалка или вакуумная нитроцементация с последующей лазерной обработкой) 227
10.6. Оценка несущей способности поверхностных слоев инструментальных сталей после лазерной обработки . . . 229
10.7. Лазерная наплавка . . . 231
10.8. Сравнительные данные о возможностях различных видов лазерной обработки (закалки и ХТО) . . . 232
11. АЭРОТЕРМОАКУСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА . . . 235
11.1. Аэротермоакустическая обработка инструментальных материалов, используемая при проведении объемного упрочнения 238
11.2. Аэротермоакустическая обработка инструментальных материалов, используемая при проведении поверхностного упрочнения . . . 243
Приложение 1. Технологическая наследственность при выборе режима обработки стали для инструмента высокой точности . . . 248
Приложение 2. Выбор режимов обработки материалов . . . 252
Приложение 3. Примеры применения аэротермоакустической обработки . . . 257
Литература . . . 259

ISBN 5-7325-0706-X

9 785732 507065

УЧЕБНОЕ ИЗДАНИЕ

Воробьева Галина Анатольевна
Складнова Елена Евгеньевна
Леонов Александр Федорович
Ерофеев Валерий Константинович

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Заведующая редакцией *Е. В. Шарова*
Редактор *О. А. Рубинова*
Переплет *Т. М. Каргапольцевой*
Корректоры *З. С. Романова, Е. П. Смирнова*
Компьютерная верстка *Т. М. Каргапольцевой*

Сдано в набор 31.05.2005. Подписано в печать 15.07.2005. Формат издания 60×90 $^{1}/_{16}$.
Бумага офсетная. Гарнитура SchoolBook. Печать офсетная. Усл. печ. л. 17,0.
Уч.-изд. л. 17,6. Тираж 2000 экз. Заказ 2407.

ОАО «Издательство "Политехника"».
191023, Санкт-Петербург, ул. Инженерная, д. 6.

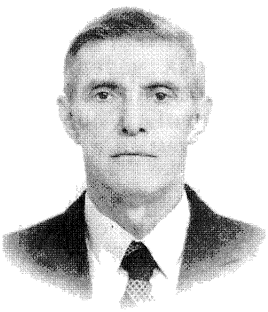
Отпечатано с готовых диапозитивов
в ГУП РК «Республиканская типография им. П. Ф. Анохина».
185005, г. Петрозаводск, ул. «Правды», д. 4.

Сведения об авторах

ВОРОБЬЕВА Галина Анатольевна окончила Ленинградский политехнический институт (ныне Санкт-Петербургский государственный технический университет) по специальности «Металловедение и технология термической обработки». Кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология конструкционных материалов и производство ракетно-космической техники» Института ракетно-космической техники Балтийского государственного технического университета «Военмех». Занимается проблемами оптимизации составов инструментальных сталей и режимов их упрочняющих обработок (в том числе с использованием физических способов воздействия, таких как термоакустическая обработка). Автор более 100 печатных научных работ (из них 19 авторских свидетельств, 3 патента, 5 учебных пособий в соавторстве).

СКЛАДНОВА Елена Евгеньевна окончила Ленинградский политехнический институт (ныне Санкт-Петербургский государственный технический университет) по специальности «Физика металлов и металловедение». Кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология конструкционных материалов и производство ракетно-космической техники» Института ракетно-космической техники Балтийского государственного технического университета «Военмех». Занимается проблемами разработки и оптимизации технологий упрочнения сталей. Автор более 80 научных печатных работ, в том числе 8 учебных пособий (в соавторстве).

ЛЕОНОВ Александр Федорович окончил Ленинградский механический институт по специальности «Двигатели летательных аппаратов». Кандидат технических наук, доцент кафедры «Двигатели летательных аппаратов», заместитель проректора по научной работе, начальник отдела интеллектуальной собственности «Военмех». Работает по направлениям «Оптотехника» и «Авиа- и ракетостроение» («Лазерная технология»), «Проточные газовые лазеры», «Надежность лазерных систем». Автор 54 печатных научных, учебно-методических работ, авторских свидетельств и патентов (11 авторских свидетельств и патентов, 5 учебно-методических пособий).



ЕРОФЕЕВ Валерий Константинович окончил Ленинградский механический институт по специальности «Механика жидкости и газа». Ведущий научный сотрудник, кандидат технических наук, профессор кафедры «Плазмогазодинамика и теплотехника» Балтийского государственного технического университета «Военмех». Защитил диссертацию по специальности «Механика жидкости, газа и плазмы» в 1975 г. Научные интересы: газодинамика и аэроакустика струйных течений, наукоемкие технологии на их основе. Имеет более 200 научных публикаций, среди них 8 научно-методических пособий, 1 монография, 4 патента, 12 авторских свидетельств.

ОАО «Издательство "ПОЛИТЕХНИКА"»
в серии «В помощь технологу-машиностроителю»
предлагает:

П. П. Серебреницкий

ОБЩЕТЕХНИЧЕСКИЙ СПРАВОЧНИК

ISBN 5-7325-0797-3
Объем 445 с.
Формат 90×90 $^{1}/_{16}$
Тираж 3000 экз.

Приведены правила применения единиц физических величин, материалы, необходимые для оформления машиностроительных чертежей и схем в соответствии со стандартами. Представлены таблицы по допускам и посадкам, резьбам, крепежным изделиям и т. д. Содержатся сведения о технологическом процессе и его элементах, данные о механических свойствах машиностроительных материалов, дан краткий обзор систем компьютерного проектирования и моделирования, электроэррозионных технологий и оборудования. Рассмотрены некоторые коды, используемые в системах представления и поиска информации.

Книга предназначена для технологов машиностроительных производств, будет полезна студентам высших и средних технических учебных заведений.

Книгу можно приобрести в издательстве по адресу:
191023, Санкт-Петербург, Инженерная ул., д. 6, 3-й этаж.
Часы работы: **с 10.00 до 18.00.**
Выходные: **суббота, воскресенье.**
Тел./факс: **312-44-95, 312-53-90.**

Возможна отправка книг «Книга—почтой». Книги рассылаются покупателям в России наложенным платежом (без задатка). Почтовые расходы составляют 40 % и выше от стоимости заказанных Вами книг.

УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ ДЛЯ ВУЗОВ

Г. А. ВОРОБЬЁВА, Е. Е. СКЛАДНОВА,
А. Ф. ЛЕОНОВ, В. К. ЕРОФЕЕВ

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Допущено учебно-методическим объединением вузов по образованию в области автоматизированного машиностроения (УМО АМ) в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению подготовки дипломированных специалистов — «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств»

ПОЛИТЕХНИКА
ИЗДАТЕЛЬСТВО
Санкт-Петербург 2005

Scan by mynog

Scan by
mynog