Филиал Санкт – Петербургского государственного инженерно-экономического университета в г. Череповце

Кафедра социогуманитарных и естественных дисциплин

Контрольная работа

По дисциплине «Материаловедение»

Тема №31 «Инструментальные и быстрорежущие стали»

Студентки 2 курса

группы 4ЭУП-05

Валигура Т.В

Преподаватель:

Гаврилова М.А.

г. Череповец 2007

**1. Требования к свойствам инструментальных материалов**

В процессе резания режущие кромки инструмента находятся под воздействием очень высоких контактных напряжений. В таком состоянии материал склонен к пластическому деформированию. Сопротивление материала большим пластическим деформациям характеризуется твёрдостью. Таким образом, высокая твёрдость является необходимым свойством инструментального материала. Именно высокая твёрдость определяет принципиальную возможность использования материалов в качестве инструментальных. Это материалы, имеющие или получающие (в результате термической обработки) высокую твёрдость: инструментальные ткани, а также простые вещества (алмаз) и промежуточные фазы (карбиды, нитриды, оксиды).

При резании происходит нагрев режущей кромке инструмента. Температура в зоне резания тем выше, чем больше скорость резания. Способность материала сохранять твёрдость при нагреве – теплостойкость – является важной характеристикой, которая определяет производительность обработки.

В процессе резания инструменты подвергаются воздействию напряжений (изгиба – многолезвийный инструмент, кручения – осевой инструмент и реже растяжения – протяжки), а также динамическим нагрузкам. Поэтому инструментальный материал должен обладать достаточными механическими характеристиками – высокими пределом прочности и ударной вязкостью. При этом надо иметь в виду, что инструментальные материалы, обладающие высокой твёрдостью, имеют хрупкий характер разрушения (т.е. практически без пластической деформации), поэтому рост твёрдости сопровождается, как правило, снижением других механических свойств. Исходя из этого твёрдость должна быть максимально возможной, т.е. такой, при которой механические свойства материала обеспечивают работу инструмента без поломок и сколов режущей кромки.

Чем выше модуль упругости инструментального материала, тем больше его жесткость, меньше упругие сжатия в процессе резания, что обеспечивает меньшую шероховатость обрабатываемой поверхности.

Температура в зоне резания зависит от теплопроводности и теплоёмкости инструментального материала. Чем выше теплопроводность, тем интенсивнее отвод тепла из зоны резания. При более высокой теплоёмкости материала для его нагрева до определённой температуры требуется большее количество теплоты. Поэтому при резании в одинаковых условиях режущая кромка нагревается тем меньше, чем выше теплопроводность и теплоёмкость инструментального материала.

Коэффициент теплового расширения желательно иметь минимальным. Объёмные изменения при нагреве и охлаждении инструмента в процессе резания приводят к развитию термической усталости. Кроме того, изменения размеров инструмента в процессе резания снижают точность обработки.

Инструментальный материал должен иметь достаточно высокую химическую устойчивость. Это предотвращает или снижает вероятность появления адгезии (схватывания) и возникновения диффузионного износа (диффузия инструментального материала в обрабатываемый), опасность которого возникает при больших скоростях резания, из-за высоких температур в зоне обработки.

**2. Стали для режущего инструмента**

Из этих сталей можно изготовлять инструмент, который в процессе работы не разогревается выше 150 С. Такими инструментами являются деревообрабатывающие инструменты, ножовочные полотна, напильники, зубила, метчики, плашки и другой слесарный инструмент.

Углеродистые и легированные инструментальные стали не обладают теплостойкостью.

Они сохраняют высокую твёрдость при нагреве лишь до температуры около 200С.

Высокая твёрдость сталей достигается только за счёт мартенситного превращения. Твёрдость мартенсита зависит от концентрации в нём углерода, поэтому содержание его в инструментальных сталях высокое (0,7 – 1,3%).

Инструменты, которые в процессе работы не подвергаются ударным нагрузкам, можно изготовлять из сталей повышенной твёрдости. Инструменты, работающие в условиях действия ударных нагрузок, следует изготовлять из сталей повышенной вязкости.

При выборе стали следует учитывать также её прокаливаемость. Эксплуатационные свойства (твёрдость и износостойкость, прочность, и пластичность) сталей определяются в первую очередь количеством углерода в стали.

В таблице приводиться перечень марок нескольких основных нетеплостойких сталей для режущего инструмента.

|  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- |
| Марка сталей | Прокаливаемость | Твёрдость HRC | Вязкость |
| После термообработки | |
| У9А, У10А:У11А, У12А  ХВ5  Х, ОХС, ХВ5, ХВС5  У7  6ХС, 7ХФ | Малая  «Повышенная  Малая  Повышенная | 60…62  65…67  61…64  50…52  52…57 | Низкая  «Повышенная« |

Углеродистые инструментальные стали (семь марок от У7 до У13) не обладают достаточной прокаливаемостью (так, при закалке в воде сталь У7 не получает сквозной твёрдости даже в сечении с поперечным размером 12мм, а прокаливаемость стали У12 менее20мм). Из них можно изготавливать только инструменты небольших размеров. Кроме того, закалка этих сталей производиться с охлаждением в воде. Это определяет высокую вероятность коробления или даже появления трещин.

Цель легирования заключается в повышении закаливаемости и прокаливаемости.

Низколегированные стали 11ХФ, 13Х и др. имеют невысокую прокаливаемость (до20 мм), их преимущество перед углеродистыми – улучшенная закаливаемость. Стали, получают высокую твёрдость 62-64 RC после закалки в масле.

Комплексно легированные стали ХВГ, ХВСГ, 9ХС прокаливаються при закалке в масле в сечениях 20-100 мм, это стали глубокой прокаливаемости.

**2.1 Структура и термическая обработка сталей**

Почти все стали являются заэвтектоидными (исключение У7 – доэвтектоидная и У8 – эвтектоидная). Карбидная фаза этих сталей – цементит (Ме3 С). В легированных сталях часть атомов железа в цементите может быть замещена атомами легирующих компонентов. В сталях, легированных вольфрамом и ванадием, присутствует также небольшое количество карбидов на основе вольфрама (Ме6С) и ванадия (МеС).

Упрочняющая термическая обработка сталей этой группы заключается в закалке и низком отпуске.

Закалка доэвтектоидных сталей выполняется от температуры Ас3 +(30-50) С, заэвтектоидных – от температуры Ас1 +(50-70) С. В целях уменьшения закалочных напряжений может быть использована ступенчатая закалка.

К достоинствам сталей этой группы следует отнести возможность выполнения закалки ТВЧ. Их закалочные температуры значительно ниже температур начало плавления, что принципиально, так как нагрев ТВЧ осуществляется со значительным перегревом. Структура закаленных сталей – мартенсит закалки, остаточный аустенит и цементит (в заэвтектоидных сталях). В том случае, если наличие остаточного аустенита в структуре недопустимо (например, для измерительного инструмента, так как распад аустенита в процессе эксплуатации вызывает изменение размеров), производится обработка холодом.

Температура отпуска 150-200С. При более высоких температурах нагрева происходит заметное разупрочнение, связанное с коагуляцией цементита. В процессе отпуска значительно снижаются закалочные напряжения, что приводит к росту прочности и ударной вязкости, твёрдость при этом уменьшается незначительно (на 1-2HRC) и сохраняется высокой. Структура после отпуска – мартенсит отпуска, цементит и остаточный аустенит.

*Отжиг* – разупрочняющая термическая обработка сталей – выполняется для улучшения обрабатываемости резанием. В результате отжига должна быть получена структура зернистого, а не пластинчатого перлита, что обеспечивает более высокую обрабатываемость резанием. Температура отжига назначается: для заэвтектоидных сталей – несколько выше Ас1, доэвтектоидных – выше Ас3. В структуре заэвтектоидных сталей недопустима цементитная сетка (пластины цементита расположены вокруг зерна; такая структура рассмотрена в первой части). Это приводит к повышенной хрупкости стали. Для устранения этого дефекта используют нормализацию – нагрев выше Асm с последующим охлаждением воздуха.

*Свойства и область применения.* После окончательной термической обработки стали получают твёрдость 60-63 HRC, предел прочности 2000-2500 МПа. Поскольку стали этой группы не обладают теплостойкостью, основная область их применения – инструменты, работающие с низкими скоростями резания (до 5-10 м\мин). Это ручной слесарный инструмент (метчики, плашки, развёртки, напильники), протяжки, так как протягивание осуществляется с низкими скоростями. Из сталей этой группы изготавливаются также свёрла.

При изготовлении протяжек и плашек требуется обеспечить минимальные деформации при закалке. Для протяжек характерно большое отношение длины к диаметру или толщине. Это определяет их предрасположенность к короблению при термической обработке. Режущая часть плашек, расположенная в середине инструмента, после термической обработки не шлифуется. Для изготовления этих инструментов используют, стали глубокой прокаливаемости ХВГ (протяжки), ХВСГ (плашки), для которых характерна малая склонность к деформациям при термической обработке.

Напильники изготавливают из сталей У13 и 13Х, при этом в условиях массового производства применяется закалка ТВЧ. Свёрла и метчики изготавливают из стали 9ХС. Кроме режущего из этих сталей изготавливается холодноштамповый инструмент, а также детали, от которых требуется износостойкость, обеспечиваемая высокой твёрдостью (детали оснастки, направляющие планки станков и др.)

**3. Быстрорежущие стали**

Быстрорежущие стали имеют в своём составе сравнительно невысокое содержание углерода (о,7 …0,95%) и весьма высокое содержание легирующих элементов (до 25%). Основными легирующими элементами являются вольфрам (6….18%), хром (около 4%), ванадий (1….5%). Для повышения теплостойкости производятся стали, дополнительно легированные кобальтом (5….10%). В таблице приведены марки и состав некоторых быстрорежущих сталей.

|  |  |  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- | --- | --- |
| марка | Химический состав, % | | | | | |
| C | W | Mo | Cr | V | Co |
| P18  P12  P9  P6M5  P6M3  P18Ф2  Р18Ф2К5 | 0,7…0,8  0,8…0,9  0,85…0,95  0,85  0,9  0,85…0,95  0,85…0,95 | 17…19  12…13  8,5…10  6,0  6,0  17…19  17…19 | 0,5…1,0  до 1,0  до 1,0  5,0  3,3  0,5…1,0  0,5…1,0 | 3,8…4,4  3,2…3,7  3,8…4,4  4,0  3,3  3,8…4,4  3,8…4,4 | 1,0…1,4  1,5…1,9  2,0…2,6  2,0  2,2  1,8…2,4  1,8…2,4 | -  -  -  -  -  -  5,0…6,0 |

Основная особенность быстрорежущих сталей – теплостойкость, они сохраняют высокую твёрдость при нагреве до температур свыше 600 С. Это связано со сложным механизмом упрочнения сталей этого класса, сочетающим мартенситное превращение с последующим дисперсионным твердением.

Для достижения высокой теплостойкости необходимо иметь высоколегированный твёрдый раствор, в котором затруднена диффузия углерода, и высокую устойчивость против коагуляции при нагреве упрочняющей фазы. Это реализуется за счёт того, что быстрорежущие стали легированы сильными карбидообразующими компонентами, которые и образуют карбиды. Основными легирующими компонентами быстрорежущих сталей является вольфрам и молибден, являющиеся химическими аналогами, в их состав также обязательно входят хром и ванадий. В зависимости от наличия W и Мо стали подразделяются на вольфрамовые, вольфрамомолибденовые и молибденовые.

Маркировка быстрорежущих сталей несколько отличается от конструкционных. Они обозначаются русской буквой «Р» (буква «р», принятая для обозначения быстрорежущих сталей – от английского «Rapid» - скорый), цифра после которой показывает содержание вольфрама в стали. Содержание хрома во всех быстрорежущих сталях составляет около 4% и в марке не указывается. Не указываются также ванадий при его содержании до 2% и углерод при содержании 0,7 – 0,9%. Обозначения этих элементов входят в марку быстрорежущих сталей только при их большем содержании. Покажем это на примере наиболее распространённых сталей. Сталь P18 содержит 18%W, сталь P6M5 – 6%W и 5%Мо, содержание углерода, хрома и ванадия в этих сталях находиться в указанных пределах.

**3.1 Структура, термическая обработка и свойства быстрорежущих сталей**

Структура быстрорежущих сталей в отожженном состоянии состоит из феррита, в котором растворена часть хрома, имеющегося в стали, и карбидов легирующих компонентов. Это карбиды на основе вольфрама и молибдена: Ме6С (1200HV) – основной карбид (в структуре сталей Р18 и Р6М5 он присутствует в количестве около 18%), хрома – Ме23 С6 (его твёрдость 1000HV, количество около 9%) и ванадия – МеС (2500HV, количество 1,5-2%) (цифры в формуле показывают количество атомов металла и углерода соответственно). Эти карбиды имеют сложный состав. Помимо атомов основного карбидообразующего компонента, в них присутствуют в определённых количествах атомы железа и других легирующих компонентов (именно с этим связано такое обозначение карбидов). Так, например, в состав карбида Ме6С могут входить атомы хрома, ванадия, железа, при этом основа карбидов в вольфрамовых сталях – W до 75% масс, в молибденовых – Мо до 62% масс, в вольфрамомолибденовых – W и Мо. Упрочняющая термическая обработка быстрорежущих сталей, включающая закалку и отпуск, должна обеспечить высокие значения твёрдости и теплостойкости. Это может быть достигнуто за счёт высокой легированности твёрдого раствора, получаемой при закалке, и интенсивного дисперсионного твердения в процессе отпуска.

*Закалка.* Нагрев под закалку быстрорежущих сталей должен обеспечить растворение в аустените большого количества карбидов. Карбид на основе хрома Ме23С6 полностью растворяется в аустените при 1100С, основой карбид быстрорежущих сталей Ме6С интенсивно растворяется при температуре свыше 1200С, наименее растворимым является карбид МеС на основе ванадия, растворяющийся при более высоких температурах.

Таким образом, для обеспечения высокой легированности твёрдого раствора температура закалки быстрорежущих сталей должна быть выше 1200 С, т.е. превышать температуру растворения основного карбида. Карбид Ме 6 С на основе вольфрама растворяется в аустените при температурах более высоких, чем карбид на основе молибдена, поэтому температура закалки вольфрамовых сталей также выше, чем у сталей с молибденом (1270 – 1290 С для Р18 и 1210 – 1230 С для Р6М5).

После закалки в структуре остается часть нерастворившихся – избыточных карбидов. В основном это карбиды эвтектического происхождения, растворение которых возможно только в жидкой фазе (оплавление инструмента недопустимо), и часть вторичных карбидов. Роль избыточных карбидов – сдерживание роста зерна (при крупном зерне снижаются прочность и вязкость) при нагреве под закалку, которая вынужденно выполняется от высоких температур. Высокая концентрация углерода и легирующих компонентов в аустените приводит к снижению температур начала (Мн) и конца (Мк) мартенситного превращения. Температура Мк лежит в области отрицательных температур, поэтому в структуре закаленных быстрорежущих сталей сохраняется достаточно большое (до 30%) количество остаточного аустенита.

Таким образом, структура после закалки – мартенсит закалки (М3), карбиды (К) и остаточный аустенит (Аост).

*Отпуск.* При отпуске быстрорежущих сталей должно быть реализовано: дисперсионное твердение, снятие закалочных напряжений, т.е. превращение мартенсита закалки в мартенсит отпуска (М0), а также превращение остаточного аустенита в мартенсит (аустенит не обладает необходимой твёрдостью). Эти задачи решаются, во-первых, выбором температуры изотермической выдержки при отпуске и, во-вторых, за счёт того, что отпуск выполняется многократно.

Отпуск закаленной стали при температуре 150-200С вызывает выделение из мартенсита карбидов цементитного типа, при этом концентрация легирующих компонентов в твёрдом растворе мало изменяется. Твёрдость сталей при этом практически постоянна. Её значения падают при повышении температуры отпуска до 300С за счёт коагуляции выделившегося карбида. При более высоких температурах отпуска происходит выделение из твёрдого раствора большого количества дисперсных карбидов на основе легирующих компонентов, т.е. дисперсионное твердение. В результате этого твёрдость возрастает и достигает максимума при 550-570С. Твёрдость, получаемая в результате высокотемпературного отпуска, называется вторичной (в отличие от высокой твёрдости после закалки – первичной). Для отпуска назначается именно эта температура, обеспечивающая получение максимальной твёрдости. Повышение температуры выше оптимальной приводит к коагуляции дисперсных карбидов, распаду мартенсита и, следовательно, к снижению твёрдости.

Характерно, что провал твёрдости в результате отпуска при 300С наблюдается только для закаленной стали. В том случае, если производиться нагрев стали, ранее отпущенной на максимальную твёрдость этого провала нет.

*Технология термической обработки*. Классическая упрочняющая термическая обработка инструмента из быстрорежущих сталей состоит из операций закалки и трёхкратного (двукратного) отпуска при 550-570 С с изотермической выдержкой 1ч.

Нагрев под закалку осуществляется с предварительным подогревом при температурах, превышающих температуру превращения (на практике, около 850С в печи и 1050С в расправленных солях). Это замедляет нагрев до температур закалки, что предотвращает появление термических напряжений вследствие быстрого нагрева. Выдержка при подогреве 15-20 с на 1мм диаметра (толщины), при окончательном нагреве около 10с на 1мм. Для предупреждения обезуглероживания поверхностных слоёв инструмента, ведущего к потере твёрдости, нагрев под закалку осуществляют в расплавленных солях (Ва С12 при окончательном нагреве, ВаС12 +NaCl при подогреве). Высокая легированность аустенита позволяет выполнять охлаждение при закалке с невысокими скоростями (масло или горячие среды). Правильность выбора закалочной температуры оценивается по величине аустенитного зерна, выявляемого, травлением микрошлифа закаленной стали. Зерно должно соответствовать баллу 11-10 стандартной шкалы. Такая структура обеспечивает необходимое сочетание свойств: высокие значения твёрдости и теплостойкости и удовлетворительные прочность и вызкость. Повышение температуры закалки сверх оптимальной (перегрев) приводит к росту твёрдости и теплостойкости, но прочность и вязкость при этом снижаются из-за роста зерна. Закалка от температур ниже оптимальных (недогрев) приводит к противоположному эффекту. Отпуск может осуществляться в солях (селитрах) или с нагревом в воздушной атмосфере. При изотермической выдержке в процессе отпуска при 550-570 С карбиды выделяются как из мартенсита, так и из аустенита. При этом происходят: отпуск мартенсита закалки (он превращается в мартенсит отпуска М3 М0), снятие закалочных напряжений, а также обеднение аустенита углеродом и легирующими компонентами. Следствием последнего обстоятельства является повышение температур Мн Мк, в результате чего при охлаждении после изотермической выдержки происходит превращение остаточного аустенита в мартенсит (Аост М3).

Основное количество остаточного аустенита превращается в мартенсит в результате первого отпуска. Однако в вольфрамовых в мартенсит в результате первого отпуска. Однако в вольфрамовых сталях это превращение не проходит полностью. Их структура после первого отпуска состоит, таким образом, из мартенсита отпуска (подвергся отпуску мартенсит, полученный при закалке), мартенсита закалки (он образовался при охлаждении после отпуска остаточного аустенита), небольшого количества остаточного аустенита и карбидов как избыточных, так и выделившихся в процессе отпуска. В процессе второго отпуска происходит практически полное превращение аустенита (структура – М0, М3, К). третий отпуск выполняется для снятия остаточных напряжений, вызванных мартенситным превращением, происшедшим в процессе второго отпуска (структура М0+К). Для вольфрамомолибденовых сталей с меньшей устойчивостью остаточного аустенита достаточно проведение двукратного отпуска.

Процесс выделения карбидов из твёрдого раствора – диффузионный, т.е. зависит от времени. Установлено, что при принятых температурах отпуска продолжительность изотермической выдержки должна составлять 1ч.

В качестве разупрочняющей термической обработки используется отжиг, включающий нагрев выше температуры превращения (840-860 для вольфрамовых и 800-830С для вольфрамомолибденовых сталей), длительную выдержку при этой температуре – не менее 3 ч и последующее весьма медленное охлаждение со скоростью не более 25-30 с/ч. Отжиг должен обеспечить структуру зернистого перлита и минимальную твёрдость для улучшения обрабатываемости резанием.

*Состав и свойства быстрорежущих сталей.*

В основу классификации быстрорежущих сталей по свойствам положена теплостойкость, которая определяет допустимые скорости резания, т.е. производительность обработки. Теплостойкость является стандартной характеристикой быстрорежущих сталей. В соответствии с ГОСТ 19265-73 она носит название «красностойкость» и оценивается температурой дополнительного четырехчасового отпуска, (этот нагрев выполняется на образцах окончательно термически обработанной стали), после которого сохраняется определённый уровень твёрдости – 58HRC. (пример обозначения: Кр58 = 640С – после четырехчасового нагрева при 640 С твёрдость стали составила 58HRC.)

*Стали нормальной теплостойкости.* К ним относятся вольфрамовые (Р18, Р12, Р9) и вольфрамомолибденовые (Р6М5); твёрдость сталей 63-65 HRC, Кр58 = 610-620С. Стали предназначены для обработки сталей (Qв до 800-1000 МПа), чугунов (твёрдостью до 255-280 НВ) и цветных металлов и сплавов, обладающих хорошей обрабатываемостью (медных, алюминиевых, цинковых).

Свойства сталей этой группы близки. Вольфрамовые обладают несколько большей теплостойкостью по сравнению с вольфрамомолибденовыми, но их механические свойства ниже. При используемых режимах резания отличия в свойствах сталей мало сказываются на стойкости инструмента (до 40 м/мин при обработке чёрных и до 80 м/мин при обработке цветных металлов).

По технологическим свойствам стали, имеют определённые отличия. Сталь Р6М5 обладает большей горячей пластичностью по сравнению с вольфрамовыми сталями, но менее технологична при термической обработке. Она обладает большей склонностью к обезуглероживанию при нагреве, для неё характерен более узкий интервал закалочных температур. Обрабатываемость резанием при лезвийной обработке всех сталей близка, их твёрдость в отожженном состоянии в соответствии с ГОСТ не должна превышать 255НВ. Обрабатываемость шлифованием сталей Р18, Р12 и Р6М5 по ГОСТ оценивается как удовлетворительная, тогда как стали Р9 – как пониженная. Это связано с большим содержанием ванадия в этой стали, образующего карбид VC(МеС) высокой твёрдости.

*Стали повышенной теплостойкости.* Более высокая теплостойкость сталей этой группы достигается за счёт повышения содержания углерода до 1%, ванадия до 3-4% и введения кобальта. Наиболее распространённой высокоуглеродистой является сталь марки 10Р6М5 (1%С), отличающейся от Р6М5 только повышенным на 0,2% содержанием углерода. Их основное преимущество – повышенная твёрдость – до 65-66 HRC. Рационально применять эти стали для изготовления инструмента, стойкость которого лимитирует размерный износ (развертки, метчики, зенкеры), а также для обработки улучшенных сталей повышенной твёрдости – 260- 300РВ. Увеличение содержания ванадия в стали сверх 1,5 – 2% с одновременным увеличением содержания углерода в количестве 0,2% на 1% V приводит к росту количества карбида ванадия VC, обладающего высокой твёрдостью. Поэтому высокованадиевые стали, обладают повышенной износостойкостью. Вместе с тем наличие карбида ванадия значительно ухудшает шлифуемость сталей, поэтому содержание ванадия в сталях ограничено.

**Литература**

1. Материаловедение/ А.М. Адаскин, В.М. Зуев. М.: Издательский центр «Академия» 2004. - 240 с.
2. Материаловедение/ Р.К. Мазберг. М.: Высшая школа,1991. – 448 с.