ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА
ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

1. Изучить влияние легирующих элементов в стали.
2. Изучить классификацию и маркировку легированных сталей.
3. Изучить зависимость между структурой и свойствами заданных легированных сталей.

2. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Простые углеродистые стали далеко не всегда удовлетворяют требованиям техники. В промышленности широко применяются легированные стали, которые обладают высокими механическими или особыми физическими и химическими свойствами, приобретаемыми после соответствующей термической обработки. Легированными называются стали, в которые для получения требуемых свойств специально добавляются определенные количества необходимых элементов.

Для легирования стали применяют хром, никель, марганец, кремний, вольфрам, ванадий, молибден и др.

Изучая влияние легирующих элементов на свойства стала важно знать взаимодействие легирующего элемента с железом и углеродом, а также влияние легирующих элементов на полиморфизм железа и превращения в стали при термической обработке.

2.1. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПОЛИМОРФИЗМ ЖЕЛЕЗА

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существования его аллотропических модификаций, т.е. сдвигают точки A_3 и A_4 по температурной шкале.

Большинство элементов или повышают температуру A_4 и снижают температуру A_3, расширяя область существования γ-модификации (рис. 2.1а), или понижают A_4 и повышают A_3, сужая область существования α -модификации (рис.2.1б).

Из схематических диаграмм состояния железо - легирующий элемент (рис.2.1) следует, что при содержании марганца, никеля свыше определенного количества (c) (рис.2.1а) γ-состояние существует как стабильное от температуры плавления до комнатной температуры. Такие сплавы на основе железа называются аустенитными. При содержании ванадия, молибдена, кремния и других элементов свыше определенного значения (d) устойчивым при всех температурах является α-состояние (рис.2.1б). Такие сплавы на основе железа называются ферритными. Аустенитные и ферритные сплавы не имеют превращений при нагревании и охлаждении.

Схема диаграмм состояния железо - легирующий элемент

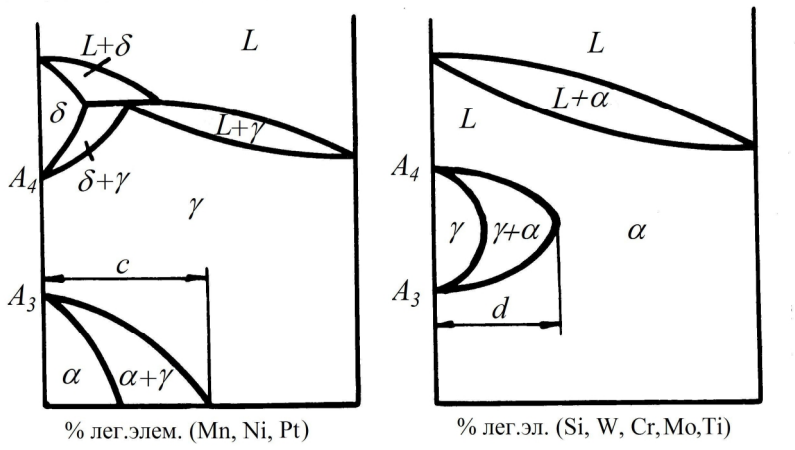


Рис. 2.1.

2.2. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СТАЛИ

В промышленных легированных сталях легирующие элементы могут:

1) находиться в свободном состоянии: свинец, серебро, медь (если ее не более 1%*)* не образуют соединения и не растворяются в железе;

2) образовывать интерметаллические соединения с железом или между собой при большом содержании легирующих элементов, встречаются, в основном, в высоколегированных сталях;

3) образовывать окислы, сульфиды и другие неметаллические включения - элементы, имеющие большее сродство к кислороду, чем железо. В процессе производства стали такие элементы (например, *Mn, Si, Al*), введенные в последний момент плавки, раскисляют сталь, отнимая кислород у железа. Количество окислов, сульфидов и других неметаллических включений в обычных промышленных сталях невелико и зависит от метода ведения плавки;

4) растворяться в цементите или образовывать самостоятельные карбидные фазы. Карбидообразующими элементами могут быть элементы, имеющие большее, чем железо, сродство к углероду (элементы, расположенные в периодической системе элементов левее железа): *Ti, V, Cr, Mn, Zr, Nb, Mo, Tc, Hf, Ta, W, Re*. Указанные элементы, кроме того, что они образуют карбиды, растворяются в железе. Следовательно, они в известной пропорции распределяются между этими двумя фазами;

5) растворяться в железе - большинство легирующих элементов, кроме *C, N, O, B* и металлоидов. Элементы, расположенные в периодической системе правее железа *(Cu, Ni, Co* и др.) образуют только растворы с железом и не входят в карбиды.

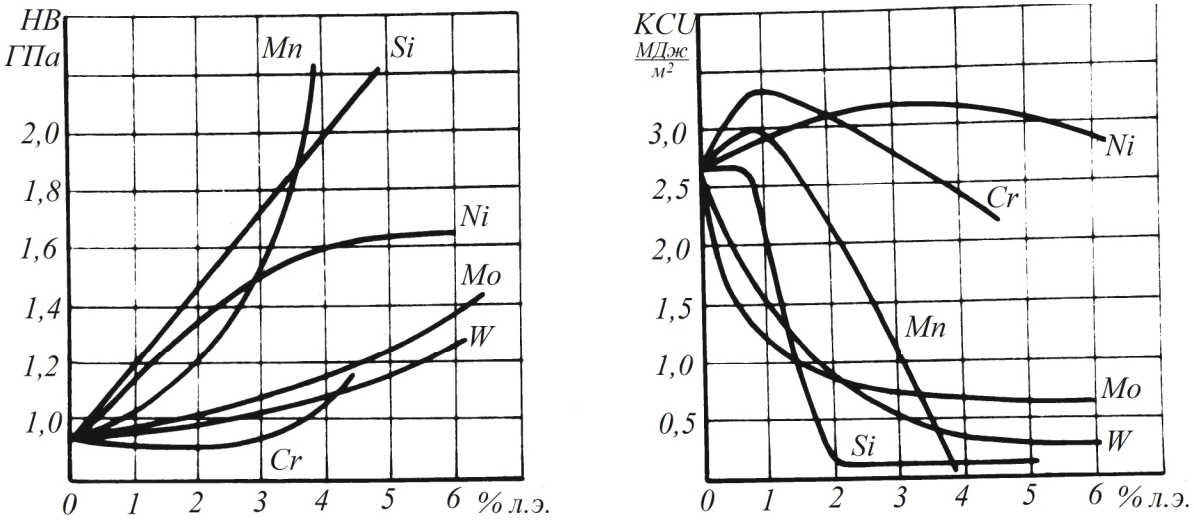
Таким образом, легирующие элементы преимущественно растворяются в основных фазах железоуглеродистых сплавов - феррите и аустените, а также цементите или образуют специальные карбиды.

2.3. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФЕРРИТ

Растворение легирующих элементов в α-железе происходит путем замещения атомов железа атомами этих элементов. Атомы легирующих элементов, отличаясь от атомов железа размерами и строением, создают в решетке напряжения, которые вызывают изменение ее периода. Изменение размеров α-решетки вызывает и изменение свойств феррита.

На рис.2.2 показаны изменения механических свойств феррита (твердость, ударная вязкость) при растворении в нем различных элементов.

Влияние легирующих элементов на свойства феррита



а б

содержание легирующего элемента, %

а - твердость ; б - ударная вязкость

Рис. 2.2.

Как видно из диаграмм, хром, молибден, вольфрам упрочняют феррит меньше, чем никель, кремний и марганец. Молибден вольфрам, марганец и кремний снижают вязкость феррита. Хром уменьшает вязкость значительно слабее перечисленных элементов, а никель не снижает вязкости феррита.

Важное значение имеет влияние элементов на порог хладноломкости, что характеризует склонность стали к хрупкому разрушению. Наличие хрома в железе способствует некоторому повышению порога хладноломкости, тогда как никель интенсивно снижает порог хладноломкости, уменьшая тем самым склонность железа к хрупким разрушениям.

Приведенные данные относятся к медленно охлажденным сплавам.

2.4. КАРБИДНАЯ ФАЗА В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

В сталях карбиды образуются только металлами, расположенными в периодической системе элементов левее железа. Эти металлы имеют менее достроенную d-электронную полосу. Чем левее расположен в периодической системе

карбидообразующий элемент, тем менее достроена его d-полоса. Вместе с тем, многочисленные опыты показывают, что, чем левее в периодической системе расположен элемент, тем более устойчив карбид.

В процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение d-электронной полосы атома металла. Только металлы с d-электронной полосой, заполненной меньше, чем у железа, являются карбидообразующими; активность их как карбидообразователей тем сильнее и устойчивость образующихся карбидных фаз тем больше, чем менее достроена d-полоса у металлического атома. Фактически мы встречаемся в сталях лишь с карбидами шести видов:

M_3C, $M_{23}C_6$, M_7C_3, M_6C — карбиды I группы

MC, M_2C — карбиды II группы

где под М подразумевается сумма карбидообразующих элементов.

Карбиды, отнесенные в I группу, имеют сложную кристаллическую структуру. Особенность строения карбидов П группы заключается в том, что они имеют простую кристаллическую решетку и кристаллизуются обычно со значительным дефицитом по углероду. Карбиды П группы трудно растворимы в аустените. Это значит, что при нагреве (даже очень высоком) они могут не перейти в твердый раствор. Карбиды I группы легко растворяются в аустените.

Все карбидные фазы обладают высокой температурой плавления и высокой твердостью. Карбиды П группы в этом отношении превосходят карбиды I группы.

Порядок растворения карбидов в аустените определяется их относительной устойчивостью, а степень перехода в раствор - их количеством.

2.5. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ

2.5.1. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита

Кинетика распада аустенита определяет поведение стали при термической обработке. Легирующие элементы, которые только растворяются в феррите или цементите, не образуя специальных карбидов, оказывают лишь количественное влияние на процессы превращения, За исключением *Co*, который ускоряет превращение, все элементы замедляют его *(Mn, Ni* и другие).

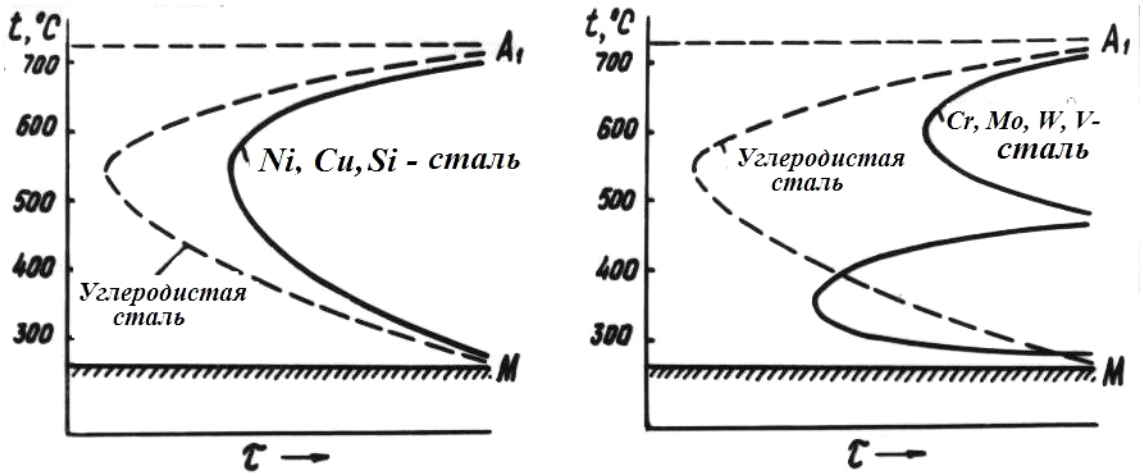
Карбидообразующие элементы вносят не только количественные, но и качественные изменения в кинетику изотермического превращения. Легирующие элементы при разных температурах по-разному влияют на скорость распада аустенита: 700 - 500 °С (образование перлита) - замедляют превращение; 500 - 400°С - весьма значительно замедляют превращение; 400 - 300 °С (образование бейнита) - ускоряют превращение.

Таким образом, в сталях, легированных карбидообразующими элементами *(Cr, Mo, W* и др.), наблюдаются два максимума скорости изотермического распада аустенита, разделенных областью относительной устойчивости переохлажденного аустенита. Изотермический распад аустенита имеет два явно выраженных интервала превращений -

превращение в пластинчатые (перлитное превращение) и превращение в игольчатые (бейнитное превращение) структуры.

Схематическое изображение диаграммы изотермического превращения (показано лишь начало превращения) приведено на рис 2.3.

Схема диаграмм изотермического распада аустенита



а - углеродистая сталь и сталь, легированная некарбидообразующими элементами; б - углеродистая сталь и сталь, легированная карбидообразующими элементами.

Рис. 2.3.

Практически наиболее важной является способность легирующих элементов замедлять скорость распада аустенита в районе перлитного превращения, что выражается в смещении вправо линии на диаграмме изотермического распада аустенита. Это способствует более глубокой прокаливаемости и переохлаждению аустенита до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении, например, при охлаждении в масле или на воздухе.

Наиболее сильно увеличивают прокаливаемость хром, никель, молибден, марганец, поэтому они входят в состав большинства конструкционных легированных сталей.

Прокаливаемость стали может быть особенно увеличена при совместном легировании несколькими элементами. Таково, например, совместное действие никеля и хрома. Очень эффективно действует молибден при введении его в хромоникелевую сталь.

Своеобразно влияют на кинетику распада такие сильные карбидообразователи, как *Ti, V, Nb* и отчасти *W*. Так как элементы образуют труднорастворимые карбиды, то при обычных температурах закалки (800-900 °С) они остаются связанными в карбиды и не переходят в аустенит. В результате этого прокаливаемость стали уменьшается, так как карбиды действуют как готовые центры кристаллизации перлита. При высоком нагреве под закалку эти карбиды уже растворяются в аустените, что увеличивает прокаливаемость.

2.5.2. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение

Легирующие элементы, не влияя на кинетику мартенситного превращения, оказывают влияние на положение температурного интервала мартенситного превращения, что отражается на количестве остаточного аустенита, которое фиксируется в закаленной стали. Некоторые элементы повышают мартенситную точку и уменьшают количество остаточного аустенита (*Al, Co*), другие не влияют на нее (*Si*), но большинство снижают мартенситную точку и увеличивают количество остаточного аустенита (рис. 2.4).

Влияние легирующих элементов на температуру мартенситного превращения (а) и количество остаточного аустенита (б) сталей, содержащих 1%*C*

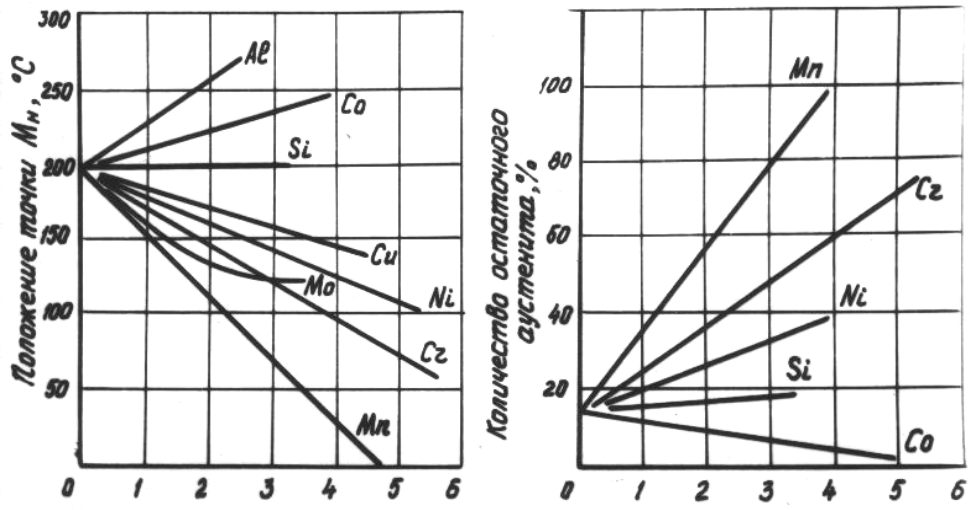


Рис. 2.4

Из диаграммы видно, например, что 5 %*Mn* снижает мартенситную точку до 0 °С, следовательно, при таком (или большем) содержании этого легирующего элемента охлаждением можно зафиксировать аустенитное состояние.

2.5.3. Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита

Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита является прямым следствием различной устойчивости карбидов этих элементов. Избыточные карбиды, не растворенные в аустените, препятствуют росту аустенитного зерна. В связи с этим, хром, молибден, вольфрам, ванадий,титан сильно измельчают зерно; никель, кобальт, кремний, медь (элементы, не образующие карбидов) - слабо влияют на рост зерна; марганец, бор - способствуют росту зерна.

2.5.4. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске

Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита. Некоторые элементы, такие как никель или марганец, влияют незначительно, тогда как большинство (хром, молибден, кремний и др.) - весьма заметно. Для получения одинаковых результатов сталь, легированную такими элементами, как хром, молибден, кремний и др.,

нужно нагревать при отпуске до более высокой температуры или увеличивать продолжительность отпуска, по сравнению с углеродистой сталью.

3. КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Легированные стали могут быть классифицированы по четырем признакам: по равновесной структуре (после отжига), по структуре после охлаждения на воздухе (после нормализации), по составу и по назначению.

3.1. Классификация по равновесной структуре

1. Доэвтектоидные стали, имеющие в структуре избыточный феррит.
2. Эвтектоидные стали, имеющие перлитную структуру.
3. Заэвтектоидные стали, имеющие в структуре избыточные (вторичные) карбиды.
4. Ледебуритные стали, имеющие в структуре первичные карбиды, выделившиеся из жидкой фазы. В литом виде избыточные карбиды совместно с аустенитом образуют эвтектику - ледебурит, который при ковке или прокатке разбивается на обособленные карбиды и аустенит.
5. Ферритные стали.
6. Аустенитные стали.

Большинство легирующих элементов сдвигают точки *S* и *E* (на диаграмме *Fe - C*) в сторону меньшего содержания углерода, поэтому граница между доэвтектоидными и заэвтектоидными сталями, заэвтектоидными и ледебуритными - в легированных сталях лежит при меньшей содержании углерода, чем в углеродистых.

3.2. Классификация по структуре после охлаждения на воздухе

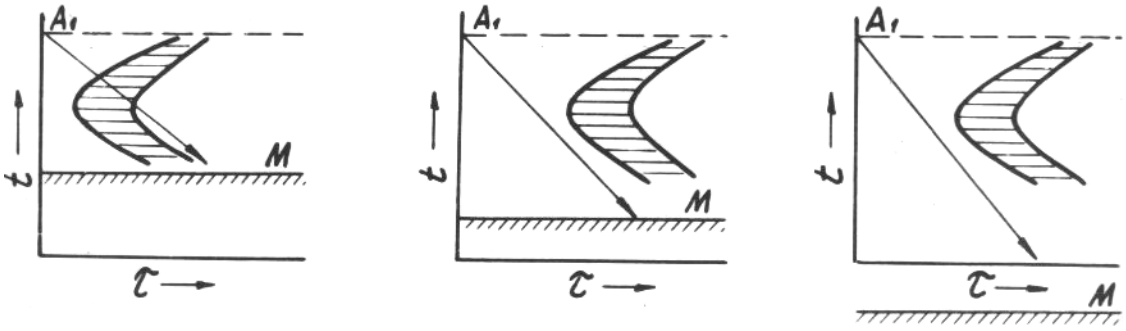
Исходя из структуры, получаемой после охлаждения на спокойном воздухе образцов небольшой толщины, можно выделать три основных класса сталей: 1) перлитный; 2) мартенситный; 3) аустенитный.

Стали перлитного класса характеризуются относительно малым содержанием легирующих элементов, мартенситного -более значительным и, наконец, аустенитного - высоким содержанием легирующих элементов. Получение этих классов стали обусловлено тем, что по мере увеличения содержания легирующих элементов устойчивость аустенита в перлитной области возрастает, а температурная область мартенситного превращения понижается.

На рис. 3.1 приведены схемы диаграмм изотермического распада аустенита для сталей трех классов: а) перлитный, б) мартенситный, в) аустенитный. Для легированных сталей перлитного класса кривая скорости охлаждения на воздухе будет пересекать область перлитного распада, и будут получаться структуры – перлит, сорбит, тростит (рис.3.1а). У сталей мартенситного класса область перлитного распада сдвинута вправо. Поэтому аустенит здесь переохлаждается без распада до температур мартенситного превращения (рис. 3.1б). Если мартенситное превращение протекает в области

отрицательных температур, то сталь, охлажденная до комнатной температуры, сохраняет аустенитное состояние (рис.3.1в).

Диаграмма изотермического распада аустенита



а б в

Рис. 3.1.

3.3. Классификация по составу.

В зависимости от состава легированные стали классифицируются как никелевые, хромистые, хромоникелевые и т.п. Классификационный признак - наличие в стали тех или иных легирующих элементов.

3.4. Классификация по назначению.

3.4.1. Конструкционная сталь, идущая на изготовление деталей машин. Конструкционные стали подразделяются на цементуемые (подвергаемые цементации), улучшаемые (подвергаемые закалке и высокому отпуску), высокопрочные, пружинные, шарикоподшипниковые, строительные, мартенситностареющие.

3.4.2. Инструментальная сталь, идущая на изготовление режущего, измерительного, штампового и прочего инструмента.

3.4.3. Стали и сплавы с особыми свойствами. К ним относятся стали, обладающие каким-нибудь резко выраженным свойством: нержавеющие, жаропрочные и теплоустойчивые, износоустойчивые и т.д.

3.5. Маркировка легированных сталей.

Для обозначения марок стали разработана система, принятая в ГОСТах.

Каждый легирующий элемент обозначается буквой:

Н - никель; Х - хром; К-кобальт; М - молибден; Г - марганец;
Д - медь; Р - бор; Б - ниобий; Ц - цирконий; С - кремний;
П - фосфор; В - вольфрам; А - азот; Ф - ванадий; Ю – алюминий,
Ч - редкоземельные металлы.

Первые цифры в обозначениях показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Цифры, идущие после буквы, указывают на примерное содержание данного легирующего элемента в целых процентах (при содержании элемента менее или около 1 % цифра отсутствует).

Для того, чтобы показать, что в стали ограничено содержание серы и фосфора (S < 0,03 %; P < 0,03 %), а также, что соблюдены все условия металлургического производства высококачественной стали, в конце обозначения марки ставятся буква А.

Например, сталь 20ХН3А в среднем содержат 0,20 %С, 1%*Cr;* 3 %*Ni*. Буква А означает, что сталь высококачественная.

В инструментальных сталях одна цифра в начале марки указывает на содержание углерода в десятых долях процента. При содержании в сталях 1 %*С* или более начальную цифру опускают. Например, в стали ХВ5 содержится более 1 %*С,* ~ 1 %*Cr* и 5 %*W*.

В обозначении некоторых групп сталей допускаются отступления от ГОСТов. Например, сталь ШХ15 - шарикоподшипниковая, в которой цифра 15 показывает содержание основного легирующего элемента *Cr* - 1,5 %. В этой, стали ~ 1 %С, а также имеется *Mn* и *Si* . Сталь РІ8 - быстрорежущая, в которой цифра 18 показывает среднее содержание вольфрама - 18 %. В этой стали 0,7 - 0,8 %С, ~ 4 % *Cr,* а также имеется *Mo* и *V*.

4. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ, СВОЙСТВ И УСЛОВИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НЕКОТОРЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

4.1. Сталь 40Х.

Сталь 40Х - конструкционная улучшаемая машиностроительная сталь, легированная хромом. Введение хрома способствует уменьшению критической скорости закалки, а следовательно, улучшению прокаливаемости. Из-за большей прокаливаемости и меньшей критической скорости закалки замена углеродистой стали легированной позволяет производить закалку деталей в менее резких охладителях (масле, воздухе), что уменьшает деформацию изделий и опасность образования трещин. При охлаждении в масле сталь 40Х позволяет получить сквозную прокаливаемость до диаметра 20 мм (сталь 40 - до 10 мм). Применяется сталь 40Х для изготовления средненагруженных машиностроительных деталей небольших сечений (валов, штоков, шатунов и т.п.).

Химический состав стали 40Х: 0,36 - 0,44 %С; 0,5-0,8 %*Mn*, 0,8-1,1 %*Cr*.

Термическая обработка стали 40Х заключается в улучшении: закалка с температуры 860 °С с охлаждением в масле и высокий отпуск при температура 500-60С °С с охлаждением в воде, а для мелких деталей в масле. Сталь склонна к отпускной хрупкости II рода, устранение которой требует быстрого охлаждения с температуры высокого отпуска. После отжига (в равновесном состоянии) сталь имеет структуру, состоящую из феррита и перлита (рис.4.1). В термически обработанной стали структура состоит из продукта распада мартенсита - сорбита. Улучшение обеспечивает высокий комплекс механических свойств: σ_b= 1000 МПа;. $\sigma_{0,2}$ = 800 МПа; δ = 10 %; ψ = 45 %, *KCU*=0.6 МДж/м^2.

4.2. Шарикоподшипниковая сталь ШХІ5

Шарикоподшипниковая сталь служит для изготовления деталей подшипников качения (колец, роликов, шариков), которые испытывают большое количество циклов

высоких контактных напряжений, а вследствие проскальзывания происходят значительное местное истирание. Поэтому к стали для изготовления подшипников предъявляются требования максимального сопротивления контактной усталости и истиранив. Эти требования удовлетворяются, когда сталь обладает высокой твердостью и малым количеством металлургических дефектов. По химическому составу и структуре сталь ШХ15 относится к классу инструментальных сталей. Она содержит: 0,95-1,05 %C; 1,3-1,65 *%Cr*; 0,20-0,40 *%Mn*; 0,17-0,37 *%Si* . Количество хрома и других легирующих элементов в стали определяется необходимой прокаливаемостью. Из стали ШХ15 могут быть изготовлены шарики диаметром 25 мм и ролики диаметром 15-30 мм.

Структура стали 40Х в отожженном состояния

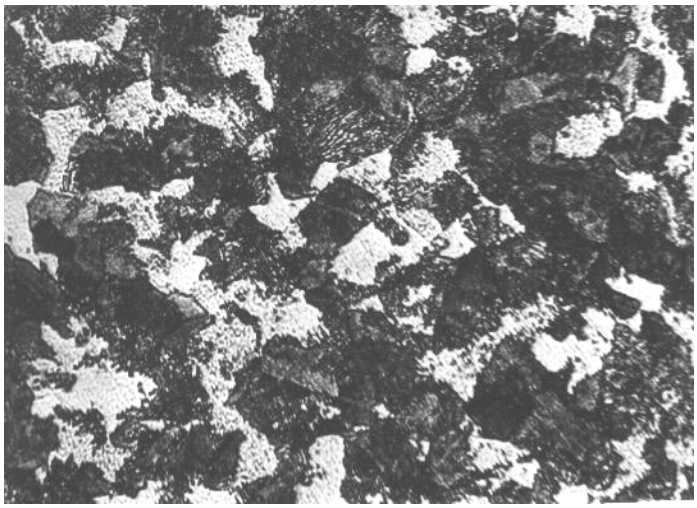


Рис. 4.1.

Термическая обработка стали заключается в неполной закалке (так как по структуре в равновесном состоянии сталь - заэвтектоидная) в масле с температуры 830-840 °С и последующем низком отпуске при 50-180 °С в течение 1-2 часов, что обеспечивает получение твердости не ниже 62 HRC. Структура после термической обработки представляет собой отпущенный мелкоигольчатый мартенсит с равномерно распределенными избыточными карбидами (рис.4.2).

Несоблюдение оптимальных режимов термической обработки ухудшает качество подшипников, что отражается на их стойкости в работе. Так, небольшой перегрев при закалке ведет к укрупнению игл мартенсита, что приводит к охрупчиванию стали. Завышение температуры при отпуске приводит к снижению твердости и уменьшению сопротивления износу деталей подшипников.

4.3. Хромоникелевая нержавеющая сталь I2XI8H9T

Поверхностное разрушение металла под воздействием внешней среды называется коррозией. Технически чистое железо, углеродистые нелегированные и низколегированные стали неустойчивы против коррозии в атмосфере, в воде и других средах окисляющего действия. Некоторые элементы повышают устойчивость стали

против коррозии. При введении таких элементов в сталь происходит не постепенное, а скачкообразное повышение коррозионной стойкости. Введение в сталь 13 *%Cr* делает ее коррозионностойкой в атмосфере и во многих других промышленных средах. Сплавы, содержащие меньше 13 *% Cr* подвержены коррозии. Сплавы, содержащие более 13 *%Cr* ведут себя как благородные металлы: обладая положительным электрохимическим потенциалом (рис.4.3), они не ржавеют и не окисляются на воздухе, в воде, в ряде кислот, солей и щелочей.

Структура стали ШХ15 после закалки и отпуска

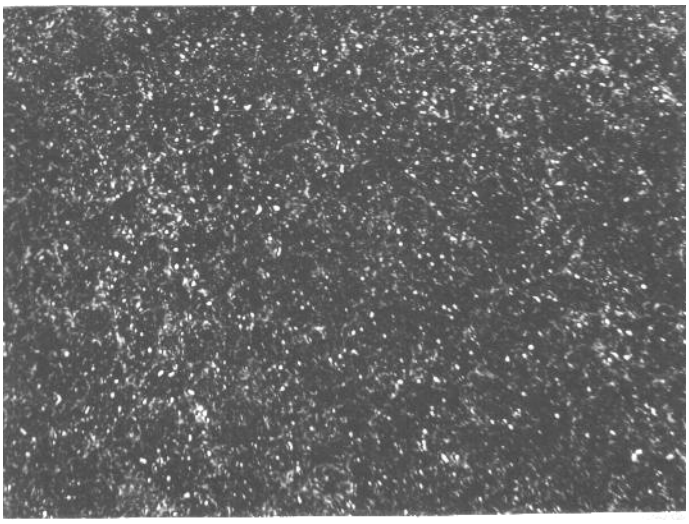


Рис.4.2.

Потенциал железохромистых сплавов

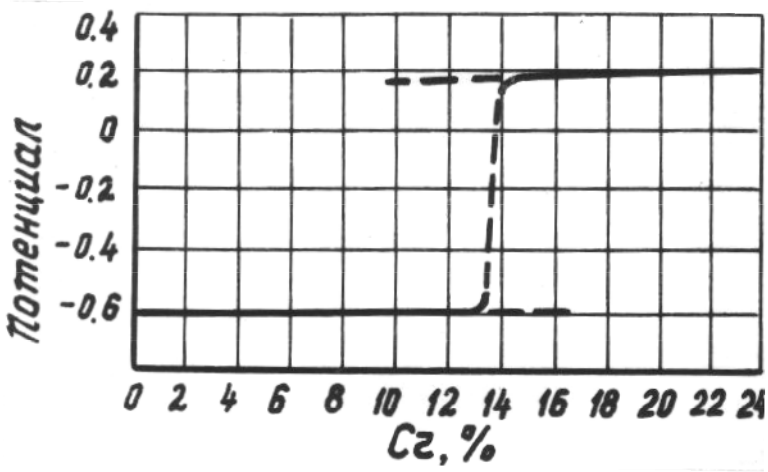


Рис. 4.3.

Введение достаточного количества никеля в 18 %-ную хромистую сталь переводит ее в аустенитное состояние во всем диапазоне температур, что обеспечивает лучшие механические свойства, меньшую склонность к росту зерна, а также делает сталь более коррозионностойкой.

Нержавеющие стали с 18 % Cr и 9 %Nl получили наиболее широкое распространение в машиностроении, в изделиях широкого потребления.

Химический состав стали I2X8H9T: 0,12 % C; 1-2 %Mn, 17-19 % *Cr*; 8-10% Ni, ~ 1 % Ti.

В хромоникелевых нержавеющих сталях могут образовываться специальные карбиды, преимущественно типа $M_{23}C_6$. Образование карбидов может происходить при содержании углерода > 0,04 %. Высокое содержание никеля снижает растворимость углерода в аустените, поэтому и возможно образование карбидов при 0,12 %C.

При дополнительном легировании этих сталей титаном и ниобием последние могут образовывать специальный карбид типа MC. Чем больше будет отношение содержания титана и ниобия к углероду, тем больше будет образовываться карбида типа MC и меньше карбида типа $M_{23}C_6$.

Термическая обработка нержавеющих сталей аустенитного класса заключается в закалке в воде с температуры 1050-1100 °C. Нагрев до этих температур вызывает растворение карбидов хрома ($Cr_{23}C_6$), а последующее быстрое охлаждение фиксирует состояние пересыщенного твердого раствора (аустенит). Медленное охлаждение недопустимо, так как при этом, как и при отпуске, возможно выделение карбидов, приводящее к ухудшению пластичности и коррозионной стойкости. Кроме того, при закалке происходят рекристаллизационные процессы, устраняющие последствия предшествующего пластического деформирования.

Перешедшие при нагреве в раствор карбиды могут выделиться при последующем замедленном охлаждения или при отпуске 500-700 °C, если сталь была закалена. Это приводит к появлению очень опасного особого вида коррозионного разрушения по границам зерен, названного межкристаллитной (интеркристаллитной) коррозией. Выделение карбидов хрома $Cr_{23}C_6$ в пограничных зонах приводит к обеднению этих зон аустенита хромом ниже того предела (т.е. 13 %), который обеспечивает коррозионную стойкость.

Склонность к интеркристаллитной коррозии аустенитных нержавеющих сталей можно устранить уменьшением содержания углерода и введением элементов-стабилизаторов - титана или ниобия. При введении в сталь титана или ниобия образуются карбиды типа MC. Эти карбиды мало растворимы в аустените. Титан и ниобий, забирая на себя углерод, препятствуют образованию хромистых карбидов и появлению интеркри сталлитной коррозии.

В структуре стали I2XI8H9T после закалки будет аустенит (рис. 4.4), что обеспечивает наиболее высокие механические и коррозионностойкие свойства.

Механические свойства нержавеющей аустенитной стала 12XI8H9T в закаленном состоянии: σ_b= 520-560 МПа;. $\sigma_{0,2}$ = 200-250 МПа; δ = 50 %; ψ = 55 %, *HB* =1400-1500 МПа.

4.5. Износостойкая высокомарганцовистая аустенитная сталь 110Г13Л

Устойчивость против износа достигается обычно получением высокой поверхностной твердости. Однако имеется аустенитная сталь, которая в условиях обычного трения, сопровождаемого большим удельным давленлем при низкой твердости

(НВ 2000-2500) обладает высокой износостойкостью. Это так называемая сталь Гадфильда (110Г13Л), содержащая 0,9 - 1,3 *%C*, 11,5-14,5 *% Mn* (легированная сталь, полученная немецким ученым Гадфильдом в 1862 г.).

Структура аустенитной нержавеющей стали 12XI8H10T

Рис. 4.4.

Сталь применяют в литом (буква Л в обозначении) реже - в горячедеформированном виде. Структура стали после литья состоит из аустенита и избыточных карбидов (Fe, Мп)$_3$С, выделяющихся по границам зерен (рис. 4.5), что снижает прочность и вязкость стали. В связи с этим литые изделия подвергают закалке, состоящей в нагреве до температуры 1050-1100 °С с последующим охлаждением в воде. При таком высокотемпературном нагреве растворяются карбиды, и сталь после закалка приобретает более устойчивую аустенитную структуру (рис. 4.6).

Миктроструктура стали 110Г13Л после литья.
Аустенит и карбиды

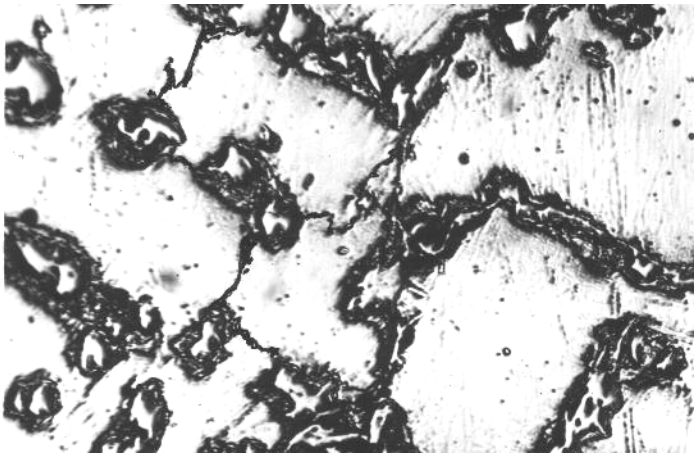


Рис.4.5.

Микроструктура стали 110Г13Л после закалки от 1100 °С

Аустенит

Рис.4.6.

Сталь обладает типичными для аустенитных сталей высокими механическими характеристиками (вязкостью и пластичностью при достаточно хорошей прочности: σ_b = 800-900 МПа;. $\sigma_{0,2}$ = 340-350 МПа; δ = 25 - 15 %; ψ = 30 - 20 %, *НВ* =1800-2200 МПа.). Пластические свойства стали ухудшаются при нагреве выше 200-300 °С вследствие выделения карбидов.

При низкой твердости сталь Гадфильда обладает необычайно высокой износоустойчивостью при трении с давлением и ударами. Это объясняется повышенной способностью к наклепу (рис.4.7), значительно большей, чем у обычных сталей с такой же твердостью.

Влияние наклепа на твердость

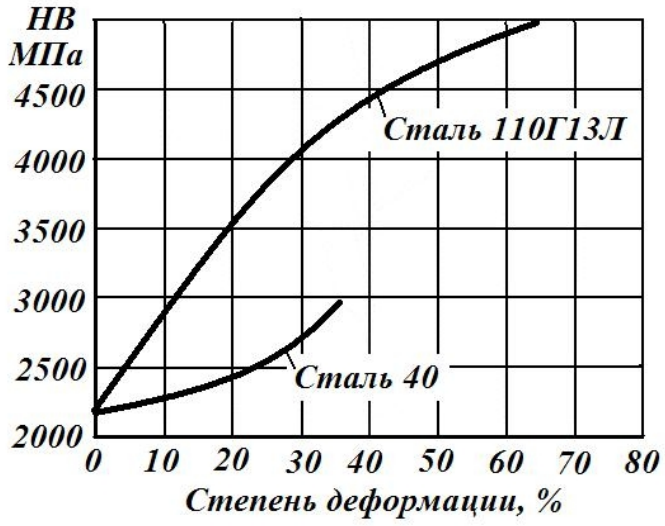


Рис.4.7.

Высокая упрочняемость стали Гадфильда есть результат наклепа (искажение

кристаллической решетки, дробление блоков мозаики). При равной степени деформации блоки мозаики в стали Гадфильда дробятся в большей степени, чем в других, в том числе и аустенитных сталях. Чем обусловлены такие специфические свойства марганцовистого аустенита, точно не установлено. Высокая вязкость аустенита, наряду с достаточной прочностью и износоустойчивостью, делает сталь 110Г13Л незаменимым материалом для деталей, работающих на износ и удар одновременно. Из стали изготавливают зубья черпаков экскаваторов, траки гусениц тракторов, трамвайные крестовины, детали камнедробилок и другие, где трение сопровождается ударами и большими давлениями При абразивном износе, когда наклеп отсутствует, сталь Гадфильда не имеет существенных преимуществ в отношении износоустойчивости перед другими сталями той же твердости.

4.5. Быстрорежущая инструментальная сталь PI8

Основным требованием, предъявляемым к стали для режущего инструмента, является сохранение режущей кромки в течение длительного времени. Чтобы эта полоска металла была устойчивой против истирания, она должна иметь высокую твердость, как правило, выше 60HRC.

На отделение стружки от обрабатываемой детали при резании затрачивается определенная механическая работа, которая в процессе резания превращается в тепло. Это тепло нагревает режущий инструмент и может приводить к снижению твердости режущей кромки.

В отличие от других инструментальных сталей быстрорежущие стали обладают высокой теплостойкостью (красностойкостью), т.е. способностью сохранять мартенситную структуру и соответственно, высокую твердость, прочность и износостойкость, а следовательно, высокие режущие свойства, при повышенных температурах. Эти стали сохраняют мартенситную структуру при нагреве до 600-620 °С, поэтому применение их позволяет значительно повышать скорость резания (в 2-4 раза) и стойкость инструментов (в 10-30 раз) по сравнению со сталями, не обладающими теплостойкостью. Так, твердость углеродистой стали начинает быстро падать после нагрева до 200 °С (вследствие распада мартенсита).

Высокая теплостойкость быстрорежущих сталей обеспечивается введением большого количества вольфрама совместно с другими карбидообразующими элементами (Мо, V), а также кобальтом. Инструмент из этих сталей сохраняет высокую твердость до 600-640 °С и допускает в 3-5 раз более производительные режимы резания, чем из сталей, не обладающих теплостойкостью.

Быстрорежущие стали обозначаются буквой Р, цифра, после которой указывает содержание вольфрама - основного легирующего элемента в процентах (ГОСТ 19265-73).

Химический состав наиболее распространенной стали Р18: 0,7-0,8 *%C;* 3,8-4,4 *%* Сг; 17,0-18,5 *% W*, ≤1,0 *%* Мо; 1,0-1,4 *% V*.

По структуре после отжига быстрорежущие стали относятся к ледебуритному классу. В литом виде имеют ледебуритную эвтектику. Ее устраняют путем измельчения

первичных карбидов горячей деформацией (ковкой), что возможно, так как в ледебурите литой быстрорежущей стали углерода значительно меньше, чем в чугунах.

Для снижения твердости (до 2070-2550 НВ) деформированную сталь перед механической обработкой подвергают изотермическому отжигу. Структура отожженных сталей состоит из сорбитообразного перлита, вторичных и более крупных первичных карбидов (рис. 4.8). Общее количество карбидов в стали составляет примерно 28 %. Основным карбидом в стали РІ8 является сложный карбид вольфрама переменного состава Fe_3W_3C (M_6C) который растворяет в себе часть ванадия и хрома. В карбидах находится 80-95 % вольфрама и ванадия и около половины хрома. Остальная часть растворена в феррите.

Микроструктура быстрорежущей стали (ковано-отожженная)

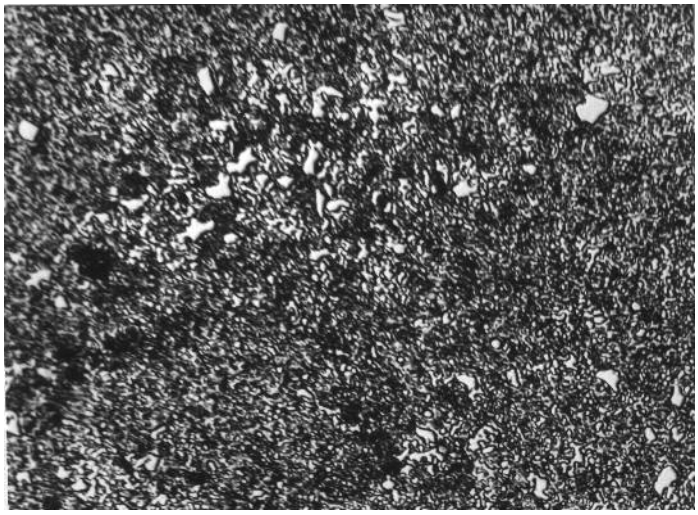


Рис.4.8.

Высокие режущие свойства инструмент из быстрорежущей стали приобретает после закалки и трехкратного отпуска (рис. 4.9)

Схема термической обработки быстрорежущей стали
(без обработки холодом)

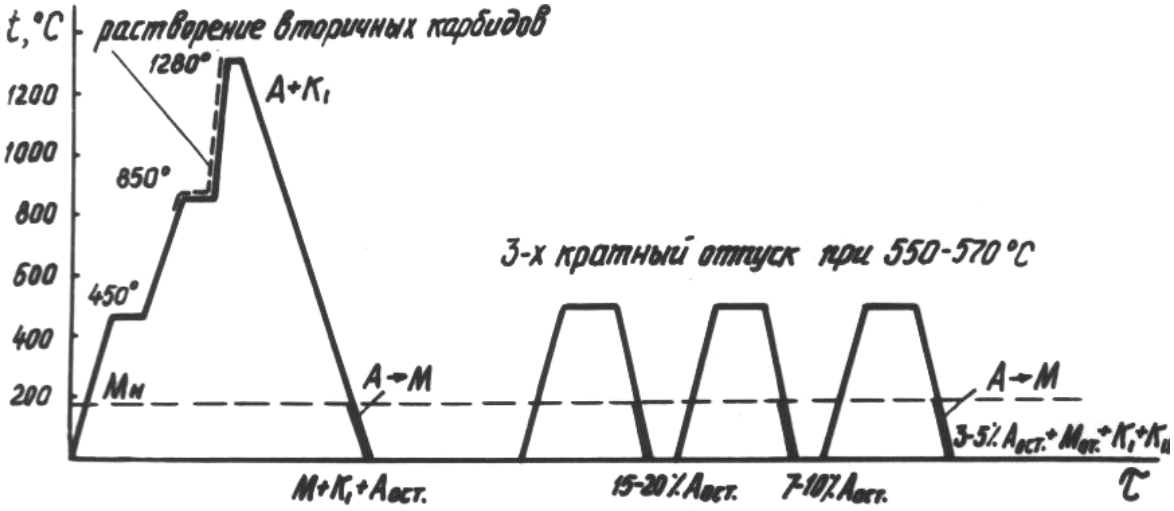


Рис.4.9.

Из-за низкой теплопроводности быстрорежущие стали при закалке нагревают

медленно с прогревами при 450 °С и 850 °С. Особенность закалки быстрорежущих сталей - высокая температура нагрева. Она необходима для обеспечения теплостойкости - получения после закалки высоколегированного мартенсита в результате перехода в раствор максимального количества специальных карбидов. Высокая температура закалки не вызывает перегрева - роста зерна из-за торможения включениями первичных карбидов и высокой скорости нагрева в расплаве солей в соляных ваннах, дополнительно уменьшающего окисление и обезуглероживание.

Легирование аустенита происходит при растворении вторичных карбидов. Первичные карбиды не растворяются и тормозят рост зерна аустенита. Благодаря им при нагреве, близком к температуре плавления быстрорежущие стали сохраняют мелкое зерно.

После закалки сталь не обладает максимальной твердостью, которая не превышает 60 HRC, так как в структуре, кроме мартенсита и первичных карбидов содержится 30-40 % остаточного аустенита, присутствие которого вызвано снижением точки $M_к$ ниже 0 ^oC из-за присутствия высокого содержания легирующих элементов и углерода.(рис.4.10).

Чтобы полностью превратить остаточный аустенит, снижающий режущие свойства инструмента, после закалки проводится отпуск при температуре 560 °С. В процессе выдержки при отпуске (1 час) из мартенсита и остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды M_6C. Этот процесс протекает наиболее интенсивно при 560 °С в течение первого часа, а затем замедляется. Аустенит, обедняясь углеродом и легирующими элементами, становится менее устойчивым и при охлаждении ниже $M_н$ испытывает мартенситное превращение. Однократный отпуск не обеспечивает превращения всего остаточного аустенита. Применяют трехкратный отпуск с выдержкой 1 час и охлаждением на воздухе. Применение после закалки обработки холодом сокращает цикл термической обработки (рис. 4.11).

Микроструктура стали РІ8 после закалки

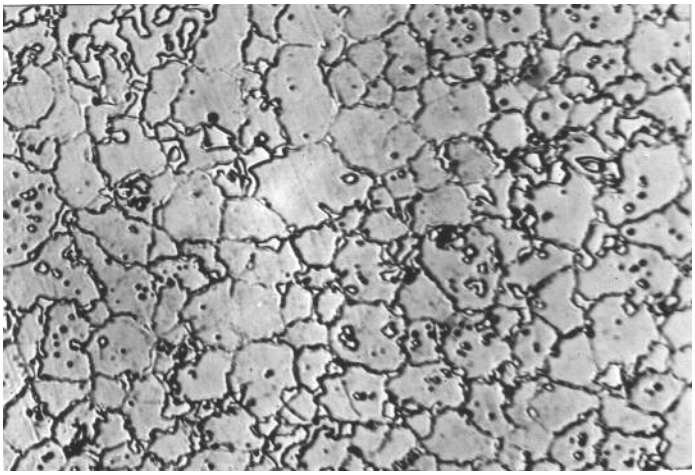


Рис.4.10

Схема термической обработки быстрорежущей стали
(с обработкой холодом)

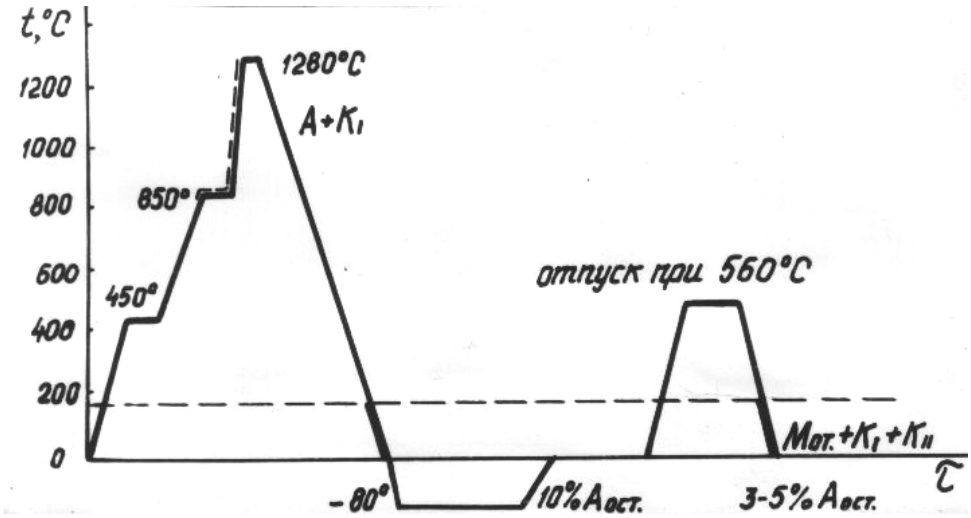


Рис.4.11

После окончательной термической обработки быстрорежущая сталь имеет структуру, состоящую из мартенсита отпуска и карбидов (рис. 4.12) и твердость HRC 64-65.

В результате сложной термической обработки быстрорежущая сталь приобретает высокую твердость и теплостойкость.

Микроструктура быстрорежущей стали РІ8 после закалки и отпуска

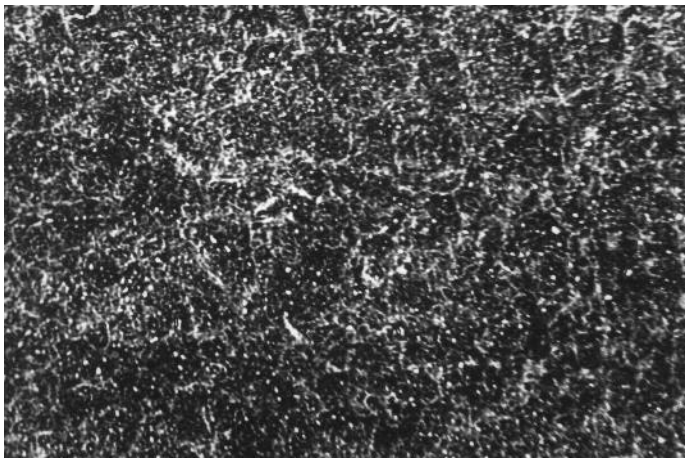


Рис. 4.12

5. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

5.1. Изучить влияние легирующих элементов на структуру и свойства легированных сталей.

5.2. Рассмотреть классификацию легированных сталей.

5.3. Изучить и зарисовать микроструктуры легированных сталей.

5.4. Вписать химический состав каждой стали и объяснить принцип маркировки.

5.5. Определить к какому классу по структуре и назначению принадлежат заданные стали, для каких изделий применяются, какими свойствами должны обладать.

5.6. Выписать типичные режимы термической обработки для каждой стали и

получаемые значения механических свойств.

5.7. Рассмотреть особенности термической обработки каждой стали.

6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Отчет по лабораторной работе должен содержать следующий материал:

6.1. Наименование и цель работы.

6.2. Микроструктуры легированных сталей с обозначениями структурных составляющих.

6.3. Химический состав изучаемых легированных сталей.

6.4. Режимы термической обработки изучаемых легированных сталей.

6.5. Механические свойства изучаемых легированных сталей.

6.6. Описание возможных областей применения изученных легированных сталей.

И 7. ПЕРЕЧЕНЬ КОНТРОЛЬНЫХ ВОПРОСОВ

При подготовке отчета необходимо обратить внимание на следующие вопросы теории:

7.1. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа.

7.2. Распределение легирующих элементов в стали.

7.3. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита.

7.4. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение

7.5. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске.

7.6. Классификация и маркировка легированных сталей.

7.7. Применение изучаемых легированных сталей.

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А.П. Металловедение. - М.: Металлургия, 1986. - 647с.

2. Сидорин И.И. Основы материаловедения. - М.: Машиностроение, 1990. - 528 с.

3. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. - М.: Машиностроение, I960. - 493 с.

4. Мозберг Р.К. Материаловедение. - Таллин, Вагус, 1976. - 554 с.

5. Руководство к лабораторным работам по материаловедению. Под ред.Сидорина И.И. - М.: Высшая школа, 1967. - 251 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Таблица П. 1

Химический состав, структура, механические свойства и типичные режимы термической обработки изучаемых сталей

Марка стали		40Х	ШХ15	12ХІ8НІ0Т	110Г13Л	РІ8
Химический состав	*C*					
	Cr					,
	Mn					
	Si					
	Ni					
	Ti					
	W					
	Mo					
	V					
	прочие					
Типичные режимы термической обработки						
Микроструктура после термической обработки						
Механические свойства	σ_b, *МПа*					
	σ_T, *МПа*					
	НВ, МПа					
	KCU, $МДж/м^2$					
	HRC					
	δ, *%*					
	ψ, *%.*					