

Министерство образования и науки Российской Федерации

ГОУ ВПО Алтайский государственный технический
университет им. И.И. Ползунова

Г. А. ОКОЛОВИЧ

**ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ
ДЛЯ ХОЛОДНОГО
ДЕФОРМИРОВАНИЯ
МЕТАЛЛОВ**

Издание второе, переработанное и дополненное

УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ

Изд-во Алт ГТУ
БАРНАУЛ 2010

УДК 669.14.018.254

Околович Г. А.. **Штамповые стали для холодного деформирования металлов:** Монография / Г. А. Околович; Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова. Изд. 2-е, переработанное, дополненное. Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2010, 202 с.

Рассмотрены составы современных штамповых сталей, дана их классификация, режимы химической и термической обработки, изложены основы легирования, свойства, область применения, режимы термической и химико-термической обработки.

Книга предназначена для аспирантов высших технических учебных заведений машиностроительных специальностей. Может быть полезна инженерно-техническим работникам инструментального и кузнечно-штамповочного производства.

Рецензенты: В.Ф. Моисеев д.т.н., МГТУ – «Станкин»;
И.Н. Шубин, к.т.н., доцент, МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Допущено Министерством образования Российской Федерации в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений «Машины и технология обработки металлов давлением» направления подготовки дипломированных специалистов «Машиностроительные технологии и оборудование».

© Г. А. Околович, 2010

© Алтайский государственный технический университет
им. И. И. Ползунова, 2010

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	7
Глава 1 Штамповые стали	8
1.1. Условие работы и виды штампов холодного деформирования	8
1.2. Объемная штамповка	8
1.3. Листовая штамповка	11
Глава 2 Свойства инструментальных сталей	13
2.1. Стойкостные свойства	13
2.2. Основные свойства	15
2.3. Технологические свойства	22
2.4. Влияние легирования на свойства инструментальных сталей	24
2.5. Структура сталей	27
Глава 3 Выбор сталей для штампов холодного деформирования	36
3.1. Стали для работы при динамических нагрузках	39
3.2. Стали с повышенным сопротивлением износу	44
3.3. Стали для работы при высоких удельных силах	53
Глава 4 Чистовая вырубка и накатка шлицев	71
4.1. Принцип работы точной штамповки	71
4.2. Выбор материалов штампов и их термообработка	76
4.3. Ковка заготовок из проката быстрорежущих сталей	86
4.4. Брак при ковке и причины его образования	89
4.5. Шлиценакатной инструмент	90

Глава 5 Химико - термическая обработка штампов	97
5.1. Основные методы упрочнения	97
5.2. Цементация	99
5.3. Азотирование	100
5.4. Карбонитрация	102
5.5. Голубое оксидирование или воронение	127
5.6. Борирование	129
5.7. Ионно-вакуумные покрытия	133
5.8. Сульфидирование в электролитной плазме	134
5.9. ТД - процесс	136
5.10. Упрочнение поверхности инструмента концентрированными источниками нагрева	140
Глава 6 Перспективы развития термической обработки штамповых сталей	142
6.1. Предварительная термическая обработка инструмента (ПТО)	142
6.2. Термоциклическая обработка (ТЦО)	151
6.3. Термическая и химико-термическая обработка в кипящем слое	156
Глава 7 Стали для штампов горячего деформирования	165
Глава 8 Стали и сплавы режущего инструмента	183
Литература	191
Приложение А	198
Приложение Б	199

УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

Критические точки

- A_1 – нижняя критическая точка
 A_3 – верхняя критическая точка
 Ac_1 – нижняя критическая точка при нагреве
 Ac_1e – начало превращения
 Ac_1b – конец превращения
 Ac_3 – верхняя критическая точка при нагреве доэвтектоидной стали
 Act – верхняя критическая точка при нагреве заэвтектоидной стали
 Ar_1 – нижняя критическая при охлаждении
 Ar_3 – верхняя критическая точка при охлаждении
 M_n – температура начала мартенситного превращения
 M_K – температура конца мартенситного превращения

Структурные составляющие

- | | |
|-----------------|-----------------------|
| A – аустенит | P – перлит |
| K – карбиды | Φ – феррит |
| M – мартенсит | Ц – цементит |

Механические свойства

Условные характеристики

- $\sigma_{\text{пц}}$ – предел пропорциональности при растяжении, МПа
 $\sigma_{\text{т}}$ – предел текучести при растяжении, МПа
 $\sigma_{0,2}$ – предел текучести при растяжении (при допуске на величину остаточной деформации 0,2%), МПа
 δ – относительное удлинение, %
 ψ – относительное сужение, %
 $\sigma_{\text{в}}$ – предел прочности при растяжении, МПа
 $\sigma_{\text{сж}}$ – предел прочности при сжатии, МПа
 $\sigma_{\text{изг}}$ – предел прочности при изгибе, МПа
 σ_{-1} – предел выносливости, МПа

КС – ударная вязкость, определенная на образцах без надреза, кДж/м²

КСU – ударная вязкость, определенная на образцах с надрезом, кДж/м²

Твердость

HB – твердость по Бринеллю

HRC – твердость по Роквеллу (по шкале С)

HV – твердость по Виккерсу

H₁₀₀ – микротвердость при испытании с нагрузкой 100 гс

Физические свойства

$4\pi J_s$ – магнитное насыщение, Т; 1Т=10⁴ Гс

B_r – остаточная индукция, Т

H_c – коэрцитивная сила, А/м; 1 А/м = 0,01256 Э

ρ – удельное электросопротивление, Ом·мм²/м, мкм·Ом·мм²/м

S – удельная электропроводимость, См/м

μ_{\max} – максимальная магнитная проницаемость, Г/м; 1 Г/м = 7,96·10⁵ Гс/Э

γ – плотность, г/см³

a – коэффициент линейного расширения в 1/°С

λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С) 1 Вт/(м·°С) = 0,0024 кал/(см·°С)

ВВЕДЕНИЕ

Инструментальные стали - это большая группа сталей, которые обладают высокой твердостью и износостойкостью, необходимыми для обработки металлов резанием или давлением.

Инструментальные стали вследствие их высокой износостойкости и прочности широко используются в технике: для изготовления резцов, фрез, протяжек, метчиков, плашек; штампов листовой и объемной штамповки: отрезки и вырезки, вырубки и пробивки, надрезки и обрезаки, гибки и вытяжки, отбортовки и формовки, высадки и выдавливания, чеканки и прессования; оснастки для горячего деформирования молотых и прессовых штампов, а также для подшипников качения, измерительных инструментов, пружин, деталей топливной аппаратуры, шестерен, червяков, ходовых винтов и т. д. Срок службы инструмента и инструментальной стали, определяют стоимость производимых деталей.

Одним из условий получения высококачественного инструмента является выбор инструментального материала, соответствующего назначению инструмента и нагрузкам, возникающим в процессе его работы. Однако выбор соответствующего инструментального материала является только одним из условий для изготовления инструмента. Конструкция, качество изготовления, термообработка и поверхностное упрочнение решающим образом влияют на срок службы инструмента. Термообработка может в широких пределах изменить структуру, а, следовательно, свойства инструментальных материалов.

Качество инструментального материала определяется комплексом механических и физико-химических свойств: пределом прочности, твердости, пределом выносливости, адгезией с обрабатываемым материалом, модулем упругости, коэффициентом линейного расширения, коэффициентом диффузии, теплопроводностью, скоростью окисления.

По своему составу, структуре и свойствам инструментальные стали чрезвычайно разнообразны. Все шире используют средне- и высоколегированные стали. Особенно повысился интерес к сталям для инструментов холодной и горячей пластической деформации. Улучшение свойств инструментальных сталей достигается применением современных технологических процессов: электрошлакового и электроннолучевого переплава, всесторонней деформации при ковке слитков, порошковой металлургии, поверхностного упрочнения и др.

ГЛАВА 1 ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ

1.1 Условия работы и виды штампов холодного деформирования

Штампы холодного деформирования работают в условиях высоких знакопеременных динамических нагрузок, которые сопровождаются изнашиванием и значительным нагревом рабочих частей.

Основные причины выхода из строя инструмента.

1 Хрупкое разрушение от высоких и переменных действующих напряжений, малоцикловая усталость.

2 Изменение формы и размеров штампов в результате абразивного, ударно-абразивного износа.

3 Изменение формы и размеров штампов в результате деформации, смятия.

Особенности эксплуатации штампов холодного деформирования определяют основные требования, предъявляемые к материалам для их изготовления.

1 Повышенная твердость HRC 54-64 и износостойкость.

2 Высокое сопротивление малым пластическим деформациям, удовлетворительная прочность и вязкость.

3 Малоцикловая выносливость и достаточная теплостойкость - 450⁰С при жестких условиях штамповки [1].

В зависимости от вида операций, свойств штампуемого материала, состояния оборудования и других факторов роль каждого из перечисленных свойств может изменяться. Поэтому для штампов в зависимости от их назначения, формы и размеров необходимо выбирать многочисленные и разные по составу стали.

Основными операциями холодного деформирования являются объемная и листовая штамповка.

1.2 Объемная штамповка

Для объемной штамповки следует выделить несколько операций и соответствующих им типов инструмента (рисунок 1).

1 Штампы для высадки.

2 Штампы для прессования, выдавливания.

3 Накатной инструмент.

4 Чеканочные штампы.

5 Гибочно-рихтовочные штампы.

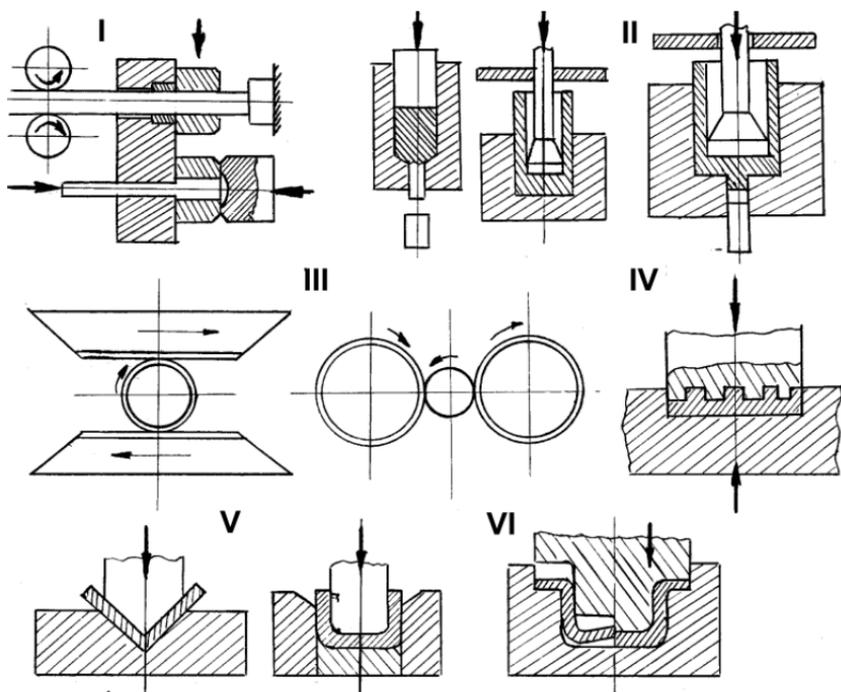


Рисунок 1 - Основные операции объемной штамповки

При холодной высадке инструмент деформирует материал одним ударом. Пуансон выдавливает свою форму в металле, находящемся в матрице. Между рабочей поверхностью матрицы, деформируемым материалом и пуансоном возникает значительное трение и износ инструмента. Температурные условия работы инструментов меняются в широком диапазоне в зависимости от средней скорости, степени деформации, объема деформируемого материала и его прочностных характеристик.

Деформация материала выдавливанием, прессованием - это высокопроизводительный процесс, при котором изготавливают прутковые и полые тела с размером большой точности и высоким качеством поверхности. В закрытом пространстве в матрице пуансон подвергает исходную заготовку давлению, когда металл оказывается в состоянии почти гидростатического сжатия и вызывает чрезвычайно большие си-

лы порядка 1000-3500 МПа. Если пуансон несколько децентрирован, то образуются дополнительные изгибающие и растягивающие нагрузки, приводящие к его поломке из-за недостаточной устойчивости. Возникающее при высоком давлении между формируемым материалом и инструментом трение вызывает сильный нагрев и износ инструмента (рисунок 2) [2]. Для снижения трения инструмент следует полировать, а во время работы смазывать. Матрица, помимо изнашивающего воздействия, обусловленного трением, подвергается также сложным всесторонним нагрузкам, повторяющимся в каждом цикле деформации. Предварительное напряжение является обязательным условием.

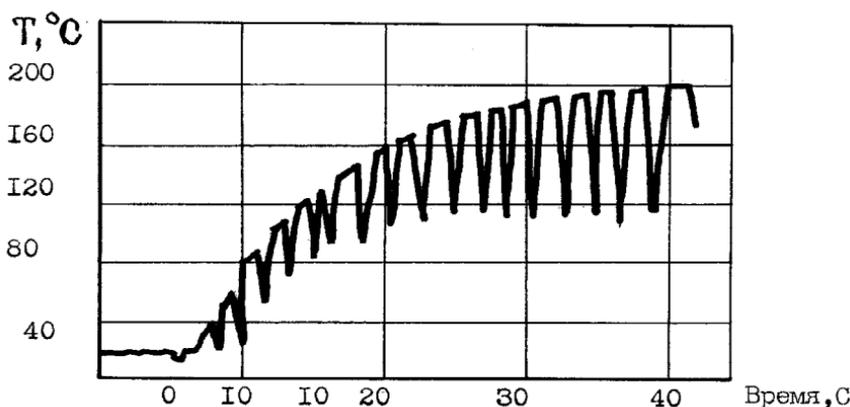


Рисунок 2 - Характер изменения температуры пуансонов при холодном прессовании

Накатные ролики и плашки работают при высоких нагрузках и вместе с тем в отличие от большинства пуансонов для прессования имеют тонкую рабочую кромку, в основании которой возникают повышенные изгибающие усилия. Врезание в обрабатываемый металл и выход из него сопровождается ударом. Поэтому стали должны сочетать высокие прочностные характеристики и сопротивление пластической деформации с повышенной вязкостью, в том числе и в сравнительно большом сечении диаметром до 50-80 мм.

Инструменты для чеканки монет и медалей также подвергаются большому поверхностному давлению и изнашивающему воздействию, которые работают обычно без заусенцев. В результате многочисленных и сильных ударов кромки инструмента наклепываются и выкрашиваются. Для обработки мягких цветных металлов сопротивление пласти-

ческой деформации и износостойкость могут быть не предельно высокими; твердость штампа должна составлять 57-59 HRC. Для чеканки более твердых материалов нужны стали, сочетающие большую твердость HRC 61-63 с высоким сопротивлением пластической деформации и удовлетворительной вязкостью.

Формующие поверхности гибочного инструмента имеют форму детали, получаемой в результате гибки. Вследствие перемещения, скольжения материала по поверхности инструмента возникает значительное трение, вызывающее изнашивание рабочих кромок, особенно матрицы. Кроме того, инструмент испытывает большие сжимающие и изгибающие нагрузки. Гибочные инструменты могут иметь длину в несколько метров, поэтому необходимо избегать их коробления при термической обработке.

1.3 Листовая штамповка

Для листовой штамповки можно выделить следующие операции и соответствующий тип инструмента (рисунок 3).

- 1 Вырубка и пробивные инструменты.
- 2 Вытяжные штампы.
- 3 Ножницы и ножи для резки.

Вырубные и пробивные инструменты разделяют материал вдоль замкнутой линии сложной конфигурации с высоким качеством поверхности толщиной от десятых мм до 100 мм. На первой стадии вырубки пуансон давит на вырубаемый материал, а на второй стадии режущие кромки врезаются в него. Возникающие при вырубке силы среза подвергает пуансон сжатию и продольному изгибу, а матрицу сжатию и поперечному изгибу (рисунок 4). Большое сжатие вдоль кромки приводит к затуплению, а растягивающие силы - к выкрашиванию. К этому следует добавить, что нагрузки эти - циклические и знакопеременные, большей частью динамические, вызывающие усталость материалов. Обычно тяжелее всего переносят сложные нагрузки пуансоны малого диаметра. Осевые сжимающие силы зависят от сопротивления сдвигу вырубного материала и могут достигнуть пятикратного значения прочности, т. е. 3000-5000 МПа [3]. Из-за вибрации ползуна пресса возникает циклическая нагрузка, как при прямом, так и при обратном ходе. Вследствие трения под воздействием большого поверхностного сжатия происходит значительное изнашивание и разогрев поверхности.

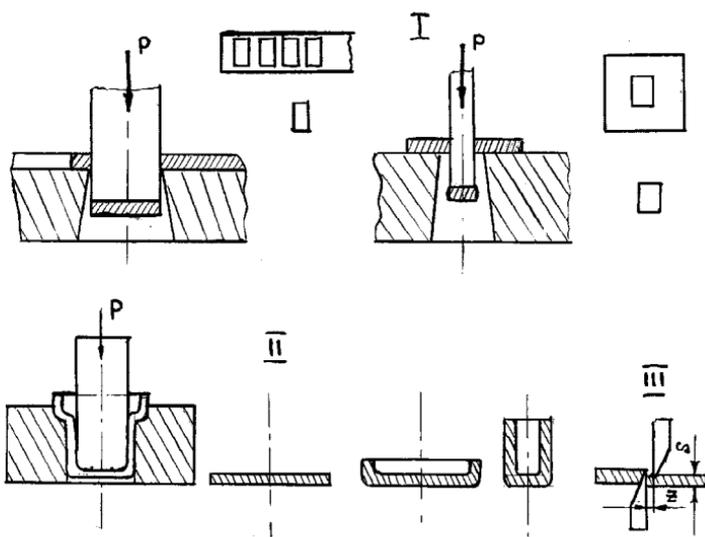


Рисунок 3 - Основные операции листовой штамповки

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

В процессе вытяжки, а также при удалении полого тела из инструмента между контактирующими поверхностями возникает трение, приводящее к износу и нагреву инструмента до 200°C . Износ проявляется, главным образом, в увеличении размера вытяжного кольца матрицы. Износ пуансона менее значителен, но способствует образованию царапин и вырывов на поверхности полого изделия. Трение и износ можно снизить обработкой поверхности деформируемого материала и применением смазочных масел, а также употребляя инструмент с гладкой и износостойкой поверхностью. В вытяжном кольце помимо радиального сжимающего напряжения возникает также циклическое тангенциальное растягивающее напряжение, (они распирают кольцо). Следовательно, материал вытяжного кольца должен также противостоять повторяющимся растягивающим напряжениям. Для обеспечения наиболее благоприятного состояния сжатия вытяжные кольца подвергают предварительному напряжению различными способами.

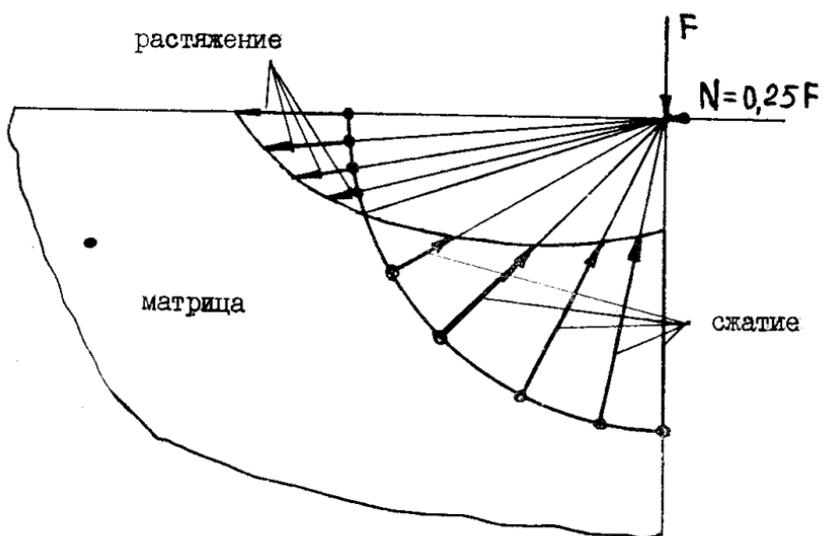


Рисунок 4 - Схема нагружения матрицы: F - сила среза; N - результирующее напряжение, нагружающее матрицу в радиальном направлении

ГЛАВА 2 СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

2.1 Стойкостные свойства

Свойства, которые стали имеют в инструментах и которые обуславливают длительность и эффективность их использования в различных условиях деформирования, называют стойкостными. Эти свойства определяют в промышленных испытаниях готовых инструментов. Стойкостные свойства штампов - это свойства инструмента в целом, а не самой стали. Они представляют комплексную характеристику, зависящую от нескольких различно действующих факторов.

1 Свойств инструментальной стали и условий ее термической обработки.

2 Режимы, эксплуатации, изменения температуры, условий охлаждения.

3 Характера процесса деформирования: вырубка, выдавливание, объемная или листовая штамповка и т. д.

4 Свойств обрабатываемого материала: твердости, вязкости и теплопроводности.

Кроме того, приходилось многократно убеждаться в том, что испытания инструментов, изготавливаемых в лабораторных условиях, часто недостаточны, даже если их проводили в цехе. Например, стали, чувствительные к перегреву или имеющие повышенную склонность к обезуглероживанию, могут обнаружить высокие свойства у инструментов, изготовленных в лаборатории и испытанных на заводе и, наоборот, резко пониженные у инструментов, изготовленных в заводских условиях. Таким образом, на основании стойкостных испытаний часто нельзя объяснить причины различий в стойкости испытуемых инструментов и связать полученные данные со свойствами проверяемой стали. Отсюда следует, что стойкостные испытания должны быть многочисленными; их необходимо проводить для достаточного числа разнообразных инструментов.

В процессе эксплуатации штампов наиболее часто приходят в негодность их основные рабочие части - матрицы и пуансоны. Поэтому следует различать: полную стойкость штампа, определяемую числом деталей, отштампованных до полного изнашивания его рабочих частей и получением размерного брака штампуемых деталей; промежуточную качественную стойкость или стойкость между двумя переточками для устранения заусенцев при вырубке-пробивке или между зачистками рабочих частей для устранения задиров, рисок и царапин при вытяжке, гибке.

Стойкость штампа до полного изнашивания определяется по формуле $T = n * N * n_1$;

где n - количество переточек;

N - количество нагружений;

n_1 - количество рабочих мест в штампе [4].

Стойкость штампа до переточки рабочих частей имеет большое значение для обеспечения его бесперебойной работы в производственных условиях. Экономичность штампа характеризуется стойкостью рабочих частей до полного изнашивания, поскольку стоимость изготовления последних для большинства типа штампов составляет 65-80% стоимости всего штампа.

Необходимо также дифференцировано подходить и к оценке факторов, лимитирующих стойкость реального инструмента. Так, для ра-

бочих частей штампов обработки электротехнических материалов с покрытиями первостепенное значение приобретает износостойкость; для вырубных штампов обработки высокопрочных конструкционных материалов - сопротивление смятию и хрупкому разрушению; для пробивных пуансонов - игл необходима высокая прочность при изгибе.

Следует отметить, что вырубные штампы, как правило, имеют значительные размеры, поэтому материал, применяемый для их изготовления должен сохранять высокие прочностные свойства при штамповке крупных заготовок, т. е. обладать низкой чувствительностью к масштабному фактору.

2.2. Основные свойства

Наиболее важными основными свойствами штамповых сталей холодного деформирования являются.

- 1 Твердость.
- 2 Прочность.
- 3 Вязкость.
- 4 Износостойкость и усталость.

Требования, предъявляемые к разным типам инструментальных сталей, могут быть одними и теми же, например, твердость, вязкость и т. д., однако их эксплуатационный уровень неодинаков. Во многих случаях невозможно или же очень трудно одновременно обеспечить максимум отдельных основных свойств; улучшение того или иного свойства неизбежно ведет за собой ухудшение остальных. Задача сама по себе трудна потому, что нужно найти и установить основные свойства, наилучшим образом соответствующие нагрузке инструмента данного типа, чтобы остальные ухудшались минимально.

Твердость - важнейшее свойство инструментальных сталей, характеризует сопротивление стали деформациям и контактным напряжениям. С увеличением твердости возрастает прочность, предел выносливости и износостойкость, снижается вязкость, уменьшается коэффициент трения и налипание обрабатываемого материала. Твердость инструментальных сталей определяется содержанием углерода в мартенсите и возрастает с повышением его концентрации до 0,6%, а также дисперсионностью и количеством карбидной фазы. Важнейшим фактором, влияющим на твердость, является остаточный аустенит, который снижает твердость и значительно, если его количество составляет больше 10%.

Таким образом, задаваемая твердость стали может быть точно достигнута с помощью термообработки, правильного выбора температуры и продолжительности отпуска. Кроме того, твердость стали зависит от плотности дислокаций, которая может быть повышена термомеханической обработкой и холодной деформацией. Значительное влияние на твердость оказывает тип и размеры фазоупрочнителей: карбидов и интерметаллидов.

Твердость широко используется в качестве одного из показателей при выборе оптимальных режимов отжига, закалки и отпуска, определения теплостойкости и т. д. Существует несколько методов измерения твердости, однако для штамповых инструментов ее в основном определяют по методу Роквелла (HRC) и Бринеля (HB).

Связь твердости с сопротивлением пластической деформации неоднозначна. Из рисунка 5 видно, что изменение твердости от HRC 58 до HRC 60 и от HRC 61,5 до HRC 63 практически не влияет на сопротивление малым деформациям менее 1%, но оказывает значительное влияние при больших деформациях.

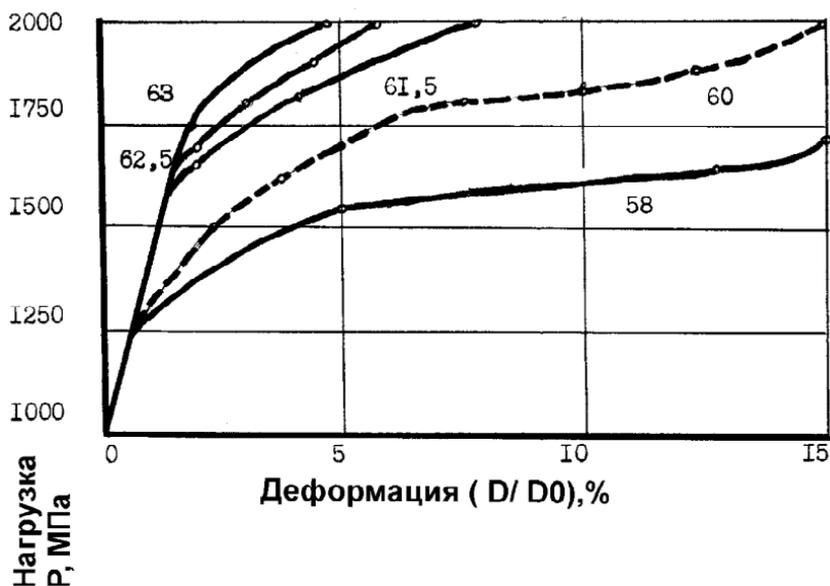


Рисунок 5 - Влияние твердости на сопротивление пластической деформации

Сопrotивление деформации определяет устойчивость рабочих поверхностей инструментов против смятия в условиях высоких давлений ($\sigma_{0,2}$). Предел текучести при сжатии возрастает пропорционально увеличению твердости. Сопrotивление малым пластическим деформациям характеризуется пределом упругости ($\sigma_{0,02}$). Между величиной ($\sigma_{0,02}$), структурой и твердостью нет прямолинейной зависимости. Известно, что при смятии и износе существенную роль могут играть деформации, измеряемые десятими и сотыми долями процента. Это свойство материала можно характеризовать пределами упругости или текучести, чаще всего определяемыми при сжатии.

На пределы упругости и текучести влияют те же факторы, что и на твердость: концентрация углерода в мартенсите, количество и дисперсность фаз-упрочнителей, избыточный феррит и остаточный аустенит. Как показано [1] для большинства инструментальных сталей, закаленных на высокую твердость, остаточный аустенит является пластичной составляющей, снижающей уровень предела текучести при неизменной твердости (рисунок 6).

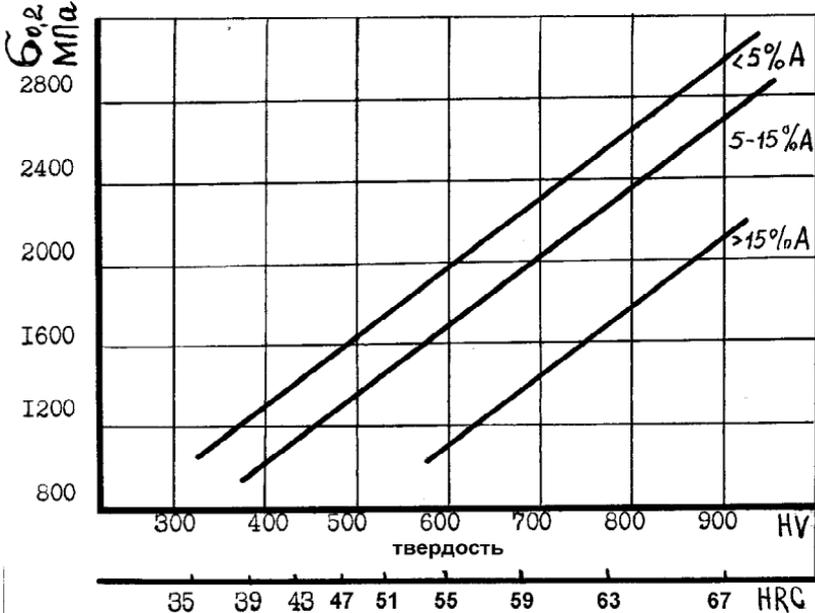


Рисунок 6 - Зависимость предела текучести от твердости и количества остаточного аустенита

Для сталей высокой твердости, применяемых в изготовлении инструментов холодного деформирования, испытания на растяжение распространения не получили. В тех не многочисленных случаях, когда определение соответствующей характеристики (σ_6) представляется необходимым, целесообразно использовать образцы специальной формы с predetermined местом разрушения – “корсетные образцы”, что предотвращает преждевременный обрыв у захватов машины и уменьшает рассеивание результатов.

Большинство инструментов характеризуется сопротивлением хрупкому разрушению при изгибе ($\sigma_{изг}$), которое в 2-3 раза больше предела прочности при растяжении (σ_6).

С увеличением содержания углерода в мартенсите до 0,3-0,5% прочность возрастает; при большей концентрации - снижается, в отличие от твердости, которая продолжает расти. Особенно значительно влияние зерна и карбидов. Прочность снижается почти пропорционально увеличению размеров зерна и усилению неоднородности в распределении карбидов.

Испытания на изгиб, характеризующиеся меньшей жесткостью напряженного состояния, чем растяжение, более просты методически и достаточно структурно чувствительны. Испытания проводят с приложением нагрузки посередине длины образцов 6×6×50, сосредоточенное нагружение, расстояние между опорами 40 мм.

Предел прочности определяется по формулам:

$$\sigma_{изг} = \frac{M}{1.2W}; \quad M = \frac{P \cdot l}{4}; \quad W = \frac{b \cdot h^2}{6}.$$

Вязкость - свойство, характеризующее сопротивление образованию трещин и разрушению под действием ударных нагрузок, оно определяет возможность выбора величины твердости инструмента. Вязкость структурно более чувствительное свойство, чем прочность. Оно снижается с увеличением размеров зерна, ростом количества карбидов, ухудшением условий их распространения, состояния границ зерен и с повышением твердости. Поэтому так опасен перегрев стали, который ведет к росту зерна и хрупкому разрушению инструмента.

Повышение срока службы штампов обычно является компромиссным решением при поиске оптимального соотношения между твердостью и вязкостью.

Вязкость следует определять при ударном изгибе образцов стандартных размеров 10×10×55 без надреза, что повышает точность испытаний.

Прочность и вязкость считаются важнейшими характеристиками для выбора и сравнительной оценки инструментальных сталей. При их определении используется статический или ударный изгиб. Но с их помощью невозможно получить независимые друг от друга характеристики прочности и пластичности. Раздельно определить прочность и пластичность можно в испытаниях с одноосным нагружением - растяжением или сжатием. Однако значимость характеристик прочности и пластичности полученных при однократном нагружении, переоценивается. Чрезвычайно редки и нетипичны случаи разрушения инструмента в результате приложения однократной нагрузки.

Высокие контактные нагрузки, перемещение металла заготовок вблизи поверхности инструмента вызывает смятие и износ, в связи с этим твердость пуансонов повышают до HRC 59-63. При такой твердости инструмент выходит из строя из-за образования трещин вблизи концентраторов напряжений или в сильно нагруженных местах; поломок, выкрашивания острых кромок. Такого типа разрушения, как правило, происходят после десятков и сотен тысяч циклов нагрузки. Все перечисленные виды разрушений вероятнее всего происходят не от однократной нагрузки, а от малоциклового усталости металла. Поэтому, в качестве основного пути повышения стойкости инструмента следует считать увеличение усталостной прочности, а не временного сопротивления разрыву, изгибу, ударной вязкости и других характеристик, получаемых при однократном нагружении.

Нагрузка, действующая на пуансон, имеет циклический характер (рисунок 7). Как правило, на разрушившихся пуансонах незаметны следы пластической деформации, а на поверхностях изломов часто можно увидеть характерный усталостный рисунок. Все это достаточно надежно свидетельствует о том, что разрушение пуансонов происходит от малоциклового усталости.

Практически нет ни одного механического свойства, определяемого при статических испытаниях, которое можно было бы однозначно связать с той или иной усталостной характеристикой. Наиболее близко к оценке предела усталости позволяет подойти предел упругости с очень малыми допусками на пластическую деформацию 10^{-4} процента и меньше. При напряжении ниже предела упругости, определенного таким образом, маловероятно циклическое накопление пластических деформаций в металле и, следовательно, зарождение усталостных трещин.

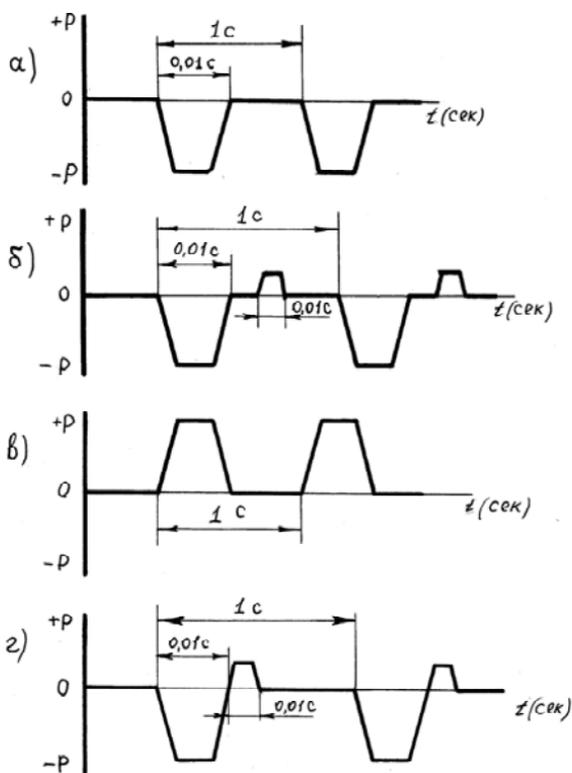


Рисунок 7- Схемы изменения нагрузки на пуансоны во времени:
а - формирующие гаечные; б- пробивные гаечные; в- обрезные болтовые; г - обратного выдавливания

Однако даже такая оценка усталостной прочности не вполне пригодна, так как пуансоны работают при напряжениях, намного превышающих предел упругости и разрушаются не на пределе усталости, а в зоне малоциклового усталости. Характеристики, описывающие сопротивление стали распространению трещин, вязкость разрушения K_{1c} и т. д. также малопригодны для оценки усталостной прочности холодновысадочных пуансонов: во-первых, из-за того, что они пригодны не только для описания развития усталостной трещины, сколько для оценки размера критической трещины, способной к мгновенному распространению; во-вторых, у пуансонов с высокой твердостью величина вязко-

сти разрушения K_{Ic} , следовательно, и критический размер трещины очень малы, т. е. очень малая усталостная трещина приводит к катастрофическому разрушению рассматриваемых инструментов при воздействии даже небольших растягивающих напряжений.

Для оценки усталостной прочности необходимо, таким образом, испытание циклически изменяющейся нагрузкой.

Износостойкость является весьма важным показателем, определяющим срок службы многих штампов. Для деталей штамповой оснастки преобладающими являются процессы поверхностного разрушения, которые состоят из большого количества микроскопических вырывов. Особенностью напряженно-деформированного состояния является то, что напряжения возникают в каждом элементе поверхностного объема независимо от его исходной структуры и дефектов, а деформация протекает ориентированно относительно направления перемещения твердых тел. Уже непосредственно в процессе деформации свойства поверхностного слоя материала играют важную роль. Для протекания процессов нормального трения и износа должно проявляться явление структурной приспособляемости материала, в противном случае будут наблюдаться различные виды поверхностного разрушения материала: схватывание, микрорезание, внедрение частиц, выкрашивание и др. Особенность структурной приспособляемости заключается в том, что оно реализуется при трении в определенном диапазоне нагрузок, скоростей перемещения, температуры и характера внешней среды для каждого из материалов или уровня его свойств. Поэтому при назначении материалов и их свойств для элементов штамповой оснастки следует подходить дифференцированно, в соответствии с условиями эксплуатации.

Износостойкость определяется твердостью стали, количеством и типом карбидной фазы при работе без динамических нагрузок.

При высокой температуре износостойкими являются только стали, устойчивые против отпуска. Уменьшение твердости вследствие распада мартенсита сильно снижает износостойкость.

В очень многих случаях эксплуатации вырубного, чеканочного, пневматического инструмента, где преобладают динамические нагрузки, для повышения износостойкости требуется большой запас вязкости.

Увеличение твердости поверхности улучшает износостойкость.

2.3 Технологические свойства

Технологическими называют свойства, характеризующие поведение стали при изготовлении и термической обработке инструментов.

Технологические свойства.

- 1 Равномерное распределение карбидов, особенно в крупных штампах.
- 2 Хорошая обрабатываемость резанием.
- 3 Устойчивость против обезуглероживания.
- 4 Высокая закаливаемость.
- 5 Минимальная деформация при термической обработке.
- 6 Удовлетворительная шлифуемость.

Закаливаемость. Способность стали принимать закалку, зависит главным образом от содержания углерода, а также скорости охлаждения. Так, когда углерода меньше 0,3% сталь не принимает закалку, т. е. не происходит образование структуры - мартенсит.

Прокаливаемость. Глубина закаленного слоя, определяется содержанием легирующих элементов. С увеличением прокаливаемости уменьшается различие в твердости между поверхностью и сердцевиной материала. Повышение прокаливаемости сопровождается улучшением их закаливаемости.

Деформация - изменение размеров вследствие пластической деформации, вызываемой напряжениями, возникающими неоднородно по времени в различных участках охлаждаемого или обрабатываемого инструмента. Величина и направление деформации зависят от состава и строения обрабатываемой стали, формы и размеров инструмента, размещения инструмента в печи и особенно от условий охлаждения.

Обрабатываемость давлением и резанием большинства инструментальных сталей затруднена из-за пониженной пластичности по мере увеличения количества карбидов и легированности.

Улучшение обрабатываемости давлением в холодном состоянии достигается правильным выбором сталей и режимов предварительной термической обработки, повышающие пластичность материала.

Чувствительность к перегреву зависит от состава сталей, сопровождается ростом зерна, снижением прочности и вязкости сталей. Чув-

ствительнее к перегреву углеродистые и низколегированные стали. У высоколегированных рост зерна задерживается избыточными карбидами и смещается к более высоким температурам.

Пластичность стали определяет ее поведение при горячей деформации (ковкость). Важно не перегреть заготовки и строго соблюдать температурный интервал интенсивной горячей деформации.

Критерием обрабатываемости резанием служит твердость после отжига. Легирующие элементы, присутствуя в твердом растворе в феррите или же, образуя карбиды, ухудшают обрабатываемость сталей резанием. Однако наименьшую шероховатость получают не в отожженном состоянии, а при сорбитной структуре с несколько большей твердостью HRC 28-36. При резании более твердым инструментом HRC 67-69 высота микронеровностей снижается.

Шлифуемость стали является тем важнейшим технологическим свойством, которое во многом определяет качество готового инструмента. Твердость карбидов приближается к твердости абразивных материалов, что снижает производительность шлифованием. Наибольшее воздействие в этом отношении оказывает карбид ванадия. Во время шлифования на поверхности неправильно отпущенных сталей, а также при содержании более 10% остаточного аустенита, образуются шлифовочные трещины. В этом случае необходимо шлифовать только с очень небольшими подачами. Качество шлифованной поверхности в значительной степени зависит от величины карбидов и их распределения. Чем крупнее и неравномернее их распределение, тем хуже качество шлифованной поверхности. Оно ухудшается также в случае обезуглероживания поверхности, снижающего твердость.

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

После шлифования следует проводить отпуск инструмента (200-400⁰С) для снятия напряжений.

2.4 Влияние легирования на свойства инструментальных сталей

Свойства инструментальных сталей определяются содержанием отдельных фаз и элементов структуры стали. Пропорционально количеству растворенных легирующих элементов растут твердость и предел текучести. Чем больше разность атомных радиусов железа и легирую-

щих компонентов, тем больше это влияние. Углерод, азот, бор и другие элементы, растворенные в железе путем внедрения, более эффективно повышают твердость и предел текучести стали, но в то же время ухудшают ее вязкость в противоположность другим металлам, растворяющимся путем замещения.

Для легирования штамповых сталей наиболее широко используют хром, вольфрам, молибден, ванадий, кремний, никель, марганец, а также кобальт, титан, ниобий. Принципиальный характер их влияния на структуру и свойства сплавов хорошо известны и подробно рассмотрены в работах Ю.А. Геллера, Э. Гудремона, В.С. Меськина, Э. Бейна и др.

Основные свойства сталей, такие как прочность, вязкость, износостойкость определяются химическим составом, при этом стали легируют несколькими элементами, но без увеличения их общей концентрации или даже при суммарном ее уменьшении [9].

Взаимосвязь между свойствами обусловлена тем, что помимо прямого воздействия на те или иные характеристики, легирование оказывает и косвенное влияние. Так, например, уменьшение склонности к росту зерна при нагреве (чувствительность к перегреву), достигаемое за счет введения в сталь элементов, образующих труднорастворимые карбиды, положительно сказывается и на прочности.

Легирование **хромом** необходимо для повышения способности стали принимать закалку и сохранять высокую твердость при повышенном отпуске. Поэтому хром неизбежно является основным легирующим карбидообразующим элементом в штамповых сталях. В присутствии хрома увеличивается также и прокаливаемость. Во многих легированных сталях его содержание рекомендуется в пределах 3-6%.

Вольфрам и **молибден** являются химическими аналогами и влияют почти одинаковым образом на превращения в сталях. Отличие заключается в том, что молибден понижает температуры превращений как при первичной кристаллизации, так и при закалке и отпуске; температурный интервал затвердевания стали с молибденом уже, чем у вольфрамовой стали, поэтому эвтектика литой молибденовой стали имеет более тонкое строение. Карбиды в такой эвтектике, а затем в деформированной стали более мелкие, что улучшает вязкость стали по сравнению с получаемой у вольфрамовых сталей. Кроме того, молибден надо рассматривать как горофильный элемент. Он затрудняет выделение карбидов по границам зерен при дисперсионном твердении. Такое улучшение пограничных слоев зерна позволяет получить более

высокую вязкость. Надо учесть, что молибден усиливает обезуглероживание при его содержании больше 3%. В связи с этим содержание молибдена принимается в этих сталях 2-3% [10].

Легирование **ванадием** необходимо для измельчения зерна и уменьшения чувствительности к перегреву. Однако в штамповых сталях его содержание не должно быть высоким (от 0,4% до 1,4%). Увеличение концентрации ванадия в мартенсите усиливает дисперсионное твердение при отпуске, повышает вторичную твердость и сопротивление пластической деформации, но одновременно сильно ухудшает вязкость и прочность. Кроме того, из-за высокой твердости карбида ванадия VC сталь плохо шлифуется. Поэтому его содержание не превышает 3,0% даже в сталях повышенной износостойкости.

Легирование **кремнием** сталей, обрабатываемых на первичную твердость (60C2, ХВСГ) известно давно. Его влияние рассматривалось однозначно: кремний упрочняет феррит, повышает устойчивость против отпуска и снижает ударную вязкость стали. [11]

В последние годы исследователи обратились к нему в совершенно другом значении, а именно, как химическому элементу в легированных сталях, обрабатываемых на вторичную твердость.

Одна из первых работ была выполнена на кафедре Мосстанкина при разработке быстрорежущей стали P8M3K6C [1]. Было установлено его положительное влияние на процесс дисперсионного твердения, т.к. кремний затрудняет коагуляцию карбидных частиц при отпуске, что позволило снизить содержание кобальта в стали P8M3K8 с 8,0% до 6,0%.

Значительных успехов достигли в Польше при легировании наиболее распространенной быстрорежущей стали P6M5, где снижение содержания вольфрама и молибдена скомпенсировано увеличением кремния до 2,0%. В результате разработана сталь SW3M3C2, карбиды которой более дисперсны, т.к. кремний тормозит диффузию углерода и карбидообразующих элементов в аустените. [12]

Известно, что интенсивность вторичного твердения можно повысить увеличением структурного несоответствия между выделившимся карбидом и матрицей.

Большинство элементов увеличивают параметр решетки ферритной матрицы, но одним из немногих понижающих его элементов является кремний. Этот элемент обладает дополнительным преимуществом - низкой стоимостью. Кроме того, что кремний повышает интенсивность вторичного твердения, он ускоряет перестаривание и приводит к

тому, что максимальная твердость достигается при более низких температурах отпуска.

Нами выполнены исследования по влиянию кремния на дисперсионное твердение и свойства штамповой стали холодного деформирования. При химическом составе стали (в %): $C=0,60$; $Cr=4,0$; $Mo=2,2$; $V=0,70$, (6Х4М2ФС); содержание кремния составляло: 0,4; 0,7; 1,3; 2,3; 3,5%.

Твердость после отжига существенно не изменялась. Тем не менее в этих пределах (НВ 180-217) она наиболее высокая из сталей с повышенным содержанием кремния. Кремний практически не влияет на содержание остаточного аустенита после закалки, а его увеличение больше 1,0% снижает склонность к росту зерна.

Оказывает заметное влияние на вторичную твердость при отпуске. При всех температурах отпуска (500, 525, 550 °С) твердость возрастает с увеличением его содержания. Это вызвано повышением не легированности твердого раствора, что подтверждается ростом электросопротивления от 54 до 70 Ом·мм/м. Однако максимум вторичной твердости смещается к более низким температурам (500-520 °С).

Следует отметить незначительное изменение вязкости при содержании кремния от 0,4 до 1,7% несмотря на повышение твердости от 60 до 62 НРС. Дальнейшее увеличение кремния вызывает резкое снижение вязкости вследствие перестаривания, которое трудно контролировать, и образование эвтектики.

Изменение прочности носит более выраженную зависимость. Так прочность при изгибе увеличивается с 4000 МПа (при 0,4% Si) до 4600 МПа (при 1,3-1,7% Si). Одновременно происходит увеличение предела текучести при сжатии от 1900 до 2200 МПа, соответственно. Т.е., повышение содержания кремния до 1,7% усиливает эффект дисперсионного твердения, упрочняет матрицу и повышает сопротивление смятию.

Таким образом, под влиянием легирования расширяются условия термической обработки сталей, значительно изменяется структура, растет прокаливаемость, замедляется процесс отпуска, протекает дисперсионное твердение (таблица 1).

Таблица 1 - Влияние легирующих элементов на свойства инструментальных сталей

Свойства сталей	Легирующие элементы								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	W	Mo	V	Co
Твёрдость	+++	+	+	+	+	+	+	+	+
Прокаливаемость	+	+++	+	++	++	+	+++	+++	
Отпускная хрупкость		+	+	+	+	-	-		
Стойкость против отпуска			+	+	+	++	++	++	++
Износостойкость	+		+	+	+	+	++		
Теплостойкость				+	+	+++	+++	++	++
Вязкость	--		-	-	+	-	-	-	-
Обрабатываемость резанием	-		-	-	--	-	-	--	-
Ковкость	-		-	-		--	-	--	

Условные обозначения:

+ - улучшение небольшое;
 ++ - среднее;
 +++ - сильное;
 - - ухудшение небольшое;
 -- - среднее.

2.5 Структура сталей

Структурное состояние инструментальных сталей, применяемых для штампов холодного деформирования, сильно различается в зависимости от условий легирования и термической обработки.

Перлит - исходная структура, получаемая после отжига стали, имеет сравнительно низкую твердость, что позволяет выполнять резание и обработку давлением в холодном состоянии.

Свойства перлита определяются содержанием в нем углерода и зависят от присутствия в стали легирующих элементов, которые уменьшают концентрацию углерода в перлите. Наиболее высокое содержание углерода (0,6-0,8) в малолегируемых сталях (рисунок 8).

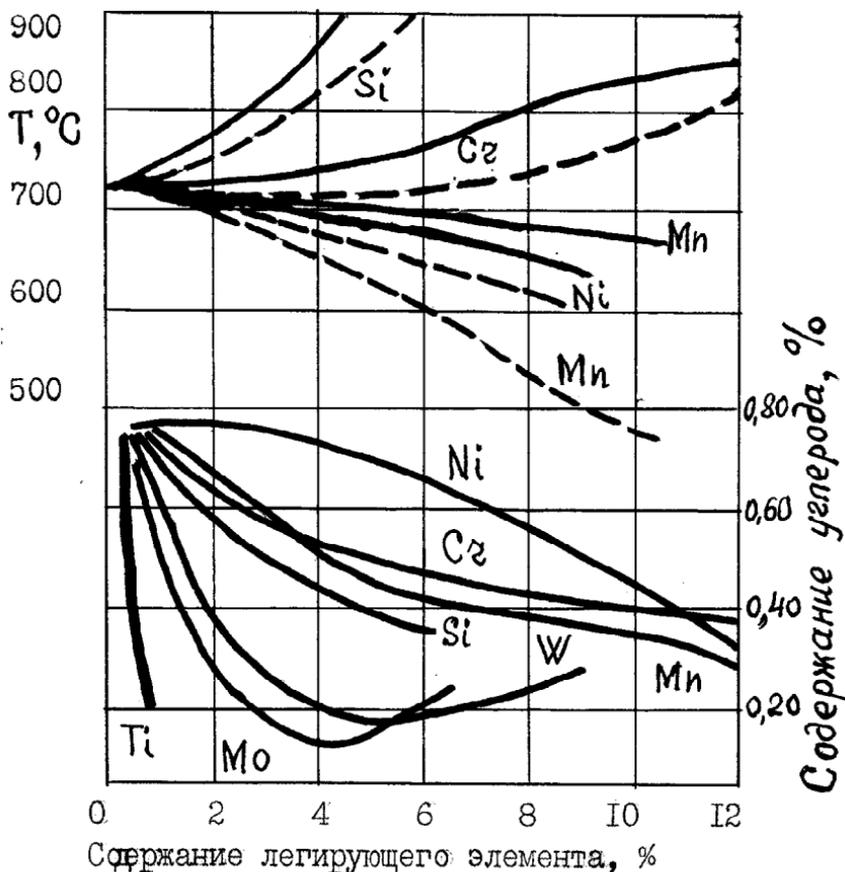


Рисунок 8 - Влияние легирующих элементов на температуру перлитного превращения и содержание углерода в перлите: — начало, --- конец превращения

Превращение перлита в аустенит при нагреве под закалку сопровождается насыщением твердого раствора и достижением высокой твердости, прокаливаемости и закаливаемости стали.

В заэвтектонидной стали в результате повышенного нагрева при отжиге образуется пластинчатый перлит, который при последующем охлаждении выделяется по границам зерен с образованием карбидной (цементной) сетки, сохраняющейся в закаленной стали и ухудшающей ее свойства.

Дисперсность перлита зависит от температуры нагрева, условий охлаждения и состава стали.

Стали со структурой зернистого перлита имеют меньшую твердость и лучше обрабатываются резанием и давлением.

Большие различия в дисперсности перлита наблюдаются у малолегированных и углеродистых сталей, цементит которых легче коагулирует. Строение перлита этих сталей определяют по десятибалльной шкале (ГОСТ 5950-2000).

Перлит высоколегированных сталей содержит мало углерода (0,2-0,3%), а насыщение аустенита достигается растворением вторичных карбидов при более высоком нагреве. Форма перлита - зернистая, она более однородна и представляет сорбитообразный перлит.

Критические точки сталей.

Температура начала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в большой степени определяет теплостойкость сталей, поскольку при приближении к ней наступает значительное разупрочнение металлической основы. Ферритообразующие легирующие элементы Cr, V, Mo, W, Nb, Zr, Ti, Al и Si повышают температуру эвтектонидного превращения, аустенитообразующие Mn, Ni, C, N и Cu - понижают. Поэтому для получения однородного аустенита в присутствии карбидообразующих элементов требуется более высокие температуры аустенизации, которые возрастают с 730 °С у углеродистых сталей до 910 °С у быстрорежущих с интерметаллидным упрочнением.

Воздействие легирующих элементов значимо для образования эвтектонидного перлита уже при 0,2% содержании углерода. Следовательно легированные стали при существенно меньшем содержании углерода могут иметь заэвтектонидную структуру и содержать избыточные карбиды (рисунок 9).

Мартенсит инструментальных сталей образуется из аустенита при его быстром охлаждении, обеспечивая высокую твердость, износостойкость и сопротивление пластической деформации стали. При мартен-

ситном превращении изменяется только структура решетки. Вместо γ -железа с ГЦК решеткой образуется α -железо с ОЦК решеткой, но при этом не происходит перераспределения легирующих элементов и их состав одинаков. Содержание углерода в мартенсите (пресыщенный твердый раствор углерода в α -железе) также совпадает с содержанием углерода в аустените, из которого этот мартенсит образовался.

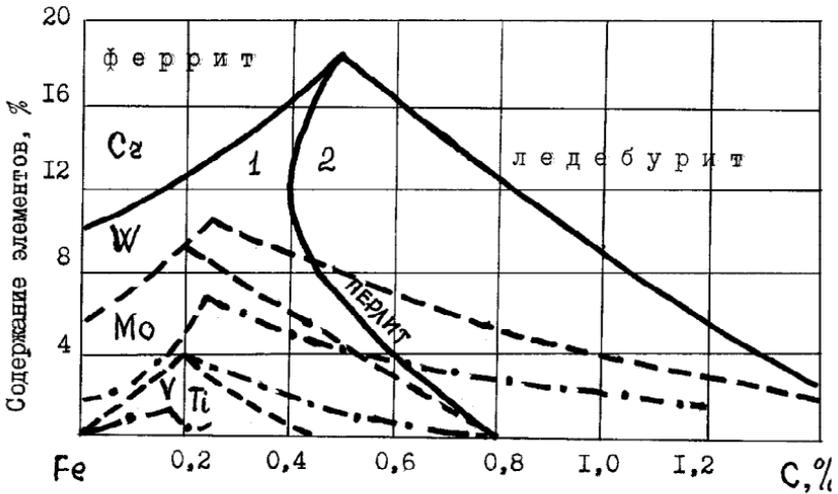


Рисунок 9 - Структурная диаграмма системы железо- легирующий элемент - углерод 1 - доэвтектоидные стали, 2 - эвтектоидные стали

Следовательно, в отличие от перлитного превращения, мартенситное превращение - бездиффузионное. Превращение аустенита в мартенсит при охлаждении начинается с определенной для каждой марки стали температуры M_n . Мартенситное превращение протекает в интервале температур M_n и M_k , которые зависят не от скорости охлаждения, а от количества растворенных в аустените углерода и легирующих элементов, а также температуры нагреть стали под закалку.

Твердость мартенсита закаленной стали определяется концентрацией углерода и снижается с HRC 60-62 до HRC 45-50 при уменьшении углерода с 0,6-0,7% до 0,2-0,5%. В отпущенном состоянии твердость мартенсита и твердость стали могут различаться в большей степени из-за упрочняющего влияния выделившихся из него карбидов ле-

гирующих элементов и интерметаллидов. Устойчивость мартенсита против распада при нагреве - теплостойкость возрастает с увеличением концентрации вольфрама, молибдена, кобальта и в меньшей степени хрома. Мартенситное превращение сопровождается значительными напряжениями, снижающими прочность, предел упругости и вязкость закаленной стали. Поэтому уменьшение скорости охлаждения в температурном интервале мартенситного превращения, снижая величину напряжений, дополнительно повышает прочность и вязкость. Так, например, у стали, охлажденной в воде, прочность меньше, чем у охлажденной в масле. Таким образом, положительное влияние отпуска на механические свойства вызывается не только уменьшением концентрации углерода в мартенсите, но и снятием большей части напряжений.

Новая мартенситная и исходная аустенитная фазы тесно связаны кристаллографически. Атомные плоскости [101] мартенситной решетки совпадают с плоскостями [111] аустенитной, однако по своим размерам они несколько различаются. Мартенситное превращение из аустенита протекает со значительным увеличением объема. В стали объем аустенитной фазы наименьший, а мартенситной наибольший.

Строение мартенсита игольчатое, иглы пронизывают аустенитное зерно, но за его границы не выходят. Ширина игл 30-50, длина 1000-1500 А; угол разориентировки $5-10^{\circ}$. Мартенситные иглы тем крупнее, чем из больших аустенитных зерен они образовались, т. е. чем выше была температура нагрева. Уменьшение зерна, а следовательно, уменьшение мартенситных пластин, улучшает механические свойства сталей.

Зерно аустенита, полученное при нагреве и называемое действительным, сильно влияет на прочность и вязкость, в том числе и на температурный порог хладноломкости. Границы зерен сохраняются как в закаленной, так и в отпущенной стали. Их рост задерживается карбидами, интерметаллидами, нитридами и легирующими элементами. Выделение частиц упрочняющей фазы по границам зерен ослабляет металлическую связь, что происходит при охлаждении от высоких температур закалки и дисперсионном твердении.

Качество стали и термической обработки удобно контролировать по величине зерна, балл 9-10 у малолегированных сталей и балл 10-11 у более легированных, характеризующихся выделением большего количества фаз при отпуске.

Количество карбидов определяется содержанием в стали углерода и легирующих элементов (рисунок 10). По влиянию на структуру и свойства следует различать карбиды, растворимые в аустените и нерас-

творимые, т. е. первичные - которые кристаллизуются из жидкости (M_3C , M_2C , M_6C) и вторичные - выделяющиеся при дисперсионном твердении - ($M_{23}C_6$, M_6C).

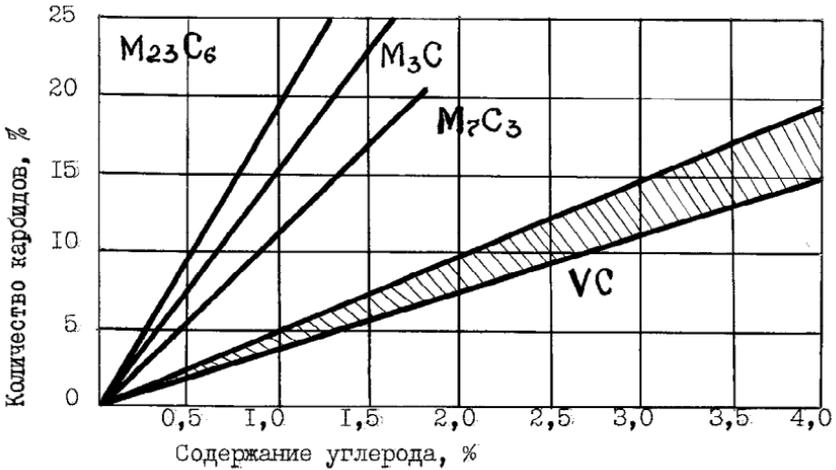


Рисунок 10 - Количество карбидов в стали в зависимости от содержания углерода

Насыщение аустенита обеспечивает прокаливаемость и закаливаемость, а при значительном насыщении сильными карбидообразующими: хромом, вольфрамом, молибденом, ванадием создает, кроме того, условия для развития дисперсионного твердения при отпуске и получения теплостойкости, что сопровождается повышением твердости на HRC 3-10. Вязкость при этом снижается. Степень охрупчивания зависит от условий выделения карбидов: по границам или по объему зерна.

При деформации карбидные частицы вытягиваются в продольном направлении и образуют так называемую полосчатость, которая характеризуется карбидным баллом. Карбидная неоднородность существенно снижает прочность и вязкость, сопротивление усталостной и контактной выносливости. Ответственные детали должны поэтому иметь минимальную карбидную неоднородность.

Карбидную неоднородность можно понизить на 1-2 балла многократным уковом или гомогенизационным отжигом при высокой температуре 1150-1250 °C, когда избыточные вторичные карбиды растворяются в аустените. Для предотвращения выделения карбидов по грани-

цам зерен необходимо ускоренное охлаждение до 600-700 °С, которое эффективно для заготовок средних и малых сечений (Ø 50-60 мм для сталей типа ХВГ и до Ø 50 мм для углеродистых). Более радикальным решением проблемы является рациональный выбор состава стали с минимальным содержанием карбидов в крупных размерах штампов.

Интерметаллидные фазы образуются и выполняют роль упрочняющей фазы в высоколегированных сталях с низким содержанием углерода (<0,03%). Образуются в процессе первичной кристаллизации и растворяются в аустените при высоких температурах 1200-1300°С и выделяются при отпуске старения, вызывая дисперсионное твердение значительно повышающим твердость (на HRC 20-40). Охрупчивающее влияние выражено слабее, вследствие меньших размеров и однородного распределения.

Температуры дисперсионного твердения зависят от состава металлической основы и типа выделяющихся интерметаллидов:

500-550°С для (Fe, Ni, Co)₂ (Mo, W)₆ и
(Ni, Fe, Cr)₃ (Ti, Al)
580-650°С для (Fe, Co)₂ (W, Mo)₆.

Вследствие этого стали с безуглеродистым мартенситом могут получать очень высокую твердость (до HRC 69) и повышенную теплоустойчивость: 600-720°С.

Остаточный аустенит сохраняется в структуре закаленных сталей, имеющих более 0,4-0,5% С, т. к. мартенситное превращение в них не заканчивается при охлаждении до +20°С. Его количество зависит от температуры закалки и условий охлаждения. Количество $A_{ост}$ после охлаждения в масле больше, чем в воде. Превращается при нагреве до 200-350 °С для углеродистых сталей и при 500-560 °С для высоколегированных.

Остаточный аустенит неодинаково влияет на свойства сталей: он повышает вязкость, снижает выкрашивание и сколы рабочей кромки, закалочные напряжения и объемные изменения. Так, например, вязкость стали 7ХГ2ВМ, закаленной на мелкое зерно и отпущенной при 150°С (HRC 59-60 и 18-22% аустенита) составляет 1,0 ДЖ/м², а при его превращении в результате охлаждения до низких температур она снижается до 0,4 ДЖ/м². В то же время, при сохранении аустенита в количестве 16-18% обеспечивается минимальное изменение объема и линейных размеров при закалке. Относительный прирост длины стали

7ХГ2ВМ $\frac{\Delta L}{L} = 0,03 - 0,05\%$. Это значительно меньше, чем у малодеформирующейся стали ХВГ (0,08-0,09%). Однако увеличение количества аустенита сопровождается снижением твердости, прочности, сопротивления пластической деформации, стабильности размеров, ухудшает шлифуемость.

Отрицательное влияние аустенита становится существенным при увеличении его количества больше чем на 10-15%. Так 6-8% остаточного аустенита снижает твердость на 0,5 HRC и на 1-2 HRC при 10-18%.

Прочность, предел текучести и упругости снижаются пропорционально росту количества аустенита порядка 30-50 МПа на каждый процент аустенита.

По этой причине в сталях не обеспечивается достаточная устойчивость рабочей кромки при повышенных напряжениях, т. к. при нагрузке более 500МПа, т. е. выше предела текучести аустенита, происходит их смятие.

Влияние аустенита в штамповых сталях не может быть характеризовано однозначно и сильно различается при изменении возникающего напряженного состояния. Напряжения в процессе эксплуатации вызывают его превращение под действием микродеформаций в рабочей кромке. Предельная глубина, на которой происходит превращение: 1,5-2 мм, его интенсивность, естественно, наибольшая в тонком поверхностном слое.

Установлены главные особенности этого мало изученного типа превращения. Оно: а) протекает под действием деформаций как в закаленных (без отпуска), так и в отпущенных сталях, тем самым превращение не чувствительно к стабилизации, что его принципиально отличает от превращения при охлаждении до отрицательных температур, б) мало ухудшает вязкость, так как превращается лишь часть аустенита, в) повышает износостойкость, микротвердость от 500 до 740 HV (для стали Х12М), г) мало развивается дополнительно при повторном нагружении, если в слое образуется мартенситный каркас.

Интенсивность превращения определяется:

- видом напряженного состояния, при ударно-абразивном изнашивании глубина превращающегося слоя больше (в указанных пределах) и зависит от энергии удара, при воздействии статических нагрузок (при сжатии) она значительно меньше (20-25 мкм) и мало зависит от величины приложенного напряжения (в пределах 300-1000 МПа);

- составом и количеством остаточного аустенита в структуре.

Наименьшая устойчивость аустенита у углеродистой стали. Превращение протекает почти полностью при приложении напряжений 500 МПа и развивается независимо от исходного количества аустенита в слое. Наибольшую устойчивость создает марганец, если он присутствует в качестве легирующего компонента хромистой стали, превращение протекает в небольшой степени. Наиболее благоприятно развитие превращения в высокохромистых сталях (X12M, X6BФ, X6Ф4M), оно происходит частично (до 40-50%), что обеспечивает сочетание повышенной износостойкости с возможно большей вязкостью и прочностью рабочего слоя, создаваемых остаточным аустенитом. Ванадий в хромистых сталях не изменяет устойчивости аустенита против превращения,

- доля превращающегося аустенита возрастает с увеличением его количества из-за роли мартенситного «каркаса». При значительном количестве аустенита и устранении каркаса облегчается более интенсивное развитие деформации и превращения.

Влияние аустенита на сопротивление хрупкому разрушению определяется напряженным состоянием. Аустенит повышает сопротивление хрупкому разрушению при динамическом приложении нагрузки и снижает его в условиях статического нагружения. Положительное влияние аустенита на вязкость – следствие происходящего повышения работы распространения трещины. Эффект наблюдается для штамповых сталей всех классов, содержащих и не содержащих карбидную фазу.

Влияние аустенита на сопротивление пластической деформации. В его присутствии облегчается пластическая деформация почти по прямолинейной зависимости (см. рисунок 6). На каждый процент аустенита в структуре предел текучести снижается на 50 МПа. Поэтому роль аустенита отрицательна вне зависимости от условий легирования. При значительных давлениях (свыше 2000 МПа) в рабочих слоях штампа недопустимо сохранение даже небольших количеств аустенита (более 3-5%).

Влияние аустенита на износостойкость более сложно. Положительное влияние связано с возрастанием вязкости, что уменьшает сколы. Отрицательное влияние вызвано снижением сопротивления пластической деформации и усиливающимся искажением формы рабочей кромки.

ГЛАВА 3 ВЫБОР СТАЛЕЙ ДЛЯ ШТАМПОВ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В современном машиностроении всё более широко используются высокопроизводительные процессы изготовления деталей холодным деформированием: высадкой, выдавливанием, прессованием и другими методами. Расширение области применения холодной объёмной штамповки объясняется более рациональным использованием металла, увеличением точности и повышением механических свойств деталей, а также высокой производительностью процесса.

Основные требования к инструменту - повышенное (а для некоторых штампов высокое) сопротивление пластической деформации, прочность, износостойкость и возможно лучшая вязкость при умеренной устойчивости против нагрева (до 300-400°C). Твердость в зависимости от условий эксплуатации выбирают в широких пределах (HRC 54-64).

Выбор вязкости и прокаливаемости, а также термической обработки определяется условиями работы, размерами и формой штампов.

Штампы для холодного деформирования металлов находятся в эксплуатации в сложном напряженном состоянии. Можно выделить следующие главные различия, когда преувалирующее влияние имеют:

1 Повышенные динамические нагрузки: это, главным образом, штампы для вырубки, чеканки и частично для высадки. Основной причиной выхода из строя является поломка и выкрашивание.

2 Сопротивление повышенному износу, сочетающемуся с достаточно высокими ударными нагрузками. Преимущественно штампы вырубки металла и вытяжные штампы.

3 Значительные удельные силы (пуансоны прессования и выдавливания, многие накатные инструменты). Штампы этой группы, а также высадочные штампы работают в наиболее тяжелых условиях эксплуатации.

В соответствии с этим штамповые стали, используемые при таких разных условиях, должны иметь определенные отличия в структуре, фазовом составе, а следовательно и свойствах (таблица 2).

Таблица 2 - Химический состав % сталей, применяемых для штампов холодного деформирования

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V
1	2	3	4	5	6	7	8
УГЛЕРОДИСТЫЕ, НЕБОЛЬШОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ							
У10А	0,95- 1,04	0,15- 0,35	0,15- 0,3	0,15	-	-	-
У12А	1,15- 1,24	0,15- 0,35	0,15- 0,3				
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ							
9ХФ	0,80- 0,90	0,15- 0,35	0,3- 0,5	0,4- 0,7	-	-	0,15- 0,30
ЛЕГИРОВАННЫЕ							
ХВ4	1,25- 1,45	0,15- 0,35	0,15- 0,4	0,4- 0,7	3,5- 4,3	-	0,15- 0,30
ПОВЫШЕННОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ							
9ХС	0,85- 0,95	1,20- 1,60	0,30- 0,60	0,95- 1,25	-	-	-
ХВГ	0,90- 1,05	0,15- 0,35	0,80- 1,10	0,90- 1,20	1,2- 1,6	-	-
ШХ15	0,95- 1,10	0,15- 0,35	0,15- 0,40	1,30- 1,65	-	-	-
ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ							
Х6ВФ	1,05- 1,15	0,15 0,35	-	5,5- 6,5	1,1- 1,5	-	0,5- 0,8

Продолжение табл.2

1	2	3	4	5	6	7	8
X12M	1,45- 1,65	0,15- 0,35	-	11,0- 12,5	-	0,4- 0,6	0,15- 0,3
X12Ф1	1,25- 1,45	0,15- 0,35	-	11,0- 12,5	-	-	0,7- 0,9
X12ВМ	2,0- 2,2	0,20- 0,40	-	11,0- 12,5	0,5- 0,8	0,6- 0,9	0,15- 0,30
X6Ф4М	1,65- 1,75	0,2- 0,5	-	5,7- 6,5	-	0,5- 0,8	3,7- 4,2
X12Ф4М	2,0- 2,2	0,20- 0,40	-	12,0- 13,5	-	0,5- 0,8	3,4- 4,0
ВЫСОКОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ							
7ХГ2ВМ	0,68- 0,76	0,20- 0,40	1,80- 2,30	1,50- 1,80	0,5- 0,9	0,5- 0,8	0,10- 0,25
7ХГНМ	0,68 0,76	0,25 0,45	1,3 1,6	1,2 1,5	0,8-Ni 1,1-Ni	0,5 0,8	0,1 0,2
ПОВЫШЕННОЙ ВЯЗКОСТИ							
6Х3ФС	0,56- 0,62	0,35- 0,65	0,15- 0,40	2,60- 3,30	-	0,2- 0,5	0,20- 0,35
6ХВ2С	0,55- 0,65	0,50- 0,80	0,15- 0,40	1,00 1,30	2,2- 2,7	-	-
ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩИЕ СТАЛИ							
55Х6В3МФС	0,50- 0,60	0,6- 0,9	0,15- 0,40	5,5- 6,5	2,5- 3,20	0,6- 0,9	0,5- 0,8
6Х4М2ФС	0,57- 0,65	0,7- 1,0	0,25- 0,4	3,8- 4,4	-	2,0- 2,4	0,4- 0,6
8Х4В2С2МФ	0,80- 0,90	1,7- 2,0	0,2- 0,5	4,5- 5,1	1,8- 2,3	0,1- 1,1	1,0- 1,4
11Х4В2С2МФ3	1,05- 1,15	1,40- 1,80	0,20- 0,50	3,5- 4,0	2,00- 2,70	0,30- 0,50	2,30- 2,80
БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ ГОСТ 19265-73							
Р6М5	0,80- 0,88	-	-	3,8- 4,4	5,5- 6,5	5,0- 5,5	1,7- 2,1
11М5ФЮ	1,05- 1,13	-	-	3,8- 4,2	-	5,0- 5,7	1,2- 1,6

3.1 Стали для работы при динамических нагрузках

В изготовлении пневматического инструмента, пуансонов высадки, испытывающих в работе ударные нагрузки, применяются дозвектоидные стали типа 6ХС, 6ХВ2С. Высокая вязкость достигается низким содержанием в них углерода и более высоким отпуском 240-270 °С после закалки на твёрдость HRC 54-56 (отпуск 300-400°С не производится из-за развития отпускной хрупкости).

Для небольших штампов и пуансонов нередко применяют углеродистые стали У10А, У12А, а также 9ХС, ХВГ и Х12М.

Штампы сложной формы, особенно для вырубки, изготавливают из стали 7ХГ2ВМ, обладающей минимальной деформацией при термической обработке.

Условия работы ударного инструмента предъявляют неоднозначные требования к свойствам материала в различных участках. Торцевая часть элементов штампов подвергается ударно-усталостному изнашиванию. Поэтому стали должны иметь рационально подобранное сочетание двух во многом противоположных свойств: достаточной твёрдости, чтобы избежать смятия рабочих поверхностей инструмента и повышенной вязкости, а также не иметь сколов этих же поверхностей и поломок всего инструмента (рисунок 11).

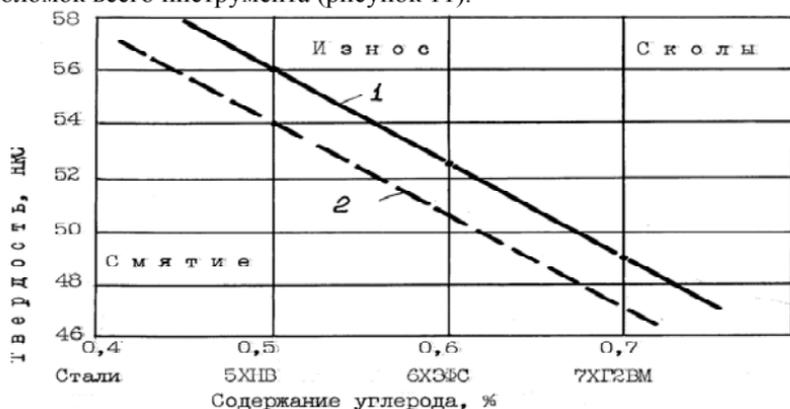


Рисунок 11 - Износостойкость легированных и углеродистых сталей при ударно-абразивном износе в зависимости от содержания углерода и твердости

В основе ударно-усталостного изнашивания лежит многократная деформация поверхностного слоя, вызывающая постепенное нарастание наклёпа, охрупчивания и последующее отделение частиц износа. На поверхности соударения наблюдается повышение твёрдости в результате наклёпа и упрочнение в результате превращения остаточного аустенита в мартенсит. В [13,14,15,16,17] приводятся результаты исследований, в которых показана зависимость износа сталей от энергии удара и числа циклов испытаний. Так, степень упрочнения стали У12 составляет до 30%, но глубина наклёпа при ударном нагружении без абразива меньше, чем при испытании этой же стали на ударно-абразивное изнашивание и изнашивание при трении скольжения. Сравнение показало, что характер изнашивания закалённой стали У10 при трении скольжения и ударно-усталостном изнашивании совершенно различен. Существенное значение на интенсивность изнашивания оказывает скорость соударения и структурное состояние стали.

Так, изнашивание сталей 9ХС и Х12М при скорости соударения 2,9 м/с в 1,5 раза меньше изнашивания стали У12, а при скорости соударения около 7м/с изнашивание легированных сталей уже в 5 раз меньше по сравнению с высокоуглеродистой, т.к. с повышением энергии удара карбиды становятся причиной интенсивного выкрашивания поверхности изнашивания. Это объясняется тем, что карбиды являются очагами разрушений, особенно с увеличением их размеров, и при воздействии повторно-переменных нагрузок происходит их «расшатывание» и образование трещин.

Представляют также интерес результаты [18] о влиянии механических свойств инструментальной стали на её износостойкость при ударно-усталостном изнашивании. Установлено, что износостойкость стали пропорциональна пределу прочности и она максимальна на границе хрупко-вязкого перехода, а в области хрупкого разрушения с увеличением предела прочности износостойкость уменьшается.

Эти данные наглядно показывают необходимость учета условий изнашивания при выборе сталей для работы при ударном нагружении. При эксплуатации инструмента испытывающего циклические нагрузки разрушение поверхностного слоя происходит в результате многократного пластического деформирования и хрупкого выкрашивания на участках наибольшего скопления концентраторов напряжения. Как показали исследования [19] наиболее износостойкой является структура с высоким сопротивлением пластической деформации. Предел упругости инструментальной стали, закалённой на высокую твёрдость зависит от состава мартенсита. Увеличение концентрации углерода в мартенсите

более 0,5% сопровождается ростом микронапряжений, уменьшению сил связи в кристаллической решетке и снижению предела упругости. Легирование хромом, молибденом и вольфрамом увеличивая силы связи, повышает предел упругости при мартенситной структуре. Избыточные карбиды до 12% не изменяют предел упругости стали. **Карбиды, выделяющиеся при отпуске стали повышают предел упругости**, если они не коагулируются и не обедняют твердый раствор легирующими элементами. Отмечается также особенность бейнитной структуры, образующейся при изотермической закалке. Величина предела упругости такой структуры меньше по сравнению с получаемым при непрерывной закалке и отпуске на ту же твердость. Это уменьшение тем больше, чем выше концентрация углерода в стали. Такое явление объясняется тем, что для **продуктов изотермического распада аустенита характерны более высокие значения микронапряжений, чем для продуктов распада мартенсита, полученных при отпуске**, а также сохранением остаточного аустенита. Поэтому для **повышения предела упругости рекомендуется дополнительно проводить отпуск после изотермической закалки.**

При изотермической закалке нагретое изделие охлаждается в среде с температурой 250-350°C и выдерживается в ней до окончания распада аустенита. Выдержка в области температур, когда образуется нижний бейнит, позволяет снижать термические и структурные напряжения. Кроме того, у изотермической закалки есть и другое преимущество. При бейнитном превращении в некоторых легированных сталях сохраняется большое количество остаточного аустенита, который не превращается в мартенсит при охлаждении после изотермической выдержки. Изотермическая закалка таких сталей обеспечивает высокую вязкость, резко уменьшает чувствительность к надрезу по сравнению с закаленной на мартенсит и отпущенной сталью. Более высокая температура превращения, чем при закалке на мартенсит, уменьшает объемные изменения. Таким образом, протекание промежуточного превращения при изотермической закалке позволяет получать структуры с высоким комплексом механических свойств.

Для изотермической закалки необходимо учитывать, что в зависимости от температуры и продолжительности выдержки в области промежуточного превращения аустенита изменяется количество остаточного аустенита, содержание углерода в нем и устойчивость его по отношению к последующему охлаждению. От этих же факторов зависит характер перераспределения углерода в аустените.

Чем выше температура превращения, тем в большей мере повышается концентрация углерода в не превращенных участках аустенита и понижается в возникающих участках α -фазы. С повышением температуры выдержки уменьшается степень превращения и структурные составляющие более грубо дифференцируются, получается структура верхнего бейнита, имеющая перистое строение. α -фаза в верхнем бейните содержит мало углерода, успевающего отводиться в аустенит от границы α/γ , и карбид выделяется прямо из аустенита между пластинами α -фазы. Карбидная фаза в верхнем бейните - цементит [20].

С понижением температуры промежуточного превращения образуется α -фаза с более высокой концентрацией углерода и увеличивается количество карбидов, выделяющихся из этой фазы. Такие карбидные частицы строго ориентированы по отношению к аустениту. Это структура нижнего бейнита. Нижний бейнит по виду микроструктуры бывает трудно отличить от отпущенного мартенсита. Феррит в бейните является пересыщенным раствором углерода в α -железе.

Следовательно, прочность бейнита, определяющаяся величиной кристаллов α -фазы, дислокационной субструктурой, содержанием углерода в α -фазе, формой и распределением карбидных частиц, изменяется в зависимости от температуры превращения. Получающийся в результате распада аустенита в нижней области промежуточного превращения, бейнит обеспечивает высокий уровень механических свойств: прочности, пластичности и вязкости.

Высокие значения предела упругости стали, закалённой на нижний бейнит, достигаются несмотря на присутствие в ней иногда весьма значительных количеств остаточного аустенита, при которых сталь после закалки и отпуска обнаружила бы резкое снижение этих свойств. Такое поведение остаточного аустенита в стали после изотермической закалки связывают с обогащением углеродом остаточного аустенита, который менее склонен к превращению в мартенсит деформации способствующий зарождению трещин, т.е. повышается трещиностойкость стали [21].

В работе [22] изучено влияние температуры отпуска после изотермической закалки на количество и состав остаточного аустенита, ударную вязкость и твердость. Из этой работы следует, что отпуск в интервале температур 300–450⁰С приводит к заметному понижению ударной вязкости на фоне непрерывного уменьшения твердости. Это охрупчивание связано с распадом остаточного аустенита (выделением и коагуляцией цементита Fe₃C).

Закаленные стали, имеющие в структуре бескарбидный бейнит и остаточный аустенит, следует отпускать при 200-220⁰С в течение 30-40 мин. При таком отпуске происходит дополнительный распад остаточного аустенита и его стабилизация, обусловленная обогащением углеродом, что способствует снижению напряжения и повышению ударной вязкости.

Стандартные штамповые стали 6ХС, 6ХВ2С, 7ХЗ, применяемые в условиях повышенных динамических нагрузках, после обычной закалки и низкотемпературного отпуска обладают низкой ударной вязкостью (КСУ 2,5-1,5 Дж/м²) при твёрдости HRC 55-56. Применение изотермической закалки повышает вязкость этих сталей до КСУ 4,0-4,5 Дж/м², однако снижает твёрдость и износостойкость.

Более высоким комплексом свойств обладает сталь 6ХЗФС (ЭП-788). После закалки 980-1020⁰С в масле и отпуска 180-200⁰С на твёрдость 57-59 HRC достигается следующий уровень механических свойств: $\sigma_b = 2000-2200$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1400-1600$ МПа; КСУ=2,5-3,5 Дж/м². Изотермическая обработка - при 250⁰С 40 мин - повышает вязкость почти в два раза и составляет 5,0-6,0 Дж/м² при одинаковой твердости 57-59 HRC. [23]

Технологическое преимущество стали 6ХЗФС в низкой твёрдости после отжига, позволяет наносить сложную гравюру мастер-пуансоном.

Промышленное внедрение стали на Московском и Ленинградском монетных дворах показало повышение стойкости чеканочных штампов от 2-х до 5 раз по сравнению со сталями 6ХВ2С, ХГВ применяемых для этой цели.

Улучшение свойств после изотермической закалки связывают не только со свойствами бейнита, но и наличием повышенного, по сравнению с обычной закалкой и отпуском, количеством остаточного аустенита. Между тем, как известно, аустенит может превращаться в мартенсит в результате деформации и, следовательно, на комплекс свойств будет влиять не только его количество, а и стабильность при деформации. В связи с этим весьма важно определить температуру, выдержку при изотермической закалке сталей для ударного инструмента, позволяющих получить оптимальное содержание остаточного аустенита, при котором будет получен наилучший комплекс механических свойств.

В связи с этим в последние годы находят широкое применение стали с нестабильным аустенитом и способы обработки для создания такого структурного состояния, которое способствует поглощению энергии при «пиковых» нагрузках, обеспечивает приспособляемость

структуры поверхностного слоя к условиям эксплуатации и тормозит этим процесс зарождения и развития трещин в участках концентрации напряжений. Например, нагрев стали X12M до 1200 °С и последующая закалка обеспечивают получение преимущественно нестабильного состояния с некоторым количеством карбидов. Твердость после отпуска при 200 °С составляет HRC 42, однако стойкость матриц и пуансонов увеличилась в 2 раза по сравнению со стандартной обработкой [24].

3.2 Стали с повышенным сопротивлением износу

Износостойкость определяется двумя факторами: 1) твёрдостью мартенсита и 2) количеством и типом карбидной связи. Стали этого назначения содержат 0,7-1,5% С. В результате закалки они приобретают твердость HRC 58-65, сохраняемую при отпуске.

Наиболее широко применяются стали X12M и X12Ф1, обладающие высокой износостойкостью, а при закалке в масле не деформируются, что важно для штампов высокой сложности. Закаливаются на первичную твердость от 1000-1030⁰С с отпуском 200-250⁰ на твердость HRC 57-60. Закалка на вторичную твердость производится с более высоких температур (1100-1170⁰С), что приводит к сильному легированию аустенита хромом вследствие растворения карбида Cr₇C₃ и резкому снижению мартенситной точки. После такой закалки в структуре стали содержится до 60-80% аустенита и твердость составляет HRC 42-54. В результате многократного отпуска при температуре 500-540⁰С аустенит превращается в мартенсит и твердость возрастает до HRC 58-60. Такая обработка повышает теплостойкость, но снижает механические свойства и применяется только для небольших штампов, не испытывающих высоких нагрузок.

По объёму и области применения в холоднштамповочном производстве нет равных стали X12M. Можно сказать, что это - сталь на все случаи жизни. Её обширные преимущества, особенно высокая износостойкость из-за присутствия в структуре твердых карбидов M₇C₃, обладают комплексом недостатков и, прежде всего, технологических: сталь трудно деформируема при горячей обработке давлением, затруднена обработка резанием. Но самая большая неприятность- карбидная неоднородность, особенно в крупных сечениях, которая вызывает снижение прочности и вязкости и, как следствие, преждевременное хрупкое разрушение инструмента. Однако сталь является основной для многих операций вырубки и пробивки, сохраняя высокую твёрдость (HRC 57-60) при нагреве до 250-300⁰С.

Одним из достоинств стали является возможность обработки на вторичную твердость для повышения теплостойкости, но применяется редко из-за технологических сложностей в термической обработке и снижения механических характеристик. Так в [25] отмечается, что при увеличении температуры отпуска стали X12M (после закалки от повышенных температур) наблюдается понижение ударной вязкости, максимум которой соответствует 500 °С. Это связано с температурой перехода карбида $\text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6$, усиливающего образование сегрегаций фосфора и тем самым способствующего межзеренному разрушению.

Особенности эксплуатации инструмента определяются свойствами обрабатываемого материала. При вырубке электротехнических сталей ($S=0,25-0,5\text{мм}$) средний уровень сил невелик и не превышает 500-700 МПа [5]. Однако наличие конструктивно неизбежных концентраторов напряжений (отверстий, перемычек, резких переходов и др.) способствует тому, что в отдельных локальных участках этот уровень может быть превзойден в 3-4 раза. Значительное затупление режущих кромок пуансонов, матриц происходит при вырубке электротехнических сталей с поверхностями типа «карлит», содержащих высокотвердые частицы окислов (MgO). Основными процессами протекающими при контакте с заготовкой в поверхностных слоях вырубного инструмента, является абразивное истирание, молекулярное взаимодействие (схватывание 1 рода), возникновение и развитие дефектов усталости [26,27,28].

Процессы схватывания 1 рода, наряду с абразивным истиранием, довольно часто получают развитие в поверхностных слоях тяжело нагруженных штампов и являются ответственными за появление «микровыврывов» в участках, прилегающих к режущей кромке. Особенность того или иного материала противостоять схватываниям во многом определяется его сопротивлением малым пластическим деформациям, а также зависит от характера распределения и количества карбидной фазы.

Дефекты усталостного происхождения, приводят к микровыкрашиванию, наиболее интенсивное развитие получают в штампах с внешними или внутренними концентраторами напряжений. К числу последних относятся крупные избыточные карбиды, способствующие перераспределению действующих на инструмент напряжений и являющиеся местами преимущественного возникновения микротрещин.

С другой стороны, причиной появления сколов режущих поверхностей зачастую является неправильный выбор абразивных материалов и режимов шлифования инструмента.

Уровень удельных сил значительно возрастает при рубке толстолистовых высокопрочных материалов, где абсолютные значения сил достигают пределов упругости и текучести используемых инструментальных материалов.

Скорость нагружения, зависящая от типа оборудования, колеблется при вырубке в довольно широких пределах (от 0,3-0,8м/с при штамповке на кривошипных и фрикционных прессах, до 3м/с при штамповке на специальных прессах-автоматах). Общим для большинства технологических процессов вырубке является асимметрия нагружения и циклический характер воздействующих на инструменты напряжений.

Возможность разогрева рабочих поверхностей вырубного инструмента за счет выделения тепла, деформации и трения до недавнего времени практически не принималось во внимание. Между тем, как показали исследования, температура разогрева режущих кромок штампов, используемых на скоростных прессах, может достигать 400-450⁰С. К аналогичному разогреву рабочих частей приводит и вырубка на кривошипных прессах при обработке жаропрочных материалов. Последнее обстоятельство должно непременно учитываться при выборе инструментальных сталей.

Стойкость рабочих частей штампа при вырубке (пробивке) является одним из важнейших факторов, определяющих рентабельность внедряемого технологического процесса. Достижение необходимой стойкости обеспечивается рядом условий как технологического, так и конструктивного характера.

1 Оптимальной геометрией рабочего инструмента. Конструированием его без резких переходов от одного сечения к другому.

2 Высоким качеством рабочих поверхностей применяемой инструментальной оснастки, а также их термообработки.

Пробивка отверстий относится к наиболее нагруженным операциям холодного деформирования.

Условия работы пуансонов характеризуются большими удельными силами, сложнонапряженным состоянием и разогревом рабочих частей инструмента. Важное значение имеет равномерность распределения удельной силы по режущей кромке в процессе работы.

Износ режущих кромок пуансонов является основной причиной плохой работоспособности инструмента. По внешнему виду и характеру изменения формы рабочей части можно выделить два вида разрушения: постепенное изнашивание с притуплением и выкрашивание кромок. На многих пуансонах наблюдаются наплывы в результате процессов схватывания с деформируемым материалом. При этом износ по-

верхности неравномерный, наблюдается преимущественно односторонний износ, величина заусенцев различна по периметру, а отверстие имеет искривленную поверхность. Это позволяет заключить, что величина зазора между пуансоном и матрицей неравномерная и обуславливает неоднородность распределения удельной силы и условия работы. Так, в случае минимального зазора происходит пластическая деформация и срез материала изделия, при максимальном зазоре не создаются сдвиговые напряжения, и разрушение деформируемого материала происходит отрывом, что требует значительно больших напряжений. Равномерный износ пуансонов сопровождается получением отходов с минимальной и равномерной величиной заусениц.

Отрыв рабочей части по характеру разрушения является хрупким, которое может происходить по нормальной плоскости (перпендикулярно оси нагружения) и под некоторым углом. При этом, во втором случае наблюдаются две зоны разрушения: начальная зона разрушения соответствует нормальному расположению плоскости, как при отрыве; вторая зона разрушения связана уже с преобразованием сдвиговых деформаций.

Отрыв рабочей части происходит в галтельной зоне, как правило, после некоторой наработки, приводящей к затуплению режущей кромки. Причиной служат циклически действующие знакопеременные напряжения за каждый рабочий ход пуансона вследствие неравномерности зазора.

Специфика работы пробивного инструмента предъявляет два противоположных требования. Это высокая износостойкость и высокое сопротивление зарождению трещин. Обычными методами термической обработки без сложного легирования стали этого добиться довольно сложно.

Получение хорошей износостойкости при достаточной конструктивной прочности можно достичь применением диффузионного насыщения, позволяющее изменить физико-механические свойства поверхностного слоя, в котором первоначально начинают развиваться процессы разрушения. В связи с этим в последнее время уделяется внимание замене дорогостоящих высоколегированных инструментальных сталей на конструкционные стали, имеющие аналогичное легирование. Одним из методов поверхностного упрочнения является хромирование, но высокая хрупкость слоя не позволяет применять его для вырубных штампов. Поэтому представляет интерес возможность получения карбохромированного слоя путём насыщения поверхностного слоя углеродом стали типа 20X13. Преимущество данной стали в сравнении со сталью

X12M является отсутствие карбидной неоднородности в структуре материала, которая является одной из причин пониженного сопротивления процессу разрушения. В качестве упрочняющей обработки использовали цементацию стали 20X13 с последующей закалкой. О результатах цементации сталей типа X13 в литературе имеются противоречивые сведения, что связано с применением различных составов карбюризаторов, температурно - временных режимов цементации и закалики. В [29,30] приводилось исследование структуры и свойств поверхностного слоя стали 20X13 в зависимости от состава карбюризатора, режимов цементации и последующей закалики. В качестве основного карбюризатора был использован древесный активированный уголь с добавками бикарбоната натрия (NaHCO_3 и Na_2CO_3).

Цементацию образцов из стали 20X13 проводили при температурах 880°C , 950°C , 1050°C с выдержкой в течение 1,2,4 и 6 часов при каждой из температур цементации или после повторного нагрева до температур 880°C и 950°C . Исследования показали, что наиболее активным является карбюризатор с добавками Na_2CO_3 . При этом, в зависимости от процентного содержания активатора, на поверхности образцов возможно образование темного слоя, глубина которого находится в прямой зависимости как от состава карбюризатора, так и от температуры процесса насыщения. Неравномерность распределения бикарбоната в древесном активизированном угле может явиться причиной образования зон с темным слоем до 0,04мм. Оптимальное содержание активатора составляет от 10% до 15%. Возможность образования темного слоя требует изготавливать изделия с припуском на окончательную обработку.

Цементация при температуре 1050°C значительно ускоряет процесс насыщения и позволяет получить более глубокий упрочненный слой с карбидами. Однако при этой температуре формируется аустенитный подслои с карбидной сеткой по границам зерен и происходит значительный рост зерна даже при выдержке в течение двух часов.

Применением термо-циклической обработки, заключающейся в многократных нагревах до температуры 850°C и быстрого охлаждения удаётся измельчить зерно и частично разбить карбидную сетку, образовавшуюся при цементации. Цементация при температуре 950°C идет значительно медленнее, но не наблюдается роста зерна и выделения карбидов по границам зерен. После процесса насыщения следует провести термическую обработку с целью получения необходимых свойств в поверхностном слое и по сечению изделия. Оптимальной температурой закалики, обеспечивающей максимальную твердость по-

верхностного слоя, является 880°C , но сердцевина не обладает достаточной прочностью. Для повышения прочностных свойств сердцевины изделия следует повысить температуру закалки до 950°C .

Таким образом, полученные результаты позволили определить режим цементации стали 20Х13. Так, для упрочнения инструментов не требующих большой прочности целесообразно применять цементацию при 1050°C , температуру закалки 880°C ; для инструмента, работающего при динамических нагрузках, следует проводить цементацию при температуре 950°C с непосредственной закалкой.

Рекомендуется подвергать химико-термической обработке пробивной инструмент из стали 50ХФА и 5ХВ2С. С целью снижения деформации пуансонов цементация выполняется после улучшения и шлифования.

Технология изготовления пуансонов включает следующие операции.

- 1 Обезжиривание инструмента в керосине.
- 2 Установка цементационного ящика и засыпка карбюризатора слоем 70-75мм.
- 3 Набор пуансонов в решетку и постановка ящика так, чтобы они находились в подвешенном состоянии и утопленными в карбюризатор.
- 4 Засыпка решетки отработанным карбюризатором.
- 5 Герметизация ящика асбестом, глиной.
- 6 Загрузка ящика в печь с температурой 930°C - для стали 50ХФА и 960°C - для 5ХВ2С.
- 7 Выдержка в печи после прогрева 2,5 часа.
- 8 Извлечение ящика из нагревательной печи.
- 9 Подъем решетки краном, подстуживание и закалка пуансонов в масле с температурой $20-50^{\circ}\text{C}$.
- 10 Промывка пуансонов, сушка.
- 11 Проверка качества поверхности инструмента визуальным осмотром.
- 12 Загрузка в отпускную печь с температурой 300°C .
- 13 Контроль твердости.

В ряде работ указывается на возможность повышения износостойкости деталей штамповой оснастки путем изменения тонкой структуры, размеров блоков и дефектности мартенсита применяемого материала. Одним из методов изменения тонкой структуры материалов является комплексная термообработка с многократными высокотемпературными и низкотемпературными нагревами. В работах [31,32,33] показано, что двойная закалка высокоуглеродистой стали от $1100-1200^{\circ}\text{C}$

(нагрев только рабочего участка), немедленный отпуск при 450 °С, вторая закалка от 800 до 820 °С окончательный отпуск при температуре 200 °С позволили повысить стойкость штампов в 1,5-2,0 раза по сравнению со стойкостью после стандартной обработки. Подобный режим термической обработки позволяет получить максимальную плотность дефектов кристаллической решетки стали и одновременно обеспечивает получение мелкого зерна аустенита. Измельчение зерна объясняется тем, что с повышением температуры нагрева увеличивается растворимость примесных фаз и при закалке они фиксируются в твердом растворе. При повторном нагреве они выделяются в виде дисперсных частиц, являющихся центрами кристаллизации при аустенитном превращении. Эффект наследования дефектов тонкой структуры оказывает существенное влияние на свойства стали, получаемой после окончательной термической обработки, только при оптимальных температурах исходного перегрева. В результате можно повысить износостойкость инструмента без дополнительного введения в сталь легирующих элементов или применения специальных методов поверхностного упрочнения.

На основании проведенных исследований и результатов производственных испытаний рекомендуются следующие режимы термической обработки штампового инструмента холодной штамповки.

Для инструмента из углеродистой стали (У10 - У12):

- нагрев в соляных ваннах до температуры 1125-1150⁰С, закалка в масле;
- промежуточный отпуск при 450 °С в течение 1 часа;
- нагрев в соляных ваннах до температуры 820 °С, закалка в селитровую ванну 160-180 °С в течение 1 часа.

Для инструмента из стали 9ХС:

- нагрев в соляных ваннах до температуры 1150 °С, закалка в масле;
- промежуточный отпуск при 600 °С в течение 1 часа;
- нагрев в соляных ваннах до температуры 840 °С, закалка в масле;
- отпуск при 180-200 °С в соответствии с требуемой твердостью.

Для инструмента из стали ХВГ:

- нагрев в соляных ваннах до температуры 1150 °С, охлаждение на воздухе;
- промежуточный отпуск при 660 °С в течение 1 часа;
- нагрев в соляных ваннах до температуры 860 °С, закалка в масле;
- отпуск при 180 °С в соответствии с требуемой твердостью.

Для инструмента из стали X12M:

- нагрев в соляных ваннах до температуры 1150 °С, закалка в масле;
- промежуточный отпуск при 660 °С в течение 1 часа;
- нагрев в соляных ваннах до температуры 1030 °С, закалка в масле.

Проведение термической обработки с двойной фазовой перекристаллизацией (двойная закалка с промежуточным отпуском) необходимо в соляных ваннах. Одна соляная ванна должна быть высокотемпературной с пределом рабочей температуры 1000-1300 °С. В этом случае может быть использована хлорбариевая ванна для закалки инструмента из быстрорежущей стали.

Вторая соляная ванна должна быть низкотемпературной с рабочим интервалом температур 820-900 °С. В данном случае используется хлорнатриевая ванна.

Наиболее удобны в эксплуатации электродные ванны, например, СВЦ-35/13,М-01 на 35 кВт. Производительность этой ванны 135 кг/час.

Для термической обработки инструмента из углеродистой стали наиболее технологически приемлемым является применение селитровой ванны с рабочим диапазоном температур 160-200 °С.

В работе [34] отмечается возможность повышения стойкости штампов из стали X12 за счет изотермической закалки, позволяющей значительно повысить прочность и вязкость при сохранении высокой твердости. При этом режим термической обработки должен корректироваться в зависимости от условий эксплуатации инструмента. Температура нагрева под закалку составляет: для получения высокой прочности -1000 °С, а для получения повышенной вязкости 1050 °С. Повышение стойкости штампов выдавливания в 3-4 раза наблюдалась после закалки от 1000 °С с охлаждением в селитре 350 °С, отпуск при 240 °С по сравнению с закаленными в масле. Наименьшее изменение размеров обеспечивается изотермической закалкой от 1020 °С в селитре 300 °С, 40 мин и последующим отпуском 200 °С при сохранении прочности и повышенной вязкости с твердостью HRC 60-62.

Применение новых высокопрочных материалов, сталей и сплавов с особыми свойствами привело к тому, что использование сталей X12M, X12Ф1 уже не обеспечивает необходимость стойкости инструмента. Для повышения износостойкости были разработаны штамповые стали X6Ф4М (ЭП770), X12Ф4М (ДИ51), 11Х4Ф3С2МФ (ДИЗ7), обеспечивающие значительное увеличение стойкости инструмента.

В стали X12Ф4М возрастает количество карбидной фазы по сравнению с X12 за счет образования карбида MC (доля эта составляет 4-5%) и достигает 24 % [35]. Присутствие ванадия благоприятно сказывается на свойствах литой стали, т.е. значительно уменьшается количество карбидной фазы в виде сетки по границам зерен, что способствует получению более высокой прочности и ударной вязкости по сравнению с X12M. Сталь технологичнее: шире интервал температур закалки, выше устойчивость против отпуска из-за присутствия карбидов ванадия.

Однако присутствие ванадия в стали X12Ф4М ухудшает деформируемость, повышает степень окисления при нагреве и понижает шлифуемость.

В стали X6Ф4М содержание карбида VC достигает 8% вследствие более низкого содержания хрома. Износостойкость стали X6Ф4М приближается к износостойкости стали X12Ф4М при работе по металлу, а при контактировании с абразивными материалами износостойкость стали X6Ф4М выше, чем у стали X12Ф4М [36].

В литом состоянии в стали \bar{n} 6% Cr и 4% V преобладает веерообразная эвтектика, что способствует значительному снижению карбидной неоднородности в деформированном металле. Эта сталь, как и сталь X12Ф4М, имеет более широкий интервал температур закалки; недостатком является пониженная шлифуемость и повышенная окисляемость при нагреве под ковку, отжиг и закалку.

Сталь X6Ф4М необходимо шлифовать кубическим нитридом бора или алмазами; в этом случае из-за присутствия очень дисперсных частиц карбида MC достигается минимальная шероховатость поверхности.

Стали предназначены для матриц прессования абразивных материалов, металлических порошков и штампов вырубки более твердых материалов простой конфигурации.

Температура закалки для стали X12Ф4М: 1060-1090 °C, масло; X6Ф4М: 1020-1040 °C, масло.

Крупные штампы предварительно подогревают при 800-900 °C с выдержкой до полного нагрева. Поскольку они имеют повышенную стойкость против нагрева, то для более полного снятия напряжений, а также повышения прочности и вязкости лучше назначить температуры отпуска 210-230 °C (HRC 61-62) и 300-330 °C (HRC 58-59). Для получения однородного мартенсита рекомендуется увеличивать длительность отпуска. Снижение износостойкости в результате указанного повышения температуры отпуска не очень значительно, поскольку оно обусловлено не только твердостью мартенсита, но и влиянием карбидов.

3.3 Стали для работы при высоких удельных силах

Эти стали имеют широкую область применения, так как они предназначаются для большой группы штампов: пуансоны выдавливания и высадки, прессования порошков высокой плотности, а также накатного инструмента, пневматических зубил для трудно обрабатываемых сплавов, работающих в наиболее тяжелых условиях эксплуатации.

Основные свойства, которые должны иметь стали этого назначения - высокое сопротивление пластической деформации при высокой прочности, удовлетворительной вязкости и повышенная теплостойкость, так как в процессе деформации штампы разогреваются до 300-400 °С.

Повышенное сопротивление пластической деформации достигается при условии высокой твердости и отсутствия в структуре остаточного аустенита.

Высокие вязкость и прочность обеспечиваются сохранением мелкого зерна и сравнительно небольшого количества карбидной фазы при её равномерном распределении даже в крупном сечении.

Легированные заэвтектоидные стали X, 9XC, ХВГ и другие практически непригодны из-за низкой теплостойкости. В настоящее время в промышленности, по этим причинам, применяются, в основном, стали Х12М, Х6ВФ, но из-за низкой теплостойкости и твердости HRC 57-58 при отпуске 500 °С (на вторичную твердость) их возможно применять лишь при относительно низких удельных силах: не выше 1600 - 1700 МПа.

Для деформирования при высоких удельных силах сейчас используется, главным образом, быстрорежущие стали. Но наряду с высокой стоимостью они характеризуются недостаточной вязкостью, особенно в крупных сечениях. Кроме того, в указанных условиях эксплуатации не используется высокая теплостойкость дорогостоящих быстрорежущих сталей.

За последние годы исследователями [37, 38, 39, 40, 41, 42] разработан ряд теплостойких штамповых сталей с меньшим содержанием легирующих элементов и с более высокими механическими свойствами, чем у быстрорежущих сталей.

К таким штамповым сталям относятся, стали 55Х6В3МФС, 6Х4М2ФС, 8Х4В2С2МФ, 11Х4В2С2Ф3М и др. (таблица 2). Простое сопоставление химического состава этих сталей отчетливо показывает, что они сильно отличаются в условиях легирования, а следовательно, и в свойствах.

Как известно, увеличение содержания углерода до 1,0% необходимо для получения высокой твердости, что позволяет уменьшить износ инструмента. Однако при высоком легировании оно сопровождается значительным ухудшением карбидной неоднородности с увеличением сечения заготовок. Это приводит к дальнейшему снижению вязкости и прочности, к быстрому выкашиванию и поломке инструмента.

По-видимому, надо считать, что необходимы две группы штамповых сталей этого назначения, имеющих разное содержание углерода и неодинаковую твердость, прочность и вязкость. Для работы при нагрузках на инструмент до 2000 МПа и свыше 2000 МПа. Это стали с 0,6-0,7%С и с твердостью HRC 59-61; и стали с 0,8-1,0 %С и твердостью HRC 62-65 (рисунок 12).

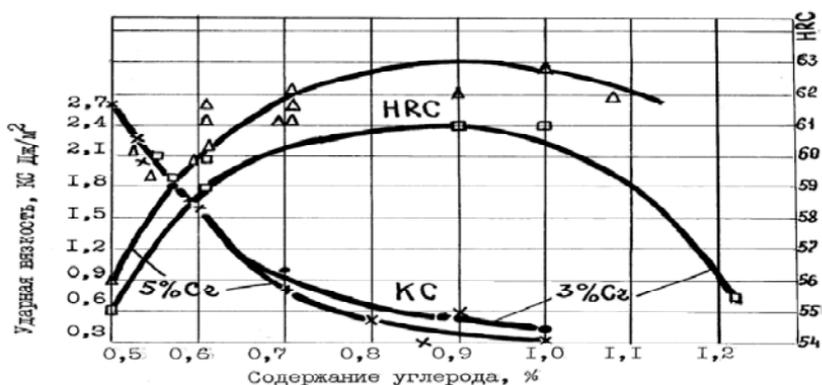


Рисунок 12 - Твердость и вязкость сталей в зависимости от содержания углерода и хрома (отпуск 525⁰С, 3 раза по 1 ч.)

Наряду с созданием легированных сталей была исследована возможность термомеханической обработки для повышения их прочностных свойств. Однако этот путь оказывается неэффективным. Высокотемпературная обработка вызывает выделение карбидов из твердого раствора и сильно его обедняет. Вследствие этого теряется способность сохранять требуемую твердость при высоком отпуске, необходимым для превращения остаточного аустенита. Низкотемпературная обработка затруднена или невозможна по техническим соображениям, так как переохлажденный высоколегированный аустенит этих сталей имеет повышенное сопротивление пластической деформации.

Для изготовления штампов холодной штамповки (высадочные матрицы, некоторые типы штампов для вырубки, пробивки и т.п.) в

промышленности были использованы также твердые сплавы - преимущественно вольфрамкобальтовые. Несмотря на большую стоимость и сложные конструкции штампов, применение твердых сплавов оказывается экономически целесообразным за счет обеспечения высокой стойкости инструмента.

Однако этот путь не решает задачи. Для многих операций холодной штамповки твердые сплавы не удается использовать. Причина этого - низкая ударная вязкость ($0,05-0,01 \text{ Дж/м}^2$) и прочность при изгибе ($\sigma_{\text{изг}} < 2500 \text{ МПа}$). Достаточно напомнить, что лучшие штамповые стали при твердости HRC 60-63 обладают в 5-8 раз более высокой вязкостью и в 1,5-2,0 раза более высокой прочностью при значительно меньшей стоимости. Поэтому твердые сплавы применимы лишь для штампов простой формы.

Таким образом, проблема повышения стойкости тяжело нагруженных штампов в значительной степени остается нерешенной.

Наши исследования показали, что в группе сталей с 0,6% углерода лучшим комплексом свойств обладает сталь 6X4M2ФС (ДИ-55) и 55X6B3MФС (ЭП-569) (таблица 3).

Таблица 3 - Механические свойства штамповых сталей, обрабатываемых на вторичную твердость

№ п/п	Марка стали	Твердость, HRC	Ударная вязкость, КС, Дж/м ²	Прочность при изгибе, $\sigma_{\text{изг}}$ МПа	Предел текучести при сжатии, $\sigma_{0,2}$ МПа	Предел усталости, σ_{-1} , МПа
1	55X6B3MФС (ЭП569)	58	1,8	4000	1800	900
2	6X4M2ФС (ДИ55)	60	1,4	4300	2000	950
3	8X4B2C2MФ (ЭП761)	61	0,62	4000	2400	850
4	11X4B2C2MФ (ДИ37)	60	0,5	3600	2400	800
5	P6M5	63	0,42	3600	2700	700

Эти стали изменяют вязкость не только в зависимости от содержания углерода, но и от легирования. В то же время они мало чувствительны к масштабному фактору. Это вызвано тем, что количество карбидной фазы такой стали сравнительно невысокое. Предпочтительнее сталь 6X4M2ФС. При меньшей стоимости (нет дефицитного вольфрама) она имеет несколько лучший комплекс механических свойств.

Сталь 6Х4М2ФС эвтектоидного состава, что практически исключает карбидную неоднородность даже в крупном сечении (\varnothing 180 не выше балла 1). В стали 55Х6В3МФС количество избыточных карбидов больше (\varnothing 180, 2-3 балл) и, кроме того, при содержании углерода на нижнем пределе невозможно получить твердость выше HRC 54-56.

Сталь 6Х4М2ФС (ДИ 55), ГОСТ 5950-2000

$C=0,57-0,65\%$; $Cr=3.8-4.4\%$; $Mo=2.0-2.4\%$; $V=0.6-0.9\%$;

$A_{c1}=820^{\circ}C$; $A_{c3}=850^{\circ}C$; $M_n=150^{\circ}C$.

Температурная обработка стали рассчитана на двойное упрочнение: мартенситное при закалке с $1020-1070^{\circ}C$ в масле или на воздухе и дисперсионное твердение при трехкратном отпуске $520-540^{\circ}C$. Развитие дисперсионного твердения, величина деформации и усталостная прочность в основном зависят от содержания углерода. При содержании $0,5-0,6\%C$ процессы дисперсионного твердения развиваются менее интенсивно. Вследствие этого вторичная твердость для стали 55Х6В3МФС не превышает HRC 58-59, а для стали 6Х4М2ФС HRC 59-61. Однако эти стали сохраняют повышенную вязкость. Структура в закаленном и отпущенном состоянии: мартенсит, небольшое содержание карбидов и остаточного аустенита. Сталь 6Х4М2ФС изменяет свою твердость при отпуске так же, как и другие инструментальные стали со вторичным твердением (рисунок 13).

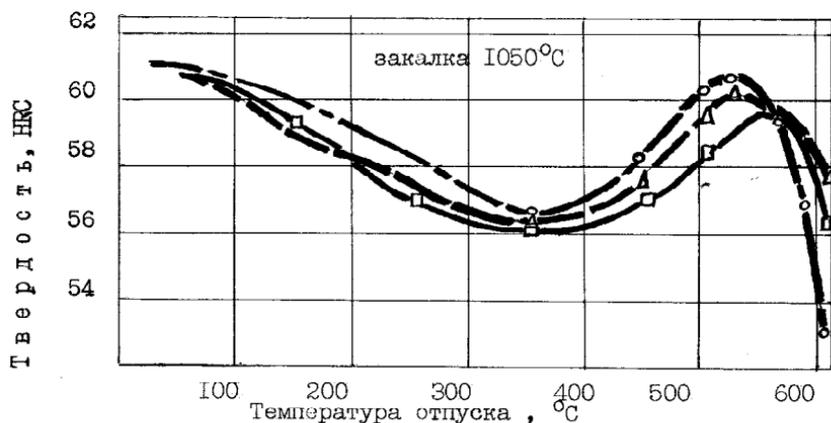


Рисунок 13 - График изменения твердости стали 6Х4М2ФС в зависимости от температуры отпуска □ - однократный отпуск; Δ - двукратный отпуск; ○ - трехкратный

Максимум твердости наблюдается после отпуска 525 °С при высоком комплексе механических свойств: $\sigma_{\sigma} = 2600 - 2800$ МПа, $\sigma_{изг} = 4000 - 4500$ МПа, $KC = 1,0 - 2,1$ Дж/м² (таблица 4).

Таблица 4 - Механические свойства стали 6Х4М2ФС в зависимости от температуры закалки и отпуска

Температура закалки отпуска		Твердость HRC	Прочность при изгибе $\sigma_{изг}$, МПа	Предел упругости $\sigma_{0,02}$, МПа	Ударная вязкость, КС, Дж/м ²
1020	500	58,0	3830	1910	1,8
	525	60,0	4070	2590	1,4
	550	58,0	4720	2230	2,0
1060	500	58,0	3420	1940	1,5
	525	61,0	4340	2470	1,0
	550	59,0	4730	2050	1,6

Ударная вязкость значительно изменяется в зависимости от твердости и температуры отпуска (рисунок 14).

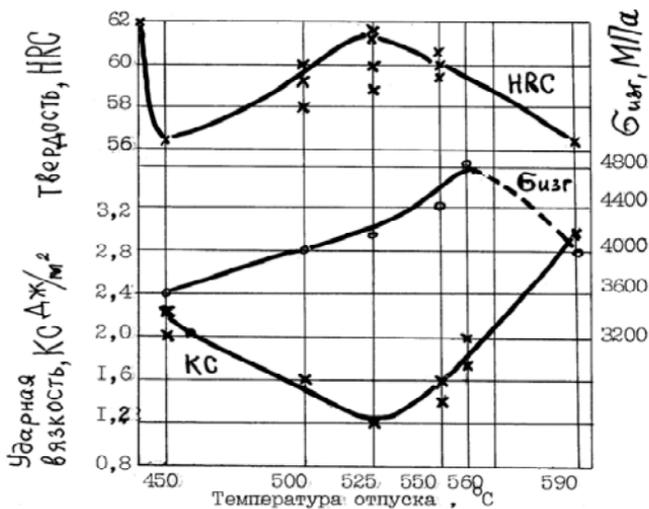


Рисунок 14 - Механические свойства стали 6Х4МФС в зависимости от температуры отпуска, закалка от 1080 °С

В результате усталостных испытаний установлено, что сталь 6Х4М2ФС при симметричном циклическом нагружении до 1250 МПа имеет долговечность более 200000 циклов и по уровню усталостной прочности превосходит быстрорежущую сталь Р6М5, обработанную по оптимальному режиму (рисунок 15) [44].

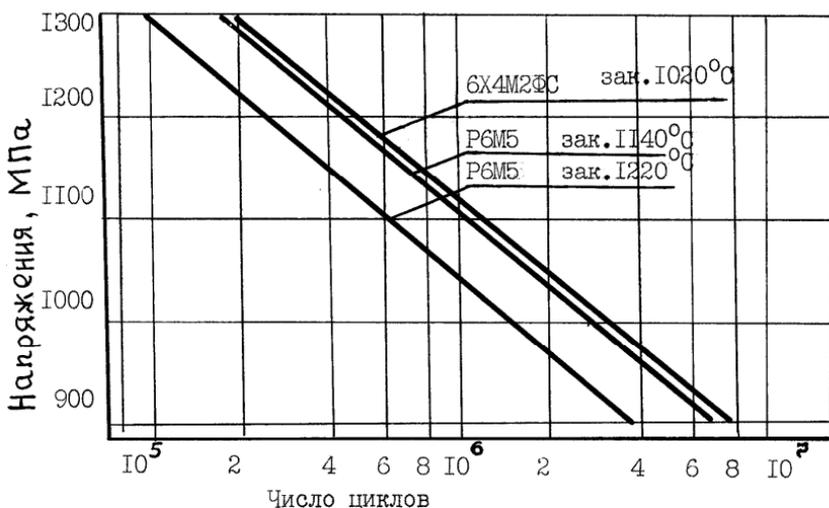


Рисунок 15 - Результаты усталостных испытаний стали 6Х4М2ФС и Р6М5

Снижение температуры закалки стали Р6М5 от 1220 до 1140 °С, несмотря на уменьшение твердости, привело к значительному сокращению поля рассеяния усталостной долговечности за счет повышения его нижней границы. Это подтверждается и опытом эксплуатации пуансонов из стали Р6М5, для которых снижение температуры закалки сильно уменьшило вероятность поломок [44].

Исследование изломов усталостных образцов показали, что в случае быстрорежущей стали Р6М5 и Р12, а также Х12М, повреждение начиналось от скопления крупных карбидов, а в стали 6Х4М2ФС- от неметаллических включений.

Известно, что усталостная прочность стали тем выше, чем более однородна её структура и зависит от твердости. При равномерном распределении и меньшем числе карбидов предел выносливости возрастает с повышением твердости, кроме того, усталостная прочность возрастает с уменьшением остаточного аустенита [45]. Усталостная проч-

ность при циклическом сжатии у всех сталей, обрабатываемых на первичную твердость, наибольшая после отпуска 175 °С, а у быстрорежущей стали при 570 °С и резко снижается в интервале температур отпуска 200-500 °С [46].

Усталостную прочность, износостойкость и сопротивление смятию тяжело нагруженный инструмент холодной объемной штамповки должен сохранять до температуры 400-500 °С. По этой причине для их изготовления можно применять только вторично твердеющие стали.

Сталь 6Х4М2ФС (ДИ-55) - эвтектоидного состава, обладает минимальной деформацией при термической обработке, что улучшает технологию изготовления длинномерного и сложного инструмента (резьбонакатных плашек, роликов и др.). Однородная структура высокотехнологична: хорошо куется, отжигается, удовлетворительно обрабатывается резанием, легко шлифуется, имеет широкий диапазон температур закалки и отпуска (1020-1060 °С и 520-550 °С, соответственно) при стабильной твердости HRC 59-61.

Внедрение взамен сталей X12M, P6M5 обеспечивает повышение стойкости инструмента в 2-4 раза и в 5-10 раз по сравнению со сталями У10, ХВГ.

Дополнительное повышение эксплуатационной стойкости в 2,0-3,0 раза достигается азотированием инструмента, а ионно-вакуумное покрытие нитридом титана - в 4 раза, температурные режимы которых соответствуют температурам отпуска сталей.

Твердость покрытия нитрида титана зависит от давления азота в реакционной камере (рисунок 16). Максимальная твердость $HV = 2400$ соответствует давлению азота $PN_2 = 1,5 \cdot 10^{-4}$ мм.рт. ст. С повышением давления азота до $5 \cdot 10^{-4}$ мм.рт. ст. твердость снижается до $HV=1200-1400$. Это связано с формированием преимущественной ориентировки (111) текстуры покрытия, при которой уменьшается ее сопротивление пластической деформации, из-за низкого содержания азота в кристаллической решетке TiN в плоскостях (111) [47].

Рентгенографическим методом в покрытии обнаружены остаточные напряжения сжатия, равные 2000-2500 МПа. Наличие сжимающих напряжений повышает предел выносливости, снижает чувствительность к концентраторам напряжений и значительно увеличивает эксплуатационную стойкость инструмента.

Аналогичное влияние азотирования. Можно рекомендовать газовое и жидкостное или ионное азотирование.

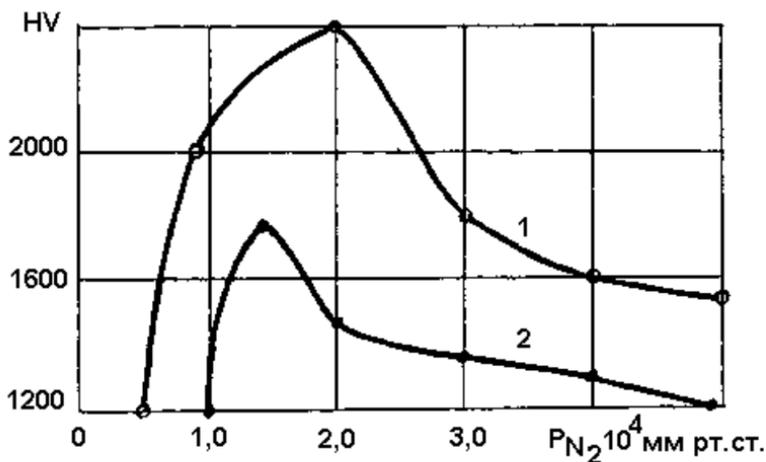


Рисунок 16 - Твердость покрытия в зависимости от давления азота

Газовое и жидкостное следует выполнять при температуре 500-520 °С из расчета 1,5-2,0 мин выдержки на 1мм сечения инструмента, но не более 40 мин из-за опасности хрупкого разрушения инструмента в эксплуатации. Ионное азотирование осуществляется при температуре 500-520 °С и, как более мягкое, позволяет увеличить время выдержки до 3-х часов.

Высокая твердость поверхностного слоя снижает коэффициент трения, налипания, задиры, повышает износостойкость, усталость и работоспособность инструмента.

Высокая устойчивость аустенита после нагрева до 1070°С обеспечивает чрезвычайно высокую прокаливаемость стали 6Х4М2ФС и способность ее закаливанию на воздухе в больших сечениях (до 120мм и более). Отжиг производится по режимам принятым для быстрорежущих сталей (нагрев до 870 °С, выдержка 2-3 часа, охлаждение до 730 °С, выдержка при 730 °С, 6-8 часов, охлаждение с печью до 500 °С, затем на воздухе) обеспечивает твердость 200-210 НВ и структуру зернистого перлита.

Длительная изотермическая выдержка при отжиге назначается для того, чтобы полностью провести перлитное превращение в тех объемах структуры, которые обогащены легирующими элементами вследствие дендритной ликвидации. При достаточно высоких степенях уюва (де-

формация при ковке) следов дендритной ликвидации обычно не обнаруживается.

Ковку стали 6Х4М2ФС следует производить при температурах 1100-1150 °С и не ниже 900 °С, т.е. по режимам принятым для хромистых инструментальных сталей. При этом, как и в случае обработки других инструментальных сталей, ковку крупных заготовок следует проводить по схеме с квадрата на квадрат. Только в окончательных операциях легкими ударами молота можно формировать круглую заготовку. Вообще же переходы с квадрата на круг желательно делать в фигурных бойках или в оправках. Послековки обязательно замедленное охлаждение поковок до температуры 500 °С.

Сталь 8Х4В2С2МФ (ЭП 761)

$C=0,8-0,9\%$; $Cr=3,5-4,5\%$; $W=1,7-2,4\%$; $V=1,0-1,4\%$;

$Ac_1=840^{\circ}C$; $Ac_3=880^{\circ}C$; $Mn=150^{\circ}C$.

Предназначена для штампов холодного деформирования при удельных силах свыше 2000 МПа (выдавливания, прессования, штамповки труднодеформируемых материалов) заменяет дорогие быстрорежущие стали. У комплексно легированной стали по сравнению с высокохромистыми значительно понижено содержание хрома и углерода. Она дополнительно легирована вольфрамом, молибденом, ванадием и кремнием - такой характер легирования способствует уменьшению количества карбидной фазы и увеличению её дисперсности, что повышает механические и технологические свойства.

Сталь ЭП-761, вследствие склонности ко вторичному твердению, после закалки и многократного отпуска при 520-560 °С имеет высокую твердость, прочность, теплостойкость при удовлетворительной вязкости.

Структура стали в отожженном состоянии - сорбитообразный перлит с незначительным количеством избыточных карбидов (1-2 балл) твердость после отжига НВ 235-255.

В процессе отпуска при 520-540 °С сталь испытывает заметное упрочнение. Развитие процессов дисперсионного твердения обеспечивает получение высокой твердости (HRC 61-63) и сопротивление малым пластическим деформациям ($\sigma_{0,2}^{сж} \geq 2700$ МПа). Износостойкость этой стали приближается к износостойкости стали Х12М.

Наиболее рациональная область применения стали -инструмент холодного выдавливания:

а) пуансоны и выталкиватели для обратного и комбинированного выдавливания из малоуглеродистых (низколегированных типа 15Х,

20Г) сталей и сплавов на медной основе, получаемых при значительных степенях деформации за один переход;

б) пуансоны, выталкиватели и матрицы для холодного выдавливания деталей из среднеуглеродистых (40Х, 30ХГС, 38ХМЮА), нержавеющей, хромистых и хромоникелевых сталей;

в) мастер-пуансоны для выдавливания рабочих полостей штампов и прессформ из высокоуглеродистых и легированных инструментальных сталей.

Стойкость пуансонов, выталкивателей и матрицы для холодного выдавливания, по данным промышленных испытаний и авторов работ [47, 48, 49], колеблется в широких пределах (200-20000 изделий) и в целом ряде случаев близка к уровню, ниже которого получение деталей обработкой давлением становится нерентабельным. Работоспособность тяжело нагруженного инструмента определяется многими факторами: выбором материала для рабочих частей штампа, условиями эксплуатации, конструкцией и качеством изготавливаемого инструмента, подготовкой штампуемой заготовки перед выдавливанием и др.

Наиболее характерными причинами выхода из строя инструмента холодного выдавливания являются.

1 Хрупкое разрушение, причиной которого могут быть случайные перегрузки, неизбежные в эксплуатации; необоснованный выбор материала инструмента, обладающего недостаточным запасом прочностных свойств, а также нетехнологическая конструкция пуансона.

Однако обращает на себя внимание тот факт, что даже в случае качественного изготовления разрушение наблюдается в инструменте, прошедшем длительный период эксплуатации (5000-10000 штамповок). Это обстоятельство свидетельствует о том, что хрупкое разрушение связано не только с уровнем исходных механических свойств инструментальных материалов, а с их необратимым изменением в процессе эксплуатации. Применительно к рассматриваемому классу сталей по данным авторов работ [50, 51] наиболее вероятна схема усталостно-хрупкого разрушения, включающая в себя:

а) образование под действием циклических напряжений поврежденных участков и субмикроскопических трещин усталостного происхождения;

б) рост их до определенных, критических размеров, после чего следует нестабильное, лавинообразное развитие, и, как следствие, хрупкое разрушение (рисунок 17).

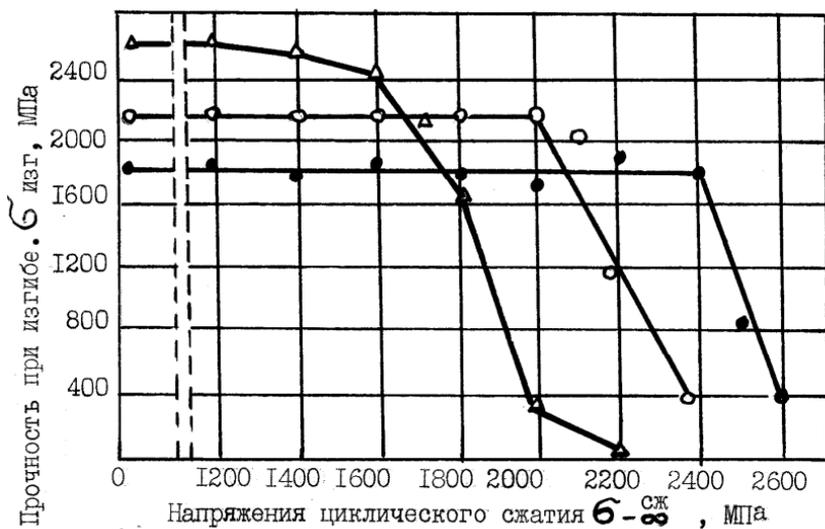


Рисунок 17 - Зависимость послециклической прочности ($\sigma_{изг}$) от напряжений циклического сжатия ($\sigma_{\infty}^{сж}$)

Показано, что еще задолго до появления усталостной микротрещины при определенных значениях напряжений циклического сжатия наступает резкое уменьшение прочностных свойств и в процессе дальнейшей эксплуатации хрупкое разрушение наступает при напряжениях, значительно меньших, чем исходные характеристики материала. Отсюда следует, что критериями оценки сопротивления усталостной повреждаемости материала тяжелонагруженного инструмента холодного объёмного деформирования должны служить не только исходные механические свойства, определяемые при однократном нагружении, но и показатели, отображающие их изменение в процессе эксплуатации. Установлено, что в качестве показателей могут быть использованы такие характеристики, как предел упругости ($\sigma_{0,05}^{сж}$) при сжатии и прочность при изгибе ($\sigma_{изг}$).

2 Смятие рабочих поверхностей инструмента наступает реже, чем усталостно-хрупкое разрушение; оно обычно имеет место при нарушении технологии эксплуатации или несоблюдении рекомендуемых режимов термической обработки (случайные перегрузки, заниженная

твердость или присутствие значительных количеств остаточного аустенита, приводящее к резкому снижению предела текучести при сжатии). Основной же причиной смятия является необоснованный выбор материалов, уровень свойств которых (в первую очередь $\sigma_{0,05}^{сж}$) не соответствует реальным удельным усилиям.

3 Износ рабочих поверхностей, составляющих значительный процент выхода из строя инструмента холодного выдавливания, наступает в результате сложного взаимодействия многих факторов (значительные перемещения материала заготовки при высоких удельных усилиях, качество подготовки штампуемых заготовок перед выдавливанием, чистота обработки рабочих поверхностей инструмента, наличие смазок и др.). Особенно интенсивно износ развивается в тех случаях, когда технологи, с целью повышения «хрупкой» прочности при термообработке, получают заниженные твердости.

Анализируя основные причины выхода из строя и особенности эксплуатации инструмента холодного выдавливания (пуансоны и выталкиватели), следует отметить, что основным фактором, лимитирующим стойкость, является сопротивление материала инструмента усталостной повреждаемости, прямо связанное с пределом упругости при сжатии ($\sigma_{0,05}^{сж}$).

Из результатов экспериментов следует, что изменение послещиклической прочности при изгибе для рассматриваемых групп сталей носит общий характер: до определенных значений напряжений циклического сжатия прочность прошедших циклирование образцов, незначительно отличается от исходной. При повышении критических напряжений начинается разупрочнение: величина $\sigma_{сж.кр.}$. И интенсивность разупрочнения для каждой марки стали определяется пределом упругости при сжатии ($\sigma_{0,05}^{сж}$).

Изломы сталей в исходном состоянии и после испытаний при напряжениях сжатия, не превышающих $\sigma_{кр.}^{сж}$, мало отличаются друг от друга. Наблюдаемое на всех сталях разупрочнение не связано с появлением усталостной микротрещины. Усталостная трещина появляется на последних стадиях разупрочнения (~20% исходной прочности), зона трещины имеет вид усталостного разрушения, в зоне долома образца наблюдается «вязкий» характер разрушения. Обращает на себя внимание повышенная чувствительность к концентрату напряжений всех быстрорежущих сталей. В этой ситуации особенно выгодно отличаются стали ЭП761 и ДИ37, которые при радиусах надреза $r = 1$ мм, $r = 2$ мм имеют более высокие значения $\sigma_{кр.}^{сж}$, чем стали Р6М5 и Р18, что, веро-

ятно, связано с повышенной способностью матрицы ЭП761 и ДИЗ7 к релаксации возникающих напряжений и к рассасыванию скоплений дислокаций. Полученные данные свидетельствуют ещё раз о наличии прямой зависимости между пределом упругости при сжатии сталей и разупрочнением в ходе повторно-циклического нагружения, что позволяет выбрать предел упругости в качестве одного из критериев для оценки допустимого уровня удельных давлений, обеспечивающих удовлетворительную работоспособность реального инструмента.

Для всех рассмотренных марок сталей установлена резко отрицательная роль остаточного аустенита, понижающего в значительной степени уровень критического напряжения при циклическом сжатии. Снижение долговечности при циклическом сжатии связано с распадом остаточного аустенита по мартенситной кинетике, приводящим к резкому охрупчиванию материала инструмента в процессе эксплуатации.

Учитывая эти данные при термической обработке инструмента холодного объёмного деформирования, эксплуатируемого в условиях циклического нагружения, необходимо добиваться полного распада остаточного аустенита.

Заканчивая рассмотрение особенностей поведения инструментальных сталей в условиях циклического нагружения, необходимо отметить, что по степени влияния механических свойств, структурных и масштабных факторов на уровень критических напряжений циклического сжатия их можно расположить в следующей последовательности.

- 1 Предел упругости при сжатии ($\sigma_{0,05}^{сж}$).
- 2 Фазовый состав после окончательной термической обработки (количество остаточного аустенита).
- 3 Прочность при изгибе ($\sigma_{изг}$). Характер распределения избыточных карбидов и чувствительность марки стали к концентратору напряжений.

Предварительное прогнозирование работоспособности реального инструмента холодного выдавливания может быть осуществлено на основании определения пределов упругости при сжатии ($\sigma_{0,05}^{сж}$) и прочности при изгибе ($\sigma_{изг}$), определяемых при статическом нагружении.

Сталь 11Х4В2С2МФЗ (ДИ 37)

1,05-1,13 %С; 1,4-1,8 %Si; 3,6-4,3 %Cr;

2,0-2,6 %W; 0,3-0,5 %Mo; 2,3-2,7 %V

Обладает наиболее удачным сочетанием свойств, которые значительно превосходят показатели стали Х12М, а по сопротивлению смятию - все рассмотренные стали. По прочности при изгибе и ударной вязкости сталь ДИ – 37 несколько уступает стали ДИ – 55, однако абсолютные значения этих показателей находятся на высоком уровне и соответствуют требованиям, предъявляемым к тяжело нагруженным высадочным и вырубным инструментам. Особенности легирования стали ДИ 37 позволяют в широких пределах варьировать режимами отпуска и закалки, обеспечивающими как высокие значения прочности и ударной вязкости ($\sigma_{изз}=4000-4200$ МПа, $KC=0,6-0,8$ Дж/м²) при удовлетворительном сопротивлении смятию ($\sigma_{0,05}^{сж}=2050$ МПа против 1750 МПа у стали Х12М). Эти данные свидетельствуют о целесообразности опробования стали ДИ – 37 в качестве материала вырубных штампов, эксплуатируемых как в условиях повышенных динамических нагрузок, так и при рубке высокопрочных материалов.

Наибольшей чувствительностью к масштабному фактору обладают быстрорежущие и высокохромистые стали ледебуритного класса. Необходимый комплекс свойств достигается только при высоких степенях укова. Значения прочности при изгибе и ударной вязкости сталей ДИ – 37 и ЭП – 761, в отличие от сталей ледебуритного класса, сохраняются на достаточно высоком уровне даже при сравнительно небольшой деформации и в меньшей степени зависят от места вырезки образцов из крупных прутков (диаметр 100-150 мм). Этот факт, прямо связан с различной склонностью сопоставляемых марок к развитию ликвационных явлений при кристаллизации, свидетельствует о перспективности применения сталей ДИ – 37, ЭП – 761 в качестве материала крупногабаритного штампового инструмента. Аналогичный вывод может быть сделан и в отношении сталей ЭП – 569 и ДИ – 55, механические свойства которых практически не зависят от степени укова и места вырезки образцов, что также хорошо согласуется с данными распределения избыточных карбидов в этих сталях.

Сталь ДИ – 37 по износостойкости превосходит показатели Х12М, Р6М5 (таблица 5). Этот факт свидетельствует о перспективности ее использования в качестве материала вырубных штампов, эксплуатируемых в условиях повышенного абразивного износа.

Эталон: сталь Х12М (поз.1); время испытаний 8 мин., путь 16,3 м;

Износостойкость сталей в условиях динамического износа с абразивным истиранием измеряется в соответствии с ранее установленной последовательностью.

Таблица 5 - Износостойкость инструментальных сталей при абразивном истирании на машинах ХБ4

Марка стали	Температура закали, °С	Температура отпуска, °С	Твердость, HRC	Износостойкость в весовом выражении		Удельный вес γ , г/см ³	Место
				величина износа, W, мг	относительная износостойкость, W ₀		
X12M	1020	220	61	55,28	1,00	7,69	8
	1100	520	59,5	57,02	0,979	7,69	13
	1000	200	61,5	52,20	1,06	7,69	2
11X4B2C2MФ3 (ДИ37)	1060	540	60	53,08	1,04	7,68	4
	1090	530	62,5	54,14	1,02	7,68	7
X6Ф4М (ЭП770)	1020	200	61,5	51,34	1,08	7,66	1
	1120	550	62,5	51,98	1,06	7,66	3
8X4B2C2MФ (ЭП761)	1080	540	63	57,06	0,95	7,74	12
P18	1250	560	63	58,95	0,97	8,50	6
P6M5	1200	560	63	55,44	0,99	8,05	5
8X4B3M3Ф2 (ЭП570)	1170	550	62	57,82	0,96	7,85	11
6X6B3MФC (ЭП569)	1070	540	59,5	58,90	0,93	7,81	15
6X4M2ФC (ДИ55)	1070	540	60	57,95	0,95	7,79	14

Однако следует отметить, что если в первом случае (абразивное истирание) износостойкость сравниваемых материалов по абсолютной величине мало отличается, то динамическое нагружение позволяет выявить резкие различия в износостойкости рассматриваемой группы сталей (таблица 6). Наиболее высокой износостойкостью в этих условиях обладает сталь ДИ – 37 после обработки на первичную твердость.

Таблица 6 - Износостойкость инструментальных сталей при динамическом износе с абразивным истиранием

Марка стали	Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С	Твердость, HRC	Высота микронеровностей, Нмн, мк	Относительная износостойкость	Место	Примечание
X12M	1020	220	61	6,0	1	7	База испытаний 25000 рез. Рубке подвергалась полоса, S=0,35 мм из стали 3330 с покрытием типа "Карлит"
	1100	520	59	5,0	0,67	8	
11X4B2C2MФ3 (ДИ37)	1000	200	61	3,5	1,35	3	
	1060	540	60	3,5	1,10	6	
X6Ф4М (ЭП770)	1020	200	61	3,6	2,7	1	
	1120	550	62	3,0	1,53	2	
P18	1250	560	63	6,4	1,17	5	
P6M5	1200	560	59	5,5	1,27	4	
8X4B2C2MФ (ЭП761)	1080	550	63	2,5	0,42	10	
8X4B3M3Ф2 (ЭП570)	1170	550	62	3,5	0,48	9	
6X4M2ФC (ДИ55)	1070	540	60	1,4	0,25	11	

После термообработки на вторичную твердость износостойкость стали ДИ 37 находится на уровне стали P6M5 и значительно превосходит показатели для стали X12M. Следует также учесть, что в таблице представлены данные для металла с высокой степенью укова (>50), то-

гда как износостойкость сталей Р6М5 и Х12М в крупных профилях значительно ниже, чем у стали ДИ 37, отличающейся более благоприятным распределением избыточных карбидов. Как и следовало ожидать, было установлено, что износостойкость сталей существенно зависит от объёмной доли, характера распределения и типа карбидов и, в первую очередь от содержания карбида МС, процент которого наибольший в сталях Х6Ф4М и 11Х4Ф3С2В2М (7 и 4 % соответственно). Стали 6Х6В3МФС и 6Х4М2ФС после окончательной термообработки содержат минимальное количество карбида МС, этим и объясняется их низкая износостойкость как в условиях абразивного истирания, так и в условиях динамического нагружения с абразивным истиранием, среди рассматриваемых сталей.

Сталь ДИ37 обладает высокой технологичностью при ковке, термической обработке, удовлетворительно обрабатывается резанием и шлифуется обычными абразивными материалами. Для уменьшения деформации штампового инструмента сложной формы (штампы чистой вырубки), подвергаемого только слесарной доводке, рекомендуем проведение предварительной термообработки.

Инструмент, прошедший черновую механическую обработку, подвергается закалке в масле с температурой 860 ± 10 °С (время выдержки 30 с/мм сечения при нагреве в соляных ваннах и 60 с/мм сечения при нагреве в печи) и отпуску при температуре 680-700 °С в течение 2,5 часа. Такая обработка обеспечивает твердость 28-30 HRC (277-293 НВ), что позволяет произвести чистовую механическую обработку (с припуском только на слесарную доводку). Затем выполняется окончательная термообработка по оптимальному режиму в зависимости от назначения инструмента холодного деформирования.

Выбор окончательного режима термической обработки инструмента, изготовленного из стали ДИ37, зависит от особенностей и условий эксплуатации (таблица 7).

Для всех типов инструментов необходим предварительный подогрев в камерной печи или соляной ванне при температуре 750-800°С, время выдержки при подогреве 60 с/мм сечения (для сложных вырубных штампов целесообразно проведение дополнительного подогрева при 450-500°С).

Охлаждение при закалке производится в масле без подсуживания. Отпуск инструмента необходимо проводить немедленно после полного охлаждения до температуры цеха; рекомендуется проводить в соляных, масляных ваннах или шахтных печах, оборудованных венти-

ляторами. Температура и продолжительность выбирается в зависимости от назначения инструмента.

Таблица 7 - Рациональные области применения и режимы термической обработки стали 11Х4Ф3С2В2М (ДИЗ7)

Тип инструмента	Режим термообработки	Твердость, HRC	Номер зерна аустенита, балл	Объемная доля аустенита, %	Механические свойства			
					$\sigma_{изг}$, МПа	КС, Дж/м ²	$\sigma_{сж}$, 0,05	$\sigma_{сж}$, 0,2
1. Высадочный инструмент, резьбо- и шлифцекатный инструмент.	Закалка с 1050-1070 °С в масле, отпуск 520-540 °С, 3-х ч.	60-61	11	0-5	3700	0,4-0,5	2150	2700
2. Вырубной инструмент, используемый при повышенных динамических нагрузках	Закалка с 1000-1020 °С в масле, отпуск 330-350 °С, 2,5 ч.	56-58	12-13	15-18	4000	06-08	2000	2400
3. Вырубной инструмент, используемый при повышенном абразивном износе.	Закалка с 1000-1020 °С в масле, отпуск 200-320 °С, 2,5 ч.	60-62	12-13	15-18	3100	0,4-0,5	2050	2550
4. Пуансоны холодного прессования, мастер-пуансоны.	Закалка с 1050-1070 °С в масле, отпуск 520-540 °С, 3-х ч.	62-63	10	0-5	3500	0,3-0,35	2250	2800

Контроль качества проведения термообработки осуществляется измерением твердости и исследованием микроструктуры (наличие обезуглероженного слоя, номер зерна аустенита, или балла мартенсита), на образцах свидетелях или готовом инструменте (зерно аустенита легко выявляется травлением в 4%-м растворе азотной кислоты в спирте образцов, охлажденных с температур закалки на воздухе).

Сталь ДИЗ7 обладает пониженной шлифуемостью в сравнении со сталями X12M, X12Ф1. Учитывая это, необходимо оставлять минимально возможные припуски под шлифовку (для гарантированной защиты от обезуглероживания при термообработке). Шлифовку проводить при обильном охлаждении с подачами 0,03-0,05 мм при черновых проходах и 0,01-0,02 мм - при чистовых. В качестве абразивных материалов целесообразно использовать монокорунд или электрокорунд зернистостью 16-40, связка СМ1-СМ2. Доводку инструмента производить алмазными пастами или пастой ГОИ.

ГЛАВА 4 ЧИСТОВАЯ ВЫРУБКА И НАКАТКА ШЛИЦЕВ

Наши исследования условий эксплуатации и стойкости инструмента чистовой вырубкой и шлиценакатки позволили установить общие закономерности преждевременного выхода из строя: выкрашивание, сколы и поломка из-за малоциклового усталости.

4.1 Принцип работы точной штамповки

Особенности процесса чистовой вырубкой заключается в том, что материал прижимается к вырубной матрице клиновидным ребром вне контура усилием P_R (рисунок 18).

Противодействующая сила P_G прижимает материал внутри контура вырубкой к пуансону. Процесс вырубкой производится в зажатом состоянии.

После окончания процесса вырубкой отключается сила клиновидного ребра и противодействующая сила, штамп открывается и указанные силы получают обратную функцию. Сила клиновидного ребра P_R начинает действовать как сила съёмника P_{RA} . Оно снимает отходы материала с вырубного пуансона и выбрасывает отходы пробивки из него. Противодействующая сила P_G действует как сила выталкивателя P_{GA} и выталкивает деталь из вырубной матрицы.

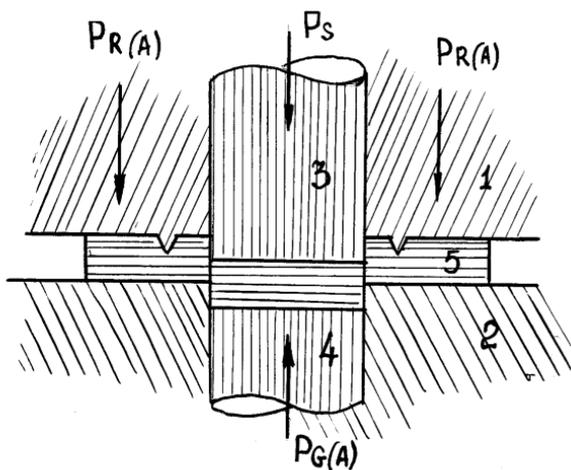


Рисунок 18 - Схема чистой вырубкой: 1 - клиновидное ребро; 2 - матрица; 3 - пуансон; 4 - выталкиватель; 5 - материал

Во время одного хода ползуна происходят следующие процессы, показываемые каждый отдельно (рисунок 19) в схематическом изображении:

- 1) штамп открыт, материал заправлен;
- 2) штамп закрыт, материал зажат внутри и вне контура вырубкой посредством силы клиновидного ребра и противодействующей силы;
- 3) материал надрезан силой вырубкой P_S , силы удерживания действуют полностью;
- 4) ход ползуна окончен, деталь в вырубной матрице, отходы пробивки в вырубном пуансоне;
- 5) сила клиновидного ребра и противодействующая сила отключены, штамп открывается;
- 6) вместо силы клиновидного ребра действует сила съемника для выбрасывания отходов пробивки и для отходов металла с вырубного штампа;
- 7) вместо противодействующей силы действует сила выталкивателя для выталкивания детали из вырубной матрицы. Начинается подача материала;
- 8) готовые детали и отходы пробивки выдуваются или убираются, подача материала кончается.

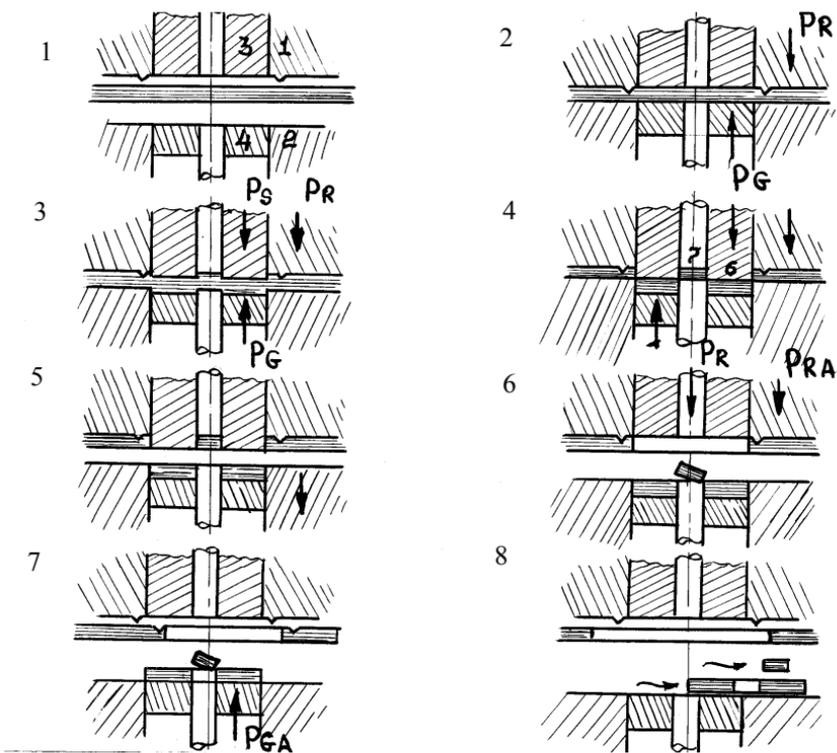


Рисунок 19 - Технологический процесс чистой вырубki: 1 - прижим; 2 – матрица

Таким образом, один ход вырубного штампа заканчивается и начинается следующий [53].

Для достижения гладкой поверхности вырубki имеют значение следующие элементы:

- зазор между матрицей и пуансоном;
- клиновидное ребро;
- взаимодействие трех сил: вырубki, клиновидного ребра и противодействия.

Величина зазора зависит от толщины вырубаемого материала и от его качества (рисунок 20).

Структура горячекатаной стали состоит из феррита и пластинчатого перлита. Твердость этих двух составляющих очень разная:

- * Ф (феррит) - HB~250;
- * П (перлит) - HB~800.

При вырубке пуансон попеременно сталкивается то с мягким ферритом, то с твердым перлитом. Феррит безупречно вырубается, а твердые пластинки цементита создают высокое сопротивление вырубке. В результате чего они практически остаются без деформации, частично отгесняются в феррит и выкрашиваются с поверхности реза.

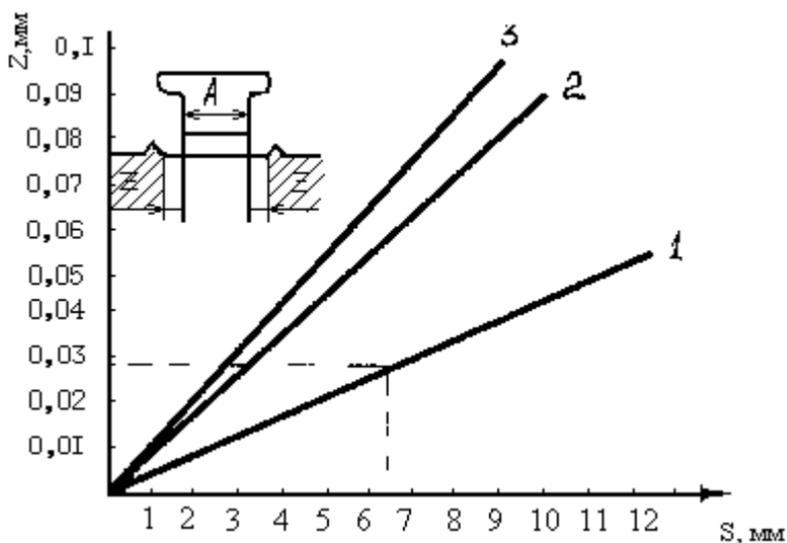


Рисунок 20 - величины зазора между матрицей и пуансоном; A - размер вырубного пуансона, мм; Z - зазор, м; S - толщина вырубаемого материала, мм

При этом получается неровная поверхность. Кроме того, штамп сильно подвергается износу при контакте с твердыми пластинами цементита, а также возможны выкрашивания и поломки. В результате чего срок службы его будет неэкономичен.

Эксплуатация штампов вырубки характеризуется:

- 1) высокими знакопеременными напряжениями;
- 2) изнашиванием рабочих частей штампа;
- 3) повышенными температурами при деформировании высокопрочных металлов и высокой интенсивности штамповки.

Анализ нагрузки отдельных элементов штампа для точной штамповки показывает, что следует различать:

- элементы воспринимающие давление (промежуточная плита, вставное кольцо);
- рабочие элементы (пуансон и матрица).

Элементы, воспринимающие давление работают преимущественно на сжатие. Поэтому их твердость и прочность при сжатии должна быть такова, чтобы они могли воспринимать удельную силу нажимных пальцев и шпилек без вдавливания.

Рабочие элементы подвергнуты нескольким видам нагрузки: износ, сжатие и изгиб, которые зависят от геометрической формы, толщины и качества материала обрабатываемой детали.

Так, например, при точной штамповке деталей толщиной 1 мм и содержанием углерода 0,75% , главным видом нагрузки рабочих элементов штампа будет износ, в то время как, при обработке деталей толщиной до 10 мм с содержанием углерода 0,45%, кроме износостойкости важное значение приобретает сопротивление на сжатие и вязкость.

Твердость является мерой износостойкости деталей штампа. Чем больше твердость, тем ниже износ, но меньше вязкость. Рекомендуемая твердость для пуансона и матрицы составляет HRC 60-64.

Давление на пуансон и матрицу при вырубке детали можно считать по формуле:

$$P_m = \frac{L \cdot S \sigma_\epsilon \cdot f_1 + P_G}{F} \text{ (МПа)};$$

$$P_S = L \cdot S \cdot \sigma_\epsilon \cdot f_1(H);$$

$$P_G = (0,10 - 0,25) \cdot P_S(H);$$

где P_m - среднее давление на пуансон;

H - длина линии реза , мм;

S - толщина металла, мм;

σ_ϵ - предел прочности на растяжение (Мпа);

f_1 - коэффициент 0,6-0,9;

P_G - противодавление (Н);

F - площадь пуансона (мм²);

P_S - усилие вырубки (Н).

$$P_m = \frac{235 \cdot 6,4 \cdot 800 \cdot 0,9 + 853800}{2800 - 300} = \frac{1015,2 + 853800}{2500} = 750 \text{ МПа.}$$

Итак, среднее давление на пуансон $P_m = 750$ МПа. Основное условие для работы инструмента таково, чтобы при твердости инструмента HRC 60-64. $\sigma_{0,2} = 2000-28000$ МПа. Следовательно, предел текучести при сжатии $\sigma_{0,2}$ превышает среднее давление на пуансон более чем в 3 раза. Однако усилия на режущих кромках значительно превышают расчетные.

Необходимо также учитывать пиковые нагрузки на пуансон, которые больше, чем средние величины рассчитанного давления P_m . Но пиковой нагрузки нельзя рассчитать, так как неизвестен коэффициент f_2 , который зависит от геометрической формы детали, толщины материала, зазора между матрицей и пуансоном. Можно предположить, что она в 2-3 раза больше расчетной и является причиной выкрашивания и сколов. На основе этого рекомендуется для вырубке мягких материалов σ_B (500 МПа) и толщиной до 4 мм применять инструментальную сталь X12M. Если прочность материала больше 500 МПа и толщиной более 4 мм целесообразно применение быстрорежущей стали P6M5. Высокое сопротивление сжатию и лучшая вязкость быстрорежущей стали положительно влияют, в первую очередь, при вырубке листов большой толщины.

Стойкость рабочих частей штампа при вырубке является одним из важных факторов, определяющих рентабельность процесса. Достижение необходимой стойкости обеспечивается рядом условий как технологического так и конструкционного характера:

- 1) оптимальной геометрией рабочих инструментов, конструированием его без резких переходов от одного сечения к другому;
- 2) высоким качеством рабочих поверхностей пуансонов, применяемой инструментальной стали, а также их термообработки.

4.2 Выбор материала штампов и их термообработка

Рабочие элементы штамповой оснастки изготавливаются из сталей повышенной износостойкости и пределом текучести при сжатии X12M и P6M5. Для них характерна большая карбидная неоднородность в крупных сечениях; что резко снижает прочность и вязкость. Так для стали X12M прочность снижается с 2200-2500 МПа в диаметре 20-30 мм до 1100-1250 МПа диаметром более 100-120 мм. Для получения по-

вышенной чистоты по неметаллическим включениям, плотности и однородности, уменьшения размеров и более равномерного распределения карбидов, улучшения ковкости и снижения опасности возникновения трещин, фирма “Файнтул” применяет перечисленные стали после электрошлакового переплава. Полученные слитки (рисунок 21) подвергают перекову: заготовку для матрицы по схеме осадки для горизонтального расположения волокон.

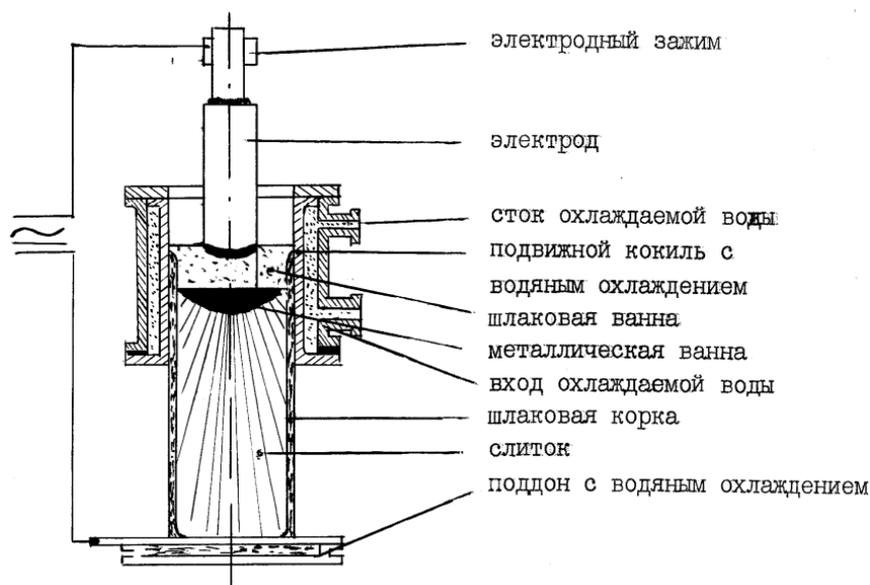


Рисунок 21 - Схема электрошлакового переплава

Целесообразность горизонтального распределения волокон в матрице, которые должны хорошо воспринимать напряжения изгиба и сжатия, не вызывает сомнений. Однако, как видно из микрофотографий. (рисунок .22) сталь Р6М5 в сечении $\varnothing 225$ мм обладает повышенной карбидной неоднородностью. В матрице из стали Х12М неоднородность и строчечность будут выражены еще сильнее и при высоких циклических нагрузках возможны сколы вдоль направления волокон (рисунок 23).

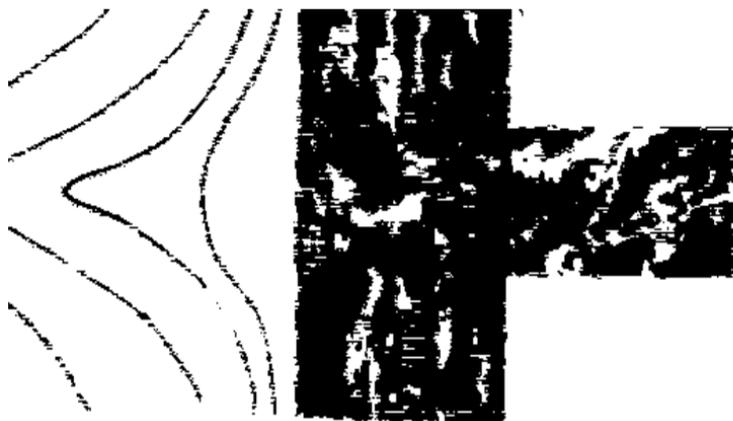


Рисунок 22 - Схема расположения волокон в матрице после ковки и микроструктура. Сталь P6M5. \varnothing 225 мм

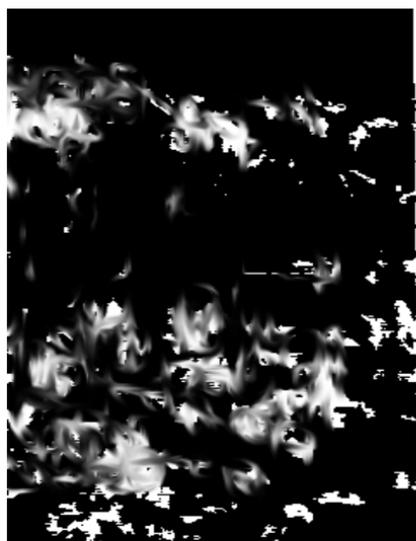


Рисунок 23 - Микроструктура стали P6M5. \varnothing 255мм x 500

Наши исследования подтвердили это предположение. Основной причиной выхода из строя матриц (сталь X12M) является выкрашивание, сколы (рисунок 24), которые происходят по карбидной строчечности волокон. Разрушение начинается в местах скопления крупных карбидов и вдоль их расположения.

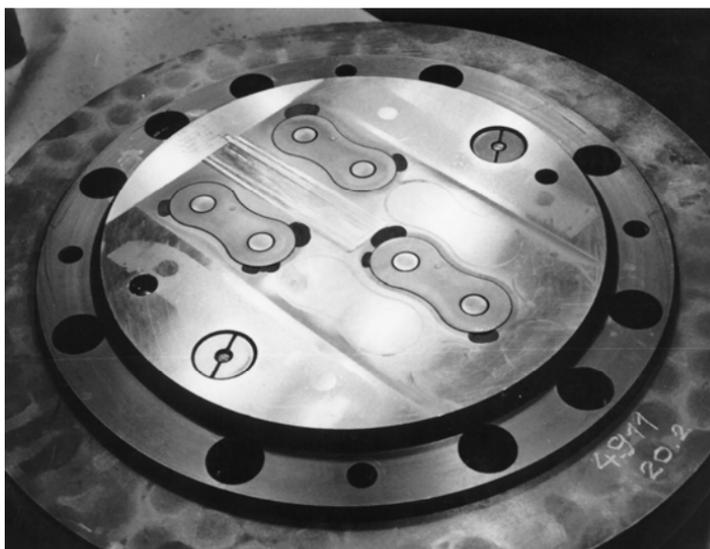


Рисунок 24 - Выкрашивание и сколы матрицы из стали X12M

Дополнительным доказательством может служить повышение стойкости матриц при замене стали X12M на P6M5 с меньшей карбидной неоднородностью: с 30-40 тысяч ходов до 100 тысяч ходов. Кроме того, в матрице из стали P6M5 не наблюдаются аналогичные сколы.

Ковка вырубных пуансонов должна придать вертикальное направление волокон для повышения сопротивления сжатию и растяжению. В этом случае наблюдается обрыв крепежной части вдоль волокон.

Такие же поломки наблюдались при работе пробивных пуансонов (рисунок 25).

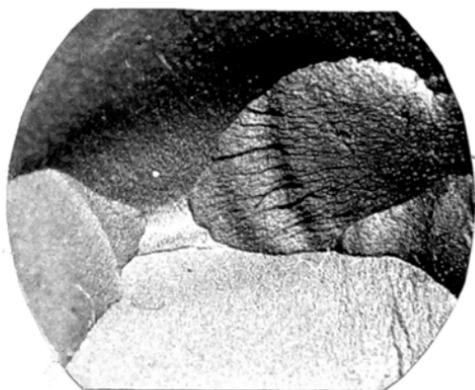


Рисунок 25 - Обрыв крепежной части пробивного пуансона

Для их устранения внесены конструктивные изменения. Так, толщина крепежного пояса для вырубных пуансонов увеличена с 10 мм до 13 мм (рисунок 26). У пробивных пуансонов (рисунок 27) изменили толщину головной части с 5 мм до 7 мм и выполнили переход радиусом 1 мм. После этих мер обрывы прекратились.

Однако причиной выхода Средняя стойкость вырубных пуансонов из стали P6M5 - 7000 ходов, пробивных - (12-15) тысяч ходов. Однако стойкость их колеблется в широких пределах от 500 до 20000 ходов. Основной причиной выхода из строя является выкрашивание и скол рабочих кромок. Наблюдения за эксплуатацией прессов показали, что инструмент не работает до износа или потери размера, а преждевременно выходит из строя из-за разрушений.

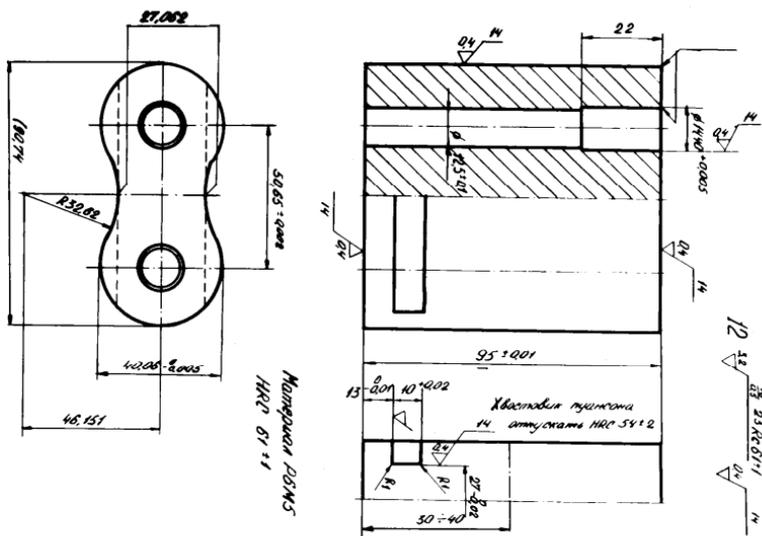
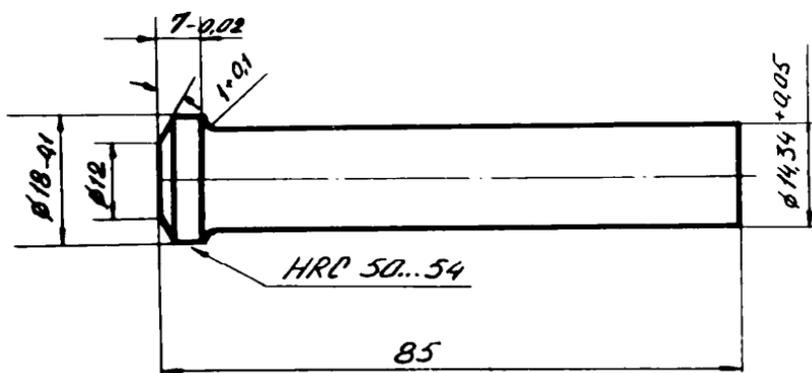


Рисунок 26 - Чертеж вырубного пуансона



Материал ДВМС
HRC 62...66

Рисунок 27- Чертеж пробивного пуансона

Наши исследования позволили установить следующие причины неудовлетворительной стойкости инструмента:

- повышенная твердость инструмента (HRC 62-64), и, как следствие, пониженная ударная вязкость;
- карбидная неоднородность структуры применяемых инструментальных сталей (X12M, P6M5);
- повышенная твердость и загрязненность полосы из стали 30ХН3А;
- неудовлетворительное качество смазки;
- неточная наладка штампа;
- наличие мелких металлических частиц на режущей кромке матрицы;
- колебания температуры на участке прессов.

Следует обратить внимание на качество материала пластин из стали 30ХН3А. Условия чистовой вырубki требуют невысоких значений прочности и твердости σ_b (500 МПа, HB 200), однородной зернистой структуры и др. Неоднородная структура, разброс по твердости (HB 160-270) в пределах плавки и даже одной полосы в значительной степени предопределяет тяжелые условия работы инструмента и, как следствие, его низкую стойкость.

Повышение стойкости инструмента можно достичь путем снижения твердости до HRC 56-59 для стали P6M5. При такой твердости достигается увеличение прочности и вязкости. Высокая твердость HRC 62-64, которая придается инструменту, изготовленному фирмой, должна обеспечить повышенную износостойкость. Действительно при чистовой вырубке малоуглеродистых сталей с твердостью HB < 160, главным критерием стойкости является износ инструмента. Но в данных условиях при вырубке пластин из стали 30ХН3А высокая твердость инструмента приводит к преждевременным разрушениям и до износа инструмент не работает.

Для подтверждения этого предположения нами были проведены стойкостные испытания вырубных пуансонов фирмы “Файнтул” после дополнительного отпуска при 580, 600, 620 °С на твердость HRC 60-61, HRC 59-60, HRC 58-59 соответственно. С целью защиты пуансонов от окисления и обезуглероживания отпуск осуществляли в среде аммиака с одновременным азотированием в течение 15-20 мин при окончательной температуре нагрева.

Результаты испытаний показали повышение стойкости вырубных пуансонов от 7 тысяч ходов при твердости HRC 62-64 до 10 тысяч хо-

дов при твердости HRC 60-61; 12 тысяч ходов - при твердости HRC 59-60; 15 тысяч ходов - при твердости HRC 58-59;

То есть наблюдается увеличение стойкости при снижении твердости инструмента.

из строя инструмента по-прежнему является выкрашивание рабочих кромок инструмента.

На основании вышеизложенного можно сделать вывод, что главным критерием стойкости инструмента при вырубке пластин из стали 30ХН3А должно быть повышение прочности и вязкости стали и равномерное распределение карбидных частиц.

Проведенные нами испытания пробивных пуансонов из стали 6Х4М2ФС (ДИ-55) при твердости HRC 60-61 и дополнительном азотировании в течение 12 мин при 540 °С показали увеличение стойкости инструмента в 1,5-2 раза, по сравнению со стойкостью пуансонов из стали Р6М5 при твердости HRC 60-62 без азотирования. Стойкость пуансонов из стали Р6М5 10-15 тысяч ходов, а стойкость пуансонов из стали ДИ-55 - 27 тысяч ходов. При этом выкрашивания и разрушений не наблюдалось, пуансоны сняли с эксплуатации из-за износа рабочей части (притупление рабочей кромки).

Отсутствие сколов у пуансонов из стали 6Х4М2ФС объясняется ее высокой вязкостью и прочностью. Недостаточная износостойкость - отсутствием избыточной карбидной фазы.

При повышении удельных и особенно знакопеременных нагрузок износостойкость зависит также от распределения и размеров карбидов. Карбидные частицы, выходящие на поверхность трения в виде крупных скоплений или полос, могут выкрашиваться, выполняя тогда роль дополнительного абразива, ускоряющего износ.

Определенные условия предъявляются и к металлической основе. Необходимо, чтобы она была вязкой для предотвращения сколов рабочей кромки. Поэтому зерно стали должно быть мелким, а мартенсит иметь скрытно-кристаллическое строение.

В последнее время фирма "Файнтул" поставила заводу вырубные пуансоны, изготовленные из порошковой быстрорежущей стали ASP 23 следующего химического состава: 1,27% C ; 0,3 % Si ; 0,3 % Mn ; 4,2 % Cr ; 5,0 % Mo ; 6,4 % W ; 3,1 % V.

Отличительными особенностями этих сталей, создаваемыми условиями их производства, являются идеальное распределение карбидов и их чрезвычайно мелкое распределение (рисунок 28), не встречающееся в сталях обычного металлургического передела. Размеры избыточных карбидов не превышают 1-2 мкм вместо 7-8 мкм в обычных сталях.

Характерно, что размеры карбидов остаются неизменными как в мелких, так и в крупных заготовках диаметром до 200 мм. Следовательно, в этих сталях не проявляется влияние масштабного фактора. Однако даже при таком равномерном распределении мелких карбидов выкрашивание рабочей кромки происходит из-за высокой твердости HRC 62-64 и недостаточной вязкости матрицы.

В то же время исследование изломов режущих кромок пуансонов показали, что разрушение имеет усталостную природу (малоцикловая усталость). На изломах отчетливо просматриваются две зоны разрушения. Более светлая - зона зарождения и распространения усталостной трещины, а более темная - зона долома [54].

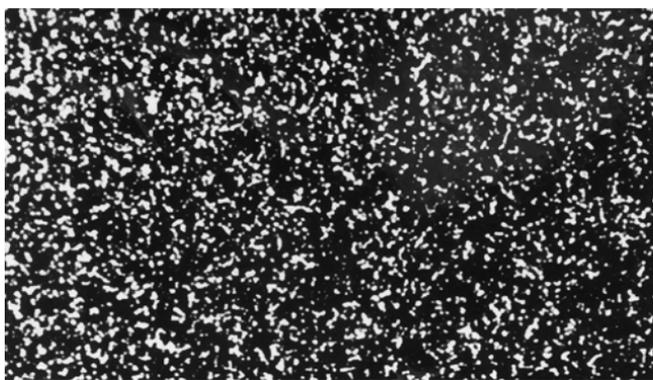


Рисунок 28 - . Распределение карбидов в стали ASP 23 × 500

Фрактографические исследования подтвердили, что в очаге зарождения и развития усталостной трещины четко просматриваются два участка с характерными для них структурами разрушения. Первый участок от края пуансона имеет типичную структуру циклической перегрузки. Площадь данной зоны уменьшается с увеличением нагрузки на пуансон и при некоторой критической амплитуде напряжения исчезает совсем. В этом случае стойкость пуансонов исчисляется несколькими десятками ходов. Вторая зона примыкает с одной стороны к первой, с другой - к зоне долома. Она значительно меньше первой и резко неоднородна. В ней участки хрупкого разрушения чередуются с участками вязкого разрушения. Наличие последних свидетельствует о начавшемся доломе, так как у быстрорежущих сталей, разрушающихся практически

только хрупко, следы пластической деформации возможны лишь в начальный момент разрушения.

* Возникновение и распространение усталостной трещины обусловлено знакопеременными силами трения, действующими на боковую поверхность пуансона при его внедрении и возврате из штампуемого материала. Можно рекомендовать увеличение стойкости пуансонов за счет повышения сопротивления усталости их материала, снижение возникающих в инструменте растягивающих напряжений путем изменения его геометрии, а также за счет снижения усилий, действующих на боковую рабочую поверхность.

Так, на основании известных положений о том, что максимальные значения предела упругости и малоциклового усталости (испытание на сжатие стали Р6М5) достигается при твердости HRC 57-59 [1, 55], а значение вязкости, прочности и упругости дополнительно улучшаются после отпуска на 20⁰С выше принятых температур дисперсионного твердения [56], нами разработан и внедрен в производство следующий режим термической обработки инструмента из стали Р6М5:

- закалка стали от 1140-1160⁰С;
- промежуточный отпуск 400⁰С, 1 час;
- отпуск 580-590 ⁰С, 2 раза по 1 часу на твердость HRC57-59 (рисунок 29) [57].

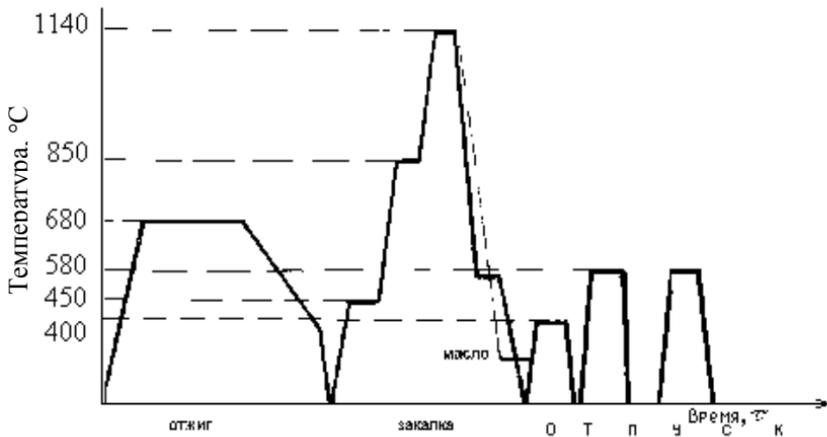


Рисунок 29 - График режима термической обработки вырубных пуансонов из стали Р6М5

Дополнительное теоретическое обоснование способа заключается в том, что закалка стали Р6М5 от пониженной температуры (1140 °С) вместо 1210-1230 °С, то есть на 60-80 °С ниже известной, повышает температуру начала мартенситного превращения до 240 - 260 °С.

Поэтому в структуре стали наряду с мартенситом и остаточным аустенитом содержится 13-15 % нижнего первичного бейнита, структуры менее напряженной, с более низким удельным электросопротивлением и повышенной теплопроводностью.

Промежуточный отпуск 400-420 °С, 1 ч. повышает температуру вторичного превращения при последующем высоком отпуске.

Первый отпуск при 580-590 °С, 1 ч. вызывает появление в структуре 12-15 % нижнего вторичного бейнита, уменьшает электросопротивление и повышает теплопроводность.

Второй отпуск при 580-590 °С, 1 ч. уменьшает количество остаточного аустенита, что уменьшает электросопротивление и повышает теплопроводность.

Дисперсионное твердение карбидов при высоком отпуске 580-590 °С обеспечивается выделением карбидов типа M_6C , а также чрезвычайно дисперсионных карбидов хрома $M_{23}C_6$ и M_7C_3 , повышающих вязкость и прочность стали.

Окончательный отпуск после шлифовки при 400-450 °С. 2-4 ч., проводят с целью снятия напряжений, уменьшения электросопротивления и стабилизации остаточного аустенита.

Кроме того, после механической обработки (перед закалкой) предусматривается высокий отпуск при 680 °С, 2 ч. для снятия напряжений и предупреждения закалочных трещин.

Внедрение разработанного режима термической обработки вырубных пуансонов на прессах "Файнтул" позволило повысить их стойкость от 5-7 тыс. до 15-20 тысяч ходов. Поломки и сколы прекратились. Разрушений из-за малоциклового усталости не наблюдается. Выход из строя происходит по затуплению рабочих кромок, то есть по износу.

Применение азотирования или нанесение покрытий нитридов титана дополнительно повышает стойкость пуансонов в 1,5-2,0 раза.

4.3 Ковка заготовок из проката быстрорежущих сталей

1 Задача ковки заготовок из быстрорежущих сталей состоит в следующем:

- получить поковку требуемых размеров;
- разбить ледебуритную эвтектику и карбидную сетку;

– измельчить карбиды и создать равномерное распределение их по всему объему поковки.

2 Быстрорежущие стали обладают низкими теплопроводностью и пластичностью, значительной карбидной неоднородностью, поэтому для получения максимальных механических свойств и оптимальной микроструктуры при ковке требуется повышенный уков и специальная технологияковки.

3 Весь процессковки необходимо, по возможности, производить за один нагрев. Если повторный нагрев заготовок в процессековки окажется неизбежным, то после него обязательно должна следовать энергичнаяковка для измельчения зерна, выросшего при нагреве.

4 Первые удары при ковке должны быть легкими. Последующаяковка ведется быстрыми ударами молота с постоянной кантовкой после каждого 1-2 ударов.

5 Наиболее эффективным способом улучшения структуры является “перепутывание” волокон путем попеременной осадки и протяжки.

6 Для получения карбидной неоднородности не выше балла 2...4 следует производить многократнуюковку, чередуя операцию осадки с операцией протяжки “через полосу”.

7 Чтобы при осадке не происходило искривления заготовки, ее необходимо ставить на нижний боек под углом и осаживать с ребра, все время поворачивать вокруг ее вертикальной оси. Затем заготовку осадить до требуемой высоты, поставив ее на середину бойков.

8 При протяжке коротких заготовокковку необходимо производить малыми подачами поперек бойков с таким расчетом, чтобы один конец заготовки все время выступал из-под плоскости бойков в одну или другую сторону подачи.

9 Протяжку заготовки при многократной ковке нужно проводить на такую толщину, чтобы ее можно было протянуть с узкой грани на квадратное сечение, обжать ребра протянутой заготовки, а затем осадить в торец до требуемой высоты.

10 Целесообразно повторение осадки и протяжки 3...4 раза при следующей последовательности операций:

- осадка на $1/3...1/2$ высоты исходной заготовки;
- протяжка примерно до длины исходной заготовки “через полосу” на квадрат с округлением;
- повторение этих операций;
- окончательнаяковка до заданных размеров и конфигурации.

Распределение карбидов послековки с соблюдением рациональной технологии снижается на 1,5-2,0 балла.

Вырубные пуансоны необходимо изготавливать из круга диаметром (65...80 мм с многократной осадкой и протяжкой при ковке для улучшения распределения карбидов, исходное сечение ограничивается лишь тем, что длина заготовки не должна превышать диаметра более чем в 2,5 - 3 раза. При осадке структура часто не улучшается, а ухудшается - полосчатое расположение карбидов становится сетчатым.

Большое значение имеет соблюдение температурного режима нагрева иковки инструментальных сталей. Заготовки помещают в печь при 400...600 °С, выдерживают 60 мин. Дальнейший нагрев до 900 °С, выдержка - 60 мин. Ускоренный нагрев до температуры начала горячей деформации - 1100-1150 °С. Окончаниековки - 850-900 °С. Охлаждение после окончания деформации замедленное - в сборниках, в песке или с печью (рисунок 30).

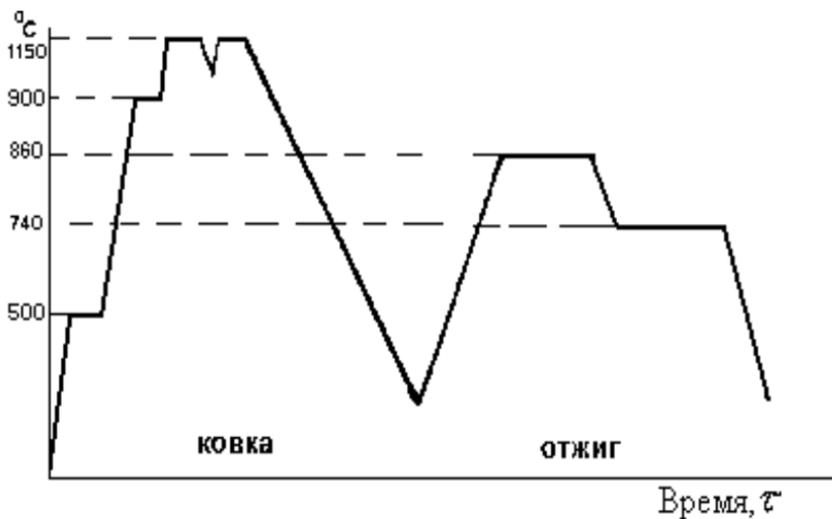


Рисунок 30 - Схема температурного режима ковки и отжига стали Р6М5

4.4 Брак при ковке и причины его образования

1 **Поперечные трещины** (“ковочный крест”) в сердцевине поковки могут возникать в следующих случаях:

- от чрезмерно быстрого нагрева заготовок под ковку, особенно в интервале температур 800...900 °С;
- при ковке не полностью прогретой заготовки, имеющей малоэластичную сердцевину;
- при протяжке коротких заготовок, когда вся заготовка покрывается поверхностью бойка на его ширине;
- при ковке мелких заготовок без подогрева бойков, в особенности нижнего. При этом у поковки трещины образуются с одного торца;
- при ковке заготовок, в сердцевине которых следы усадочной рыхлости или пористость, нарушающие или ослабляющие сплошность металла.

2 **Мелкие трещины** на поверхности поковки, главным образом на острых углах - результат ускоренного охлаждения поковки в периодковки на молоте. Для предупреждения этого вида брака необходимо:

- вести ковку быстрыми ударами молота с постоянной кантовкой после каждого одного - двух ударов;
- образующиеся острые углы немедленно забивать.

3 **Раскалывание заготовки** на несколько кусков еще под молотом может быть от следующих причин:

- чрезмерный перегрев металла при нагреве под ковку с образованием легкоплавкой эвтектики по границам зерен или даже с окислением границ зерен. Поверхность в этом случае имеет грубозернистый темный (серовато - синий) окисленный вид;
- чрезвычайно быстрый нагрев перед ковкой, при котором образуются напряжения, создающие трещины. Трещины выходят на поверхность заготовки. Поверхность металла по трещине гладкая и окисленная.

4 **Нафталинистый излом** - крупнозернистое строение со своеобразными блестками. Получается в случае окончанияковки при высоких температурах с малой степенью деформирования.

5 **Ледобуритная эвтектика и карбидная сетка**, сохраненные в микроструктуре поволоков, являются признаком недостаточно интенсивнойковки.

6 **Зажимы и складки** возникают в процессе протяжки при малых проходах с глубоким обжимом. Для предупреждения этого вида брака

необходимо, чтобы величина подачи была всегда больше глубины обжима.

7 **Продольные трещины** на поверхности поковок и нижележащих слоях возникают из-за чрезмерно быстрого охлаждения послековки.

Режимы отжига поковок:

- нагрев до 860 °С, выдержка 2...3 часа;
- охлаждение до 740 °С, выдержка 2...3 часа;
- охлаждение заготовок вместе с печью до 450 °С.

Отжиг должен обеспечить:

- снятие внутренних напряжений;
- получение более мелкой и однородной структуры для последующей термической обработки и снижения твердости для улучшения обрабатываемости резанием.

4.5 Шлиценакатный инструмент

В последние десятилетия внедрен ряд методов накатывания шлицев на валах и зубьев шестерен, разработаны новые способы их формирования.

Так, шлиценакатные станки конструкции НПО АНИТИМ (г. Барнаул) позволяют производить многопроходное накатывание в холодном состоянии шлицев на валах с различными конструктивно-технологическими особенностями, обеспечивая высокую производительность, достаточную размерную точность и качество.

При внедрении и эксплуатации оборудования остро встают вопросы повышения стойкости инструмента.

В зависимости от формы деформируемых шлицевых канавок вала рабочие профили накатных роликов подразделяются на прямобочные и эвольвентные, которые должны соответствовать профилю шлицевой впадины (рисунки 31, 32).

На стойкость накатных роликов влияет ряд факторов обрабатываемой заготовки, инструмента и накатного станка:

- марка стали и ее механические свойства, предварительная термическая обработка, отклонение от расчетного диаметра заготовки геометрической формы и др.;
- конструкция инструмента, марка стали, карбидная неоднородность исходного материала и полученной структуры послековки, режимы термической обработки, способы покрытий;

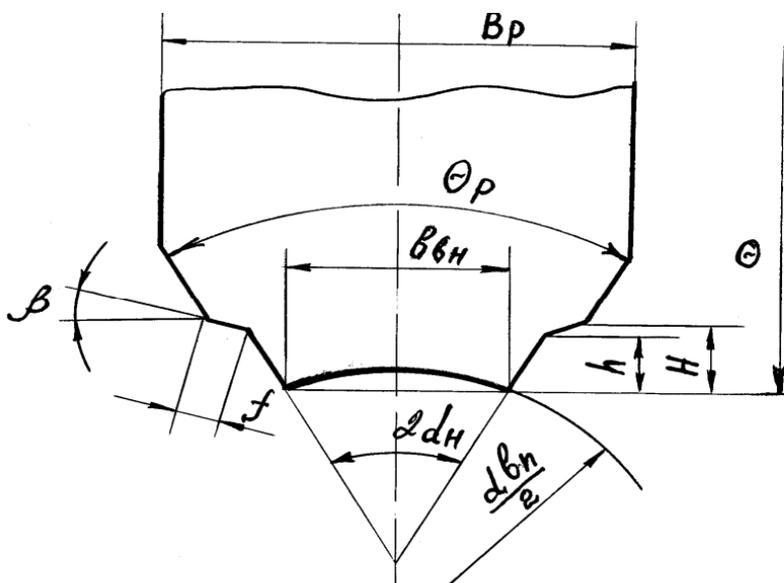


Рисунок 31 - Рабочий профиль ролика для прямоугольных шлицев

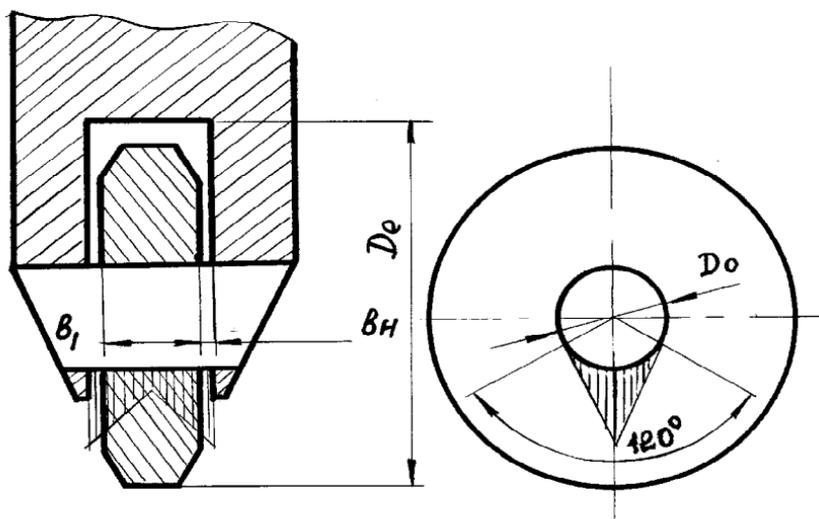


Рисунок 32 - Схема к расчету размеров накатного ролика

- состояние накатного станка (геометрическая точность и жесткость основных узлов);
- условия эксплуатации (режимы накатывания, охлаждения и смазки в процессе работы, культура производства).

Поломка роликов обусловлена не только энергонапряженной схемой процесса, но в большей степени качеством, структурным состоянием и физико-механическими свойствами применяемого металла.

Несмотря на большое различие между пуансонами чистовой вырубki и накатными роликами существует много общего в условиях их работы, причины выхода из строя инструмента, зависимости его работоспособности от качества изготовления и выбора материала, режимов ковки, термической обработки и способов поверхностного упрочнения; то есть - это тяжело нагруженный инструмент холодного деформирования исходного материала высокой прочности ($\sigma_g \geq 500$ МПа).

Основные виды разрушений:

- усталостное разрушение (кольцевые усталостные трещины по рабочему профилю ролика на глубине порядка 1 мм от поверхности);
- сквозные радиальные трещины;
- угловые, поперечные трещины;
- выкрашивания по рабочему профилю.

Кольцевые усталостные трещины обусловлены энергосиловой схемой процесса накатки шлицевых валов, несмотря на то, что этот вид разрушения характерен для данного процесса и возникает независимо от марки инструментальной стали, применяемой для роликов, период предшествующий его возникновению, различен для сталей разных марок. Он минимален для стали X12M - 1200+1500 прокатных валов.

Кольцевые трещины возникают симметрично на боковых поверхностях рабочего профиля на расстоянии, примерно равном половине высоты шлица. По мере прокатки эти трещины развиваются по длине и ширине и соединяются в одну кольцевую трещину концентричную наружной поверхности ролика и поверхности посадочного отверстия. Этому способствует попадание в них смазки и твердых частиц, взвешенных в ней.

Развитие трещин сопровождается появлением по всей их длине мелких выкрашиваний, имеющих вид точечного отшелушения тонкого поверхностного, как бы нагартованного слоя металла, что свидетельствует о скрытом развитии усталостного разрушения внутри рабочего профиля ролика. В изломе кольцевого отслоения видны гладкие с бле-

ском участка очага разрушения и зоны постепенного развития усталостного разрушения, а также матовые участки зоны долома.

Сквозные радиальные трещины появляются из-за возникновения в ролике при эксплуатации рабочих напряжений, превышающих предел прочности металла, а также неудовлетворительной структуры: карбидная неоднородность, низкое качествоковки и термической обработки. Характер излома радиальной трещины свидетельствует, что она образуется на поверхности рабочего профиля в местах концентраторов напряжений (выкрашиваний, вмятин, прижогов, рисок) и распространяется вглубь в направлении посадочного отверстия. В некоторых случаях радиальные трещины возникают из-за прогиба оси, если она имеет низкую жесткость.

Угловые поперечные трещины и выкрашивания по рабочему профилю ролика связаны с конструкцией шлиценкатных роликов. Метод борьбы с этим видом разрушений является изменение формы рабочего профиля ролика, т.е. притупление острых кромок радиусом или фаской.

Правильным выбором марки стали для изготовления роликов можно продлить период их работы без возникновения трещин, а усовершенствованием конструкции радиусного выхода - полностью исключить их появление.

Изучение сил трения имеет первостепенное значение для решения многих технологических вопросов: потребной силы, условий формоизменения, стойкости инструмента.

При накатывании шлицевых валов деформация протекает по сложному незамкнутому контуру, поэтому уширение металла заготовки при внедрении роликов затруднено и является не свободным как при простой прокатке на гладких валках, а вынужденным. Однако особенности механики процесса обуславливают существенное отличие по величине и распределению сил внешнего трения и удельных сил на контактной поверхности очага деформации. При накатывании шлицев процесс осуществляется за счет силы P_x , перемещающий ролик вдоль оси заготовки (рисунок 33). Максимум сил трения находится вблизи входа металла в очаг деформации и перед плоскостью выхода из него.

Для получения точных шлицев к роликам предъявляются высокие требования по точности размеров и форм: овальность и конусность поверхности посадочного отверстия при $D=125$ мм не более 0,005 мм.

Вследствие высоких контактных нагрузок, значительных сил трения в поверхности инструмента, основной сталью для накатных роликов принята быстрорежущая Р6М5.

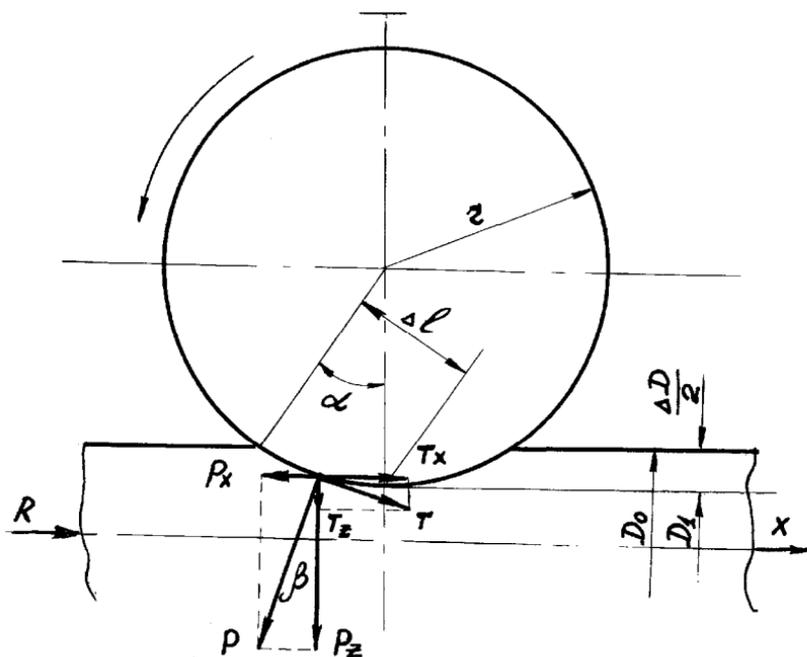


Рисунок 33 -Силы, действующие на металл при формировании шлицев

Заготовку получают ковкой прутка минимально возможного диаметра и карбидной неоднородностью не более 3-4 балла. Качество поковок шлиценакатных роликов обеспечивается трехкратной осадкой (I) с протяжкой на квадрат до исходной высоты (II), перевода квадрата на круг (III) и последняя осадка до требуемых размеров (рисунок 34).

Дополнительное улучшение структуры металла поковки достигается штамповкой заготовки в подкладном кольце, которая обеспечивает хорошую заполняемость полости металла, повышает степень укова, снижает возможность образования трещин (рисунок 34, IV).

Кроме того, при соблюдении температурного режима выполняется условие термомеханической обработки, сопровождающейся образованием полигонизованной структуры стали Р6М5, что дополнительно повышает характеристики прочности и стойкости инструмента.

Подкладное кольцо изготавливалось из стали 40Х после закалки от 860°C и отпуска 580°C на твердость НВ 265-302.

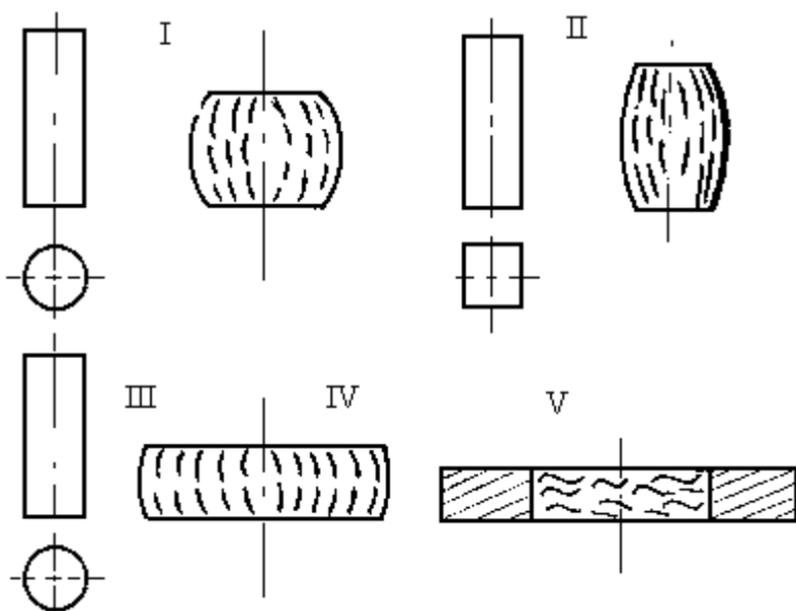


Рисунок 34 - Технологииковки с осадкой в подкладном кольце

Термическая обработка накатных роликов из стали Р6М5 выполняется с температур закали 1180-1200 °С на твердость HRC 59-61 после отпуска при 560-580 °С. Опыт промышленной эксплуатации шлиценкатных станков показывает, что стойкость роликов после такой термической обработки составляет 7-10 тысяч валов.

Результаты исследований показали, что повысить стойкость инструмента возможно достижением максимальных значений малоцикло-вой усталости и предела упругости при сохранении высоких показателей прочности и вязкости стали.

Установлено, что для стали Р6М5 этим требованиям соответствует термическая обработка на твердость HRC 56-58 при циклических нагрузках на инструмент до 1600 МПа. Такие значения твердости можно получить повышением температуры отпуска до 600-620 °С, однако этот путь не решает задачи, так как предшествующие высокие температуры закали сопровождаются ростом зерна, более полным растворением легирующих элементов в аустените и интенсивным выделением

вторичных карбидов при дисперсионном твердении. Перечисленные факторы снижают запас пластичности стали.

Действительно после дополнительного высокого отпуска на твердость HRC 56-58 стойкость вырубных пуансонов чистовой вырубкой увеличилась с 7 тысяч до 12 тысяч ходов. В то время, как разработанный режим термической обработки (закалка от 1140-1160 °С и отпуск при 580 °С на твердость HRC 56-58) позволил увеличить стойкость вырубных пуансонов из стали Р6М5 до 15-20 тысяч ходов, а накатных роликов до 18-25 тысяч валов (таблица 8).

Таблица 8 - Стойкость иллиценакатного инструмента в зависимости от режимов термообработки и карбонитрации

Марка стали	Температура		Твердость HRC	Стойкость, кол-во валов	
	закалки, °С	отпуска, °С		<u>18ХГТ, НВ200</u> Сталь45, НВ250	
				без карбонит.	после карбнитр.
Р6М5	1180	580	59-61	<u>10000</u> 7000	<u>40000</u> 31000
Р6М5	1160	580	56-58	<u>25000</u> 18000	<u>90000</u> 56000
Х6ВФ	1020	520	56-58	<u>20000</u> 15000	<u>84000</u> 50000

Убедительным подтверждением увеличения стойкости тяжелонагруженного инструмента после термической обработки на твердость HRC 56-58, когда достигается высокий комплекс оптимальных значений малоциклового усталости, предела упругости, прочности и вязкости, служит применение для накатных роликов стали Х6ВФ. После термической обработки на твердость HRC 56-58 стойкость составила 15-20 тыс. валов, в то время, как из стали Р6М5 при твердости 59-61 -10 тыс. валов.

Известно, что поверхностное упрочнение повышает выносливость инструмента. Проведенные нами исследования показали увеличение стойкости накатных роликов от 2 тысяч до 9 тысяч валов, то есть в 3-5 раз, как после карбонитрации из стали Х6ВФ, так и из Р6М5. Одновременно проводились сравнительные испытания накатных роликов из стали Р6М5, упрочненных при газовом и ионном азотировании. Дос-

тигнуто увеличение эксплуатационной стойкости от 7000-10000 валов до 15000-20000, то есть в 2,0-2,5 раза, что существенно ниже чем после карбонитрации.

Таким образом, тяжело нагруженный инструмент вырубки, накатки из сталей Р6М5, Х6ВФ и других следует термообрабатывать на твердость HRC 56-58 с последующей химико-термической обработкой, где наилучшие результаты достигаются при карбонитровании.

ГЛАВА 5 ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ШТАМПОВ

Изменить свойства поверхности в необходимом направлении можно различными способами:

1 нанесение на поверхность нового материала с заданными свойствами;

2 изменение состава поверхностного слоя металла.

В первом случае применяют хорошо известные покрытия, такие как гальванические, химические, наплавочные и др. На поверхность металлических сплавов наносят и неметаллические материалы - эмаль, краску, различного рода синтетические материалы.

Во втором случае поверхностные слои металла подвергают диффузионной химико-термической обработке (ХТО), в результате которой на поверхности изделия образуется новый, отличающийся от сердцевины сплав.

ХТО позволяет получить в поверхностном слое изделия сплав практически любого состава и, следовательно, обеспечить комплекс необходимых свойств - физических, химических, механических и др. При этом деталь помещают в среду, богатую элементом, который диффундирует в металле.

5.1 Основные методы упрочнения

1 Насыщение из порошковых смесей (порошковый метод). Этот метод, благодаря простоте процесса, нашел применение в мелкосерийном и серийном производстве для цементации, алитирования (алюминирования), хромирования и т.д.

2 Прямоточный и циркулярный метод диффузионного насыщения в газовых средах. Прямоточный газовый метод позволяет регулировать активность насыщающей атмосферы (потенциал атмосферы), широко применяется в крупносерийном и серийном производстве для

цементации, нитроцементации и азотирования. Газовый метод обеспечивает высокое качество диффузионного слоя и поверхности обрабатываемого изделия. Циркулярный метод находит все более широкое применение при насыщении металлами и кремнием.

3. Диффузионное насыщение из растворов металлов или солей (с электролитом и без). Жидкий метод позволяет сократить длительность процесса, однако, не всегда обеспечивает высокое качество поверхности и стабильности толщины слоя. Применяется в серийном производстве.

4. насыщение из паст и суспензий (шликерный способ). Эти методы не нашли широкого применения, т.к. не всегда обеспечивают получение равномерной толщины покрытия и высокое качество диффузионного слоя. Однако насыщение из паст может быть рекомендовано для местного упрочнения поверхности при обработке крупногабаритных деталей.

5. Диффузионное насыщение с использованием вакуума. насыщение осуществляется испарением диффузионного элемента из сублимированной фазы при высоких температурах и вакууме. Отличается высокой производительностью, качеством и перспективностью.

Выбор того или иного способа насыщения осуществляется в соответствии с видом производств, габаритами обрабатываемого изделия, требуемой толщины слоя и т.д. Процесс ХТО является гетерогенным, т.е. происходящим в различных соприкасающихся фазах, отделенных друг от друга поверхностями раздела и включает три основные взаимосвязанные стадии.

1. Реакция в насыщенной среде (диссоциация) - образование активных атомов и диффузия их к поверхности обрабатываемого металла;

2. Вторая стадия - адсорбация, взаимодействие между атомами насыщающего элемента и обрабатываемой поверхностью;

3. Диффузия - проникновение насыщающего элемента внутрь обрабатываемого металла. Процесс возможен только при условии растворимости диффундирующего элемента в обрабатываемом металле и достаточно высокой температуре, обеспечивающей необходимую энергию атомам.

В результате образуется диффузионный слой, на поверхности которого концентрация наибольшая, а по мере удаления от поверхности - падает. Глубина проникновения будет представлять собой толщину слоя.

Для повышения стойкости штампов используют методы поверхностного упрочнения инструментальных сталей с одновременной оптимизацией состава и температурно-временных режимов их термической обработки. Из общего количества методов поверхностного упрочнения материалов инструмента можно выделить три основные группы: механические, диффузионные и электрофизические. Наибольшее применение в заводской практике получили методы диффузионного упрочнения с легированием поверхностного слоя различными элементами: цементация, азотирование, цианирование, борирование, хромирование, карбонитрирование.

Термодинамическим стимулом процесса химико-термической обработки является разность химических потенциалов насыщающей среды и обрабатываемого материала. Получение структур и свойств диффузионного слоя при химико-термической обработке с целью обеспечения высокой износостойкости довольно широко отражено в литературе. [59-62].

5.2 Цементация

Эта обработка обеспечивает получение высокой твердости и износостойкости (за счет резкого увеличения содержания карбидов), а также усталостной прочности вследствие сжимающих напряжений в поверхностном слое. Цементацию применяют преимущественно для штампов вырубки, вытяжки и осуществляют в твердых или газообразных карбюризаторах перед закалкой (или совмещают с ней в одну операцию).

Инструмент из заэвтектоидных сталей (X, 9XC, XBГ) подвергают цементации в твердом карбюризаторе при $900-910^{\circ}\text{C}$ в течение 9-12 ч. [1]. После замедленного охлаждения до $800-810^{\circ}\text{C}$, охлаждают под воздушным душем до $100-150^{\circ}\text{C}$, а затем в масле. Отпуск осуществляют при $150-180^{\circ}\text{C}$. Содержание углерода в поверхностных слоях после цементации возрастает до 1,5-1,7 %; твердость составляет HRC 63-65.

В последнее время находит все более широкое применение цементация сталей типа 2X13 при $980-1000^{\circ}\text{C}$ в течение 6-8 ч. с последующей закалкой от $940-960^{\circ}\text{C}$ и отпуском $180-200^{\circ}\text{C}$. После такой обработки образуется упрочненный слой толщиной 0,3-0,4 мм с твердостью HRC 62-65, представляющей собой мартенсит с равномерно распределенными мелкими глобулярными карбидами при твердости сердцевины HRC 38-41. Стойкость вырубных штампов из таких сталей в

два - три раза превышает стойкость инструментов из заэвтектидных и высокохромистых сталей.

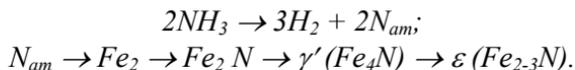
Представляется перспективной высокотемпературная цементация в вакууме [63, 64].

Обрабатываемые детали загружают в печь при разрежении 10^{-4} мм рт.ст., затем нагревают до 1040°C . Процесс заключается в том, что цементацию проводят, непосредственно вводя углеродосодержащие газы, такие как метан, метан с водородом или пропан в зависимости от типа печей. Из-за вакуумного нагрева время цементации уменьшается. Это связано с высокой температурой и активизацией поверхности. После цементации вводят газообразный азот и охлаждают до $550-600^{\circ}\text{C}$, после этого снова нагревают до 850°C и закаливают. Закалку в масле проводят в закалочной ванне, комплектуемой вместе с печью. Применяют специальное вакуумное масло для закалки. При вакуумном нагреве продолжительность цементации в половину меньше, чем при газовой цементации, но при температуре цементации более 1000°C печи, применяющиеся для прежней газовой цементации, не пригодны из-за отсутствия высокотемпературной прочности.

5.3 Азотирование

Азотированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом при нагреве его в аммиаке. Азотирование повышает твердость поверхностного слоя, его износостойкость, предел выносливости и сопротивление коррозии в таких средах, как воздух, вода, пар и т.д. Твердость азотированного слоя заметно выше, чем цементируемой стали.

Процесс азотирования проводят при $500-600^{\circ}\text{C}$ в атмосфере частичного диссоциированного аммиака:



Азотированный слой на железе состоит из нитридной зоны Fe_{2-3}N и Fe_4N и подслоя азотистого феррита (α -фаза), в котором при охлаждении выделяются нитриды железа Fe_4N .

При азотировании легированных сталей образуются нитриды Cr_2N , Mo_2N , VN и др., которые выделяясь в (α -фаза) препятствуют движению дислокаций и тем самым повышают твердость азотирован-

ного слоя. Наиболее сильно повышают твердость нитриды ванадия, хрома, молибдена, а также алюминия, который растворяется в (γ' -фазе).

Известны многочисленные виды низкотемпературного газового азотирования, отличающиеся составом применяемой газовой среды. Иногда для этой цели используют неразбавленный аммиак, но имеются убедительные данные, свидетельствующие, что получающийся при этом диффузионный слой обладает повышенной хрупкостью, поэтому процесс неприемлем для тонколезвийных инструментов.

Повышение пластичности поверхностной зоны и ее эксплуатационных свойств при газовом азотировании может быть достигнуто путем частичной диссоциации аммиака и разбавлением его азотом или углеродосодержащими компонентами природного и светильного газа, эндогаза, экзогаза (процесс нитроцементации). Иногда для активации процесса в аммиачно-водородную смесь вводят кислород или воздух; такой процесс называется нитроокислением.

Наиболее просто реализуется процесс азотирования в атмосфере предварительного диссоциированного аммиака в смеси со свежим аммиаком. Степень диссоциации аммиака поддерживается в пределах 30-55%.

Из жидких карбюризаторов, применяемых для низкотемпературной нитроцементации инструментов из быстрорежущей стали, чаще используется триэтанолламин ($C_2H_5O_3$)N. Азотирование с применением триэтанолламина можно проводить по нескольким технологическим схемам: в среде продуктов пиролиза триэтанолламина без добавки или с добавками аммиака. В последнем случае аммиак подается в печь при температуре процесса, а нагрев и охлаждение проводят только в продуктах разложения триэтанолламина. Для исключения охрупчивания слоя длительность процесса при температуре $560^{\circ}C$ не должна превышать 4 ч при азотировании в триэтаноллаmine и 2 ч при насыщении в смеси аммиака и триэтанолламина. Азотирование может проводиться также при подаче триэтанолламина через водоохлаждаемый дозатор непосредственно в печь без предварительного пиролиза. При азотировании инструментов без предварительного пиролиза рекомендуется небольшое количество триэтанолламина: 2 капли в 1 мин на 1 дм^3 объема печи. При таком расходе этого продукта активность среды уменьшается и смолистые вещества не образуются. В течение выдержки 1-4 ч при температуре $560^{\circ}C$ на стали P6M5 образуется слой толщиной 0,015-0,040 мм с высокой твердостью.

Проведение предварительного высокотемпературного пиролиза триэтанолламина в отдельной печи при $900-910^{\circ}C$ расширяет технологию

ческие возможности азотирования, уменьшает образование смолистых соединений и тяжелых углеводов, обеспечивает большой диапазон ведения и регулирования процесса по насыщающей активности диффундирующих компонентов - азота и углерода.

В практике широко известно азотирование инструментальных сталей. В основном азотирование используется в качестве окончательной операции и позволяет повысить износостойкость против налипания и схватывания, но повышенная хрупкость слоя ограничивает применение данного метода. Возможно применение азотирования, как способ обработки перед закалкой. Это обеспечивает повышение прочности и вязкости слоя и плавный переход слоя, а также устраняет сетку и прожилки хрупкой ε -фазы. В работе [65] отмечается полезность применения поверхностного пластического деформирования перед азотированием, так как оно способствует улучшению качества поверхности и повышает предел выносливости обрабатываемого изделия. Применение пластической деформации при насыщении поверхности углеродом также оказывает влияние на кинетику процесса [66]. С увеличением степени пластической деформации возрастает микротвердость, причем чем ближе измеряемый слой и поверхности контакта с карбюризатором, тем выше его микротвердость при данной температуре и степени деформации. Полученные результаты свидетельствуют об увеличении диффузионной подвижности углерода в (α - и γ -железе) при совместном воздействии пластической деформации и повышенных температур.

5.4 Карбонитрация

Процесс диффузионного насыщения поверхности инструментов азотом и углеродом в расплавах циановокислого калия (KCNO), циановокислого натрия (NaCNO) или их смесей, названный карбонитрацией [67], как и жидкостное цианирование, осуществляется при температуре 550-560⁰C с выдержкой до 20 мин, что исключает возможность снижения твердости в сердцевине инструмента. Предпочтительным считают применение для данной цели циановокислого калия, имеющего более низкую температуру плавления ($t_{пл} = 320^0C$). В расплаве циановокислого калия формирование диффузионного слоя происходит следующим образом:



Азот, образующийся по реакции, в момент выделения обладает большой химической активностью, диффундирует в металл и растворяется в α -фазе, насыщая ее до предела растворимости. При дальнейшем насыщении на поверхности металла образуются фазы со структурой ε - и γ -нитридов. Последние, являясь фазами переменного состава, способны растворять также и некоторое количество углерода в результате реакции с окисью углерода и должны рассматриваться как карбонитридные фазы $Fe_3(CN)$ и $Fe_4(CN)$, имеющие структуру нитридов. Глубина диффузионного слоя при карбонитрации примерно такая же, как и при жидкостном цианировании. Темнотравящаяся зона диффузионного слоя состоит из мартенсита с вкрапленными в него высокодисперсными нитридами легирующих элементов и карбидов, легированным азотом. Микротвердость этой зоны слоя плавно уменьшается от максимального значения у поверхности до постоянного значения у сердцевинны.

В результате карбонитрации сверл с вышлифованным профилем диаметром 8 мм из стали Р6М5 стойкость их возрастает в 1,5-2 раза или примерно в той же степени, как и в результате жидкостного цианирования в среде, содержащей 45-50% $NaCN$. При сравнении этих двух процессов необходимо иметь в виду, что в ваннах для карбонитрации содержится обычно 2-6% группы CN, т.е. значительно меньше, чем в ваннах для жидкостного цианирования (~26% CN); однако при проведении процесса карбонитрации это не освобождает от необходимости строгого соблюдения тех же правил и условий техники безопасности, что и при жидкостном цианировании.

Вместе с тем стоимость KCNO примерно в 6 раз выше, чем стоимость $NaCN$, а удаление с поверхности инструментов образующего при карбонитрации сажистого налета довольно затруднительно.

Первые сравнительные испытания стойкости инструмента были проведены в МВТУ в 1972 г. Они показали, что стойкость инструмента, подвергнутого такой обработке, возрастает по сравнению со стойкостью стандартного инструмента в 2,5-3,0 раза.

Применение карбонитрации обеспечивает повышение усталостной прочности на 50-80%, резкое повышение сопротивления износу по сравнению с цементацией, нитроцементацией, азотированием. Процесс карбонитрации прост в осуществлении, не требует сложного оборудования. Стоимость обработки по методу карбонитрации незначительна, она составляет около 1-2% стоимости инструмента.

НПО АНИТИМ разработана установка для упрочнения деталей штампов и прессформ в расплавах солей методом карбонитрации. Производительность установки 20 кг/ч; максимальные габариты обрабатываемых деталей 220x220x250 мм; установленная мощность 63 кВА; габаритные размеры, м: длина - 12,5; ширина - 2.

Технологические агрегаты установки автономны и позволяют производить их монтаж в соответствии с условиями цеха.

Для приготовления расплавов можно использовать как 100% исходные вещества, так и получать сплавлением карбамида и карбоната. Как более доступный выбран второй способ - сплавление карбамида $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ (ГОСТ 2081-92) и карбоната калия KCO_3 (ГОСТ 10690-73) в соотношении 1:1. В результате получается рабочий расплав с исходным соединением компонентов, %:

цианид калия - 82-83;

карбонат калия - 17-18.

В процессе обработки деталей в расплаве идет накопление карбоната калия, предельно допустимая концентрация которого не должна превышать 25%, а нижняя концентрация не менее 15%. Снижение содержания карбоната производится введением карбамида при температуре 400°C , а повышение - добавлением карбоната, либо проработкой расплава воздухом. При правильном ведении процесса в ванне карбонитрации (температура не выше 600°C и продувка расплава воздухом 2-3 л/час на 1 кг расплава) содержание цианидов не превышает 0,3%.

Упрочнение деталей инструмента для прессования порошковых изделий (из сталей X12M, X12Ф1, 4Х4ВМФС) матриц для высадки шестигранной головки, матриц и пуансонов конической шестерни, дорнов для протяжки порошковых деталей показали увеличение стойкости инструмента в 2,0-2,5 раза [67].

Автор работы, отмечая возможность накопления в расплаве небольшого количества цианидов, усовершенствовал процесс карбонитрации инструментов из быстрорежущей стали, предусмотрев проведение после нее операции оксидирования в растворе, содержащем в г/л: 550 - 600 NaON и 150 - 200 NaNO_2 при температуре 140°C в течение 20 мин.

В случае, если в расплаве цианата окажутся малые количества цианидов, то при оксидировании в водном щелочно-нитритном растворе они окислятся и нейтрализуются. Отмечается также, что этому существенно помогает присадка в раствор железного купороса, необходимое количество которого может быть рассчитано для обеспечения полной ликвидации цианидов в самом растворе.

Таким образом, вся масса соли, увлекаемая инструментом из цианатной ванны, нейтрализуется в щелочно-нитритной ванне оксидирования. Постепенно в ней накапливается углекислая соль, поэтому указывается на необходимость периодической смены состава оксидирующего раствора.

Но этими мероприятиями и ограничиваются меры безопасности при карбонитрации. Однако данная концепция представляется неубедительной, так как, во-первых, остается неясным вопрос, где и как нейтрализовать шламы, отходы солей, тигли при ремонте печи и т.д. Во-вторых, накопление цианидов в ванне может резко увеличиться, например, при случайном повышении температуры процесса сверх указанной выше, и очистка от цианидов будет еще более затруднена. Поэтому при использовании процесса карбонитрации даже и в модернизированном виде остается необходимость проведения ее в тех же условиях, что и цианирования.

Отличительной особенностью процесса азотирования в жидких средах авторы работы считают продувку расплава воздухом (кислородом, реже аммиаком) и проведение процесса в титановых тиглях. Перед азотированием детали обезжиривают, промывают в горячей воде, просушивают и после подогрева до 350-450⁰С загружают в ванну. Оборудование для жидкого азотирования представляет собой комплект ванн для предварительного подогрева, азотирования, охлаждения и промывки деталей или инструментов.

После жидкого азотирования в цианид-цианатных расплавах и на основе карбамида отработанные соли и осадки обезвреживают смесью железного купороса и гашеной извести или окислением цианидов гипохлоридом натрия (NaClO). Горячую промывную воду нейтрализуют 5-7% раствором железного купороса или применяют для этой цели гипохлорид натрия.

В качестве достоинства жидкого азотирования отмечают высокую скорость нагрева, незначительные деформации и изменения размеров готовых изделий и небольшая длительность процесса.

К недостаткам карбонитрации в растворе солей следует отнести нестабильность процесса вследствие истощения раствора, сопровождающееся “шелушением” упрочненного слоя (рисунок 35). Более серьезным недостатком является утилизация отходов раствора, тиглей и кладки печей.

После жидкостного цианирования получаются менее стабильные результаты и несколько меньшая глубина упрочненного слоя, чем после газового.

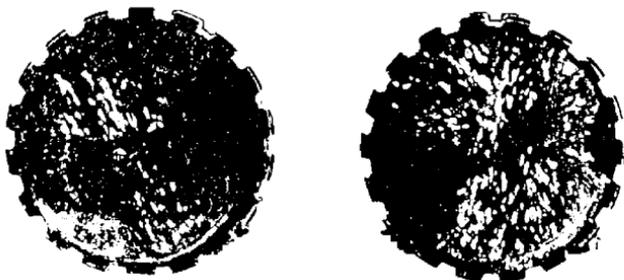


Рисунок 35 - Шелушение поверхности тарелки клапана после испытаний

Объясняется это тем, что цианистая ванна способствует быстрому образованию карбонитридного слоя, который препятствует дальнейшей диффузии углерода и азота.

Поэтому жидкостная карбонитрация приемлема для упрочнения режущего инструмента, где не требуется глубина слоя более 7-10 мкм, т.к. большая глубина сопровождается охрупчиванием и поломкой.

Кроме того, следует учитывать вес и размеры изделий загружаемых в ванну. Режущий инструмент, как правило, небольших размеров и садка не вызывает заметного истощения раствора. В то время, как при загрузке массивных деталей, происходит существенное снижение активности ванны и отклонение от предполагаемой глубины насыщения. Регенерирование же раствора проводится не во время упрочнения, а между загрузками. Следовательно, необходимо постоянно контролировать состав и своевременно его восстанавливать.

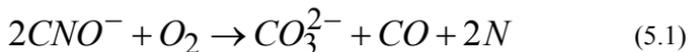
Наиболее полно и широко выполнены исследования по упрочнению поверхности при карбонитрации в работах автора Р. Чаттерджи Фишер [68].

В последние годы все более широкое применение получают ванны на основе карбамида $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$. «Тенифер» - процесс диффузионного насыщения поверхности азотом и углеродом. Предпочтительно использовать расплавы, состоящие из карбамида и паташа, так как стабильность и жидкотекучесть при замене паташа кальцинированной содой ухудшается. При сплавлении карбамида и паташа выделяется большое количество аммиака и углекислого газа, поэтому ванна должна быть снабжена надежной системой вентиляции.

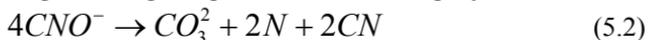
Процесс проводят при 570°C в течение 0,5-3,0 ч. в расплавленных цианистых солях (85%соли, содержащей 40% KCNO и

60%NaCN+15%Na₂CO₃ или 55% карбамида (NH₂)₂CO и 45%Na₂CO₃), через которые пропускают сухой воздух(кислород), что позволяет регулировать азотный потенциал расплава. Соли расплавляются в тигле из титана.

При карбонитрировании цианат распадается и освобождается азот, углерод и кислород (через CO), которые поглощаются сталью:



При дефиците кислорода во время распада цианата образуется цианид:



При аэрации расплава воздухом часть цианидов окисляется и при этом образуются цианаты:



При более сильной аэрации неизбежно произойдет дальнейшее окисление цианата по реакции (5.1).

CNO – цианат

CN – цианид

N₂C₂O – карбонат

Вследствие низкой температуры в сталь диффундирует в основном азот, образующийся при разложении цианистых солей. В результате обработки на поверхности детали возникает карбонитридный слой Fe₃₋₄(N,C) толщиной 7-15 мкм, обладающий повышенной твердостью и высоким сопротивлением износу.

Относительно твердый слой разрушается хрупко, а дальнейший рост трещины происходит в диффузионном слое, в соответствии со структурным состоянием стали. Следовательно, детали перед карбонитрированием целесообразно подвергать улучшению или высокому отпуску, либо вместо легированных сталей применять углеродистые.

Кроме того, фирма «Дегусса» разработала состав ванны для охлаждения карбонитрированных деталей при температуре ~350⁰С, с целью нейтрализации цианистых солей и снижения остаточных напряжений. Одновременно на поверхности детали происходят благоприятные химические реакции. Неядовитая соль охлаждающей ванны окисляет содержащую цианаты или цианиды солевую пленку на детали с образованием неядовитых карбонатов.

Наряду с нейтрализующим эффектом окисляющая ванна поставяет кислород, который диффундирует в слой с образованием прочно связанной с металлом оксидной пленки толщиной ~1мкм. По внешнему

виду (темно-голубой цвет) и по структуре этот слой аналогичен получаемому при пароводяном оксидировании (воронении).

Он имеет хорошую износостойкость, повышенную коррозионную стойкость и благодаря микропористому строению хорошо удерживает масло и смазочные жидкости, этим объясняется его исключительно высокая устойчивость к истиранию.

Уже после охлаждения и выдержки в растворе в течение 20 мин при температуре 350-400 °С углеродистые и малолегированные стали приобретают такую же коррозионную стойкость, как после хромирования.

Стали при содержании углерода $\leq 0,2$ % следует применять в исходном (нормализованном) состоянии, а после карбонитрирования быстро охладить для повышения прочности и затем выдержать при температуре ≥ 150 °С для улучшения пластичности слоя.

Слой, формирующийся при жидком азотировании, состоит из поверхностной карбонитридной зоны и из следующей за ней зоны пересыщенного твердого раствора азота в α -железе и избыточных кристаллов γ' – фазы. От карбонитридной зоны слоя зависит задиростойкость, износостойкость – прирабатываемость трущихся поверхностей и сопротивление коррозии. Пластичность карбонитридной зоны увеличивается с уменьшением концентрации азота. Присутствие γ' -фазы повышает хрупкость.

Результаты процесса карбонитрирования определяются температурой обработки, ее продолжительностью и составом соляной ванны. Расплавы солей имеют высокую теплоемкость, поэтому нагрев деталей происходит очень быстро.

Жидкостное карбонитрирование обычно проводится при 570 - 580 °С. При этом в стали не происходит структурных превращений (см. диаграмму состояния железо – азот, рисунок 36) [69]. Более низкая температура нежелательна, поскольку снижаются скорость диффузии и соответственно, глубина проникновения азота. При температуре ниже 520 °С может произойти расслоение компонентов ванны, с выделением карбонатов (N, C, O). При этом из-за неконтролируемого состава расплава очень часто образуются аномальные диффузионные слои (например, слой, состоящий из двух зон), много $Fe_4N(\gamma')$ и много пор. В некоторых случаях поверхность детали имеет вид как после коррозионного воздействия.

Содержания активного азота в ванне для карбонитрирования достаточно для того, чтобы и при температуре выше 580 °С обеспечить образование глубокого однофазного слоя ϵ -нитрида. Ниже 600 °С в стали

еще не наблюдается образования дополнительной фазы азотистого мартенсита. Однако при более высокой температуре непосредственно под слоем соединений образуется слой аустенита с растворенным в нем азотом, который при охлаждении дает мартенситный подслой, иногда с остаточным аустенитом. В сталях, содержащих кремний (литье) или другие элементы, сужающие γ - область, температура этого превращения сдвигается в область выше 600°C , так что в предельных случаях повышение температуры ванны можно использовать для сокращения продолжительности процесса, не опасаясь возникновения структурных превращений.

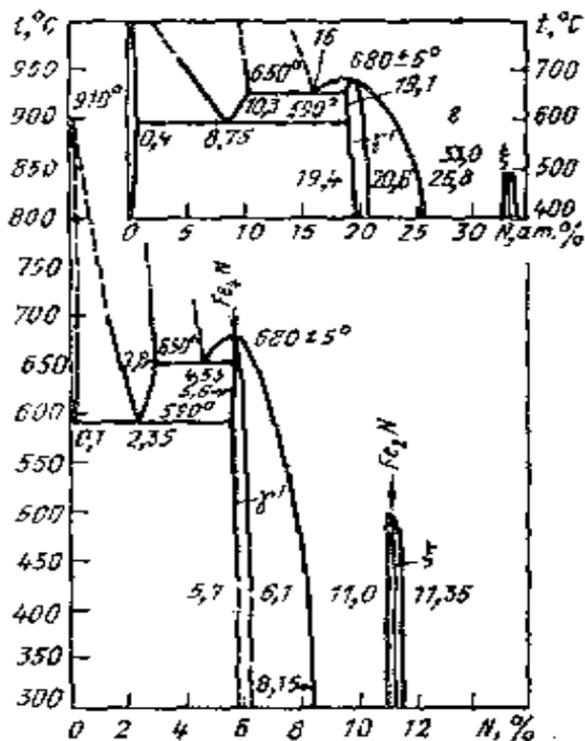


Рисунок 36 - Диаграмма равновесия системы железо – азот [69]

Расход соли при повышенной температуре ванны незначительно возрастает, толщина нитридного слоя увеличивается, он остается однофазным, пористость слоя даже уменьшается. Особенно заметен экстремальный рост толщины карбонитридного слоя.

Продолжительность обработки определяется требуемой толщиной карбонитридного слоя, которая в свою очередь, зависит от количества и типа легирующих элементов обрабатываемой стали, от состава ванны и температуры обработки. Согласно закону диффузии увеличение продолжительности обработки в 4 раза приводит к удвоению толщины слоя (рисунок 37).

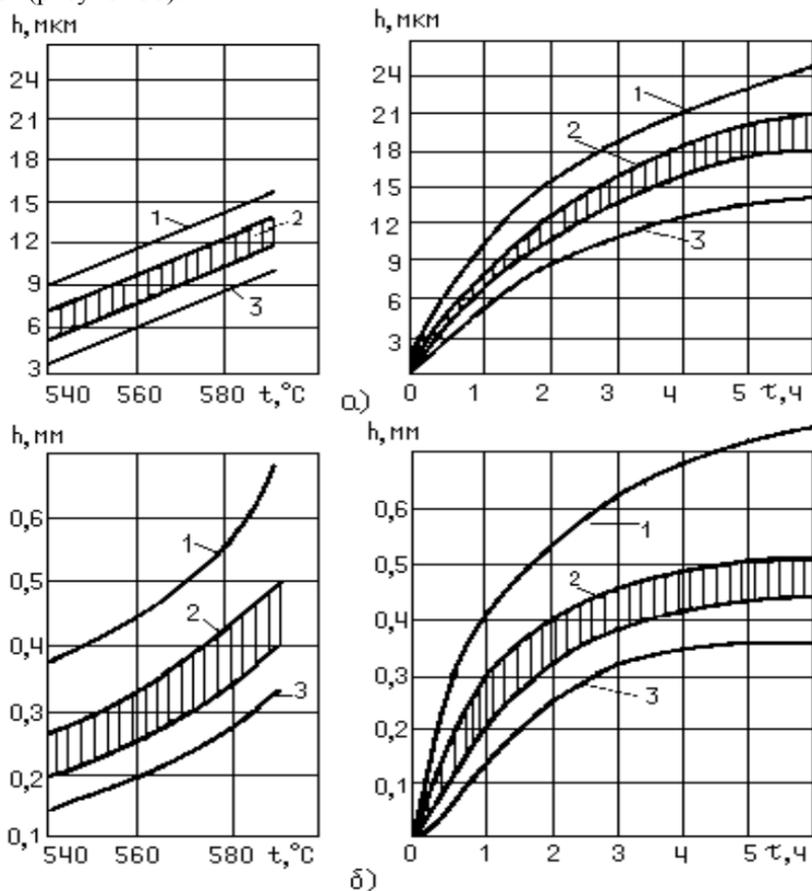


Рисунок 37 - Зависимость толщины h карбонитридного (а) и общего (б) слоев на стали от температуры и времен азотирования; 1 - сталь 20; 2 - 40, 40X, 40XH; 3 - 38X2MЮА

Для большинства деталей, работающих на износ, достаточна толщина слоя соединений от 10 до 20 мкм, так что на практике продолжительность обработки обычно составляет 1 - 3 ч. Столько же в соляной ванне карбонитрируют инструмент. Исключение составляет режущий инструмент из быстрорежущей стали, который погружают в расплав для карбонитрирования на 2 -10 мин (в зависимости) от формы и геометрии режущей кромки). В особых случаях, например для штампов из высоколегированных сталей или для крупномодульных зубчатых колес, часто требуется большая толщина слоя, тогда продолжительность жидкого карбонитрирования может быть увеличена до 10 часов.

Критерием оптимальных свойств деталей служит хорошо сформированный карбонитрированный слой с достаточным содержанием азота и углерода. В отличие от других методов, при жидкостном карбонитрировании, слой соединений образуется уже через сравнительно, короткое время (15 мин). По содержанию азота и углерода, а также по структуре он мало отличается от слоя после длительной обработки. Поэтому если для прецизионных и мелких деталей требуется очень тонкий слой соединений, то их подвергают кратковременной обработке, не теряя при этом преимуществ хорошей износостойкости, хороших антизадирных свойств, снижения коэффициента трения и повышения коррозионной стойкости. Благодаря изменениям состава расплава регенерируемых ванн, где цианиды (CN) переводятся в более активные цианаты (CNO), количество активного азота становится заметно больше, так что на практике продолжительность обработки для получения определенной толщины слоя соединений может быть уменьшена на 30 - 50 % по сравнению с азотированием в старых, высокоцианидных ваннах.

В расплаве солей малоуглеродистые стали имеют наилучшую азотируемость, т. е. на этих сталях при равной длительности обработки получается наибольшая толщина слоя соединений и всего карбонитрированного слоя, хотя повышение твердости, из-за отсутствия нитридообразователей, невелико (рисунок 38).

Детали из нелегированных сталей перед карбонитрированием чаще всего отжигают или нормализуют. Из-за низкой твердости сердцевины они неудовлетворительно работают при высоких удельных давлениях. Поэтому для этих сталей наибольшее значение имеют снижение коэффициента трения, улучшение износостойкости и коррозионной стойкости.

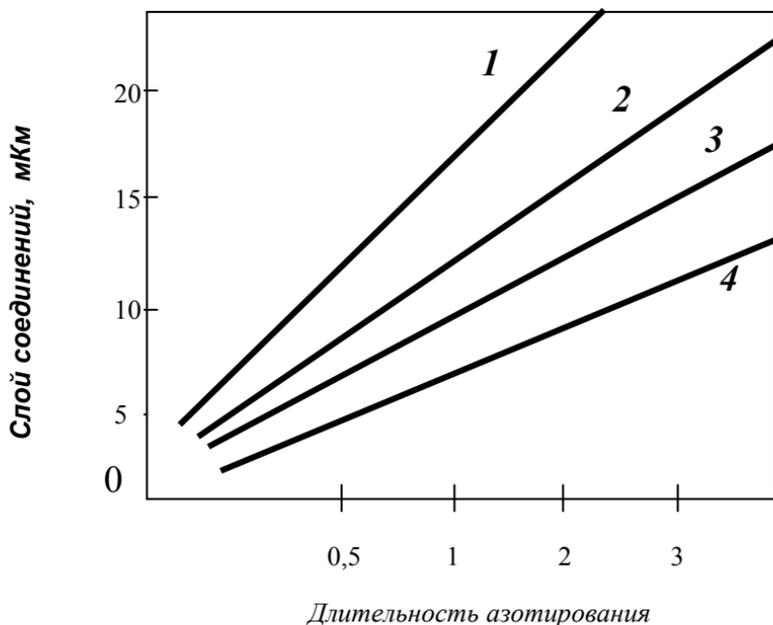


Рисунок 38 - Влияние материала и продолжительности обработки на толщину слоя: 1 – сталь 15; 2 – сталь 45; 3 – сталь 40X; 4 – сталь X12M

Относительное повышение выносливости углеродистых сталей благодаря беспрепятственной диффузии азота особенно велико при условии, что охлаждение после карбонитрирования проводится с достаточно высокой скоростью, чтобы растворенный в матрице азот не выделился в форме видимых под микроскопом нитридных игл. Только находящийся в растворе азот способствует повышению динамической выносливости.

Легированные, цементируемые и улучшаемые стали нечувствительны к замедленному охлаждению. Их следует карбонитрировать именно в улучшенном состоянии, после достаточно длительного отпуска при температуре около или выше 590°C . В качестве легирующего элемента наиболее благоприятен молибден, так как в этом случае подавляется охрупчивание, связанное с медленным охлаждением от температуры выше 500°C . В связи с более высокой прочностью (проч-

На быстрорежущих сталях толщина карбонитридного слоя не должна превышать 1-3 мкм, на штамповых 5-8 мкм. Общая толщина слоя составляет 0,05-0,12 мм на быстрорежущих и 0,07-0,25 мм на штамповых сталях. Твердость азотированного слоя составляет HV 1100– 1250.

Штампы сложного профиля из этих сталей все чаще получают путем электроэрозионной обработки. Последняя характеризуется тем, что структура поверхностного слоя очень сильно изменяется. Если карбонитрировать детали в таком состоянии, то получаемый слой соединений имеет не только неодинаковую толщину, но и плохие физические свойства. В эксплуатации такой слой частично или полностью осыпается. Поэтому после электроэрозионной обработки перед карбонитрованием поверхность инструмента должна быть обработана механически.

Жидкостное карбонитрирование инструмента для литья под давлением способствует уменьшению налипания обрабатываемого металла на поршни и цилиндры, повышает сопротивление разъеданию матриц и литниковых каналов, а также улучшает скольжение выталкивателей и облегчает извлечение отливок.

При холодной высадке, благодаря уменьшению коэффициента трения в результате карбонитрирования можно повысить скорость прессования без ущерба для качества поверхности обрабатываемых деталей и одновременно повысить стойкость прессового инструмента.

Иногда после карбонитрирования в соли наблюдается изменение шероховатости. Ее увеличение можно установить только при очень малой исходной шероховатости. Часто причиной этого является не взаимодействие поверхности с расплавом соли, а процесс рекристаллизации. Уменьшенная за счет пластической деформации при механической обработке шероховатость при нагреве до температуры карбонитрирования восстанавливает первоначальную величину. Наряду с этим эффектом к увеличению шероховатости приводит неправильное ведение процесса, сопровождающееся окислением в расплаве.

Образование пор во внешней части слоя соединений наблюдается не только при обработке в расплаве, но и при газовом карбонитрировании. Оно связано с реакцией окисления. При распаде цианида освобождается карбонат обладающий окислительным действием и взаимодействующий с поверхностью стали. Присутствующий в некоторых расплавах цианид имеет определенное сродство к кислороду, но его восстановительное действие, минимально, так как поры образуются и в ваннах с высоким содержанием цианида (рисунок 40).

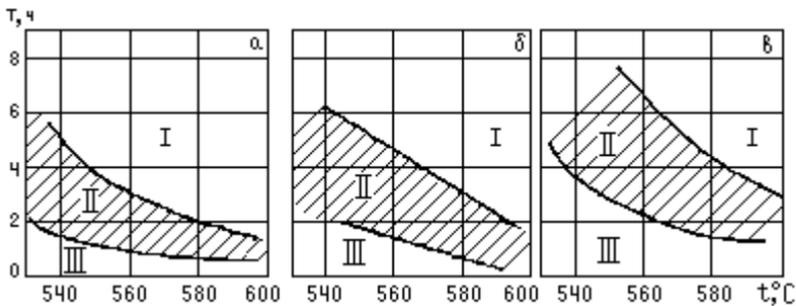


Рисунок 40 - Зависимость пористости слоя от режима жидкого азотирования: а – сталь 20; б – 40Х; в – 38Х2МЮА; I – зона пористых слоев; II – зона преимущественных режимов; III – зона недостаточно развитого слоя

При газовом карбонитровании при наличии в печном газе CO_2 и H_2O во внешней части карбонитрованного слоя также образуются поры, не смотря на то, что в атмосфере печи содержится достаточно много водорода, обладающего сильным восстановительным действием. Часто можно наблюдать, что поглощение кислорода тем выраженнее, чем больше в стали элементов с высоким средством к кислороду.

Относительная доля пористой части слоя и особенно его строение, т. е. величина и плотность пор, также зависит от ухода за ванной. Сильно загрязненные железом ванны имеют тенденцию к образованию в большом количестве крупных пор. В принципе, пористость слоя не вредна. Для деталей, работающих на износ, определенная пористость наружного слоя даже полезна, так как облегчает прирабатываемость поверхности. При знакопеременном движении или в условиях, когда возможен разрыв масляной пленки под действием нагрузки, специально созданные тонкие поры играют роль резервуаров для смазки.

Типичными примерами таких деталей являются гильзы цилиндров и распределительные валы. Для повышения содержания кислорода в карбонитрованном слое их подвергают дополнительному охлаждению в окислительной ванне.

Карбонитрование в порошке было предложено в шестидесятых годах. Основу порошка составляет цианамид кальция с добавкой активатора, с помощью которого можно оказывать влияние на эффективность карбонитрования.

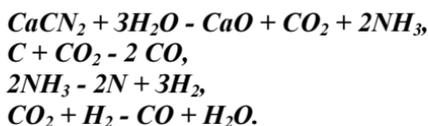
При обработке в порошке выделяется не только азот, но и углерод, кислород, водород. Поэтому в порошке, так же как и в соляном расплаве, как правило, возможно только карбонитрирование.

Преимущества обработки в порошке по сравнению с другими методами сводятся к следующему: малые капитальные затраты, простота обслуживания, экологическая безвредность.

Недостатками метода являются: 1) охлаждение возможно практически только в ящиках; 2) порошок можно использовать только один раз, отсюда - повышенные расходы.

В практике машиностроения порошковое азотирование и карбонитрирование применяется очень редко и, тем не менее, в производственных делах нередки случаи крайней необходимости поверхностного упрочнения деталей единичного изготовления.

Карбонитрирование в порошках на основе цианамид кальция. Цианамид кальция при температурах, обычных для карбонитрирования, разлагается в очень малой степени. Поэтому, как правило, нужны добавки активатора. Роль последнего, с точки зрения результатов карбонитрирования, очень велика. Хорошим активатором является, например, активный (т.е. отдающий воду) глинозем. В его функцию входит взаимодействие с цианамидом кальция путем медленной отдачи воды. При этом образуется аммиак, который затем диссоциирует на активный азот и водород. Реакции описываются следующими уравнениями:



В процессе реакции вода частично регенерирует, благодаря чему реакционная способность карбонитрирующей смеси продлевается. Тогда это можно рассматривать как преимущество, так как уменьшается вероятность пересыщения азотом слоя соединений. Однако этот эффект является недостатком, когда требуется получить большую глубину азотирования.

Порошковое карбонитрирование проводится обычно в температурном диапазоне 500 – 590 °С, выдержка составляет от 3 до 50 ч..

Чем выше температура процесса, тем больше достигаемая для данных условий глубина азотирования. Однако при обработке конкретных деталей максимальная температура процесса определяется маркой стали и требуемыми свойствами сердцевины. При этом наряду с темпе-

ратурой важную роль играет продолжительность обработки, поскольку, например, для инструментальных сталей прочность после улучшения определяется не только температурой, но и выдержкой при этой температуре.

Для карбонитрирования в порошках необходимы следующие приспособления.

1 Печь лучше всего с циркуляцией воздуха и регулированием температуры, в которой обеспечены однородность температуры в рабочем пространстве, ее постоянство и точность. Для этой цели подходит печь с номинальной температурой 750 °С.

2 Ящик из окалинстойкой или легко пассивируемой аустенитной стали с плотно закрывающейся крышкой. Ящик не должен быть большим. Для мелких серий деталей применяются круглые ящики (контейнеры), так как они обеспечивают более быстрый и более равномерный прогрев обрабатываемых деталей.

Карбонитрирование по методу Форда. В этом методе в качестве носителя азота используется пористый гранулят, например гранулированный древесный уголь или пористый керамический гранулят. В качестве поставщика азота предлагаются растворимые в воде соединения, которые при нагреве образуют полимеры цианидов и цианистой кислоты. Примером являются мочевины $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$, насыщающая способность этой смеси сохраняется неизменной в течение нескольких часов, так как вещества - поставщики азота растворяются медленно или при быстром разложении образуют другие соединения, которые в свою очередь обеспечивают карбонитрирование в течение достаточно долгого периода.

Предварительная термическая обработка.

Большое число деталей, подвергаемых азотированию или карбонитрированию, перед этим проходят термическую обработку, целью которой является достижение определенных значений прочности и вязкости или получение хорошей обрабатываемости.

Созданное в процессе предварительной термической обработки структурное состояние при температуре азотирования (обычно 500 – 580⁰С) может изменяться. Так, например, при азотировании или карбонитрировании закаленных деталей происходят процессы отпуска. Чтобы уменьшить влияние этих процессов необходимо при обработке, предшествующей азотированию, провести отпуск при температуре на 25 -50 °С выше температуры азотирования или химико-термическую обработку при температуре на 25 – 50 °С ниже температуры предшествующего отпуска.

При азотировании может происходить изменение величины и распределения внутренних напряжений, возникающих при предварительной термообработке. Чтобы избежать или уменьшить связанное с этим коробление деталей, их перед диффузионным насыщением отжигают для снятия напряжений.

Структурные особенности, в том числе величина зерна, степень растворения легирующих элементов в матрице, а также состояние поверхностного слоя (обезуглероживание), могут оказывать влияние на механизм диффузии. Наряду с рекристаллизацией в зависимости от температуры отжига и скорости охлаждения возможно перераспределение легирующих элементов и углерода между твердым раствором и карбидной фазой, сердцевинной и поверхностью. Все это представляет интерес с точки зрения твердости азотированного слоя, которая очень сильно зависит от образования нитридов и карбидов легирующих элементов. Слишком крупное зерно, которое по условиям ведения процесса азотирования не изменяется, может ухудшать механические свойства деталей. С помощью нормального отжига можно получить величину зерна, соответствующую эксплуатационным требованиям к деталям.

Рекристаллизационный отжиг. В деталях, изготовленных методом холодной деформации, существуют области с сильно деформированной структурой. Процесс азотирования в этом случае является одновременно процессом отдыха и низкого рекристаллизационного отжига. При этом в областях с деформацией вблизи критического значения может происходить образование крупнокристаллической структуры с ухудшением механических свойств. Кроме того, в поверхностном слое рекристаллизация задерживается из-за продифундировавшего азота. В то же время *сильно деформированная структура препятствует диффузии азота*. Поэтому холоднодеформированные детали целесообразно перед диффузионным процессом подвергать рекристаллизационному отжигу.

Отжиг для снятия напряжений. В процессе азотирования остаточные напряжения в деталях от предшествующей механической обработки частично или полностью снимаются. При этом возможны недопустимые изменения формы и размеров. Для предотвращения этого проводят предварительный отжиг при температурах от 600 до 700 °С (предпочтительнее 680 °С) для снятия напряжений с последующим достаточно медленным охлаждением. Для ответственных деталей машин высокой точности, композитных и многопозиционных штампов, разверток, протяжек, где требуется сохранение размеров, отсутствие коробления и поводок после азотирования или карбонитрации необхо-

димо применять предварительную термическую обработку, которая заключается в закалке из межкритического интервала температур ($A_{c1} \div A_{c3}$) и высокого отпуска (620–680 °С). [70].

Литые детали из чугуна в любом случае должны подвергаться такому отжигу; то же относится к литым деталям из стали, которые перед азотированием или карбонитрированием не проходят другой термообработки. Сварные конструкции также отжигают для снятия напряжений. При необходимости возникшие деформации устраняют правкой или механической обработкой.

Влияние закалки и отпуска на результаты последующего азотирования или карбонитрирования очень велико. Многочисленные литературные данные подчеркивают важность понимания взаимосвязи отпуска и последующей диффузии азота и углерода.

С повышением параметров отпуска (более высокая температура или продолжительность выдержки) увеличивается доля выделившихся карбидов, одновременно снижается доля элементов в твердом растворе, участвующих в нитридообразовании. Поэтому при азотировании сталей, легированных карбидо- и нитридообразующими элементами, следует ожидать незначительное повышение твердости, если эти элементы после отпуска связаны в карбиды.

В присутствии сильных карбидообразователей, таких как ванадий, вольфрам или титан, образование карбидов хрома подавляется, поэтому *присутствие хрома усиливает нитридообразование при азотировании и карбонитрировании и способствует повышению твердости.*

При возрастании доли карбидов потенциальное содержание нитридов уменьшается. Поэтому рекомендуется стали с высоким содержанием углерода (>0,5%С) при улучшении не подвергать слишком высокому отпуску. Азотирование очень сильно зависит от предшествующего отпуска, однако различие в поверхностной твердости после азотирования для разных марок сталей, отпущенных при одной и той же температуре несущественно.

При очень длительном азотировании продолжается эффект отпуска.

У сталей легированных алюминием, режим отпуска не влияет на поверхностную твердость и глубину азотированного слоя, так как алюминий не образует карбидов, но зато это очень хороший нитридообразователь.

Предварительное окисление. Оксидирование перед диффузионными процессами, именуемое также как предварительное окисление, представляет собой вид химико-термической обработки с целью наи-

лучшей подготовки поверхностного слоя к поглощению диффундирующих элементов (N, C, B, Cr, Si и т.д.). Предварительное оксидирование приводит при температурах от 250 до 400 °С в шахтных или в камерных печах. В большинстве случаев специально дозированной подачи воздуха не требуется, содержания кислорода в атмосфере печи вполне достаточно. Оксидный слой на металле должен быть не толще 0,5 – 1,0 мкм, при этом оксиды не должны отслаиваться от металла.

Очень тонкий оксидный слой в первые 15 мин. азотирования (карбонитрирования) восстанавливается в печи водородом, образующимся в плазме или в газе при диссоциации аммиака. В результате получается относительно чистая металлическая поверхность.

Оксидирование перед жидкостным карбонитрированием не дает улучшения, так как оксидный слой в расплаве не может восстановиться. Во многих случаях окисление имеет место как побочный эффект при предварительном подогреве в установках с циркуляцией воздуха, который проводится для сбережения энергии или отчасти для удаления остатков влаги. Поэтому предварительное окисление рассматривается как одна из операций очистки.

Влияние обезуглероживания поверхности на результаты азотирования и карбонитрирования.

Результаты азотирования или карбонитрирования зависят от содержания углерода в поверхности. Так исследования на обезуглероженных образцах стали 38ХМЮА показали, что при различном содержании углерода в поверхности меняется количественное соотношение образующихся фаз (ϵ - γ' - и α -Fe) в слое соединений. Фазовый анализ показывает, что с понижением содержания углерода в поверхности возрастает доля γ' - фазы. Откуда следует, что углерод из атмосферы печи, в отличие от углерода матрицы, не оказывает каталитического действия на образование слоя соединений и в особенности на количество нитридов Fe₃N. Намного сильнее действие углеродосодержащих газов на адсорбционной стадии процесса при связывании свободных атомов водорода.

Таким образом, влияние поверхностного обезуглероживания на механизм карбонитрирования вполне ощутимо и может приводить к нежелательным изменениям в структуре карбонитрированного слоя.

Термическая и термохимическая обработка азотированных и карбонитрированных деталей. Как правило, детали после азотирования и карбонитрирования дополнительно не термообработывают.

В особых случаях азотированные и карбонитрированные детали подвергают поверхностной закалке, обычно это осуществляется с помощью индукционного нагрева.

Для улучшения пластичности азотированных (карбонитрированных) деталей из нелегированных и низколегированных сталей их дополнительно отпускают; при этом в диффузионном слое происходит выделение нитридов.

Оксидирование карбонитрированных деталей. Детали, карбонитрированные в расплаве соли, порошке, газовой среде или в плазме, можно затем оксидировать. Оксидный слой, созданный на поверхности карбонитрированных деталей, увеличивает стойкость против истирания и улучшает коррозионные свойства.

В последние годы был исследован процесс оксидирования карбонитрированных деталей. Оказалось, что трибологические свойства нитрида и карбонитрида железа существенно улучшаются, если поверх слоя соединений создать оксидный слой толщиной от 1,5 до 3 мкм. Этот оксидный слой, в отличие от случайным образом получающегося слоя оксидов при предварительном подогреве или при охлаждении детали на воздухе, должен иметь вполне определенный состав и заранее заданную толщину.

Принятое для этой обработки название, известное как “голубение”, вводит в заблуждение. Получаемые иногда оксидные слои с нежелательной долей *гематита* (Fe_2O_3) имеют цвет от голубоватого до стального голубого. Однако известно, что *цвет оксидного слоя зависит не от химического состава, а от его толщины.*

Испытания на износостойкость показали, что оптимальные трибологические свойства достигаются тогда, когда над слоем соединений с определенным химическим составом (и определенным соотношением ϵ - и γ' -нитридных фаз железа) создается оксидный слой, состоящий из *магнетита* (Fe_3O_4) толщиной от 1 до 2,5 мкм.

При карбонитрировании в газе оксидирование может быть проведено в конце процесса насыщения азотом с помощью *водяного пара* или другого кислородосодержащего газа.

При добавлении водорода в аммиак потенциал азотирования карбонитрации значительно понижается, т. к. NH_3 не диссоциирует при 50% (объема) H_2 . Это значит, что при такой газовой смеси невозможно провести карбонитрирование, т.к. нельзя получить ϵ -нитриды. В то же время водород входит в состав многих других газовых добавок.

Кислород, соединяясь с водородом и образуя воду, понижает парциальное давление водорода и тем самым повышает потенциал карбо-

нитрирования. При этом несущественно, протекает ли эта реакция на поверхности садки или в атмосфере печи. Важно, чтобы максимальное отношение H_2O к H_2 не превышало 0,6 при 500 °С и 0,3 при 575, °С т.к. в противном случае окисляется железо и тормозится карбонитрирование.

Это ограничение по содержанию H_2O определяет пределы вводимых добавок кислорода. Последнее ограничение является зависимым не только от температуры, но и от содержания H_2 в атмосфере печи, а тем самым и от степени диссоциаций аммиака. Оптимальные условия азотирования достигаются при добавке 4 л кислорода в час на 100 л аммиака.

С учетом вышеназванных зависимостей добавки кислорода в процессах оксинитрирования могут составлять ~ 1- 4 %.

Однако при больших добавках воздуха толщина слоя соединений уже не зависит от величины этих добавок. Напрашивается вывод, что в подобной ситуации определяющим становится другой фактор, не зависящий от содержания кислорода в атмосфере печи – диффузия азота в нитридном слое. Тогда влияние кислорода на эффект азотирования уже нельзя объяснить только лишь соединением водорода с кислородом и соответственно с теоретическим повышением потенциала азотирования. Результаты исследований скорее свидетельствуют о понижении энергии активации на этапе, определяющем скорость роста нитридного слоя. Причем кислород становится активным непосредственно на поверхности изделий.

Видимо следует объединить эти варианты азотирования и карбонитрирования с давно известным паровым воронением и оксидированием. Так, например, во время охлаждения деталей в печи можно проводить обработку водяным паром.

Жаропрочные и нержавеющие стали можно подвергать жидкостному карбонитрированию без особой предварительной обработки. Не требуется никакой депассивации, как перед газовым азотированием. Расплав цианитов оказывает депассивирующее действие, он растворяет тонкий защитный хромоксидный слой. После обработки продолжительностью от 2 до 3 ч образуется очень твердый азотированный слой толщиной около 0,1 мм - при травлении шлифа это темнотравящаяся область. Скорость нарастания слоя снижается с увеличением содержания никеля в стали.

Карбонитрирование приводит к тому, что подавляется наблюдаемый у аустенитных сталей эффект заедания при контактном трении. При насыщении азотом происходит связывание хрома. Такое образова-

ние специальных нитридов приводит к повышению твердости, но при этом снижается коррозионная стойкость.

Контроль результатов карбонитрирования.

Визуальный контроль.

На основе визуального осмотра по различному цвету деталей одной садки или даже наличие пятен на деталях дают основание считать, что в ходе процесса была нарушена технология (состав газа в печи или расплав в ванне был не везде одинаков, ванна была загрязнена, недостаточная исходная чистота деталей).

Опытные специалисты на основе визуального осмотра азотированных деталей могут заключить о недостатках предшествующей обработки и назначить более тщательные исследования.

Капельный метод.

Капельный метод является простым качественным производственным методом контроля азотированных сталей, который без каких-либо проблем может проводиться в качестве экспресс-анализа. Его часто используют для того, чтобы проверить, есть ли вообще азотированный слой, нет ли в слое трещин, не слишком ли он порист.

На контролируруемую деталь с помощью стеклянной палочки наносится капля 10%-ного водного раствора аммиачного хлорида меди. Если в течение короткого периода времени (~60 с) на смоченном месте происходит реакция окрашивания в красный цвет, то в этом месте слой либо отсутствует, либо он имеет трещины, либо он слишком порист. При отсутствии реакции окрашивания делают вывод, что слой соединений существует и что он относительно плотен.

Комплексное соединение меди при взаимодействии с железом основы образует соединение железа и металлическую медь. Красное пятно меди указывает на прошедшую реакцию. При наличии слоя соединений реакция не идет, так как проявляется барьерное действие слоя.

Толщина и структура слоя.

Поскольку азотирование приводит к структурным изменениям в поверхностном слое, можно по излому составить представление о глубине азотирования. Диффузионный слой выглядит более матовым, чем поверхность долома. Наиболее надежную оценку результатов азотирования дают металлографические исследования по толщине и строению диффузионного слоя.

В исследуемом месте на детали отбирается образец, который заливают в смолу, шлифуют, полируют. Затем образец травится соответствующим реактивом. Перед шлифовкой рекомендуется образец гальванически покрывать слоем никеля или меди толщиной 15-20 мкм,

чтобы получить шлиф с прямой кромкой, без завала. Подготовленные таким образом образцы оценивают на оптическом микроскопе.

Если разрушать испытуемую деталь нежелательно, то можно в садку подкладывать контрольный образец-свидетель из той же стали и затем на нем контролировать глубину азотирования.

Обычно для металлографического исследования шлифы травят ниталем -2-4 %-ным спиртовым раствором азотной кислоты. С помощью этого реактива удастся оценить толщину и качество слоя соединений, а иногда и диффузного слоя. Для суждения о фазовом составе слоя соединений травления ниталем недостаточно. Для такой оценки используют методы цветного травления и электролитического травления, например в растворе едкого натра.

Токовихревой метод.

Разработанный в последнее время токовихревой метод позволяет количественно оценить толщину слоя азотированных деталей. Для этого метода требуется эталонный образец, выполненный из той же стали и азотированный по той же технологии. Метод пригоден как для сталей, так и для чугуна.

Принципиально токовихревой метод основан на измерении разности электропроводности слоя соединений и основного материала. При измерении на испытываемую деталь накладывается измерительный зонд. В процессе измерения в основном материале детали возбуждаются кольцеобразно-замкнутые вихревые токи, которые изменяют индуктивное сопротивление измерительной катушки. Изменение эффективного сопротивления измерительного зонда прямо пропорционально расстоянию до основного материала, т.е. толщине слоя соединений.

При оптимальной калибровке прибора по эталонному образцу этот метод очень прост для использования. Его можно даже включить в качестве простого контрольного метода в производственный процесс например, для заключительного контроля деталей при газовом азотировании.

При жидкостном азотировании с помощью токовихревого метода определяют отдельно толщину пористой зоны и толщину плотного соединений.

Другими часто применяемыми реактивами для травления азотированного слоя являются реактив Марбле и нитрат натрия.

При электролитическом травлении в едком натре нитридные фазы (Fe_2N , Fe_4N) в слое соединений окрашиваются по разному и становятся различными для глаза. Такую структурную составляющую, как азотистый перлит, образующийся при температуре выше 580°C и последую-

щем медленном охлаждении, также можно сделать хорошо видимой. Разделение отдельных фаз возможно потому, что каждая структурная составляющая имеет свою, отличную от других зависимость плотность тока - потенциал.

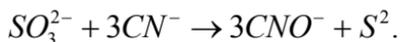
Для металлографического исследования очень тонкого слоя соединений предложен метод косо́го среза, который дает возможность видимого уширения слоя. Если сделать шлиф под очень малым углом ($2 - 4^\circ$ к плотности слоя), то при наблюдении под микроскопом получится многократное увеличение ширины слоя соединений. Такой метод очень хорош для исследования отдельных фазовых составляющих их распределения, структуры и твердости.

При известном угле шлифовки с помощью тригонометрических соотношений по оптическому уширению значению толщины слоя можно рассчитать истинную толщину слоя. Метод косо́го разреза также очень хорошо оправдывает себя при исследованиях с помощью растрового электронного микроскопа и микрозонда.

Сульфокарбонитрирование.

Как известно, хорошую стойкость в условиях требования без смазки проявляют материалы со слоистой кристаллической решеткой, такие как сера, графит и все сульфиды, среди которых наиболее эффективно действует дисульфид молибдена. Поэтому для улучшения скольжения и уменьшения износа карбонитрированные детали покрывают дисульфидом молибдена.

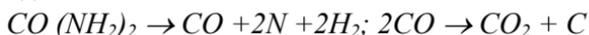
Фирма «Дегусса» в разработанную регенерируемую нестареющую ванну карбонитрирования для насыщения деталей серой вводят сульфид калия (K_2S). Рабочая температура в ванне обычно $565^\circ C$. Если при $540^\circ C$ слой получается более тонким, но относительно плотным, то после обработки при $570^\circ C$ в течение 30 мин в нем уже содержится $\sim 50\%$ пор. Чтобы сульфокарбонитрированный слой был не очень пористым, рекомендуется рабочая температура $565^\circ C$ и содержание активной серы S^{2-} менее $0,001\%$. При этом соединения серы с высоким содержанием кислорода (сульфиты и сульфаты) должны окислять цианид по реакции:



Наилучшим материалом для тиглей является титан. Железный тигель сам насыщается азотом, разлагает соль и быстро разрушается. Годовой угар тигля из литой стали при рабочих температурах >10 мм. Тигли из стали с $17\% Cr$ имеют угар в 3 – 4 раза меньше. Однако хром является нитридообразователем, поэтому твердость стенок тигля из-за

насыщения азотом заметно возрастает, тигель неизбежно становится хрупким. Жаростойкие хромоникелиевые стали и высоконикелиевые сплавы для этих ванн не рекомендуются, т.к. присутствующая в расплаве сера вступает в коррозионную реакцию с никелем.

Газовая карбонитрация осуществляется в шахтной печи при разложении карбамида



углеродом и азотом продуктов разложения с образованием карбонитридов на твердость HRA 80-85 глубиной 0,2-0,3 мм за 3-4 часа.

Процесс стабилен, не наблюдается его “шелушения”(рисунок 41). После окончательной термической обработки, улучшения или нормализации изделия загружают шахтную печь, предварительно подогретую до 400⁰С. Изделия нагревают в печной атмосфере воздуха до 400⁰С в течение 5-10 минут для получения оксидного поверхностного слоя.

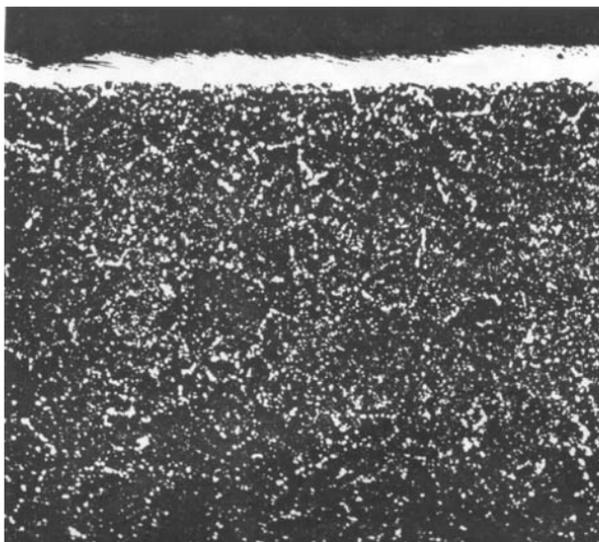


Рисунок 41 - Упрочненный слой после газовой карбонитрации

После этого осуществляют подачу аммиака для очистки поверхностей изделия водородом. Таким образом, происходит образование чистой металлической поверхности, а тонкий оксидный слой окислов железа удаляется водородом при диссоциации аммиака в процессе нагрева до 500⁰С. На первой стадии насыщение осуществляется в атмо-

сфере аммиака, вследствие чего достигается ускорение процесса, на второй стадии - в атмосфере продуктов разложения карбомида для получения карбонитридных покрытий оптимального фазового состава и строения. При температуре от 500°C до 580°C проводят карбонитрацию при разложении карбида или одновременно с подачей аммиака при степени его диссоциации менее 20% [71].

Интенсификация процесса упрочнения осуществляется вследствие насыщения поверхности изделия одновременно углеродом и азотом с образованием карбонитридной фазы $Fe_3(C,N)$ в отличие от фазы Fe_4N , образующейся при азотировании. Так, например, на стали 38ХМЮА при карбонитрации по предлагаемому способу в течение 1 часа с температурой 560 °С формируется упрочненный слой толщиной 100 - 120 мкм, а при газовом азотировании от 50 до 60 мкм, т.е. упрочненный слой формируется в два раза быстрее [72].

Повышение износостойкости стальных изделий обеспечивается вследствие того, что карбонитридный слой обладает большей твердостью (HV 1220), чем нитридный после азотирования (HV 1020).

5.5 Голубое оксидирование или воронение

Под таким названием известен процесс дополнительного нагрева цианированного инструмента при температуре 400-500 °С в расплаве соли ЧС-312, содержащей 60-54% $NaNO_3$ + 40-46% KNO_2 и имеющей температуру плавления 160°C; иногда эту операцию рекомендуют проводить также после карбонитрации. На поверхности цианированного инструмента в результате воронения образуется тонкая (несколько микрон) оксидная пленка серо-черного цвета с голубоватым отливом, обеспечивающая хороший товарный вид. Получаемая оксидная пленка обладает высокой антикоррозийной стойкостью, хорошо удерживает смазку. Кроме того, нагрев до 400-500°C при воронении создает условия для снижения хрупкости цианированного слоя в результате снятия поверхностных напряжений и некоторого выравнивания концентрации азота в связи с диффузией его с поверхности в глубь слоя. По-видимому, этим и можно объяснить дополнительное повышение стойкости инструмента при воронении примерно еще в 1,5 раза по сравнению с цианированным инструментом и улучшение его эксплуатационных свойств. Таким образом, комплексная химико-термическая обработка, состоящая из цианирования и воронения, повышает стойкость инструмента в общем в 2,5 раза. При выборе температуры воронения учитывается вид инструмента. Эта операция для цельного инструмента

выполняется при температуре 450-500°C, а для сварного инструмента при температуре 400-45°C 0, чтобы избежать снижения твердости хвостовой части ниже допустимых значений (30-35 HRC).

Иногда для повышения вязкости диффузионного слоя цианированных инструментов, работающих в условиях знакопеременных нагрузок (сверла, развертки, зенкеры), рекомендуют проводить дополнительный отпуск в соляной ванне при температуре 300°C в течение 1 ч.

Схема комплексной химико-термической обработки, включающая технологические процессы цианирования и воронения, приведена ниже.

А. Цианирование

- 1 Обезжиривание и промывка.
- 2 Подогрев в воздушной среде до 350-400°C.
- 3 Цианирование.
- 4 Охлаждение на воздухе.
- 5 Промывка в горячей воде двухкратная (при вторичной промывке в ванну добавляется 0,5-2 % FeSO₄ для нейтрализации в случае недостаточной отмытки цианистых солей).
- 6 Пассивирование и сушка (для инструмента, не подвергаемого воронению).

Б. Воронение

- 1 Подогрев в воздушной среде до 350-400°C.
- 2 Воронение.
- 3 Охлаждение на воздухе.
- 4 Промывка в горячей воде.
- 5 Сушка путем аккумуляции теплоты.
- 6 Замасливание в индустриальном масле И-12А или И-20А.
- 7 Контроль качества обработки.

Для получения после цианирования или воронения высоких режущих свойств и хорошего товарного вида инструментов необходимо, чтобы они до цианирования удовлетворяли следующим требованиям:

- а) имели твердость рабочей части не ниже 62-63 HRC, чтобы тонкий цианированный слой располагался на твердой основе;
- б) были хорошо отпущены и не содержали большого количества остаточного аустенита в поверхностных слоях;

в) не имели на режущих кромках обезуглероженного слоя и шлифовальных прижогов, т.е. участков пониженной твердости, не исправляемых цианированием;

г) до шлифования были подвергнуты тщательной механической (гидроабразивной или дробеструйной) очистке, обеспечивающей полное удаление с поверхности оксидных налетов, продуктов травления и остатков солей и предохраняющей от появления плотных рыжих пятен и пыльцеобразного налета после цианирования или воронения;

д) после шлифования и заточки были очищены от грязи и масла промыванием в 1-2%-м содовом растворе в моечной машине или в ванне химического обезжиривания;

е) во избежание забоев режущих кромок поступали на цианирование и воронение в специальной для каждого типоразмера таре и в ней же возвращались обратно после выполнения этих операций.

5.6 Борирование

Борирование является процессом химико-термической обработки, заключающимся в данном случае в насыщении поверхностных слоев изделий бором при нагреве их в той или иной боросодержащей среде, осуществляемым с целью повышения твердости и стойкости, главным образом абразивной.

Необходимым условием формирования диффузионного слоя является наличие у насыщаемой поверхности активного атомарного бора. Кроме того, температура и длительность выдержки в насыщающей среде должны обеспечить протекание диффузии атомарного бора в стали с образованием химических соединений - боридов железа. Образующееся при борировании стали покрытие обычно состоит из ромбического борида FeB , возникающего непосредственно на поверхности, у нижерасположенного тетрагонального борида Fe_2B , образующих характерные столбчатые кристаллы; под слоем боридов располагается переходный слой из α -раствора бора в железе.

Одним из больших недостатков борирования является хрупкость слоя, поэтому в ряде случаев стремятся получить диффузионный слой, состоящий только из борида Fe_2B , обладающего более низкой твердостью и износостойкостью, чем борид FeB , но более устойчивый против скальвания, что особенно важно для инструмента с тонкими рабочими гранями.

Борированию подвергают стали самого различного состава, некоторые чугуны и иногда - твердые сплавы. В качестве насыщающей сре-

ды при борировании инструментов и других изделий используют твердофазные (порошковые) смеси разнообразного состава, расплавы солей, газовые среды и пасты или обмазки.

Классификация методов и способов борирования, их сравнительная характеристика, перспективы дальнейшего развития и практического использования наиболее полно рассмотрены в работах [60,62].

Выбор метода борирования диктуется в основном его технологичностью, условиями производства, конфигурацией, размерами, условиями работы и степенью повышения стойкости упрочняемых изделий. Для условий массового производства при обработке сравнительно несложных, средних по размерам изделий предпочтительно электролитное борирование. При обработке мелких, сложных по конфигурации изделий целесообразнее жидкий или порошковый метод борирования. Крупногабаритные изделия, особенно при необходимости их местного борирования, целесообразнее насыщать из обмазок (паст).

Для местной защиты отдельных участков изделия от насыщения стали бором прибегают к гальваническому осаждению меди или хрома или пользуются различными обмазками, не содержащими бора, например, смесью, состоящей из 30-60% жидкого стекла и 40-70% талька.

Борирование рационально выполнять перед закалкой. Жидкостное борирование может совмещаться с нагревом под закалку. Однако следует иметь в виду, что закалка, вызывающая повышенные объемные изменения, может привести к образованию трещин.

Борирование дает наибольший эффект для штампов, работающих при повышенном износе, но без динамических нагрузок и имеющих сравнительно простую форму; последнее позволяет избежать скалывания в углах и участках с резкими переходами по сечению.

При борировании из паст на участок изделия, требующий поверхностного упрочнения, наносится какая-нибудь боросодержащая обмазка, например состоящая из 97% аморфного бора, 2% алюминиевой пудры и 1% фтористого магния, замешанная на жидком стекле. Изделие помещают в герметичный контейнер и нагревают. В результате борирования в этой пасте при 950°C в течение 3-4 ч на стали 45 может быть получен боридный слой толщиной 0,1-0,15 мм, обладающий твердостью 1500 HV. Иногда для местного борирования рекомендуют также обмазки, состоящие из 40-60% карбида бора, 10-15% фтористого натрия и 35-50% железной окалины или $60\% B_4C + 5\% NaF + 5\% B_2O_3 + 30\%$ железной окалины.

Для борирования из паст или обмазок упрочняемые изделия должны иметь окончательный размер, поскольку из-за тонких борид-

ных слоев последующее шлифование не допускается. Обмазки могут наноситься кисточкой или с помощью специального распылителя. После борирования изделия очищают от обмазки механическим способом или кипячением в воде.

Борированию из паст или обмазок подвергают, в частности, различные штампы, где насыщению бором подвергается “фигура штампа”, т.е. его рабочая часть, требующая наличия износостойкого и прочного слоя.

Нами разработан способ боразотирования из обмазки, содержащей карбамид - $(NH_2)_2CO$; состав для борирования (40% B_4C , 50% $Na_2B_4O_7$), при нагревании под закалку [73].

Карбамид активизирует процесс борирования, создавая в насыщенной среде активную газовую фазу: $(NH_2)_2CO \rightarrow CO + 2H_2 + 2N$.

Распад карбамида в интервале 350-850⁰С сопровождается азотированием стали. А с температуры 700 °С начинается насыщение стали бором.

Структура поверхности состоит из борированного слоя толщиной 40-80 мкм, фазовый состав $(Cr, Fe)B$ с твердостью HRC 75-80. Иглы боридов переходят в основу стали через слой азотистого мартенсита толщиной 20-50 мкм и твердостью HRC 60-65, что способствует устранению хрупкости борированного слоя, увеличению общей толщины упрочнения.

Результаты исследований установили, что наилучшую чистоту поверхности дает покрытие хромом, цинком и сульфидирование при высокой микротвердости и толщине диффузионного слоя.

Установлено, что время выдержки при 860⁰С должно быть не менее 6-8 часов для получения борированного слоя достаточной толщины (80-120 мкм). Кроме того, более полное протекание процесса насыщения поверхности сопровождается снижением налипания смеси.

Промышленное опробование показало повышение стойкости штампов из стали 5ХНМ от 1,5 до 3,0 раз.

В исследованиях [74] разработаны рациональные составы насыщающих сред для компонентного насыщения сталей бором и переходными металлами (титаном, ванадием, хромом, марганцем, кобальтом, никелем, медью, ниобием, вольфрамом, молибденом). Растворение переходных металлов в количестве от 0,1 до 0,8% по массе приводит к изменению строения боридных игл, делая их более тупыми и разветвленными.

Легирующие элементы, кроме кобальта, никеля и меди повышают микротвердость и микрохрупкость боридных фаз. Кобальт, никель и

медь, наоборот, снижают эти характеристики. При этом, максимальной микротвердостью (21500-22500 МПа) обладают бориды железа, типа FeB легированные титаном и хромом.

Все легирующие элементы, кроме меди, увеличивают в диффузионном слое количество высокобористой фазы.

Бориды железа типа FeB, легированные медью, никелем и кобальтом, обладают минимальной хрупкостью и микротвердостью, значения которых находятся в пределах 15000-16500 МПа и рекомендуется для упрочнения деталей вырубных штампов.

Таким образом, меняя состав боридного слоя, можно изменять микротвердость его поверхности от 15000 до 22500 МПа, что будет оказывать существенное влияние его износостойкость в условиях сухого трения.

Легирующие элементы, растворяясь в бориде железа, снижают их микротвердость, повышают жаростойкость и коррозионную стойкость их в воде и водных растворах соли, щелочи, соды и серной кислоты.

Так, легирование боридов железа ванадием, ниобием и хромом позволяет производить нагрев деталей, изготовленных из углеродистой стали, до температур закалки в воздушной среде.

Комплексное насыщение в порошковой среде бором и алюминием инструмента позволяет получить переходную зону твердого раствора алюминия в железе, которая улучшает сцепление боридного покрытия с основным металлом и предотвращает его скалывание при ударных нагрузках.

С целью улучшения свойств борированного слоя в Белорусском политехническом институте были проведены исследования по получению комплексных покрытий на основе железа с присутствием одного из следующих элементов - титана, меди, вольфрама, алюминия, марганца. Кинетика образования комплексных покрытий показала, что добавка компонентов в значительной мере изменяет толщину диффузионного слоя и его свойства. В результате было установлено, что комплексное насыщение, как правило, снижает хрупкость борированного слоя. В наибольшей мере снижает этот показатель медь, затем алюминий, вольфрам, марганец. Одновременно показано, что вольфрам, титан и марганец увеличивают твердость борированного слоя. На основании проведенных исследований были разработаны рекомендации по применению тех или иных видов упрочнения для конкретного вида холодноштампового инструмента. Так, например, для вытяжных штампов рекомендуются процессы борвольфрамирование, бортитанирование;

для вырубных - боромеднения; для высадочных - бороалигирования. Промышленные испытания показали, что стойкость вытяжных штампов после боротитанирования увеличивается до восьми раз.

В иностранной литературе имеются сведения об экономической эффективности создания специализированных термических цехов для осуществления борирования по заказам предприятий.

5.7 Ионно-вакуумные покрытия

Ионное покрытие нитридом титана осуществляют путем осаждения в глубоком вакууме конденсата TiN на рабочие поверхности инструмента. Слой TiN имеет, как правило, толщину 3-5 мкм и твердость 80-85 HRC.

В отличие от традиционных способов поверхностной обработки, на слой, полученный методом ионного азотирования, можно наносить покрытие из нитрида титана; при этом достигается высокая прочность сцепления этого покрытия с подложкой. При эксплуатации штампового инструмента в условиях значительных нагрузок наличие такого комбинированного слоя позволяет увеличить стойкость инструмента в несколько раз [64].

Ионно-вакуумная технология нанесения износостойкости покрытия типа TiN на инструментальные стали состоит из следующих этапов: обработка ионами азота в тлеющем разряде, обработка ионами титана, конденсация покрытий. Установлено, что такое покрытие значительно повышает стойкость инструмента, работающего на износ [64].

В работе [47] исследованы условия нанесения покрытий на сталь 6Х4М2ФС, обеспечивающих стабильность качества обработки. Перед нанесением покрытий образцы 30х30х30 мм закаливали от 1060°C, отпускали при 560°C на твердость 60 HRC, шлифовали, промывали в фреонацетоновой смеси с наложением ультразвуковых колебаний. Покрытия наносили на установке "Пуск 77 - 1".

На первом этапе обработки происходит ионное травление стали и дополнительная очистка от загрязнений. На втором этапе ионы титана высокой энергии бомбардируя поверхность, разогревают ее до 450-500°C, острые кромки могут перегреваться до 600-650°C. Титан при этом осаждается на поверхность и внедряется в глубину 1-2 мкм. Можно сказать, что в этом главная опасность разупрочнения инструмента, снижение твердости и стойкости. Отсутствие надежного контроля и управления температуры нагрева требует тщательной отработки режимов в зависимости от типоразмеров штампов.

В то же время при нагреве до 300°C покрытие слабо сцеплено с подложкой и легко удаляется с инструмента в самом начале его работы. Температуру поверхности образцов поддерживали на уровне 450°C , которая обеспечивает надежное сцепление слоя с поверхностью и подстраховывает от перегрева кромок изделия.

Скорость роста толщины покрытия зависит от положения образца по отношению к направлению потока плазмы. На торцевой поверхности скорость роста составляет $0,5$ мкм/мин. На боковых гранях толщина покрытия увеличивается значительно медленнее и не превышает $2-3$ мкм.

Твердость покрытия зависит от давления азота в реакционной камере. Максимальная твердость HV 2400 соответствует давлению азота $PN_2 = 2,0$ (10^{-4} мм рт. ст. (рисунок 13). Исследование текстуры покрытия показало, что с повышением давления азота от 10^{-4} до 5 (10^{-4} мм рт. ст. усиливается преимущественная ориентировка (III). При такой текстуре снижается микротвердость из-за низкого соединения азота в решетке TiN в плоскостях (III). Известно, что параметр решетки нитрида зависит от концентрационного соотношения N/Ti. Наибольшего значения ($a = 4,24 \text{ \AA}$) он достигает при строго стехиометрическом составе нитрида. Наименьшее значение ($a = 4,22 \text{ \AA}$) он имеет при отношении $N/Ti=0,35-0,45$ [47].

Таким образом, регулируя технологические параметры нанесения покрытия, можно изменять его свойства вследствие формирования текстуры и уровня напряжений. Последнее позволяет подобрать оптимальные условия обработки различного вида инструмента, работающего только на износ или в условиях ограниченной усталости.

Внедрение ионно-вакуумного покрытия нитридом титана на автозаводе ЗИЛ обеспечило повышение стойкости холодновысадочного инструмента в 4 раза.

5.8 Сульфидирование в электролитной плазме

Увеличение износостойкости инструмента направлено на повышение твердости поверхностных слоев. Но в ряде работ отмечено, что большое значение имеют физико-химические свойства поверхности. Так, например, образующиеся при сульфидировании сульфиды железа, являясь полупроводниками и имея большие величины термоэлектродвижущих сил, при сжатии поляризуются и адсорбируют на себя смазку.

Слабая связь сульфидов железа с металлом предотвращает явление схватывания.

Разработанный Рубцовским ПКТИ тракторостроения технологический процесс, получивший название сульфидирования в электролитной плазме, выгодно отличается от существенных и характеризуется возможностью обработки только рабочих поверхностей инструмента, малогабаритностью используемого оборудования, применением нетоксичных водных растворов солей [75], отсутствием операций предварительной подготовки и последующей очистки обработанной поверхности, сокращением времени обработки.

Особенностью процесса является возможность его внедрения в условиях механообрабатывающего производства с возобновлением сульфидного слоя после каждой переточки инструмента. Сущность процесса заключается в следующем: окончательно термообработанный и заточенный инструмент подключается к отрицательному полюсу источника постоянного тока и погружается только рабочей зоной в ванну с водным раствором проточного электролита [10-15% $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ +14-16% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$] при температуре 25-35 °С, подключенной к положительному полюсу источника тока. При подаче напряжения порядка 100-160 В на погруженной в электролит части инструмента формируется плазменная оболочка, обеспечивающая образование активных ионов серы и ускоренную их диффузию вглубь обрабатываемого металла, время обработки от 50 до 90 с.

Сокращение времени обработки можно объяснить действиями разряда образовавшейся электролитной плазмы:

- механическое очищение поверхности;
- электрохимическое воздействие на оксиды поверхности металла;
- увеличение плотности дислокаций в решетке поверхностных слоев;
- образование сверхравновесной концентрации ионов высоких энергий, активно взаимодействующих с поверхностью.

Параметры процесса подобраны так, что основная масса металла практически не нагревается. По окончании цикла обработки инструмент полностью готов к работе.

Проведенные промышленные испытания на ряде заводов показали, что сульфидированные режущие и высадочные инструменты обладают стойкостью в 1,5-2,0 раза превышающей нессульфидированный.

Низкотемпературный Saubet или Sulf BT-процесс - способ покрытия стальных деталей слоем сульфида железа толщиной до 1 мкм используют как высококачественный заменитель фосфотирования и твер-

дой смазки для покрытия деталей мотоциклов, автомобилей, гусениц, дифференцированных зубчатых передач и других деталей, которые должны работать при высоких нагрузках и температурах около 200⁰С.

Японские изготовители оборудования для термической обработки утверждают, что нанесение такого слоя сульфидов обеспечивает взаимодействие деталей без задира, т.к. сульфидирование обеспечивает хорошую прирабатываемость сопряженных узлов, снижает коэффициент трения и повышает износостойкость.

Разработан и внедрен в промышленность (Франция) оригинальный способ сульфидирования. При азотировании аммиак подается в шахтную печь через реторту, в которой находится расплавленная сера (150-250⁰С). Насыщаясь парами серы при разложении аммиака, протекает процесс азотирования и сульфидирования. Степень насыщения серой осуществляется регулировкой температуры расплава серы.

В литературе встречаются сообщения о том, что покрытие сульфида железа придает обработанной детали цвет ржавчины, т.е. товарный вид вызывает недоумение. Рекомендуется смазывать изделие после сульфидирования, однако ржавый цвет не устраняется.

5.9 ТД-процесс

В определенных условиях на поверхности стали могут образовываться слои чистого карбида при соответствующем содержании углерода в стали в процессе обработки ее в ванне с расплавом буры, содержащим ферросплавы, с температурой ~1000 ⁰С.

Рост карбида на внешней поверхности происходит за счет реакции между карбидообразующим элементом, растворенным в расплаве буры, и атомами углерода, диффундирующими через слой из материала подложки. На состав слоя не оказывает влияния состав подложки. В отсутствие достаточного содержания углерода образуются бориды железа. Из карбидов этим способом могут образоваться только карбиды титана, ванадия, ниобия и хрома. Если необходимо создать источник углерода, сталь можно предварительно подвергнуть процессу цементации.

Хотя имеется четкая прямая граница между подложкой и слоем карбида, карбидообразующие элементы диффундируют в подложку и образуют металлургически связанную структуру. Не наблюдается образование трещин, выкрашивания, образования чешуек и расщепления слоя, даже при закаливании в масле, при условии, что условия процесса оптимальны, исходя из состояния поверхности.

Как и ожидалось, достигнута отличная износостойкость. Поверхность карбидов обладает намного улучшенными характеристиками к задиру под действием многих опробованных материалов. Заметно повышается коррозионная стойкость, но лишь CR_7C_3 дает стойкость к окислению при высоких температурах, причем образования окалины не происходит даже при $800^{\circ}C$. Как отмечается, стойкость к термическому удару, измеренная погружением в расплавленный алюминий, высокая.

TD-процесс запатентован и опубликовано очень мало сведений о деталях процесса. Он был разработан фирмой “Тойота” и прошел всестороннюю оценку как в самой фирме, так и повсюду в Японии. Широкое распространение процесс получил применительно к многим образцам инструмента и пресс-инструмента. Процесс не получил широкого распространения за пределами Японии из-за сложности продажи лицензий за границу.

Для обработки при температурах до $1050^{\circ}C$ в печах с электрическим обогревом используют соляные ванны на основе буры ($Na_2B_4O_7$) и ферросплава того металла, из которого хотят сформировать карбидный слой (ферросплав - дешевый материал, выпускаемый промышленностью). Инструмент или фильера могут подвергаться упрочнению непосредственно из солевой ванны, за исключением случая цементации быстрорежущей стали. Таким образом, обработка преследует двойную цель и совместима с нормальной технологией. Подобный же процесс используется для получения некоторых поверхностных карбидных слоев, но мало имеется информации о том, какой карбид предпочтительно использовать в каждом конкретном случае. Для получения предпочтительного слоя толщиной 5-12 мкм при температуре $1000^{\circ}C$ достаточно время 4 часа, но обычно для этой цели затрачивают 1-10 часа, в зависимости от температуры и требуемой толщины слоя.

Увеличение размеров равно толщине получаемого карбидного слоя, который определяется временем и температурой обработки. Некоторый сдвиг и искажения, обусловленные объемными изменениями, индуцированными трансформацией в процессе упрочнения и отпуска, можно уменьшить предварительным упрочнением с последующим отпуском, если размер допуска достаточно жесткий для того, чтобы оправдать такую технологию. Быстрорежущие стали требуют вакуумного упрочнения после TD-процесса, поскольку имеется температурный предел ($1050^{\circ}C$) при использовании солевой ванны.

Некоторые фирмы, в частности, Tokyo Heat Treating Co Ltd (Токио) широко применяют разнообразные покрытия на деталях, наносимые в

соляных ваннах. Среди них TD-процесс (Toyota Diffusion Process) - метод покрытия стальных деталей карбидами. [76]

TD-процесс получил широкое распространение в Японии, Австралии, на Тайване и позднее в Англии. Стальные детали или инструмент после подогрева до 800⁰С помещают в расплав буры, содержащей соединения Cr, Nb и V. Соответствующие ванны имеют электронагреватели из карбида кремния; максимальная температура нагрева 1200⁰С; мощность 36 кВт. На поверхности изделия в результате ХТО образуется твердое покрытие из карбидов Cr, Nb и V. Карбид ванадия имеет, например, твердость более HV 3000, обладает высоким сопротивлением изнашиванию и коррозии и т.д. Износостойкость штампов (матриц, пуансонов) при холодной штамповке (вырубке), а также стойкость инструмента с карбидным покрытием повышается в 3...100 раз. TD-процесс позволяет также заменить дорогие высокопрочные стали на более дешевые.

Были испытаны практически все виды инструмента для штамповки, холодной формовки иковки, горячейковки, прессования порошков, литья пластмасс, литья стекла, литья в закрытые формы, а также для токарных работ и рубки металла. Достигнуто повышение срока службы от 2 до 200 раз (таблица 9).

Таблица 9 - Повышение срока службы инструмента в результате диффузионной обработки по TD-процессу

Наименование штампов и инструмента	Повышение срока службы
1	2
<u>Прессовые работы</u>	
Нож для рубки металла	в 2-10 раз
Пробивной пуансон и прессформа	в 2-10 раз
Гибочный штамп	в 10-500 раз
Волочильная фильера	в 10-500 раз
Штамп для снятия заусенцев	в 20-200 раз
Ролик для профилирования	более чем в 100 раз

Продолжение таблицы 9

1	2
<u>Холодная штамповка</u>	
Пробивной пуансон	в 2-8 раз
Пуансон для двухстороннего прессования	в 2-5 раз
<u>Горячая ковка</u>	
Ковка в закрытые формы	в 2-5 раз
Обрезной пуансон	в 2-5 раз
Фильера для экструзии	в 2-15 раз
<u>Прессование порошков</u>	
Пуансон для прессования металлических порошков	в 10-30 раз в 5-20 раз
Пуансон для приготовления напильников.	5-10 раз
<u>Формование пластмасс</u>	
<u>Формы для литья</u>	
Формы для литья алюминия	в 2-20 раз
Формы для литья цинка	в 2-10 раз

По мнению автора, эти и другие примеры указывают на то, что использование карбидных покрытий имеет наибольшие преимущества в тех случаях, когда разрушение приведет к задиру металла, явлению, опасность возникновения которого резко уменьшается и даже исчезает при наличии карбидного покрытия. Но это преимущество минимально в тех случаях, когда преобладает усталостное разрушение.

Имеется также широкая информация об экономической эффективности процесса ТД, оцененной по результатам промышленных испытаний. С помощью приведенного отношения “увеличение срока службы” к “увеличению затрат” можно оценить результаты промышленных испытаний следующим образом:

	<i>Отношение</i>
Пробивные пуансоны в холоднообработанной стали	2,8
Пуансоны для холодной штамповки быстрорежущей стали	2,6-5,2
Замена пуансонов для холодной штамповки из твердого сплава на пуансоны из быстрорежущей стали с покрытием из VC	5,6

5.10 Упрочнение поверхности инструмента концентрированными источниками нагрева

Прогрессивными технологическими методами упрочнения инструментальных сталей является плазменное напыление и лазерный высокоскоростной нагрев. При плазменном нанесении покрытия материал покрытия в виде порошка или проволоки вводится в плазменную струю, где он интенсивно нагревается и плавится, распыляется и при взаимодействии с поверхностью обрабатываемой детали образует покрытие. Свойства покрытия определяются физико-химическими процессами, происходящими в частицах при напылении, и процессах, протекающих между подложкой и частицами покрытия при их деформации и затвердевании. Плазменные покрытия имеют определенную пористость преимущество плазменного напыления в том, что можно формировать покрытия из сочетаний материалов, которые трудно добиться другими способами, например, графит-металл, керамика-металл, можно получить многослойные и армированные покрытия. При выборе режимов необходимо учитывать эффективность процесса при использовании покрытий плазмой как при восстановительных операциях, так и для повышения износостойкости. Толщина покрытия может изменяться от десятков микрон до нескольких миллиметров.

В последние годы широкое распространение получают новые методы поверхностного упрочнения инструмента под действием лазерного излучения. Импульсное или непрерывное облучение поверхности лазерным лучом определенной мощности вызывает высокоскоростной нагрев тонкого слоя металла до температур, не превосходящих точки плавления и испарения. В результате, достигается значительное упрочнение, которое по своему уровню превосходит традиционные виды повышения поверхностей твердости без химико-термического насыщения и легирования. Упрочнение металла обусловлено формированием в нем при такой обработке специфических метастабильных структур, обладающих высоким сопротивлением износу и микроразрушению в процессе трения.

Особенность процесса структурообразования связана с тем, что поглощение световой энергии материалом происходит на небольшую глубину. За очень короткое время нагрева поверхностные слои успевают нагреться до высоких температур, а последующее охлаждение происходит с очень высокой скоростью, которая примерно в тысячу раз больше скорости обычной закалки. В момент лазерной аустенизации происходит почти мгновенно растворение карбидов в аустените, при

этом, если мелкие карбиды цементитного типа растворяются полностью, насыщая вокруг себя матрицу углеродом, то легированные карбиды или аномально крупные включения цементита растворяются не полностью, создавая тем самым резкий градиент распределения углерода и легирующих элементов по матрице. Упрочнение металла в зоне действия облучения на поверхности достигает по микротвердости 12000 МПа.

Общий результат упрочнения лазерным лучом определяется оптимальным сочетанием общей насыщенности матрицы углеродом и легирующими элементами, а также степенью неоднородности металла в результате незавершившихся процессов гомогенизации при растворении карбидной фазы. Результаты работ, выполненных в лаборатории лазерного упрочнения института РИСХМ, показывают, что повышение стойкости инструмента с использованием установки “Квант-16” достигается в 4 раза.

Обработка металлов концентрированной энергией используется главным образом для малогабаритных деталей, так как выпускаемое оборудование имеет еще недостаточную мощность и лазерным лучом сложно управлять.

Положительное влияние лазерной обработки на структуру и механические свойства металлов в ряде работ [77 – 79]. Преимуществами такой обработки являются высокая скорость нагрева и охлаждения, минимальные деформации при поверхностном лазерном упрочнении, возможность производить локальную закалку окончательно обработанных деталей.

В настоящее время лазерная термообработка применяется в целях:

- повышения стойкости металлорежущего инструмента (резцов, сверл и т.п.);
- поверхностного упрочнения и легирования обычных углеродистых сталей с целью замены высоколегированных и дорогостоящих сталей и сплавов;
- упрочнения поверхности деталей, подвергающихся интенсивному износу (клапаны, цилиндры, зубчатые элементы и т.п.);
- повышения температурной и коррозионной стойкости, улучшения антифрикционных и некоторых других свойств.

Таким образом, рассмотренные методы упрочнения инструментальных сталей позволяют констатировать, что повышение стойкости элементов штампов требует тщательного анализа условий их эксплуатации и на основании этого назначить тот или иной метод поверхностного упрочнения материала.

ГЛАВА 6 Перспективы развития термической обработки штамповых сталей

6.1 Предварительная термическая обработка инструмента (ПТО)

Значительные осложнения в производстве инструмента (пуансонов, штампов, сверл и др.), сложной формы и при большом соотношении длины к диаметру, вызывают деформации при термической обработке. На практике применяют ряд мер для ее снижения. Это ступенчатая и изотермическая закалка, охлаждение в штампах. Выполняют преимущественно правку длинномерного инструмента до и после термообработки. Правка до термообработки не целесообразна, т.к. исправление идет в локализованном очаге деформации. Опыт работы показывает, что после термообработки инструмент принимает исходную форму (до правки), т.е. металл сохраняет “память” формы. Для устранения этого явления необходимо применять калибровку или обкатку в штампе для выравнивания напряжений очага деформации по всему объему металла.

Правка инструмента после термообработки образует напряжение и микротрещины в зоне деформации, которые являются причиной разрушений, поломок, т.е. значительно снижает стойкость инструмента.

Известна предварительная термическая обработки инструмента, которая не только уменьшает деформацию, но и несколько повышает прочность и вязкость стали после окончательной термообработки. Сущность ее состоит из закалки от температуры $A_{c1} + 15 - 20^{\circ}C$ и последующего отпуска $500-600^{\circ}C$ (закалка из “межкритической” области), что уменьшает деформацию изделий после окончательной термической обработки, обычно принятой в промышленности [1]. Эффект сопровождается увеличением плотности стали за счет закрытия части микропор и дефектов и появлением сжимающих напряжений. Эти изменения должны вызывать и улучшение механических свойств.

Проведенные исследования показали, что выполнение предварительной термической обработки уменьшает чувствительность к образованию трещин при окончательной закалке сталей У8 и ХВГ в 3-4 раза. Этим объясняется создание сжимающих напряжений при закалке от температуры вблизи A_1 под действием магнитострикционных процессов и уменьшения коэффициента теплового расширения.

Закалка из “межкритической” области повышает прочность углеродистой стали У8 и легированной ХВГ в закаленном состоянии на 40%, после низкого отпуска на 18-20%, а ударную вязкость на 25% в

закаленном и на 20% в отпущенном состоянии. Различие в прочности и вязкости сохраняется одинаковым при отпуске до 600⁰С.

Предел выносливости стали ХВГ с твердостью HRC 60 (окончательная закалка 840-850⁰С и отпуск 190-200⁰С) при выполнении предварительной термической обработки (закалка 750 - 760⁰С и отпуск 580 - 600⁰С) составил 700 - 730 МПа, а без предварительной обработки 650 - 670 МПа, т.е. наблюдалось повышение предела выносливости на 8-10%, по-видимому за счет сжимающих напряжений.

Повышение производительности холодновысадочных автоматов потребовало увеличения стойкости инструмента из сталей У10 и ХВГ. Освоение процесса получения внутренней конфигурации пуансонов и штампов методом холодного выдавливания лишило, стали У10 и ХВГ их основного преимущества - хорошей обрабатываемости резанием. Новый способ изготовления инструмента потребовал решения задач по замене сталей с целью повышения стойкости инструмента: уменьшения сопротивления деформации при выдавливании и сохранении размеров фигуры после окончательной термической обработки.

Для внедрения были выбраны стали 6Х4М2ФС (ДИ-55) и 8Х4В2С2МФ (ЭП-761), обладающие высоким комплексом механических свойств.

Холодным выдавливанием было изготовлено по 100 шт. пуансонов из стали ЭП-761 и штампов из стали ДИ-55 в состоянии поставки, среди которых 40% пуансонов и 10% штампов имели отклонения по размерам. После окончательной термической обработки принято к эксплуатации 20% пуансонов и 80% штампов.

Низкий процент отклонений размеров штампов из стали ДИ-55 закономерен. Сталь эвтектоидного состава, без избыточных карбидов. Исправить размеры фигуры закаленных пуансонов и штампов затруднительно, т.к. окончательная обработка внутренних полостей - только зачистка по шаблону. Нельзя скорректировать величину мастер-пуансона по причине отсутствия закономерности в отклонении размеров фигуры.

Исследование серии режимов предварительной термической обработки позволило сохранить точность размеров выдавленной фигуры после окончательной термической обработки.

Поставленная цель достигается закалкой из межкритической области А₁+(10-15⁰С) и высоким отпуском при 720⁰С, 1 час на твердость 16-20 HRCи 22-26 HRC для сталей ДИ-55 и ЭП-761, соответственно [70]. После выдавливания и термической обработки по режиму: закалка

1060-1080°C, отпуск 520-540°C, 3 раза по 1 часу проведены стойкостные испытания (таблица 10).

Таблица 10

Марка стали	Твердость, HRC	Стойкость, тыс. пуансонов штампов	Причины выхода из строя
ХВГ	61-63	53,0	Поломка
ЭП-761, без ПТО	61-63	80,0	Поломка
ЭП-761, ПТО	61-63	152,0	Посадка
У10	59-61	5,0	Поломка
ДИ-55, без ПТО	59-61	12,0	Посадка
ДИ-55, ПТО	59-61	20,0	Посадка

Таким образом, применение разработанного режима предварительной термической обработки позволило обеспечить получение размеров фигуры при холодном выдавливании и их сохранение после окончательной термической обработки, повысить эксплуатационную стойкость инструмента в 1,5-2,0 и 3-4 раза по сравнению со сталями ХВГ и У10 соответственно.

**ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРОБИВНЫХ
ПУАНСОНОВ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У10-У12
ДИАМЕТРОМ $\varnothing 4,0=6,0$ мм**

Назначение термической обработки сердечника заключается в пробиваемости брони за счет высокой твердости стали (HRCэ 66-67). Предполагается, что максимальная твердость обеспечивает высокие показатели. Однако это не всегда так. Необходимо достижение оптимального сочетания твердости, прочности, вязкости и работы разрушения.

Твердость - определяется содержанием углерода в мартенсите, дисперсностью и количеством карбидовой фазы; скоростью охлаждения. Остаточный аустенит снижает твердость.

Прочность - возрастает с увеличением содержания углерода в мартенсите до 0,5%, при большой концентрации снижается, в отличие от твердости, которая продолжает расти. Прочность уменьшается почти пропорционально увеличению размеров зерна и усилению неоднородности в распределении карбидов.

Вязкость - характеризует сопротивление образованию трещин и разрушению под действием ударных нагрузок. Вязкость структурно более чувствительное свойство, чем прочность. Она снижается с увеличением размеров зерна, ростом количества карбидов, ухудшением условий их распределения, состоянием границ зерен и с повышением твердости. Поэтому так опасен перегрев стали, который ведет к росту зерна и хрупкому разрушению.

Тем не менее, в практике термической обработки должным образом не учитывается влияние комплекса перечисленных свойств на конечный результат. Подогрев садки над зеркалом ванны в течение 20-30 мин. (до 300°C), который необходим не только для удаления влаги, но и для сокращения времени выдержки при окончательном нагреве и снижения температурных напряжений. Кроме того, подогрев обеспечивает уменьшение концентрационной неоднородности за счет выделения дисперсных частиц карбидов, которые служат центрами кристаллизации при окончательном нагреве и формированию однородного мелкоигольчатого мартенсита при закалке.

При этом необходимо учитывать температуру и плотность воды, определяющей скорость охлаждения в интервале мартенситного превращения. Так, при одинаковой твердости (65-66 HRC) и содержании углерода в мартенсите (0,8%) изменение скорости охлаждения может снизить прочностные характеристики на 50% .

Плотность и температура раствора поваренной соли в воде определяют скорость охлаждения изделий при закалке. Плотность раствора 1,075552 г/см³ и температура 20-25 °C позволяют получить оптимальную скорость мартенситного превращения и, как следствие, минимальные термические напряжения.

Внутренние напряжения, возникающие при закалке, весьма сильно снижают прочность на изгиб инструментальной стали, тогда как, твердость почти не изменяется. Большое значение в возникновении напряжений или в их уменьшении имеют скорость охлаждения и отпуск. После закалки выполняется отпуск при 100 °C на твердость 65 – 67 HRC

Температура и время выдержки при нагреве под закалку определяют содержание углерода в мартенсите и его твердость.

Так, например, после закалки стали У12А, по принятой технологии, (780-790°C) и отпуска при 100 °C 2 часа изделие приобретает высокую твердость 66-67 HRC, но пробиваемость снижается на 50-60 % вследствие хрупкого разрушения. Для устранения этого "дефекта" проводят дополнительный отпуск 6 -10 часов с целью понижения твердо-

сти до 64-65 HRC. Однако показатель пробиваемости увеличивается незначительно. Так как после закалки на твердость 66-67 HRC содержание углерода в мартенсите достигает 1,0%, прочность при изгибе составляет $\sigma_{изг} = 600$ МПа, работа разрушения $A=0,4-0,5$ Дж. Длительный отпуск сопровождается снижением содержания углерода в мартенсите и уменьшением твердости и тетрагональности решетки. Прочность и вязкость, при этом не могут существенно измениться вследствие структурной наследственности, т.е. исходного крупного зерна (балла 6-8), приобретенного при нагреве.

В то же время, наблюдается случаи низкой твердости после закалки (63-64 HRC) и ее пытаются повысить до 64-65 HRC тем же длительным кипячением. Иногда такое удается.

Пониженная твердость объясняется повышенным количеством остаточного аустенита (до 15-20%) из-за увеличения времени выдержки при высоких температурах нагрева под закалку. В этом случае происходит частичное превращение остаточного аустенита с образованием вторичного мартенсита и увеличение твердости, которое накладывается на повышение твердости за счет выделения из исходного мартенсита дисперсных ϵ -карбидов.

Отрицательное влияние аустенита становится существенным при увеличении его количества $> 10-15\%$. Так, 6-8% остаточного аустенита снижают твердость на 0,5 HRC и на 1-2 HRC при 10-18%.

Прочность, предел текучести и упругости снижаются пропорционально росту количества аустенита порядка 30-50 МПа на каждый процент аустенита.

По этой причине в сталях не обеспечивается достаточная устойчивость рабочей кромки при повышенных напряжениях, т.к. при нагрузке > 500 МПа, т.е. выше предела текучести аустенита, происходит его превращение в мартенсит деформации с увеличением объема, которое сопровождается смятием и хрупким разрушением.

Наши исследования и промышленные испытания показали, что максимальная стойкость (80 - 100%) достигается при твердости 64 - 66 HRC, содержании углерода в мартенсите 0,6 - 0,7%, количестве остаточного аустенита 5-10% и балле зерна 11-12. Тогда прочность при изгибе составляет $\sigma_{изг} \geq 1000$ МПа, работа разрушения $A=0,6-0,8$ Дж, т.е. повышается в 1,5-2,0 раза, что и обеспечивает стабильность высокой стойкости.

В данном случае температура закалки определяется точкой Кюри (768 °С) при которой происходит потеря магнитных свойств стали, когда проявляется магнитострикционный эффект, заключающийся в упо-

рядочении доменной структуры, закрытии микропор, дефектов, уменьшении объема и увеличении плотности, т.е. эффект сжатия увеличивается для парамагнитных и антиферромагнитных металлов при наличии магнитного и полиморфного превращений.

Следует отметить, что после закалки от рекомендуемой температуры 765 ± 5 С, твердость 64-66(HRC) не снижается и не повышается, как при отпуске в течение 2-4 часов, так и при длительном отпуске (10-12 часов).

Таким образом, "устойчивость" твердости против отпуска (кипячения) может служить прямым доказательством соблюдения температурного режима нагрева под закалку для получения мелкого зерна балла 11 - 12 и равномерности распределения структурных составляющих при содержании углерода в мартенсите 0,6 - 0,7 % и твердости 64 - 66 HRC

Благоприятным сочетанием можно считать стабильность закалочной твердости после отпуска при 100 С, 2-4 часа, т.к. на первой стадии отпуска из мартенсита выделяется лишь ϵ -карбид, между решеткой которого и мартенсита сохраняется ориентационная связь; релаксация структурных и термических напряжений обеспечивающих термомеханически устойчивое состояние и высокие показатели пробиваемости при твердости 64 - 66 HRC.

В то же время нельзя не учитывать тот факт, что исходная структура и величина зерна после закалки стали У12А не может быть однозначна в разных плавках и влияет на температуру Мн (начало мартенситного превращения), твердость после закалки, структурные напряжения:

	Т ⁰ С (Мн)	Твердость HRC
1) крупнозернистый перлит	220	65 - 64
2) мелкозернистый перлит	210	65 - 64
3) пластинчатый перлит	190	66 - 65

(Закалка от 780 °С)

Известно, что для получения однозначных результатов, исходную структуру необходимо готовить предварительной термической обработкой: отжиг, нормализация или улучшение.

Отжиг - пресс длительный и сопряжен с появлением поверхностных дефектов.

Целесообразно применение нормализации с нагревом ниже A_3 для предупреждения полного растворения цементита и резкого роста зерна. Тем не менее, нагрев до 830⁰С сопровождается ростом зерна, которое

наследуется при последующей закалке. Следовательно, не удастся получить максимальных показателей прочности и стойкости. Хорошие результаты можно получить предварительной термической обработкой при закалке от $A_{C1}+(5-10^{\circ}C)$ с охлаждением в воде и с последующим отпуском $500-600^{\circ}C$ для исправления исходной структуры, т.к. максимальный эффект "сжатия" при магнитострикции наблюдается после закалки от $740-750^{\circ}C$.

СТАЛЬ X12M.

$$A_{C1}=830^{\circ}C; A_{C3}=855^{\circ}C; M_H=230^{\circ}C; M_K=0^{\circ}C.$$

Стандартная температура закалки $1020^{\circ}C$. Отпуск от $180^{\circ}C$ до $400^{\circ}C$ на твердость HRC 62-56.

Вследствие того, что аустенит обладает минимальным объемом, а мартенсит - максимальным, то при повышении температуры отпуска интенсивнее протекает превращение остаточного аустенита в мартенсит и, следовательно, увеличение объема закаленного инструмента. Такой приём используют для исправления прослабленных размеров штамповой оснастки после шлифования.

Рекомендации по закалке стали X12M на вторичную твердость от 1100, 1150 и даже $1200^{\circ}C$ с повышенным количеством остаточного аустенита до 70% не нашли широкого промышленного применения.

X12M относится к сталям, разрушение которых при растяжении и изгибе происходит хрупко из-за повышенного содержания карбидов в структуре закаленной стали и отпущенной стали. Поэтому при всех режимах упрочняющей термической обработки с ростом твердости происходит снижение прочности. Однако при одинаковом уровне твердости, прочность при изгибе изменяется в широких пределах в зависимости от режимов термической обработки. Это обстоятельство позволяет дифференцированно назначать режимы обработки для штампов различных групп, в соответствии с важнейшим свойством, определяющим высокую стойкость инструмента (рисунок 42.).

Для вытяжных, гибочных штампов и форм прессования порошков, основным требованием является высокая износостойкость. Термическая обработка должна обеспечивать максимальную твердость. Наибольшая твердость (62-63 HRC) достигается при сочетании предварительной термической обработки с последующей ступенчатой закалкой.

Предварительная термическая обработка включает в закалку от $850^{\circ}C$ с охлаждением в масле и высокий отпуск $740-750^{\circ}C$.

Режимы окончательной термической обработки: закалка, от 1020 °С с охлаждением при 500 °С, 20 мин с последующим охлаждением на воздухе. После отпуска при 180 °С, 1-2 часа твердость составляет HRC 62-63, $\sigma_{изг}$ =3000МПа.

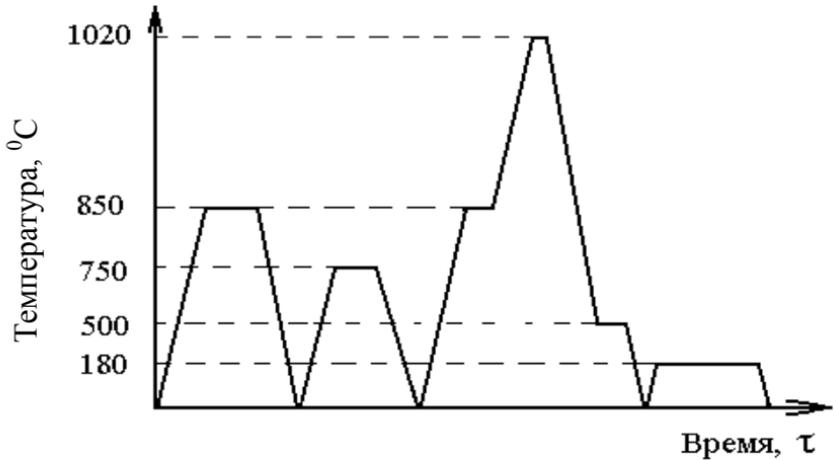


Рисунок 42 - Схема ступенчатой термической обработки стали X12M

1 Сочетание высокой твердости и прочности при ступенчатой закалке стали X12M, обусловлено высшей легированностью твердого раствора, достигаемой изотермической выдержкой в области максимальной устойчивости аустенита, когда скорости диффузионного и бездиффузионного превращения железа минимальные в связи с изменением механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения; при условии, что количество остаточного аустенита не превышает 40%, вызывающих потерю мартенситного каркаса. Это обеспечивается предварительной термической обработкой перед ступенчатой закалкой, когда происходит наклеп аустенита и связанное с этим снижение количества остаточного аустенита.

2 Для многих штампов вырубки, при работе которых возникает смятие и выкрашивание, рекомендуется закалка на вторичную твердость в сочетании с предварительной термической обработкой, обеспечивающая высокую прочность ($\sigma_{изг}$ (3300МПа) при достаточно высокой твердости HRC 59 - 61 по режиму: закалка от 1075 °С, масло отпуск 525 °С, 3 раза по 1 часу (рисунок 43).

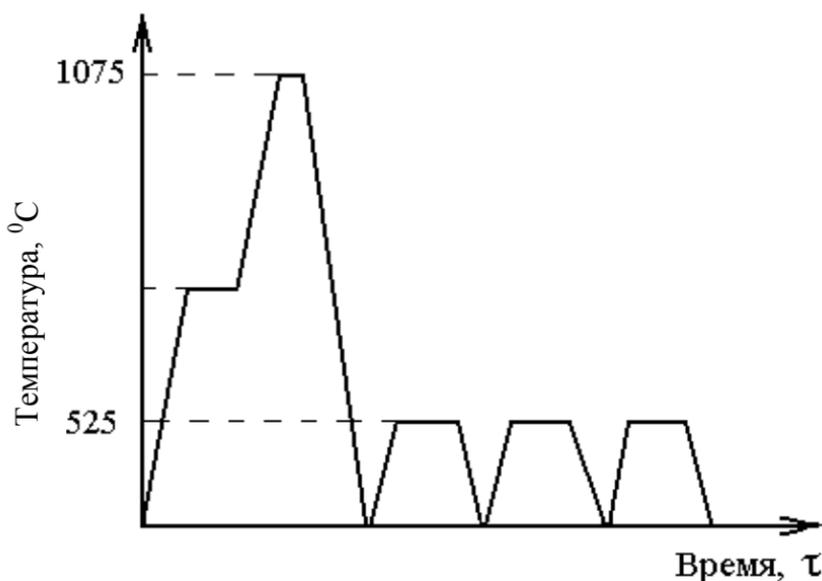


Рисунок 43 - Схема термообработки стали X12M на вторичную твердость

При выполнении закалки на вторичную твердость с непрерывным охлаждением без ПТО, достигается высокий предел прочности ($\sigma_{\text{изг}}=3000\text{МПа}$) при низкой твердости HRC 58. Это вызвано тем, что мартенсит высокоотпущенной стали содержит меньшее количество углерода и обладает более высоким запасом пластичности. Выделившиеся при отпуске карбиды типа M_7C_3 не вызывают существенного эффекта дисперсионного твердения. ПТО, выполненная перед закалкой на вторичную твердость, существенно повышает твердость (до HRC 61) и позволяет максимально увеличить уровень прочности до $\sigma_{\text{изг}}=3300\text{МПа}$.

Улучшение механических свойств при ПТО достигается в результате снижения закалочных напряжений, повышением плотности стали, закрытием дефектов при пластической деформации от межатомного взаимодействия.

6.2 Термоциклическая обработка (ТЦО)

Метод ТЦО как способ термообработки (ТО) основан на постоянном накоплении от цикла к циклу положительных изменений в структуре металлов. При этом важной особенностью цикла является его интенсивность, отсутствие или наличие небольших выдержек при крайних температурах, а так же оптимальный диапазон изменения температуры.

Современное оборудование позволяет вести процесс со скоростью нагрева от десятых долей градуса в секунду (печной нагрев) до сотен (нагрев с помощью ТВЧ). Температурный диапазон зависит от назначения термического воздействия, физико-механических и теплофизических свойств материала, а также от его структурного состояния. С другой стороны, варьируя число циклов, которое является величиной в значительной степени ограниченной, так как речь идет о технологическом термоциклировании, возможно достижение принципиально различных структур, а следовательно, и свойств. Немаловажное значение имеет и такая обработка, следующая за ТЦО, как отжиг, искусственное старение и др. Поэтому очень важно при выборе окончательной операции сохранить те положительные изменения, которые произошли в результате ТЦО и усилить их.

Разработка режимов ТЦО в каждом конкретном случае носит индивидуальный характер и не может быть механически перенесена от одного материала к другому. Однако представляется возможной формулировка общих принципов ТЦО для многих материалов. Следует отметить также, что принципиальных противопоказаний применения ТЦО к любым термоупрочняемым, а иногда и к нетермоупрочняемым материалам нет. Смысл заключается в том, чтобы из всего многообразия происходящих процессов, кристаллизации, растворения и выделения фаз, напряжений и деформаций дать развитие в нужной степени только тем, действие которых ведет к достижению оптимальных структуры и свойств.

В отличие от стандартных методов ТО при ТЦО появляются дополнительные источники воздействия на структуру, свойственные только процессу непрерывного изменения температуры, основными из которых являются фазовые превращения, градиенты температуры, термические (объемные) и межфазные напряжения, обусловленные разностью теплофизических характеристик, составляющих структуру фаз. В ряде случаев возможно, протекание всех этих процессов одновременно, но они могут быть сведены до минимума или отсутствовать некоторые

из них. Это зависит от физической природы материала, режима и назначения обработки. Так, если рассматривать диаграммы состояния в развитии, т.е. в направлении от полной несмешиваемости компонентов к частичной, а затем и к полной растворимости их друг в друге, то при этом возможно возникновение принципиально различных структур состояния. В первом случае термоциклирование ведет к лишь к микропластической деформации фаз с последующей рекристаллизацией. Наличие даже незначительной растворимости компонентов резко меняет ситуацию: наряду с вышеупомянутыми процессами появляется диффузионное перемещение атомов, что приводит к изменению размеров и формы избыточных фаз, внутриобъемному перераспределению химических элементов.

Переменная растворимость компонентов обеспечивает необходимые условия для перераспределения элементов и видоизменения фаз за счет многократного действия механизма растворения – выделения, свойственного только процессу ТЦО. При полной растворимости может наступить момент, когда двухфазное состояние исчезнет, после чего возможности ТЦО будут практически исчерпаны.

Небольшие напряжения могут возникать за счет наличия текстуры, разориентировки зерен, блоков и т.п.

Наконец, полиморфные превращения, периодически повторяясь от цикла к циклу, служат мощным источником напряжений и, как следствие, деформаций. В связи с этим возможны способы ТЦО, принципиально различающиеся между собой, а именно: термоциклирование с полной или частичной фазовой перекристаллизацией (рисунок 44, а), термоциклирование в области переменной растворимости

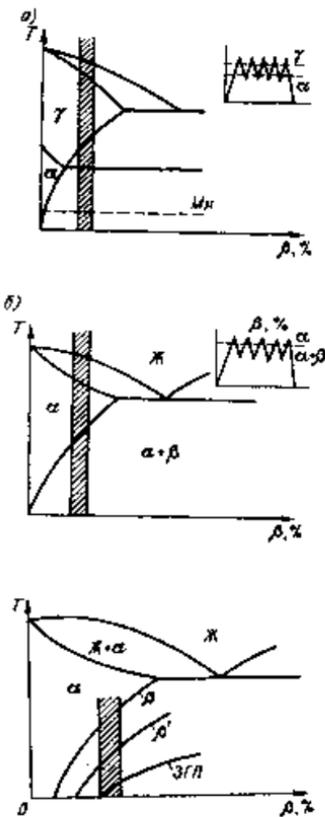


Рисунок 44 – Схема способов ТЦО

элементов друг в друге (рисунок 44, б), а также обработка в интервале температур дисперсионного твердения (рисунок 44, в) различных сплавов

Все перечисленные способы связаны с фазовыми переходами 1-го рода, при которых энтальпия, энтропия и микрообъем меняются скачкообразно. В зависимости от вида перемещения атомов через межфазную границу и степени развития диффузных процессов превращения бывают массивными, мартенситными, когерентными и нормальными. Массивные превращения характеризуются нормальными (индивидуальными) переходами атомов без перераспределения компонентов между фазами. Образуется фаза того же состава, что и исходная. При мартенситных превращениях атомы перемещаются кооперативно (по сдвиговому механизму) на расстояния, не превышающие межатомные. Превращение происходит при сильном переохлаждении. При этом индивидуальные переходы атомов через межфазную границу затруднены. Образующаяся в этих условиях фаза имеет состав, аналогичный исходной, однако она находится в кристаллогеометрической связи с ней.

Перестройка решетки происходит путем перемещения частичных дислокаций. В связи с изменением формы превращающейся области происходит релаксация упругих напряжений, следствием чего является образование дефектов кристаллического строения в мартенситной и исходной фазах. Когерентные (видманштеттовые) превращения осуществляются по сдвигово-диффузионному механизму с образованием фазы, отличающейся по составу, и изменением формы превращенного объема. Нормальные (некогерентные) превращения протекают при значительно меньших переохлаждениях путем индивидуальных переходов атомов с образованием фазы, отличной по составу от исходной.

На окончательную структуру влияют фазовые переходы, не связанные с существенными изменениями фазового состава. Речь идет о сфероидизации фаз и коалесценции. При этом движущими силами могут быть разница в удельной энергии межфазных границ, а кроме того, разница в свободной энергии более мелких и более крупных частиц (энергия Гибсона).

Таким образом, все фазовые переходы сопряжены со стремлением системы к энергетически более выгодному состоянию. При этом процесс диффузии атомов в зависимости от природы материала и его физико-химических свойств может идти по одному из рассмотренных выше механизмов.

Термоциклическая обработка основана на многократном прохождении структурных превращений. Так, если при обычных видах ТО,

включающих изотермические выдержки, структура характеризуется начальным и конечным состояниями, то при ТЦО структура перед каждым новым циклом разная, что влияет на условия прохождения последующих фазовых превращений, их механизм и кинетику. При этом за счет накопления структурных изменений материал может приобретать структуру, которая недостижима при обычных видах ТО [80, 81].

Предварительной ТО инструментальной стали является смягчающий отжиг. Отжиг инструментальных сталей для получения зернистого перлита длителен и часто не даёт полного превращения исходной структуры (после литья,ковки и других высокотемпературных обработок) в структуру, необходимую для улучшения обрабатываемости резанием. Для получения структуры зернистого перлита в инструментальных углеродистых и низколегированных сталях был использован метод ТЦО.

Инструментальные стали У8, У10 после литья,ковки и нормализации имеют практически одинаковую структуру пластинчатого перлита. В связи с этим влияние ТЦО на указанные стали изучали после их нормализации до получения пластинчатого перлита. Был разработан ускоренный режим ТЦО для получения зернистого перлита. Технология этого режима применительно к углеродистым инструментальным сталям состоит в 3-х - 6-кратном ускоренном нагреве до температур на 30-50⁰С выше точки A_{c1} с последующим охлаждением вначале на воздухе до температур на 30-50⁰С ниже точки A_{p1} и далее в воде или масле. Последнее охлаждение только на воздухе. Исследование показало, что при ТЦО пластинчатый перлит инструментальных сталей легко переводится в зернистый и твердость снижается до значений, достигаемых отжигом. Оптимальное число циклов при ТЦО по данному режиму: для стали У8 - 4, а для У10 - 6.

В то же время, обрабатываемость после ТЦО улучшается на 35 - 40% в сравнении с обрабатываемостью резанием отожженной стали. Кроме того, ТЦО увеличивая пластичность сталей, улучшает обрабатываемость металлов давлением.

Таким образом, ТЦО инструментальных углеродистых сталей для получения зернистого перлита является не только ускоренной технологией, но и улучшающей свойства готового инструмента.

Проведены исследования влияния термоциклического отжига на структуру и свойства быстрорежущих сталей.

Быстрорежущую сталь отжигают после литья,горячей механической обработки (ковки,штамповки,прокатки),сварки, а иногда и после закалки и отпуска, если требуется повторная закалка. В результате отжига должно быть достигнуто снижение пределов твердости до преде-

лов, обеспечивающих высокую производительность резания и отсутствие нафталинистого излома при последующей закалке.

Согласно ГОСТ 19265-73 твердость сталей P18, P12, P9, P6M3 и P6M5 после отжига должна быть HB 255 (HRC 24); для быстрорежущих сталей с кобальтом или с высоким содержанием ванадия она может достигать HB 269-285 (HRC 26-28). Для удовлетворения указанных требований быстрорежущие стали обычно отжигают при 850-870⁰С 2-3ч с последующим непрерывным охлаждением со скоростью 30град/ч до 500⁰С или с изотермической выдержкой при 730-750 ⁰С 5-6 ч, далее, с выключенной печью до 500-600⁰С, а затем на воздухе. В зависимости от вида и мощности печи, способа и величины нагрузки общая продолжительность отжига в первом случае достигает 20-40 ч, во втором она снижается до 10-15 ч и не уменьшается даже при отжиге мелких заготовок.

Исследования термоциклического отжига на структуру и свойства закаленной, кованой или литой быстрорежущей стали показали, что снижение твердости происходит чрезвычайно быстро, а необходимая твердость достигается за 3 - 4 цикла в диапазоне температур 885(t_в) - 675 ⁰С(t_н).

Наиболее целесообразно проводить отжиг в хорошо раскисленной соляной ванне, где обеспечивается высокая равномерность нагрева, идентичность результатов отжига и надежная защита от обезуглероживания; проведение этого отжига в печах с защитной атмосферой или без неё также возможно, но ограничено необходимостью в той или иной мере соблюдать указанные требования. При отжиге в соляной ванне закаленного инструмента, погружаемого в ванну полностью (насадной инструмент) или устанавливаемого вертикально (концевой инструмент), достигается также более значительное уменьшение деформации, чем после обычно применяемого отжига (с упаковкой инструмента в металлический ящик с чугунной стружкой, которую применяют в целях предупреждения обезуглероживания).

При проведении бесступенчатого циклического отжига, особенно осуществляемого в соляной ванне, нет необходимости отсчитывать количество циклов. Отжигаемые образцы, заготовки или готовый инструмент можно загружать в работающую ванну в любой момент времени и в зависимости от температуры предшествующего нагрева (при ковке, штамповке, сварке или закалке) назначать общее время пребывания их в этой ванне, контролируя его последующим измерением твердости.

Извлечение заготовок или инструмента из печи-ванны при окончании отжига следует проводить при температуре t_H , что предотвращает получение повышенной твердости.

Таким образом, ТЦО может быть применена вместо традиционного отжига быстрорежущих сталей.

В настоящее время для сталей разработано большое число различных режимов ТЦО. Все способы ТЦО подразделены на низко-, средне- и высокотемпературные. При низкотемпературных способах ТЦО нагрев ведут до температуры не превышающей начала превращения (фазовые переходы исключены). Среднетемпературная ТЦО предусматривает нагрев в области двухфазного состояния (между точками A_{C1} и A_{C3}). При высокотемпературной ТЦО нагрев проводят в области полной фазовой перекристаллизации (выше точки A_3 или A_m). Следует отметить, что кроме указанных классов ТЦО, возможны и комбинированные режимы, включающие последовательные нагревы в различные температурные области.

6.3 Термическая и химико-термическая обработка в кипящем слое

Нагрев деталей в рабочем пространстве этих печей (рисунок 45) осуществляется сыпучими частицами, нагретыми в газовом потоке. Слой кипит, потому что поток газа с большой равномерностью проходит через решетку, и частицы в этом потоке находятся во взвешенном состоянии. Слой нагревается чаще всего при помощи электрических нагревателей, погруженных в слой, либо нагревателями, расположенными вне рабочего пространства, либо одновременно горячим газом и нагревателями.

В качестве сыпучих частиц чаще всего используют оксид алюминия, карборунд, циркониевый песок и др. Коэффициент теплопередачи при нагреве деталей в кипящем слое очень высок: он в 5...10 раз выше, чем в пламенных печах, и близок к аналогичной характеристике соляных ванн [82,83,84,85].

Основные преимущества печей с кипящим слоем - высокая скорость и большая равномерность нагрева, такая же, как в соляных и селитровых ваннах, но без недостатков, присущих этому виду оборудования (в частности, загрязнения окружающей среды и деталей, связанного с выделением цианидов и солей хлористого бария).

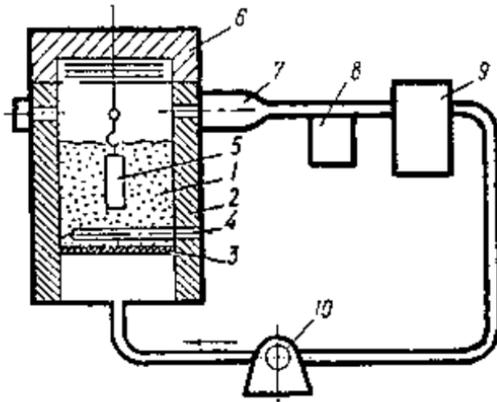


Рисунок 45 - Схема печи с кипящим слоем

Высокая скорость нагрева способствует сокращению длительности цикла термической обработки: так, например, для азотирования деталей из инструментальной стали на глубину 0,25...0,3 мм в печи с кипящим слоем достаточно выдержка 13...18 ч (в печи с контролируемой атмосферой - 72 ч). Многие циклы цементации и закалки сокращаются на 20...50% по сравнению с аналогичными процессами, проводимыми в печах с контролируемой атмосферой и в вакуумных печах некоторых типов. В результате сокращения цикла обработки уменьшаются затраты энергии газа и труда, а следовательно, и стоимость обработки.

Печи с кипящим слоем - газоплотные с небольшим избыточным давлением, исключаящим подсос воздуха, что влияет на конечную твердость и обеспечивает хорошую поверхность деталей, такую же, как в соляных ваннах. Отверстия в обрабатываемых деталях не закупориваются.

Детали, прошедшие термическую обработку в печах с кипящим слоем, имеют незначительное коробление и характеризуются отличным внешним видом. Печам с кипящим слоем свойственна и технологическая гибкость, так как одна и та же печь может быть использована для работы как с обычной, так и с любой контролирующей атмосферой, в том числе для цементации, карбонитрирования, азотирования, нитроцементации и других процессов, а также для различных процессов охлаждения деталей.

Вследствие большой цементации нагрева, использование печей с кипящим слоем обеспечивает высокое и стабильное качество ТО и ХТО.

В качестве среды для создания кипящего слоя применяют азот, аммиак, воздух и природный газ в различных комбинациях и пропорциях.

Варьируя температуру, продолжительность выдержки, газы и их соотношение в печи с кипящим слоем, можно проводить термическую обработку углеродистых, инструментальных, быстрорежущих, легированных сталей, а также чугунов.

Фирма Dynamic Metal Treating Inc, проводит термическую обработку деталей для автомобильной, авиационной, полиграфической, инструментальной, текстильной и других отраслей промышленности, включая производство компьютеров, роботов, конвейерных систем.

В печах с кипящим слоем можно проводить новый процесс ХТО, названный "Nitrowear", на который выдан патент в 1984 г. Этот процесс представляет собой комбинацию нитроцементации, осуществляемой при 550...625⁰С, и оксидирования.

В результате ферритной нитроцементации на поверхности деталей образуется твердый слой, непосредственно примыкающий к богатой азотом диффузионной зоне. В случае низкой температуры насыщения - деформации деталей минимальные. Это делает данный процесс привлекательной альтернативой цианированию, азотированию, индукционной и пламенной закалке. Установлено, что срок службы деталей, штампов, пуансонов, гильз, режущего инструмента и других изделий, прошедших ТО по технологии "Nitrowear", в 2...10 раз больше, чем при традиционных процессах. Так, штамп для деталей подшипников, термически обработанный по обычной технологии, выдерживал 30 тыс. ударов. После ХТО по способу "Nitrowear" срок службы штампа достигает 500 тыс. ударов. Другой пример: 20% из одной партии установочных колец подшипников толщиной 0,35 мм, обрабатываемых в печах с пульсирующим подом, браковали вследствие наличия в них деформаций. В партии из 1000 колец, прошедших ТО в печи с кипящим слоем, не было забраковано ни одного кольца.

Печи с кипящим слоем получают все большее распространение в западных странах, как обеспечивающие отличное качество термической обработки при меньших в ряде случаев эксплуатационных расходах, чем печи других типов.

Печи универсальны, пригодны для многочисленных процессов ТО, обеспечивают высокую производительность.

В настоящее время в России разработаны и внедрены многие технологические процессы с применением кипящего слоя мелкозернистого материала [82,83,86,87].

Вместо элементов сопротивления при внешнем подводе тепла в кипящий слой может быть использован непосредственный **индукционный нагрев** стен реторты [88].

На одном механическом заводе, опробована литая реторта диаметром 800 мм с толщиной стенки 40 мм из жаропрочной стали, что позволило использовать для ее нагрева токи промышленной частоты (50Гц) без специальных преобразователей.

Для создания псевдооживленного слоя использовали частицы электрокорунда размером 320 мкм. Высота слоя 600 мм, что обеспечивает нагрев деталей длиной 400...500 мм.

Разогрев холодной печи до температуры 900...1000°C и выведение ее на рабочий режим проводился в ручную в течение 1 ч. Рабочая температура в заданном интервале поддерживалась автоматически при помощи щита управления ИРЗ – 242. Перепад температур по сечению печи $\pm 7^\circ\text{C}$. Сравнение технико-экономических показателей процесса нагрева под закалку деталей из хромистой стали в печах с кипящим слоем и в электротехническом агрегате СТЗА 10.40.5/7 показывает, что при равной производительности оборудования энергозатраты на тонну обрабатываемых в кипящем слое изделий в 3 раза меньше, КПД в 1,6 раза выше, производственная площадь, занимаемая печью с кипящим слоем, в 20 раз меньше.

Малогабаритные печи с кипящим слоем, не связанные с газовым хозяйством, могут устанавливаться в любом месте, в том числе и в потоках механических цехов, при этом исключаются массовые внутризаводские перевозки.

Отпуск в кипящем слое. Обычно отпуск инструмента после закалки осуществляют в неудобных для эксплуатации селитровых ваннах или малопроизводительных электрических конвективных печах. После предварительных исследований на ряде заводов нашей страны введены в эксплуатацию ванны для отпуска в кипящем слое. Кипящий слой корунда с размерами частиц 120 мкм нагревается через стенки ванны электронагревателями. Температура по объему рабочей зоны одинакова (от 100 до 650°C). Масса осадки отпускаемого инструмента обычно 50...80 кг. Длительность отпуска сокращена в несколько раз [89]. Разработаны также варианты отпускных ванн с обогревом кипящего слоя за счет сжигания газообразного топлива.

Цементация и нитроцементация в кипящем слое. Установлено [83, 87], что скорость процесса цементации в кипящем слое в несколько раз выше, чем в печах Ц-105 или безмуфельных агрегатах. В некоторой степени ускорение процесса цементации в кипящем слое связано со скоростным нагревом. Время нагрева садки деталей до температуры цементации в кипящем слое 10...15 мин, а в печи Ц-105 – 1,5...2 ч. Ускорение процесса цементации связано также с более высокой углеродной активностью, которая создается введением в эндогаз небольших добавок метана. В обычных цементационных печах это приводит к образованию сажи на поверхности деталей, что тормозит процесс цементации. В кипящем же слое поверхность деталей остается чистой, так как сажа осаждается в первую очередь на поверхности частиц слоя. Оптимальное количество метана в газе для различных условий обработки – 5...20%. В кипящем слое интенсивное перемешивание частиц корунда и газа приводит к увеличению скорости подвода активного газа к поверхности цементуемого металла и отводу от нее кислорода и продуктов реакции, препятствующих развитию процесса цементации. Коэффициент массоотдачи β_c , рассчитанный на основании результатов исследования науглероживания фольги, для кипящего слоя составляет $274 \cdot 10^{-7}$ см/с, а для печи Ц-105 – $37 \cdot 10^{-7}$ см/с, т.е. примерно в 7,5 раза меньше. Это способствует более быстрому достижению высокой концентрации углерода в аустените на поверхности детали, подвергаемой цементации в кипящем слое, и ускорению процесса диффузии.

Результаты исследования цементации деталей тракторов на опытно-промышленной установке с кипящим слоем Чебоксарского агрегатного завода [90] показали, что при 950°C на втулках из сталей 20Г и 20Х цементованный слой толщиной 2,4 мм получен за 14 ч, тогда как в печи Ц-105 слой такой толщины достигается за 28 ч, а в безмуфельном агрегате – за 37 ч.

С целью сокращения расхода карбюризатора и энергии был разработан способ прерывистой цементации [91], заключающийся в чередовании периодов ожигения слоя с периодами его осаждения. Обычно время однократного ожигения 1...5 мин, а в период осаждения оно может достигать нескольких десятков минут. Экспериментально определено, что при 925°C период первого осаждения около 10 мин, а по мере увеличения числа выдержек их продолжительность возрастает примерно на 5 мин по сравнению с предыдущей. При этом, несмотря на сокращение продолжительности псевдоожигения в 35 раз, интенсивность массообмена и скорость науглероживания остаются такими же,

как и в непрерывно кипящем слое. Экономия карбюризатора при этом составляет 80...90%.

Разработан также процесс нитроцементации в кипящем слое. Проведенные исследования позволили рекомендовать следующие параметры процесса: температура 850⁰С, расход аммиака 20% от всего объема подаваемой газо-воздушной смеси. При этом за 1; 3 и 5 ч на стали 18ХГТ формируется слой толщиной 0,25; 0,65 и 1,2 мм, толщина карбонитридной корочки 0,02; 0,04 и 0,07 мм соответственно; микротвердость карбонитридной корочки *H* 1200.

Азотирование стали в виброкипящем слое. Предварительные исследования позволили разработать и внедрить на кузнечном заводе КамАЗа процесс азотирования штамповых сталей 4Х5МФС и 5Х2МНФ в виброкипящем слое. Оптимальные условия для корунда в качестве материала псевдооживленного слоя: частота вибрации 20Гц, амплитуда вибрации 2 мм. **Для предотвращения окисления поверхности стали к корунду добавляют графит (5...10%).** Сравнительные испытания образцов, а затем и штампового инструмента в производственных условиях показали, что механические свойства и структура после азотирования при 550⁰С в виброслое (в течение 5 ч) и газового азотирования (40 ч) практически одинаковы. Толщина азотированного слоя в этих условиях достигает 0,2...0,25 мм [92]. Следует отметить, что азотирование в виброкипящем слое позволяет за счет изменения параметров вибрации в широких пределах регулировать скорость насыщения сталей азотом, а следовательно, изменять структуру и свойства азотированного слоя. Ускорение процесса азотирования в виброкипящем слое по сравнению с газовым азотированием обусловлено рядом причин: высокой скоростью нагрева до температуры азотирования, активизацией азотируемых поверхностей вследствие воздействия материала слоя и пульсаций газа, большой скоростью подвода аммиака к поверхности металла и отвода от нее продуктов его диссоциации, исключением образования пленки оксидов на поверхности металла за счет добавки графита.

Термическая обработка пружин

Для изготовления пружины мебельной петли были выбраны пружинистые стали 50ХФА и 60С2. Сталь 50ХФА не принесла желаемых результатов, т.к. предназначена для изготовления массивных деталей, в которых необходимы высокая прокаливаемость и закаливаемость.

Следует особо отметить, что пружина изготавливается из очень тонкой холоднокатанной ленты толщиной 0,5мм. Необходим совершенно другой подход к прочностным характеристикам детали после термической обработки. Основное требование - эксплуатация пружины не менее 100 тысяч циклов до разрушения.

Анализ изломов после стойкостных испытаний показал, что разрушение происходит по малоцикловому механизму: зарождение и распространение трещины при высоких нагрузках на металл, близких к пределу текучести. Следовательно, требуется создать структурное состояние стали, затрудняющее зарождение микротрещин (мелкое зерно, равномерное распределение избыточных фаз, однородная субструктура без локальных скоплений дислокаций и других дефектов кристаллического строения) и их продвижение, блокирование в «мягких» составляющих - участках феррита, остаточного аустенита.

Закалка пружин должна обеспечить получение структуры мартенсита без участков троостита и с минимальным количеством остаточного аустенита. Остаточный аустенит обладает пониженным пределом упругости, что снижает сопротивление стали малым пластическим деформациям. Возможное (деформированное) превращение остаточного аустенита в мартенсит вызывает понижение релаксационной стойкости и склонность к замедленному разрушению. В связи с этим целесообразно после закалки проводить обработку холодом или дополнительно отпустить при 560⁰С, 5-10 мин.

Для снижения склонности к хрупкому разрушению и температуры перехода из вязкого состояния в хрупкое необходимо стремиться к получению при нагреве под закалку мелкозернистого аустенита и к снижению уровня внутренних напряжений при закалке.

Окончательные свойства определяются условиями отпуска. Режим отпуска следует выбрать с учетом назначения и условий нагружения упругих элементов в эксплуатации.

Температура отпуска должна обеспечить достаточно полный распад остаточного аустенита и образования большого числа дисперсных частиц карбидов, когерентно связанных с решеткой мартенсита и расположенных как в объеме кристаллов, так и по границам двойников. Эти частицы закрепляют дислокацию и стабилизируют структуру, а также сами непосредственно повышают сопротивление малым пластическим деформациям.

Во избежание нежелательных изменений в структуре (коагуляция карбидов и др.) режим отпуска должен быть строго регламентирован по температуре и продолжительности. Так, для стали У10А максимальное

значение предела упругости достигается после закалки и отпуска 250°C в течение 15 мин или после отпуска 350°C в течение 1 мин.

Продолжительность отпуска также существенно влияет на окончательные свойства сталей. Показано, в частности, что для стали 65Г максимум пределов упругости и текучести достигается при отпуске 350°C в течение 40-60 мин, а для стали 60С2 – 30-40 мин.

На первой стадии отпуска из мартенсита выделяется лишь ϵ -карбид с сохранением между их решетками простой ориентационной связи.

Но на данной стадии равновесное состояние не достигается, т.к. в результате длительной выдержки начинается превращение ϵ -карбида в цементит (Fe_3C).

Остаточный аустенит не испытывает каких-либо заметных превращений, однако при отпуске происходит его дальнейшая стабилизация в отношении превращения в мартенсит при охлаждении до отрицательных температур.

Рекомендуемые режимы термической обработки стали 60С2

- 1) Закалка от $850-870^{\circ}\text{C}$, масло с последующим отпуском при $320-350^{\circ}\text{C}$ на твердость HRC 48-52;
- 2) Закалка от $850-870^{\circ}\text{C}$ с изотермической выдержкой 30 мин при $210-320^{\circ}\text{C}$, на твердость HRC 48-52;

не обеспечивают стойкости пружин, т.к. происходит хрупкое и преждевременное разрушение.

Следовательно, необходимо достигнуть высокого сочетания пластичности при умеренной твердости, которое достигается двойной закалкой.

Первая закалка от $900-920^{\circ}\text{C}$ предназначена для однородного аустенита и устранения химической неоднородности (полосчатости). Кроме того, предварительная высокотемпературная прерванная (ступенчатая) закалка приводит к образованию различных несовершенств кристаллического строения и получению неравновесной структуры, способствующей сфероидизации карбидов при последующем нагреве под закалку.

Известно, что повышение температуры закалки стали 60С2 до $960-980^{\circ}\text{C}$ и отпуска при 480°C сопровождается увеличением предела выносливости на $5\text{кг}/\text{мм}^2$ по сравнению с закалкой от стандартных температур (870°C). Можно предположить, что основной причиной является повышение химической однородности аустенита как по содержанию кремния, так и распределения углерода [93].

Вторая закалка предусматривает понижение температуры закалки на 20 – 30 °С ниже принятых для измельчения зерна и исключения появления полосчатости исходной структуры.

Время второй изотермической выдержки ограничено 10-15 мин для образования безкарбидного (нижнего) бейнита со стабильным остаточным аустенитом обогащенным углеродом.

Минимальное время начала бейнитного превращения в стали 60С2 составляет 12 мин. Поэтому время выдержки меньше 12 мин не обеспечивает бейнитного превращения, а увеличение выдержки больше 15 мин сопровождается выделением карбидов и снижением ударной вязкости.

В результате протекания превращения по реакции $\gamma \rightarrow \alpha_B + A_{ост}$ образование бейнита не сопровождается выделением карбидов; остаточный аустенит значительно обогащается углеродом вследствие его активной диффузии приобретает высокую устойчивость к деформационному воздействию и глубокому охлаждению.

В то же время, выделение карбидов снижает вязкость, несмотря на то, что в структуре сохраняется около 10% $A_{ост}$.

На основании приведенных исследований разработан технологический процесс термообработки пружин (рессор) из стали 60С2, обеспечивающих высокую стойкость на повторный удар:

Первая закалка от 900 - 920 °С с охлаждением при 360 °С, 5-7 мин (прерванная ступенчатая закалка).

Вторая закалка от 820 - 830 °С с изотермической выдержкой при 360 °С, 12 - 15 мин на твердость HRC 40 - 42. Закаленные стали, имеющие в структуре безкарбидный бейнит, следует отпускать при 250-300 °С в течение 1-3 часов. При таком отпуске происходит дополнительный распад остаточного аустенита и его обогащение углеродом, что способствует снижению напряжений и повышению ударной вязкости.

Меньшая твердость приводит к «раскрытию» пружин, более высокая - к преждевременной поломке. Таким образом, малоцикловая усталость и стойкость на повторный удар - важная характеристика пружин, работающих в условиях внезапного нагружения.

Обеспечение высокого комплекса механических свойств достигается формированием при изотермической закалке безкарбидного (нижнего) бейнита со стабильным остаточным аустенитом.

ГЛАВА 7 СТАЛИ ДЛЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Инструментами для горячего деформирования обрабатывают, стали и цветные металлы. Основные технологические операции: ковка в штампах, штамповка, обрезка облоя, выдавливание, прошивка отверстий, литье под давлением.

Нагрузка на формующий инструмент весьма сложная. Общим для каждой операции является то, что инструмент деформирует заготовку с температурой 1000-1300⁰С, которая нагревает инструмент до нескольких сот градусов. С возрастанием температуры штампа происходит разупрочнение стали.

Штампы горячего деформирования работают в весьма жестких условиях, для которых характерны: высокие действующие напряжения, уровни которых приближаются к пределам текучести штамповых сталей; высокие температуры нагрева; циклическое воздействие напряжений от знакопеременных усилий при деформации; термические напряжения, определяемые условиями нагрева и охлаждения штампов; химическое взаимодействие, особенно проявляющееся в процессе прессования и жидкой штамповки.

Прессовые инструменты работают при сравнительно медленном нагружении; большая длительность контакта с деформируемой заготовкой (0,1-0,4 с) вызывает разогрев поверхности инструмента до 650-750 ⁰С (при штамповке жаропрочных и других труднодеформируемых материалов).

Молотовые штампы работают в условиях ударного нагружения, время деформирования значительно меньше (0,001 - 0,006 с), в результате их поверхность разогревается до более низких температур (не выше 500 – 550 ⁰С).

В наиболее тяжелых условиях работает штамповый инструмент при прессовании, высадке, точной штамповке, при прессовании медных сплавов в пресс-формах литья под давлением.

Для обеспечения наибольшей стойкости процесс деформирования должен протекать в условиях оптимального режима и нормальных условиях эксплуатации оборудования. При этом необходимо соблюдение расчетного интервала температур штамповки, своевременное удаление окалины с заготовки, работа инструмента без перекосов и смещений, применение эффективной смазки и обдувки штампа, подогрев штампа перед работой и равномерное охлаждение в процессе работы.

В этих условиях важнейшей причиной выхода из строя при наибольшей стойкости инструмента является смятие и износ, при котором масса и размеры поковки постепенно выходят за допустимые пределы (рисунок 46). Сопротивление смятию и износу определяется не только исходным уровнем свойств стали, но и скоростью их изменения в процессе эксплуатации.



Рисунок 46 - Износ гравюры штампа

Одной из основных причин выхода из строя штампов горячего деформирования конструкционных сталей и цветных металлов является также развитие процессов термомеханической усталости, приводящих к появлению сетки трещин “разгара” (рисунок 47).

Это ухудшает поверхность заготовки, затрудняет их извлечение из штампа и облегчает износ.

Поэтому, штамповые стали должны иметь: 1) высокую теплоустойчивость, обеспечивающую необходимое сопротивление пластической деформации в рабочей поверхности штампа при нагреве. Она характеризуется по температуре, при которой предел текучести остается не ниже 900 - 1000 МПа, поскольку удельные нагрузки при горячей штамповке достигают 800-900 МПа, а также по температуре нагрева, после

которого сталь сохраняет твердость HRC 40÷50; 2) высокую устойчивость против разгара; она тем лучше, чем больше вязкость и теплопроводность; 3) стойкость против взаимодействия с обрабатываемым материалом, а также окалиноустойчивость.

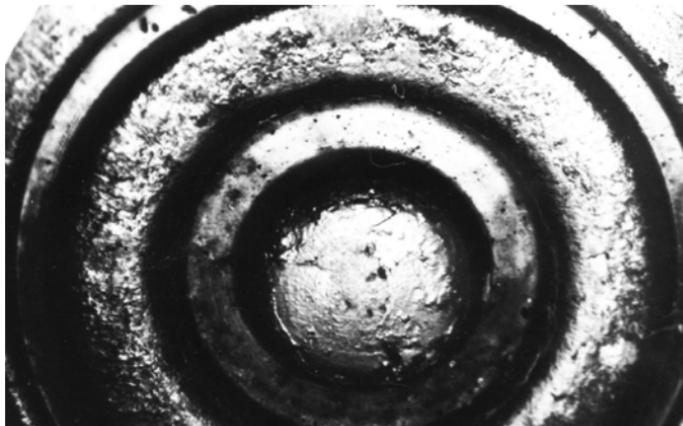


Рисунок 47 - Поверхность разгарных трещин

Теплостойкость штамповых сталей создается сложным легированием хромом, молибденом, вольфрамом и ванадием.

Химический состав и назначение основных марок штамповых сталей регламентированы ГОСТ 5950-2000.

По характеру легирования и основным свойствам после окончательной термической обработки стали для горячего деформирования подразделяются на три группы.

1 Стали умеренной теплостойкости и повышенной вязкости применяются для молотовых штампов, крупных прессовых штампов и блоков матриц для ГKM. Одним из основных требований для них является повышенная вязкость в крупных сечениях (до 700-800 мм). Обеспечение этого требования достигается ограничением содержания карбидообразующих элементов (до ~2,0%Cr; 0,7÷1,0% Mo или W; 0,3÷0,5% V) и легированием никелем - сталь 5XHM и 4XMFС.

Термическая обработка заключается в закалке от 850-950⁰С и отпуске при 500 и 550⁰С, соответственно, на твердость HRC 40-45.

2 Стали повышенной теплостойкости и вязкости. Это наиболее широко применяемые стали для большинства инструментов горячего деформирования и пресс-форм литья под давлением. Отличительной

особенностью их от сталей умеренной теплостойкости является повышенное содержание карбидообразующих элементов (хрома, молибдена, вольфрама, ванадия). Благодаря этому стали 4X5MФС и 4X4BMФС (ДИ-22) обладают более высокой теплостойкостью, прочностью при температурах эксплуатации, чем стали 5XНМ и 4XМФС.

Температуры закалки теплостойких сталей выбирают из условий получения наибольшей твердости при сохранении достаточно мелкого зерна аустенита, что обеспечивает лучшее сочетание эксплуатационных свойств. Температура закалки стали 4X5MФС – 1020 °С на твердость HRC 50-52; после отпуска при 560-580 °С, твердость HRC 46-50.

Закалка стали 4X4BMФС выполняется от 1050-1070 °С на твердость HRC 55-60; отпуск при 620-640 °С на твердость HRC 46-50.

3 Стали высокой теплостойкости. К сталям этой группы следует отнести прежде всего 5X3B3MФС (ДИ-23) и 2X6B8M2K8.

После закалки от 1100-1200 °С и отпуска при 680 °С на твердость HRC 46-52, стали сохраняют устойчивость против теплового разупрочнения до 690-730 °С соответственно.

Для сравнения: теплостойкость стали 5XНМ составляет 600 °С, а 4X4BMФС 600-650 °С.

Повышение стойкости (в 1,5-3,0 раза) штампов может быть достигнуто за счет поверхностного упрочнения после азотирования, карбонитрации или борирования.

Затраты на обеспечение штамповым инструментом в себестоимости производства очень велики, что объясняется не столько высокой стоимостью инструмента, сколько небольшим сроком его службы, обусловленным быстрой изнашиваемостью. Совсем небезразлично, сколько комплектов инструмента и какое число промежуточных доводок и переналадок оборудования необходимо для производства той или иной серии деталей.

Доля стоимости материала штамповых сталей составляет 16% стоимости инструмента; удельная доля инструмента вырубных штампов ниже (6–7%), а стоимость материала горячедеформирующего инструмента может достигать даже 40–50%. Проблема повышения стойкости штампов становится еще более актуальной в связи с возрастающей необходимостью сокращения потребления дорогостоящих сталей и сплавов, содержащих дефицитные элементы: вольфрам, молибден, ванадий и др.

Стойкость штампов зависит от многих факторов. Их многообразие, отсутствие достаточного объема экспериментальных данных об условиях эксплуатации штампового инструмента затрудняют проведе-

ние всестороннего анализа и разработку мероприятий, направленных на повышение эффективности кузнечно-штамповочного производства.

Проектирование штампа и выбор материала для его изготовления, технология получения материала и изготовления инструмента, термические и упрочняющие обработки, условия эксплуатации, состояние кузнечно-штампового оборудования. Только при учете всех выше перечисленных факторов на всех стадиях получения и эксплуатации инструмента может быть обеспечена максимальная стойкость штампов. Недостаточное внимание к этим вопросам приводит к преждевременному выходу из строя штампового инструмента. По одной из оценок [94] доля основных причин преждевременного выхода штампов из строя составляет: ошибки в проектировании – 25%, неправильный выбор материала и технологии изготовления – 30% неправильная эксплуатация – 25%.

Соотношение этих и других факторов в зависимости от вида инструмента и конкретных условий производства может быть и иным. Решение этой проблемы требует комплексного подхода.

Первым условием, необходимым для обеспечения прочности и долговечности штампов, является правильный их расчет и рациональная конструкция. На этой стадии следует определить уклоны, радиусы закруглений в рабочей части штампа, плоскость разъема.

Конструкция должна предусматривать рациональное распределение необходимой деформации металла по ручьям, максимально возможную равномерность деформации заготовки в полости штампа, что влияет соответственно на величину и распределение напряжений, действующих при его работе.

Чаще всего штамп выходит из строя из-за интенсивного износа отдельных его участков, что связано с наличием там при работе повышенных напряжений и температур. Анализ распределения интенсивности напряжений на пуансонах и матрицах для полугорячей штамповки головок торцевого клина показал, что величина напряжений на острых кромках, ребрах к другим наиболее нагруженным местам и на участках рабочей поверхности штампа, наименее нагруженных, может отличаться на 10–30 %. Износ этих участков и определяет выход из строя штампа в целом [95].

Увеличение радиусов закруглений выступающих частей, приводящее к уменьшению величин действующих напряжений и температур, может увеличить стойкость инструмента в 2-3 раза и более [96].

Работоспособность штампов определяется рядом технологических и конструктивных факторов, обусловленных специфическими особен-

ностями их эксплуатации [95, 96]. Чаще всего температурный интервал деформирования металла назначается из условий уменьшения сопротивления деформации металла при обработке давлением, повышения его пластичности и получения качественных поковок, не учитывая при этом влияния на температурно-силовые условия работы штампов и их долговечность

В последнее время предлагаются новые технологические мероприятия по повышению стойкости кузнечных штампов [97]. Повышению износостойкости штампов до реставрации способствует образование на гравюре защитного смазочного слоя и устранение схватывания нанесением безграфитовых смазочных материалов [98] с применением распыления механическими устройствами [99] и регулирования их теплового режима [100] путем дозированного нанесения смазочных материалов, устранения залипания поковок в ручьях штампа и предохранения от нагрева отдельных участков выше температуры отпуска.

Новые безграфитовые смазочные материалы заменяют малографитовые и водографитовые материалы, дешевле их более чем в 10 раз, устраняют залипание поковок.

Применение безграфитовых смазочных материалов способствует совершенствованию процессов горячей штамповки, улучшает условия труда за счет уменьшения загрязненности воздушной среды. Долговечность деталей штамповой оснастки повышают конструкторские разработки, позволяющие снизить локальные пики напряжений.

Таким образом, для повышения долговечности штампов необходимо оптимизировать как температурный диапазон штамповки, так и качество охлаждения и смазки при эксплуатации. Только тщательный анализ и учет всех факторов, определяющих работоспособность штампового инструмента, может обеспечить его долговечность и сократить расход дорогих штамповых сталей.

При хорошо отлаженном оборудовании стойкость инструмента для холодного и горячего деформирования определяется в основном свойствами инструментальных сталей.

Анализ причин выхода из строя штамповых инструментов, таких как хрупкое разрушение, изменение геометрических размеров инструмента, зарождение и развитие трещин термомеханической усталости позволяет выделить основные требования к материалу штампового инструмента:

а) для операций горячего деформирования – минимальная скорость теплового разупрочнения, обеспечиваемая достаточно длительную эксплуатацию при температурах 600–700 °С и более; удовлетвори-

тельная пластичность после термической обработки на твердость HRC 45–50 и высокое сопротивление смятию и износу;

б) для операций холодного деформирования – способность противостоять воздействию удельных давлений до 200 - 220 кгс/мм² в течение длительного времени и высокая износостойкость (последнее особенно важно для вырубных штампов) при достаточной теплостойкости ($\leq 400^{\circ}\text{C}$).

Штамповые стали должны обладать также удовлетворительными технологическими свойствами (хорошая прокаливаемость, малая деформируемость при термической обработке, удовлетворительная шлифуемость и обрабатываемость резанием).

Для последних лет характерен значительный рост требований предъявляемых к свойствам штамповых сталей, обусловленных как использованием более производительных способов обработки металлов вырубки, высадки, выдавливания, жидкой штамповки, так и необходимостью деформирования металлов большой прочности.

Основные и технологические свойства штамповых сталей, а также режимы их термической обработки в основном определяются способом их упрочнения.

1 Стали, упрочняемые в результате мартенситного упрочнения. К ним относятся менее легированные стали типа 5ХНМ, 5ХНВ и др. Стали, характеризуются невысокой теплостойкостью 350-450⁰С и повышенной ударной вязкостью (более 4 кг/см²) на образцах с надрезом.

2 Стали, упрочняемые путем мартенситного превращения и дисперсионного твердения. Это наиболее многочисленная группа штамповых сталей; к ней следует отнести стали с содержанием углерода до 0,5%, хрома – 2-6 %, вольфрама и молибдена от 0,5 до 8-10%, ванадия до 1,5%. Стали этой группы отличаются сочетанием повышенной теплостойкости (до 650-700⁰С) и удовлетворительной вязкостью (до 3-4 кг/см² образцах с надрезом). Повышенная теплостойкость обеспечивается путем дисперсионного твердения, которая, вместе с тем, снижает вязкость. Однако удовлетворительный уровень ударной вязкости сохраняется благодаря фазовой перекристаллизации этих сталей при термической обработке.

Применение сталей этих марок в большинстве случаев обеспечивает удовлетворительную стойкость штампового инструмента для горячего деформирования. Увеличение содержания углерода повышает твердость и износостойкость, но уменьшает теплостойкость, вязкость и увеличивает коэффициент теплового расширения.

Производственные испытания показали, что штампы, изготовленные из проката, не уступают стойкости штампам, изготовленным из ковальной стали.

На заводах Ленинградского оптико-механического объединения (ЛОМО) в течение 3-х лет проводились промышленные испытания штамповых сталей 4Х4ВМФС и 3Х3М3Ф по сравнению со сталями 4Х5МФС и 3Х2В8Ф при жидкой штамповке изделий из латуни ЛС59-1 и бронзы БрАЖ9-4 [100].

Для матриц, в которых штампуются заготовки увеличенных размеров, основными требованиями к сталям являются высокие теплоустойкость, ударная вязкость и разгаростойкость. В этом случае рационально применять штамповые стали типа 4Х4ВМФС и 3Х3МФ, термически обработанные на твердость 44-46.

Термическая обработка стали повышенной теплоустойкости и вязкости

Отличительной особенностью сталей 4Х4ВМФС, 3Х3М3Ф от сталей умеренной теплоустойкости является повышенно содержание карбидообразующих элементов (хрома, молибдена, вольфрама, ванадия) при 0,3–0,4% С. Благодаря этому, они, имея примерно равные значения вязкости в прутках сечением 100–150 мм, обладают более высокой теплоустойкостью, прочностью при температурах эксплуатации и износостойкостью, чем 5ХНМ, 5ХНВ. Критические точки стали, режимы отжига и высокого отпуска указаны в таблице 11.

Таблица 11

Сталь	АС ₁	АС ₃	Отжиг		Высокий отпуск	
			Температура нагрева, °С	Твердость, НВ	Температура нагрева, °С	Твердость, НВ
3Х3М3Ф	815	875	830-850	207-255	750-780	269
4Х4МВФС	830	910	860-820	197-227	750-780	269

Структура сталей после отжига – зернистый перлит и небольшие количества избыточных карбидов.

Температуры закалки этих сталей обычно выбирают из условий получения большой твердости после закалки с охлаждением в масле при сохранения достаточно мелкого зерна аустенита (не менее № 9-10), что обеспечивает лучшее сочетание эксплуатационных свойств.

В ряде случаев для получения более высокой стойкости к износу и стиранием проводят закалку с повышенных температур с получением зерна аустенита № 7–8. Рекомендуемые твердости после закалки и отпуска используемых сталей приведены в таблице 12.

Таблица 12

Сталь	Закалка		Температура отпуска, °С		Теплостойкость, HRC, °С
	Температура нагрева, °С	Твердость, HRC	48-50	44-46	
3Х3М3Ф	1030-1050	47-50	580-600	610-620	650
4Х4ВМФС	1050-1070	55-60	620-630	640-650	660

Для уменьшения коробления инструмента из теплостойких сталей после нагрева под закалку целесообразно охлаждать по режиму: быстрое охлаждение до 450-500 °С, выдержки для выравнивания температуры по сечению, охлаждение в масле.

Теплостойкость сталей после отпуска определяется не столько уровнем их вторичной твердости, сколько скоростью разупрочнения при более высоком нагреве. Штампы из этих сталей для предотвращения хрупкого разрушения необходимо подогреть перед началом работы до 300–350 °С.

Подготовка инструмента к термообработке

Поступающий инструмент должен быть без забоин, ржавчины, с картой качества, в которой указывается марка стали (устанавливается на стилоскопе).

Перед термообработкой выборочно 5-10 % от партии проверять марку стали.

Перед закалкой первой детали от партии провести контроль на микроструктуру. Микроструктура: зернистый перлит + карбиды.

ЗАКАЛКА:

- Нагрев под закалку проводить в соляной ванне. Ванну раскислять в начале каждой смены MgF_2 в количестве 3–5 % и не реже двух раз в смену очищать от осадка.

- Нагрев под закалку проводить в два приема.

Предварительный подогрев в ванне состава BaCl_2 – 70%; KCl – 27%, MgF_2 – 3–5%

Температура подогрева – 850°C , выдержка из расчета 30 с на 1 мм максимального поперечного сечения детали плюс 1,5–2 мин на выравнивание температуры по сечению.

Охлаждение закалочных температур проводить в масле МЗМ16 подогревом до 50 – 70°C .

ОТПУСК:

- на отпуск детали поступают непосредственно после закалки;
- отпуск проводить в соляных ваннах: среднетемпературного состава KCl – 50%, Na_2CO_3 –50% или низкотемпературного состава NaOH –100%;

- отпуск двухкратный.

Температура первого отпуска – 600°C . Выдержка не менее 30 минут; охлаждение на воздухе;

Температура второго отпуска – 560 – 570°C . Выдержка не менее 30 минут. Охлаждение в масле МЗМ16, подогревом до 50 – 70°C .

После шлифовки инструмент подвергать маслоотпуску при 140 – 160°C в течение 2-3 часов.

КОНТРОЛЬ ТЕРМООБРАБОТКИ:

- При настройке под закалку с первой садкой загрузить свидетель. После закалки свидетель проверить по твердости и структуре. Твердость после закалки 48...54 HRC₃.

Структура: мартенсит + остаточный аустенит + избыточные карбиды.

- После отпуска свидетель должен иметь следующие характеристики. По структуре: кристаллический мартенсит+ остаточный аустенит+карбиды.

Твердость должна соответствовать чертежу.

Наиболее эффективен процесс азотирования, когда преимущественным видом износа горячих штампов является разгар [101] в условиях циклического температурно-силового воздействия. В этом случае вследствие повышенной теплостойкости и низкой теплопроводности азотированного слоя, а также возникновения неглубоких трещин на ранней стадии эксплуатации, выполняющих роль "релаксаторов" напряжений, последующее развитие трещин усталости существенно замедляется. Благодаря этому стойкость азотированных штампов горячего деформирования возрастает в 1,5 - 3 раза.

С учетом анализа выбраковки штампового комплекта можно констатировать, что процесс азотирования целесообразно использовать для обработки кольцевых элементов (кольцевое матрицы), основной причиной выбраковки которых является разгарные трещины. Азотирование формирующих пуансонов и выталкивателей представляется менее эффективным, т. к. анализ выхода из строя этих элементов штампа показывает, что последние в основном испытывают значительные пластические деформации микро- и макрообъемов рабочей поверхности. Эти рабочие детали штампов целесообразнее подвергать карбонитрации.

Как известно эффективность процесса азотирования определяется качеством и глубиной азотированного слоя, что зависит от температуры обработки, степени диссоциации аммиака и времени выдержки в рамках того или иного варианта (двухступенчатый, трехступенчатый и т.п.) технологического процесса. Базовый технологический процесс азотирования включает:

- нагрев до 520⁰С;
- выдержку при 520⁰С в течение 2-3 часов;
- охлаждение до 400⁰С;
- нагрев до 620⁰С;
- выдержка при 620⁰С в течение 2-3 часов;
- охлаждение до 400⁰С
- нагрев до 520⁰С;
- выдержка при 520⁰С в течение 2-х часов;
- охлаждение вместе с печью.

Вариант "циклического" азотирования предполагает повышенную по сравнению с традиционными рекомендациям», температуру процесса. Это должно обеспечить получение более глубокого слоя за одно и то же время. Однако при этом наблюдается снижение поверхностной твердости и прочности слоя вследствие коагуляции нитридов и появления грубых нитридных прожилок. Использование циклического охлаждения до 400⁰С должно обеспечить некоторую размерную стабилизацию нитридов. Вместе с тем процесс азотирования, отличаясь существенно по длительности от известных, является несколько более сложным из-за ступенчатости нагрева охлаждения.

При внешнем осмотре гравюры штампа по периметру калибрующего очка просматривались трещины, ориентированные в направлении течения заготовки. На гравюре наблюдался износ за счет контактного схватывания и изнашивания.

Обычная глубина азотированного слоя составляет не более 0,1-0,5 мм.

В локальных малонагруженных участках максимальная микротвердость на поверхности колеблется от 600 до 830 МПа. Микротвердость в центральной зоне $H_{30}=400$ МПа.

Малая величина микротвердости (600-650 МПа), существенный перепад по микротвердости и глубине азотированного слоя, а также отсутствие упрочненного слоя приводит к интенсификации зарождения и распространения трещин.

При повышении микротвердости на поверхности, о чем свидетельствует величина отпечатков пирамидки, трещины тормозятся в упрочненном слое.

По результатам исследования установлено, что малая глубина азотированного слоя (0,1-0,2 мм), его локальное неравномерное расположение по поверхности, незначительная твердость (600–800 МПа) существенно снижает стойкость штампового инструмента в условиях горячего деформирования.

Для повышения качества и глубины азотированного слоя предлагается следующий вариант технологического процесса азотирования инструмента из стали 3Х3МФ в шахтных печах типа Ц и США.

ПОДГОТОВКА ПЕЧИ.

Перед началом работы проверять исправность муфеля печи, газопроводов, нагревателей печи; терморегулятор, термомпар и приборов для контроля процесса азотирования (диссоциометр, манометр.)

Водяной затвор на магистрали отработанного газа должен быть заполнен водой до контрольной отметки.

Проверить наличие масла в масляном затворе и в случае его отсутствия или недостаточного количества заполнить затвор маслом до требуемого уровня.

Поставить аммиачные баллоны в железный бак и соединить их при помощи шлангов с подводящим газопроводом.

Установить плотную асбестовую прокладку на фланец муфеля (асбест предварительно увлажнить).

На дно муфеля установить противень со смесью из одной части по массе хлористого аммония (нашатыря) и 9 частей прокаленного кварцевого песка. Масса хлористого аммония определяется из расчета 100-150 г на 1 м³ объема муфеля.

ПОДГОТОВКА ДЕТАЛЕЙ К АЗОТИРОВАНИЮ.

Поверхности деталей, подлежащие азотированию, должны быть обработаны до шероховатости не более 0,63 мкм.

Пятна ржавчины на азотируемых поверхностях недопустимы.

Перед азотированием поверхности деталей обезжирить, а ацетоне или бензине.

Для контроля процесса использовать 2-3 свидетеля из той же марки стали (одинаковая партия металла), прошедшие аналогичную термообработку, что и инструмент.

ЗАГРУЗКА ПЕЧИ.

Установить детали рабочей (азотируемой) частью вверх на приспособление.

На каждую полку приспособления уложить по образцу-свидетелю.

После полной загрузки приспособления установить его в муфель печи с помощью цеховых подъемно-тракторных средств.

Закрывать муфель печи крышкой, выбрать и перекрыть неплотности.

АЗОТИРОВАНИЕ

Подать в муфель аммиак, установив расход согласно паспортным данным печи, продуть муфель до полного удаления воздуха, о чем свидетельствует полное заполнение диссоциометра водой.

Включить нагреватели печи в сеть.

После достижения температуры 280-320 °С включить печной вентилятор,

Режим азотирования

Подъем температуры печи до 520±5 °С.

Выдержка при температуре 520±5 °С в течение 6-8 часов при степени диссоциации аммиака в пределах не ниже 35-50%

Подъем температуры печи до 580±5 °С.

Выдержка при температуре 580 °С в течение 6-8 часов при степени диссоциации аммиака 50-70%

По истечении второй выдержки отключить печь от электросети и охладить детали вместе с печью до 200-150 °С, не прекращая подачи аммиака в муфель печи. Дальнейшее охлаждение на воздухе.

Качество азотированного слоя проверяется на образцах-свидетелях и непосредственно на деталях. Свидетель служит меркой оценки только для деталей, находящихся на одной с ним печке.

Контроля подлежат: глубина азотированного слоя, поверхностная твердость, качество поверхности.

Глубина азотированного слоя оценивается по поперечному микрошлифу после травления 4%-м спиртовым раствором HNO_3 с помощью металлографического микроскопа при увеличениях 100-200 раз и должна колебаться в пределах 0,2-0,3 мм.

Твердость слоя определяется на твердомере типа ТК или ТП и должна быть соответственно не ниже HRA 80 или HV 655.

Изделия подвергать визуальному осмотру. Цвет поверхности должен быть матово-серым. Проверять наличие шелушения и трещин. Для визуального осмотра рекомендуется применять лупы с увеличением до 30 раз.

Разработка технологии карбонитрации горячештамповочного инструмента

Одним из эффективных методов повышения эксплуатационной стойкости деталей машин и инструмента, в том числе горячештамповочного является процесс карбонитрации [102, 64]. Сущность этого процесса заключается в том, что инструмент после обычной термической обработки (например, закалки и отпуска), окончательной механической обработки в рабочие размеры (шлифование, полирование т.п.) подвергается нагреву для поверхностного насыщения азотом и углеродом в активной ванне при оптимальной для каждого типа изделия температуре карбонитрации и с различными выдержками при заданной температуре.

К основным преимуществам карбонитрации относятся незначительная продолжительность процесса, простота оборудования (низкотемпературная печь, выполненная в варианте ванны), универсальность данного метода ХТО, низкая стоимость обработки. По сравнению с процессами твердого и газового цианирования, следует отметить также меньшую деформацию изделий в процессе карбонитрации из-за низкой температуры обработки.

При карбонитрации штамповых сложнолегированных сталей происходит диффузия азота, углерода, кислорода и встречная диффузия легирующих элементов основы с образованием упрочненного слоя, состоящего из карбонитридных, карбидных и нитридных фаз сложного

состава типа $(Fe, V)_3N$, C , O ; $Fe_3(N, C)$; $(Fe, Cr, Mo, V)_3C$ и $(Fe, Cr, Mo)_3N$. Эти фазы обладают высокой твердостью, повышенной прочностью, стабильностью свойств, и что весьма немаловажно, достаточным запасом пластичности. В результате карбонитрации обеспечивается повышенная стойкость износостойкость поверхности обработанного инструмента.

По сравнению с азотированием карбонитрация имеет при прочих равных условиях более высокие технико-экономические показатели процесса. В связи с этим процесс карбонитрации в настоящей работе используется в качестве альтернативного азотированию процесса для обработки инструмента автолиний типа наружных и внутренних формирующих пуансонов.

Технологический вариант карбонитрации инструмента из стали 3ХЗМЗФ заключается в следующем:

- механическая обработка незакаленного инструмента, включая черновое и полужелтое шлифование его рабочих поверхностей;
- закалка по режимам и технологии;
- доводка рабочих размеров до чертежных чистовых шлифованьем (с обильным охлаждением) или полированием;
- подготовка к карбонитрации путем тщательной обработки поверхности инструмента ацетоном;
- карбонитрация в расплаве, состоящем из 85% цианата калия KCN и 15% карбоната калия K_2CO_3 (в экологическом отношении чистая неядовитая среда) при температуре $550^{\circ}C$; время выдержки 2-4 часа;
- проверка качества поверхностного слоя проводится аналогично, как для азотирования;
- глубина карбонитрированного слоя 20-30 мкм

Разработка технологии диффузионного хромирования

В последнее время процесс диффузионного хромирования нашел эффективное применение для поверхностного упрочнения инструментов, испытывающих при эксплуатации воздействие высоких температур, износ и эрозию [103, 104]. Использование диффузионного хромирования для пуансонов и матриц, испытывающих высокие контактные напряжения обеспечивает повышение стойкости в два-четыре раза. Наиболее эффективно диффузионное хромирование используется для теплостойких штамповых сталей 4Х4ВФС, 3ХЗВЗМФ, температура ау-

стенизации которых совпадает с температурами хромирования. Кроме того, технико-экономическим преимуществом этого процесса является то, что хромирование может осуществляться с нагревом в топливных и электрических камерных печах, и не требует специального оборудования, как например, при азотировании.

С учетом базовой стали 3Х3М3Ф маршрутная технология обработки заключается в следующем: поковка – черновая механическая обработка – чистовая механическая обработка контактных поверхностей. Хромирование – закалка на воздухе – отпуск.

Материалами для диффузного хромирования являются:

- феррохром с содержанием углерода менее 1% марок ФХО10 – ФХ100 по ГОСТ 4757-91 в кусках размером 5-30 мм;
- глинозем марки Г4, ГОСТ или каолин ОСТНКТ2372;
- аммоний хлористый ГОСТ 2210-73
- алюминий (пудра) марки ПАП по ГОСТ 5494-95;
- ацетон ГОСТ 2769-92
- песок кварцевый;
- древесный уголь или коксик.

Подготовка исходных материалов для диффузионного хромирования заключается в следующем:

- Феррохром дробить на шаровой мельнице или в специальном приспособлении на молоте до крупности кусочков не свыше 0,7 мм в поперечнике;

- На весах отвесить необходимое количество материалов, составить смесь из 50% феррохрома, 47-48% глинозема (каолина) и 2-3% хлористого аммония, тщательно перемешать до получения однородной массы;

- Кварцевый песок перед употреблением просушить при температуре 250-300⁰С;

- Приготовленную смесь (50 % феррохрома, 47-48% глинозема и 2-3% хлористого аммония) засыпать в контейнер, закрыть крышкой, повернуть на 180⁰С. Зазор между крышкой и контейнером засыпать на 1/2 высоты древесным углем или коксиком, а оставшееся пространство засыпать сухим кварцевым песком. Если прокаливание будет осуществляться в печи с защитной атмосферой, засыпка углем не требуется,

- Загрузить контейнер со смесью в печь при температуре 400 ± 20 ⁰С, выдержать 1 час, затем нагреть до температуры 1050±20⁰С, вы-

держат 6 часов, извлечь контейнер из печи и охладить на воздухе до нормальной температуры.

- После охлаждения кантовать контейнер на 180°C , удалить песочный затвор и остатки угля (коксика), снять крышку. Высыпать из контейнера прокаленную смесь, спекшиеся куски размять на плите, смесь перемешать и хранить в плотно закрытом ящике. При повторном использовании смеси ввести в ее состав 1% (от веса смеси) феррохрома, 1% алюминиевого порошка (пудры) и 0,5% хлористого аммония и тщательно перемешать.

Упаковка инструмента

- Перед упаковкой рабочие поверхности инструмента протереть ветошью, смоченной в ацетоне. При наличии ржавчины и окалины зачистить окисленные участки мелкой наждачной бумагой.

- На дно контейнера насыпать слой хромирующей смеси толщиной 10-15 мм.

Уложить на слой смеси инструмент не ближе 10 мм от стенок контейнера и засыпать контейнер смесью до краев. Закрыть контейнер крышкой и кантовать на 180° . Засыпать песчаный затвор.

Хромирование

- Загрузить в печь при температуре $800 \pm 20^{\circ}\text{C}$ и выдержать 1 час.

- Поднять температуру в печи при обработке инструмента из сталей 3Х3Х3Ф, 4Х4ВМФС (Ди – 22) до $1050 \pm 20^{\circ}\text{C}$ и выдержать при этой температуре 4-5 часов.

- Охлаждение.

- По истечении выдержки извлечь контейнер из печи.

- Перевернуть контейнер на 180°C и удалить из-под крышки песчаный затвор и остатки угля. Снять крышку.

- Вытряхнуть содержимое контейнера на выбивную решетку.

- Перенести детали для охлаждения на спокойном воздухе до нормальной температуры.

- Для деталей из стали 5ХНМ, 3Х3М3Ф 4Х4ВФС охлаждение на воздухе является закалкой.

Контроль качества хромированного слоя

После хромирования инструмент должен иметь матово-серую, серебристую или блестящую поверхность. При наличии черных пятен хромирование считается неудовлетворительным. Следы окисления необходимо зачистить наждачной бумагой и процесс хромирования повторить.

Глубина хромированного слоя определяется на образцах-свидетелях (поперечный микрошлиф) от каждого ящика при увеличении до 500 раз.

Отпуск

После проверки качества хромированного слоя изделия из стали 3Х3МФ3, 4Х4ВМФС подвергнуть высокотемпературному отпуску при температуре 560-570⁰С в течение 3-5 часов.

Перед отпуском хромированные части инструмента засыпать древесным углем.

На подшипниковых предприятиях страны в технологической цепочке изготовления ряда элементов штампов авто линия (разделительные ножи и пуансоны) используется наплавка упрочняющих материалов на рабочие поверхности.

В настоящее время наплавка упрочняющих материалов реализуется по технологии электродуговой или газопламенной обработок. Обе технологии имеет как ряд преимуществ, так и недостатков. Анализ опыта наплавочных работ, выполняемых на подшипниковых предприятиях страны (ГПЗ-1, ППЗ-9, ГПЗ-23) показал, что преимущественным вариантом наплавки является газопламенная. По сравнению с электродуговой этот вид наплавки позволяет получить более качественный (по однородности и его связи с металлической матрицей) слой при минимальном расходе наплавочных материалов.

Для наплавки рекомендуется достаточно большое количество материалов, которые *по хим. составу и свойствам можно разделить на следующие основные группы:*

- сормаиты и стеллиты (высокоуглеродистые, хромистые и кобальтовые сплавы);
- безуглеродистые стали и сплавы с интерметаллидным упрочнением (типа Х3ОМТ18, Х3М5В6К15Ф).

Выбор того или иного материала осуществляется исходя из условий эксплуатации штампов, характеристик наплавочного материала и сварочно-технологических свойств.

На подшипниковых предприятиях страны для наплавки и восстановления горячих штампов из сталей типа 3Х3М3Ф используются стеллиты марок ВЗК и реже ВЗ16К. Эти покрытия обладают высокой теплостойкостью и износостойкостью. Вместе с тем стеллиты как наплавочные матрицы имеют много технологических недостатков: наплавленный металл обладает высокой твердостью (ВЗ16К) хрупкостью и склонностью к трещинообразованию при наплавке. Кроме того, эти матрицы не поддаются отжигу, что является существенным недостатком (отсутствие возможности структурного восстановления под воздействием термической обработки). Переход к стеллитам типа ВЗК снижает твердость и износостойкость наплавляемого слоя, однако повышает его пластичность.

С учетом изложенного перспективным направлением в совершенствовании технологии наплавки стеллиев на ГПЗ-9 является, по нашему мнению, переход к композиционному материалу, созданному на базе сплавов ВЗК, ВЗ16К и ВЗ14КБ. Этот сплав должен обладать как высокой твердостью (ВЗ16К, ВЗ14КБ), так и пластичностью (ВЗК). При этом важным является вопрос подготовки защитных покрытий электродов при реализации электродуговой наплавки.

ГЛАВА 8 СТАЛИ И СПЛАВЫ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

При переходе от одной группы инструментальных материалов к другой производительность повышалась скачкообразно. Развитие инструментальных материалов шло по пути повышения таких важнейших их свойств, как твердость, теплостойкость, сопротивляемость адгезионно-усталостному и диффузионному изнашиванию и других, что обусловило непрерывный рост допустимой скорости резания и производительности. По мере совершенствования инструментальных материалов, обеспечивающего рост скорости резания, некоторые их свойства, такие, как прочность на изгиб, ударная вязкость снижались. Это является одной из причин, сдерживающих широкое применение ряда новых, весьма эффективных материалов, таких, как безвольфрамовые твердые сплавы, минералокерамика, синтетические сверхтвердые материалы. Однако в последние годы в результате совершенствования технологии изготовления новых материалов удалось достичь существенных успе-

хов в преодолении этого препятствия, что позволяет считать их весьма перспективными для внедрения в производство.

Основные группы инструментальных материалов, применяемых для изготовления режущего инструмента – углеродистые и легированные стали, быстрорежущие стали, твердые сплавы, минералокерамика, сверхтвердые материалы (СТМ).

К ним предъявляются следующие основные требования: высокая твердость (60-68 HRC), высокая износостойкость, высокая прочность (сопротивление изгибу 2500-3500 МПа), теплостойкость.

По теплостойкости инструментальные материалы можно разделить на две основные группы: **нетеплостойкие** (для резания с небольшой скоростью), **теплостойкие** или быстрорежущие стали (для резания с высокой скоростью).

Нетеплостойкие стали Углеродистые стали марок У8, У10, У12, У13А. К этой группе относятся и низколегированные стали, содержащие до 5% легирующих элементов.

Закалка - термическая обработка включает нагрев стали выше температуры A_{C3} (структура-аустенит) и резкое охлаждение в воде с целью получения структуры-мартенсит (перенасыщенный твердый раствор углерода в $\alpha - Fe$) (рисунок 48).

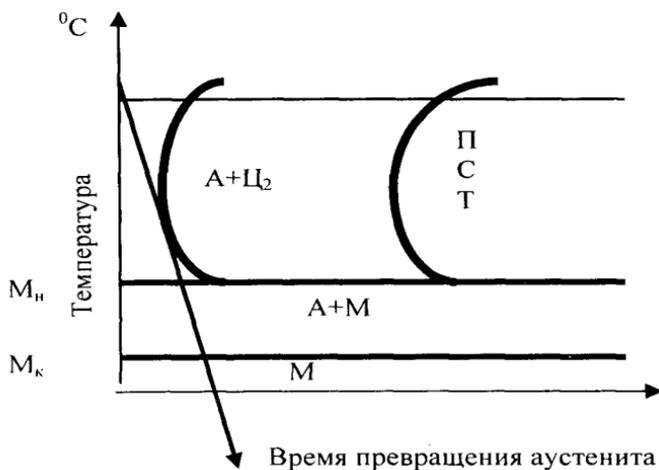


Рисунок 48 - Структура после закалки от 780-820°С M+Ц₂, твердость, HRC 60-64

Углеродистые стали закаляются с охлаждением в воде по причине небольшой прокаливаемости и закаливаемости, но в этом случае возникает опасность возникновения трещин.

Закаливаемость – способность стали принимать закалку, зависит главным образом от содержания углерода. Так, когда углерода меньше 0,3% сталь не принимает закалку, т.е. не происходит образование структуры – мартенсит.

Прокаливаемость – глубина закаленного слоя, определяется содержанием легирующих элементов (Cr, Mn, Mo и др.).

Температура отпуска назначается 150-200⁰С для снятия напряжений и сохранения высокой твердости. При нагреве выше 200⁰С происходит снижение твердости вследствие коагуляции цементита. Поэтому применение для режущего инструмента углеродистых сталей резко сократилось из-за непригодности при резании с большой скоростью.

Назначение сталей: напильники, круглые плашки, ножевые полотна, метчики, холодно-высадочные матрицы и пуансоны.

Низколегированные углеродистые стали марок 9ХФ, 11Х, 11ХФ, 13ХФ, ХВГ, ХВСГ, 9ХС, ШХ15.

Эти стали обладают большей закаливаемостью и прокаливаемостью, что позволяет выполнять охлаждения при закалке в масле и значительно уменьшить деформацию инструмента. Режущие свойства одинаковы. Из них изготавливают те же виды инструмента, что и из углеродистых сталей, но большего диаметра и длины.

Теплостойкие стали (быстрорежущие). Под быстрорежущими понимают стали, предназначенные для изготовления режущего инструмента, работающего при высоких скоростях резания. Быстрорежущая сталь должна в первую очередь обладать теплостойкостью и высокой твердостью (износостойкостью).

Теплостойкость – это способность стали сохранять высокую твердость при нагреве до 600⁰С и выше, которая создается легированием стали карбидообразующими элементами (W, Mo, V, Cr) в таком количестве, при котором они связывают почти весь углерод в специальных карбидах типа М₆С, (W₃Mo₃С), Мо₂С.

Из мартенсита закали выделается карбид цементитного типа (Fe₃С), который коагулирует при температурах больших 200⁰С. Специальный карбид М₆С отличается от цементита тем, что он выделяется из мартенсита при более высоких температурах отпуска 500-560⁰С и сильно повышает твердость (рисунок 49).

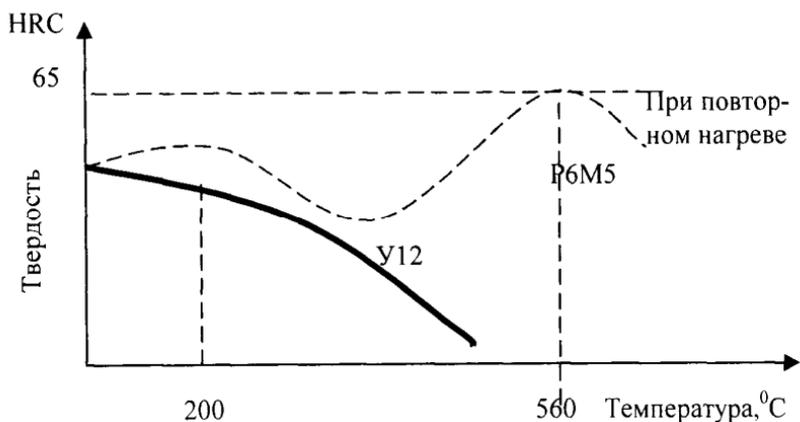


Рисунок 49 - Влияние температуры нагрева на твердость стали Y10 и P6M5

Однако сталь Мушета не показала высоких режущих свойств, тогда не было известно, что теплостойкость достигается не только выбором состава стали, но и значительным повышением температуры заковки.

Быстрорежущая сталь, близкая по составу к современной, и ее высокие температуры заковки и отпуска были разработаны в 1902-1906 гг. (таблица 13). Эту сталь с небольшими изменениями в составе, улучшившими ее свойства, применяют и в настоящее время.

Таким образом, для получения теплостойкости необходимо:

1) повышенное легирование, прежде всего карбидообразующими элементами – вольфрамом, молибденом, ванадием;

2) нагрев при заковке до очень высоких температур (1200-1300°C) – лишь при таком нагреве растворяется достаточное количество карбидов, (интерметаллидов) и аустенит в предельной степени насыщается легирующими элементами.

Стали с повышенным содержанием ванадия характеризуются более высокой износостойкостью. Однако они плохо шлифуются. Стали с кобальтом имеют пониженные механические свойства, но более высокую теплостойкость.

Таблица 13 – Химический состав стали Мушета и другие современные быстрорежущие стали

Содержание элементов, %						Маркировка сталей	Твердость, HRC	Теплостойкость, С°
C	Cr	W	Mo	V	Co			
2,0		7,0				1868г. Мушет		
0,7	4,0	14,0				1902-1906г. Уайт и Тейлор		
Сталь инструментальная быстрорежущая ГОСТ 19265-73								
0,7	4,0	18,0		1,2		P18	63-65	625
0,85	4,0	6,0	5,0	2,0		P6M5	63-65	620
0,85	4,0	6,0	5,0	2,0	5,0	P6M5K5	64-66	635
1,00	4,0	6,0	5,0	3,0		P6M5Ф3	64-66	630
1,05	4,0	9,0	4,0	2,0	8,0	P9M4K8	67-69	650

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ.

Основными видами термической обработки являются: отжиг, закалка и отпуск. Отжиг преследует цель снижения твердости, улучшения обработки резанием и подготовки структуры стали к закалке послековки. Он заключается в нагреве до 830...860⁰С, выдержке и медленном охлаждении (с печью). Если отжиг проведен неудовлетворительно, при последующей закалке возможен брак стали вследствие образования нафталенистого излома. Сталь с таким изломом обладает высокой хрупкостью.

**ОТЖИГ. **

Фазовый состав в отожженном состоянии представляет собой легированный феррит и сложные карбиды М₆С, М₂₃С₆ и МС (избыточные). В феррите растворена большая часть хрома; почти весь вольфрам и ванадий находятся в карбидах. Количество карбидной фазы в стали Р6М5 достигает 25-28%.

В структуре быстрорежущей стали присутствует сложная эвтектика, напоминающая ледебурит и располагающаяся по границам зерна. В результате горячей обработки эвтектика дробится и входящие в нее карбиды измельчаются.

ЗАКАЛКА.

Цель закалки растворить карбиды, перевести W (Mo) в аустенит, что обеспечивает получение после закалки мартенсита, обладающего высокой устойчивостью против отпуска, т.е. теплостойкостью. Не растворившиеся карбиды задерживают рост зерна.

При нагреве до температуры закалки во избежание трещин применяют подогрев инструмента при 800-875⁰С в печи и в расплавленной соли (1050-1100⁰С). Инструмент сложной формы, диаметром более 30 мм, кроме того, предварительно подогревают до температуры 350-450⁰С (рисунок 50).

Выдержка при температуре закалки (1220-1280⁰С) должна обеспечить растворение той части карбидов, которая при данной температуре может быть переведена в раствор. Во избежание окисления и обезугливания она должна быть непродолжительной: 8-9 сек на каждый мм диаметра при нагреве в расплавленной соли (чаще BaCl₂) и 12-14 сек при нагреве в печи.

Высоколегированный аустенит, полученный при нагреве под закалку, обладает большой устойчивостью. Поэтому при охлаждении в любой среде (масле, расплаве солей, на воздухе) аустенит переохлаждается до мартенситной точки M_H (180-200⁰С) и при дальнейшем охлаждении претерпевает мартенситное превращение.

Охлаждающей средой при закалке чаще всего является масло (30-200⁰С). Для уменьшения деформации инструментов применяют ступенчатую закалку в расплавленных солях, имеющих температуру 400-500⁰С. Выдержку в этих солях принимают равной выдержке при окончательном нагреве, после чего следует охлаждение на воздухе.

Структура быстрорежущей стали после закалки представляет высоколегированный мартенсит, содержащий 0,4-0,5% С, нерастворенные карбиды и остаточный аустенит. Чем выше температура закалки, тем ниже лежат мартенситные точки M_H и M_K и тем больше количество остаточного аустенита (25-30%), который понижает режущие свойства инструмента.

ОТПУСК.

Отпуск выполняется после закалки при температуре 550-570⁰С для превращения остаточного аустенита в мартенсит и дисперсионного твердения в результате частичного распада мартенсита и выделения дисперсных карбидов. Благодаря этому твердость увеличивается до максимальных значений, достижимых для данной стали. Высокую твердость после отпуска называют вторичной твердостью. Это – одно из важнейших свойств быстрорежущей стали.

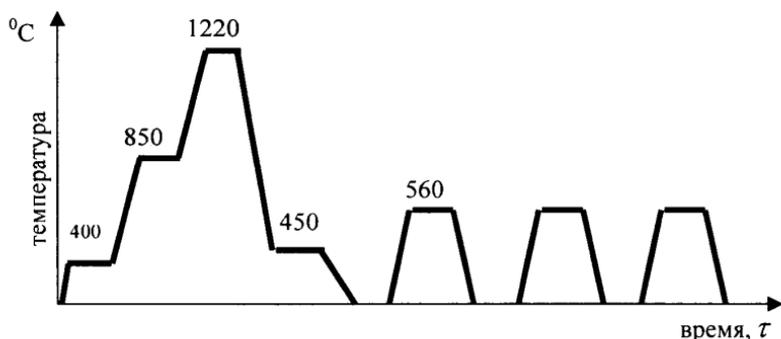


Рисунок 50 - График термообработки быстрорежущей стали

В процессе выдержки при отпуске из аустенита выделяются карбиды, что уменьшает его легированность. При последующем охлаждении обедненный легирующими элементами аустенит претерпевает вторичное мартенситное превращение. В процессе однократного отпуска только часть остаточного аустенита превращается в мартенсит. Чтобы весь остаточный аустенит перешел в мартенсит применяют многократный (чаще трехкратный) отпуск при температуре 550-570⁰С. Продолжительность отпуска 45-60 мин.

Твердость стали после закалки составляет 60-63 HRC, а после отпуска 63-65 HRC. Высокая твердость, полученная при отпуске в интервалах температур 550-570⁰С, сохраняется при последующих нагревах до 600-620⁰С, что обеспечивает высокую теплостойкость инструмента из быстрорежущей стали.

Быстрорежущие стали являются одним из основных инструментальных материалов для изготовления режущих инструментов, особенно имеющих фасонные или большой протяженности режущие кромки (резьбонарезные, зуборезные инструменты, протяжки, фасонные резцы и т.п.). Универсальные инструменты (сверла, зонкеры, развертки, концевые дисковые фрезы и пилы), широко применяемые в производстве, в основном изготавливаются из этих сталей.

Быстрорежущие стали порошковой металлургии. Новый толчок развитию быстрорежущих сталей дало использование методов порошковой металлургии для их производства. Благодаря сверхвысокой скорости охлаждения стали при распылении ее расплава в среде инерт-

ных газов и специальной технологии спекания гранул порошковая быстрорежущая сталь обладает рядом положительных свойств: однородной мелкозернистой структурой с равномерным распределением карбидов по сечению, повышенной прочностью и ударной вязкостью, хорошей шлифуемостью и малой деформируемостью после термообработки. В настоящее время поставляют прутки диаметром 30-150 мм марок P6M5Ф3МП, P6M5K5МП, P9M4K8МП и др. Порошковая металлургия быстрорежущей стали открывает принципиально новые возможности легирования быстрорежущей стали, что в конечном счете повышает эксплуатационные характеристики режущего инструмента.

На основе порошковой металлургии были созданы карбидостали марок P6M5K5 - 20% TiC; P3M3Ф3 - 20% TiC с твердостью после термообработки 67-71 HRC.

Карбидные стали представляют собой материалы, образующие мост между инструментальными сталями и спеченными карбидами. Используя фазовое превращение ($\alpha \Leftrightarrow \gamma$) и дисперсное твердение, можно получить различную твердость в зависимости от применяемой термической обработки.

Таким образом, карбидостали конкурентоспособны по отношению к твердосплавным инструментам.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М. "Металлургия", 1983, 525 с.
- 2 Позняк Л.А., Скрыпченко Ю.М., Тишаев С.И. Штамповые стали. М. "Металлургия", 1980, 243 с.
- 3 Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка. Справочник. М. "Металлургия", 1982, 311 с.
- 4 Ковка и штамповка. Справочник, М. "Машиностроение", 1987, т. 4, с. 451.
- 5 Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке. Л.: Машиностроение, 1979. 520 с.
- 6 Аверкиев А.Ю. Методы оценки штампуемости листового металла. М.: Машиностроение, 1985. 176 с.
- 7 Баркая В.Ф., Рокотян С.Е., Рузанов Ф.И. Формообразование листового металла. М.: Металлургия, 1976. 264 с.
- 8 Ковка и штамповка. Справочник. В 4-х т. М. "Машиностроение", 1985. Т.1. 568 с.
- 9 Гуляев А.П. Теория предельного легирования. МиТОМ, 1995, N8
- 10 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М. "Металлургия", 1975, 583 с.
- 11 Пикерин Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М. Металлургия. 1982, С. 84-85.
- 12 Панасюк В., Вышковский Я. (Польша) Новая быстрорежущая сталь для термохимической обработки. "Metaloznawstwo i obrobka cieplna". 1976, N20, С. 29-34.
- 13 Weigand H.H., Haberling, Sonder carbide in Schnellarbeits stahlen. TEW Technische berichte, band 1975. Hetst 2.s.110 - 121.
- 14 Kuo kehsin, Yournal af the Yron and steel Ynstitute v.184, part 3., November, 1986.
- 15 Сорокин Г.М. Виды износа при ударном контактировании поверхностей, Машинovedение, 1974, N3, С. 89-94.
- 16 Виноградов В.Н. и др. Изнашивание при ударе, М.: Машиностроение, 1982.
- 17 Кильчевский Е.А. Динамическое контактное сжатие твердых тел. Киев.: Наукова думка, 1976.
- 18 Сорокин Г.М., Бобров С.Н. Влияние температуры отпуска на усталостную прочность высокопрочной инструментальной стали: Материаловедение и термическая обработка металлов, 1974, N9, С. 30-32.

19 Моисеев В.Ф. и др. Сопротивление инструментальных сталей пластической деформации. - *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1973, N2, С. 14-19.

20 Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М., *Металлургия*, 1978.

21 Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. М., *Металлургия*, 1982.

22 Спинода К. Механические свойства высокоуглеродной стали со смешанной двухфазной структурой остаточного аустенита и бейнита.

23 Геллер Н.А., Евтушенко А.Т., Моисеев В.Ф. Стали повышенной вязкости для штампов холодной высадки и чеканки. *МиТОМ*, 1971, N8, С. 49-52.

24 Винницкий Г.А. и др. Влияние структуры на износостойкость штампов из стали X12M. *Материаловедение и термическая обработка металлов*, 1972, N2, С. 74-76.

25 Edwards B.C., Little E.A., "Ferritic Steels Fast React. Steam Generators, Proc. Jht. Conf., London, 1977, Vol.1."

26 Михаленко Ф.П., Грикхе А.К., Демиденко В.И. Автоматическая холодная штамповка мелких деталей на быстроходных прессах, М., "Машиностроение", 1965.

27 Хрущев М.М., Бабичев М.А.. Исследование изнашивания металлов. М., *АН СССР*, 1960.

28 Каминичный И.С., Федосеева С.М. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1963, N2, с. 62.

29 Малиночкина Я.Н. *Сталь*, 1958, №12, С.1130; 1963, №6, С.555, *Сталь*, 1963, №10, С.937

30 Мовчан В.И.. Морфологические особенности науглероживания хромистых сталей. *МиТОМ*, N1, 1981, С. 16-17.

31 Вишневецкий В.С., Константинов В.Ф. Повышение стойкости разделительных штампов. М., *Машиностроение*, 1984, с. 120.

32 Мухамедов А.А. Прочность и износостойкость стали после двойной закалки. *Известия вузов. Черная металлургия*, 1971, N12, С.113-115.

33 Мухамедов А.А., Молярович Э.И. Повышение износостойкости вырубных штампов. *Материаловедение и термическая обработка металлов*, 1976, N3, с. 64.

34 Мухамедов А.А. Некоторые особенности структурного наследования при фазовой перекристаллизации стали. *Материаловедение и термическая обработка металлов*, 1978, N3, С. 19-23.

- 35 Пустыльник Л.И. Термическая обработка штампов из стали Х12. Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, N11, С. 26-30.
- 36 Скрынченко Ю.М., Позняк Л.А. Работоспособность и свойства инструментальных сталей. Киев. Наукова думка, 1979, с. 167.
- 37 Кованько Г.Н., Скрынченко Ю.М., Ковальчук А.В. Методика определения износостойкости штамповочных сталей для вырубного инструмента. Заводская лаборатория, 1979, N2, С. 161-163.
- 38 Гуляев А.П., Бадаева А.А. Металловедение и термическая обработка металлов, 1959, N7.
- 39 Геллер Ю.А., Моисеев В.Ф., Околович Г.А. Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, N2.
- 40 Позняк Л.А. Новые материалы в машиностроении. ГОСИНТИ, 1963.
- 41 Тафт В.И. Новые стали для изготовления инструмента и оснастки. Технология электротехнического производства. Л., 1976, 46 с.
- 42 Ковальчук А.В. Исследование и разработка штамповых сталей холодного деформирования. Канд. диссер. Киев, 1979.
- 43 Геллер Ю.А., Моисеев В.Ф., Околович Г.А., Кальнер В.Д. Штамповая сталь. А.С. N633923.
- 44 Кальнер В.Д., Шор Ф.И., Суворова С.О. Статическая и усталостная прочность сталей Р6М5 и 6Х4М2ФС при растяжении и сжатии. МиТОМ, 1977, N9, С. 47-50.
- 45 Моисеев В.Ф., Околович Г.А., Семичастная А.В. О сопротивлении инструментальных сталей усталостному разрушению. Металлорежущий и контрольно-измерительный инструмент. М., 1973. N6.
- 46 Жмихорский Э. Усталостная прочность при сжатии инструментальных сталей. МиТОМ, 1962, N10.
- 47 Кальнер В.Д., Ковригин В.А., Ярембаш И.Е. Структура и свойства нитридных покрытий на инструментальных сталях. МиТОМ, 1980, N9, С. 57-58.
- 48 Позняк Л.А. Штамповые стали для холодного деформирования. М., "Металлургия", 1966, 147 с. ил.
- 49 Ковальчук А.В., Скрынченко Ю.М., Позняк Л.А., Тафт В.И. Штамповые стали для тяжело нагруженного штампового инструмента холодного объемного деформирования. "Электротехническая промышленность", вып. 98, С. 3-6.
- 50 Смирнов А.В., Пирусский М.В. Металловедение и термическая обработка металлов, 1972, N4, С. 47-48.

- 51 Позняк Л.А., Скрынченко Ю.М., Брайко В.А., Кованько Г.Н. О работоспособности штамповых сталей для холодного деформирования, "Металловедение и термическая обработка металлов", 1972, N1, С. 57-58.
- 52 Скрынченко Ю.М., Позняк Л.А., Кованько Г.Н. Влияние циклических напряжений сжатия на прочностные свойства инструментальных сталей. В сб. "Инструментальные и подшипниковые стали", М., "Металлургия", 1973, С. 34-38.
- 53 Стрельченко В.С. Отчет по НИР «Повышение стойкостных накатных роликов». АнитиМ, г. Барнаул, 1985, с. 150.
- 54 Материалы симпозиума по точной вырубке, М., "Станкоимпорт", 1979, С. 70-71.
- 55 Чепрасов Д.П., Свищенко В.В., Околович Г.А. О механизме разрушения вырубных пуансонов из стали Р6М5. Тезисы докладов, часть 1, с. 132, "Кинетика и термодинамика пластической деформации", Барнаул, 1988.
- 56 Cosanda A. Niskocykliczne zmeczeni Stali SW7MO Wysokiej twardosci Akchwum Hutnictwa, 1979, t. 24, N4, s. 489-499.
- 57 Ковер Ф., Пайе А., Лекруаза Ф., Семо Р., (Франция): "Оценка качества закаленных инструментальных сталей". Обзор докладов международного симпозиума "Инструментальные стали и их термическая обработка", Варшава, 1976.
- 58 Околович Г.А., Бутыгин В.Б., Радченко С.В., Криулин И.М., Головачев В.И. "Способ термической обработки изделий из быстрорежущей стали", Авт. свидетельство N1211313, 1984.
- 59 Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах. М.: Машиностроение, 1979.
- 60 Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1965.
- 61 Кидин И.Н. и др. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Metallurgia, 1978.
- 62 Ляхович Л.С., Ворошин Л.Г., Карпенко Д.П.. Повышение стойкости штампового инструмента методами химико-термической обработки. Минск, БНПИНТИ, 1971, 62 с. сил.
- 63 Сугияма. Прогрессивные технологии в области инструментальных сталей для штампов холодной объёмной штамповки. Пер. с япон. // Токусюко, 1980, т. 29, №9, с. 12-16.
- 64 Кисимото Х. Данные по применению быстрорежущих сталей (M24). // Тютандзо то нэцусери, 1980, т. 33, №5, с. 33-37.

- 65 Андрияшин В.А. и др. Упрочнение деталей поверхностным деформированием и азотированием. -Материаловедение и термическая обработка металлов. 1976, N6, С. 10-13.
- 66 Долженков И.Е. и др. Влияние пластической деформации на насыщение железа углеродом. Материаловедение и термическая обработка металлов.1973, N3, С. 2-5.
- 67 Прокошкин Д.А. Химико-термическая обработка металлов - карбонитрация. М., "Металлургия", 1984, с. 240.
- 68 Р. Чаттерджи Фишер. Азотирование и карбонитрация. М."Металлургия", 1986.
- 69 Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 255 с.
- 70 Околович Г.А., Евтушенко А.Т. Способ предварительной термической обработки дисперсионнотвердеющих штамповых сталей. А.с. № 1338404, 1987.
- 71 Околович Г.А., Околович И.В., Шарикова Т.Г., Аксенова Л.Т. Способы упрочнения поверхностей стальных деталей Патент N2109075, 1998 г.
- 72 Ларина Л.М., Малинина К.А., Самохина О.Е., Смольников Е.Н. -МиТОМ, 1972, N5, С. 62-66.
- 73 Околович Г.А., Салманов Н.С., Бутыгин В.Б., Дерфолер А.А., Филаткин А.В. "Способ упрочнения штампов из инструментальных сталей". Авт. св. N1350190, 1987.
- 74 Лоскутов В.Ф., Гринько Е.М., Семенченко О.В., Мангушев И.С. "Формирование, состав, структура и свойства легированных боридов железа". Тезисы докладов Всесоюзной научно-технической конференции". Новые материалы и упрочняющие технологии на основе прогрессивных методов термической ХТО в автостроении" М., 1986, с. 98.
- 75 Ясногородский И.З., Терентьев С.Д.. Электролит для сульфидирования. А.С. 931801 Б. N20 1982 г.
- 76 Киндзочу Технологические материалы фирмы "Нихон синку гидзюцу"1981, 6, 92..
- 77 Коваленко С.В. Упрочнение деталей пучком лазера. Киев: Техника, 1981, с. 130.
- 78 Реди Д. Промышленное применение лазеров. М.: Наука, 1981-с. 420.
- 79 Медведовская Л.А., Шур Н.Ф. Оборудование и технология лазерной термической обработки металлов, 1983, N4, С. 17-24.
- 80 Федюкин В.К. Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. Л., Машиностроение, 1989- 254 с.

81 Гурьев А.М., Околович Г.А., Чепрасов Д. П., Земляков С.А. Способ термоциклической обработки инструментальной стали. Патент на изобретение №21131469, 1999- 4 с.

82 Баскаков А.П. Нагрев и охлаждение металлов в кипящем слое. М.: Metallurgy, 1974 -271 с.

83 Заваров А.С., Баскаков А.П., Грачев С.В. Химико-термическая обработка в кипящем слое. М. Машиностроение, 1985 - 160 с.

84 Бородуля В.А. Высокотемпературные процессы в электротермическом кипящем слое. Минск: Наука и техника, 1973 - 174 с.

85 Забродский С.С. Бородуля В.А. Особенности скоростного нагрева стали в электротермическом псевдоожигенном слое. Изв. АН БССР, серия физ-тех. наук, 1970, №4, С.38-42.

86 Баскаков А.П. Скоростной безокислительный нагрев и термическая обработка в кипящем слое. М.: Metallurgy, 1968. 223 с.

87 Заваров А.С., Баскаков А.П., Грачев С.В. Термическая обработка в кипящем слое. М.: Metallurgy, 1981. 84 с.

88 Электропечь-ванна с кипящим слоем для скоростного безокислительного отжига изделий из меди и ее сплавов / А.П. Баскаков, А.С. Заваров, Е.М. Файншмидт, Ю.И. Алексеев// МиТОМ. 1981. № 2. С. 44 – 46.

89 Ванна с кипящим слоем для отпуска инструмента из быстрорежущей стали / А.П. Баскаков, Б.В. Берг, А.С. Заваров, С.И. Горелик, Е.М. Файншмидт // МиТОМ. 1979. № 2. С. 62 – 63.

90 Цементация в кипящем слое втулок звеньев гусениц промышленных тракторов / Л.Б. Ефимова, С.Т. Ильиных А.С. Заваров, С.В.Грачев, В.И. Светлаков // МиТОМ. 1979. № 8. С. 33 – 34.

91 Многоступенчатая цементация в кипящем слое / В.И. Светлаков, А.С. Заваров, С.Т. Ильиных // Изв. вузов. Черная металлургия. 1982. № 4. С. 103 – 105.

92 Применение виброкипящего слоя для азотирования штамповых сталей / Ю.М. Мокроусов, А.С. Заваров, Н.Н. Давыдова, А.Н. Рыжков, А.В. Павличенко // Кузнечно-штамповочное производство. 1981. № 2. С. 21 – 22

93 Калетин Ю.М. Легирование и термическая обработка сталей с бейнитной структурой. МиТОМ №10, 1987, С.16-19.

94 Бельский Е.И. Стойкость кузнечных штампов.– Минск: Наука и техника, 1975. – 240 с.

95 Довнер С.А. Термомеханика упрочнения и разупрочнения штампов объемной штамповки. – М.: Машиностроение, 1975. – 255 с.

96 Трахтенберг Б.Ф. Стойкость штампов и пути ее повышения. –

Куйбышев: Кн. Изд-во, 1964.– 277 с.

97 Акаро К.Л. Направления и проблемы горячей объемной штамповки в машиностроении // Кузнечно-штамповочное производство.– 1981.№8 – С. 29–32.

98 Трахтенберг Б.В. Надежность штампов в проблеме повышения эффективности кузнечно-штамповочного производства // Автоматизация процессов обработки металлов давлением: Тез. докл. научн.–техн. конф./ ПДНТП. – Пенза, 1986.– С.77–79.

99 Яловой Н.И. и др. Тепловые процессы при обработке металлов и сплавов давлением / Н.К. Яловой, У.А. Тылкин, П.И. Полухин и др.– М.: Высшая школа, 1973. – 630 с.

100 Трахтенберг Б.В., Ваенский В.Н. Основные пути оптимизации ТМУ и условий работы кузнечно-штамповочного инструмента // Объемная штамповка / МДНТП. – М., 1972. – С. 25–35.

101 Трахтенберг Б.В. Котельников Г.А., Глухов Ю.А. Новые способы испытания материалов на ТМУ и износ // Заводская лаборатория.– 1974.–№ 10.–С. 57–50.

102 Васильева Е.В., Нечаева Р.К. Особенности формирования упроченного слоя на карбонитрированной стали 3Х3М3Ф // Исследование структуры и свойств диффузионных покрытий: Сб. научных трудов. – М.: НИИТавтопром, 1986.– С. 32–35.

103 Дубинин Г.Н. Диффузионное хромирование металлов и сплавов. – М.: Машиностроение, 1964.– 452 с.

104 Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. –М.: Metallurgia, –1978. – 248 с.

105 Хамин О.Н., Глухов Ю.А., Трахтенберг Б.В. Совершенствование горячей скоростной штамповки полых заготовок на автоматических линиях // Автоматизация процессов – обработки металлов давлением: Тез. докл. науч.-техн. конф. / ПДНТП. – Пенза, 1986. – С. 77–79.

106 Хагин О.Я., Глухов Ю.А., Трахтенберг Б.В. Выбор основных параметров полугорячего выдавливания штампового инструмента методом приближенного моделирования // Кузнечно-штамповочное производство.– 1962. – № 4.– С. 23–25.

107 Хамин О.Н., Глухов Ю.А., Трахтенберг Б.В. Оптимизация определенных параметров горячей объемной штамповки на основе моделирования // Современные достижения в теории и технологии пластической деформации металлов: Тез. докл. III научно-техн. конф. – Горький, 1984.– С. 34–36.

Приложение А

Соотношение чисел твердости по Бринелю, Роквеллу и Виккерсу

Твердость по Виккерсу	Твердость по Бринелю (D _ш =10 мм P=3000 кг)		Твердость по Роквеллу			Твердость по Виккерсу	Твердость по Бринелю (D _ш =10 мм P=3000 кг)		Твердость по Роквеллу		
	Диаметр отпечатка в мм	Число твердости	шкала				Диаметр отпечатка в мм	Число твердости	шкала		
			С (150 кг)	В (100 кг)	А (60 кг)				С (150 кг)	В (100 кг)	А (60 кг)
1224	2,20	780	72	-	84	228	4,00	229	20	100	61
1116	2,25	745	70	-	83	222	4,05	223	19	99	60
1022	2,30	712	68	-	82	217	4,10	217	17	98	60
941	2,35	682	66	-	81	213	4,15	212	15	97	59
868	2,40	653	64	-	80	208	4,20	207	14	95	59
804	2,45	627	62	-	79	201	4,25	201	13	94	58
746	2,50	601	60	-	78	197	4,30	197	12	93	58
694	2,55	578	58	-	78	192	4,35	192	11	92	57
650	2,60	555	56	-	77	186	4,40	187	9	91	57
606	2,65	534	54	-	76	183	4,45	183	8	90	56
587	2,70	514	52	-	75	178	4,50	179	7	90	56
551	2,75	495	50	-	74	174	4,55	174	6	89	55
534	2,80	477	49	-	74	171	4,60	170	4	88	55
502	2,85	461	48	-	73	166	4,65	167	3	87	54
474	2,90	444	46	-	73	162	4,70	163	2	86	53
460	2,95	429	45	-	72	159	4,75	159	1	85	53
435	3,00	415	43	-	72	155	4,80	156	0	84	52
423	3,05	401	42	-	71	152	4,85	152	-	83	-
401	3,10	388	41	-	71	149	4,90	149	-	82	-
390	3,15	375	40	-	70	148	4,95	146	-	81	-
380	3,20	363	39	-	70	143	5,00	143	-	80	-
361	3,25	352	38	-	69	140	5,05	140	-	79	-
344	3,30	341	36	-	68	138	5,10	137	-	78	-
334	3,35	331	35	-	67	134	5,15	134	-	77	-
320	3,40	321	33	-	67	131	5,20	131	-	76	-
311	3,45	311	32	-	66	129	5,25	128	-	75	-
303	3,50	302	31	-	66	127	5,30	126	-	74	-
292	3,55	293	30	-	65	123	5,35	123	-	73	-
285	3,60	285	29	-	65	121	5,40	121	-	72	-
278	3,65	277	28	-	64	118	5,45	118	-	71	-
270	3,70	269	27	-	64	116	5,50	116	-	70	-
261	3,75	262	26	-	63	115	5,55	114	-	68	-
255	3,80	255	25	-	63	113	5,60	111	--	67	-
249	3,85	248	24	-	62	110	5,65	110	-	66	-
240	3,90	241	23	102	62	109	5,70	109	-	65	-
235	3,95	235	21	101	61	108	5,75	107	-	64	-

Приложение Б
Златоустовский металлургический завод
456203, Челябинская область. г. Златоуст, ул. Кирова,1

ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРЕДСТАВИТЕЛЬНЫХ МАРОК
СТАЛЕЙ

Инструментальные стали
Инструментальные нелегированные стали

Марки стали			Средняя массовая доля элементов, %				
ГОСТ 1435-99	DIN	AISI/SAE	C	Si	Mn	S, не более	P, не более
У7	C70W2 (1.1620)		0,65-0,74	0,17-0,33	0,17-0,33	0,028	0,03
У7А	C70W1 (1.1520)		0,65-0,74	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025
У8	C80W2 (1.1625)	W108	0,75-0,84	0,17-0,33	0,17-0,33	0,028	0,03
У8А	C80W1 (1.1525)	W108	0,75-0,84	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025
У10	C105W2 (1.1645)	W110	0,95-1,09	0,17-0,33	0,17-0,33	0,028	0,03
У10А	C105W1 (1.1545)	W110	0,95-1,09	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025
У12А			1,10-1,29	0,17-0,33	0,17-0,28	0,018	0,025

У7А

ГОСТ 1435-99	DIN
У7А	C70W1 (1.1520)

Общая характеристика: сталь инструментальная нелегированная углеродистая высококачественная. Не чувствительна к флокенообразованию, не склонна к отпускной хрупкости, не применяется для сварных конструкций.

Применение: инструмент, который работает в условиях, не вызывающих разогрева рабочей кромки: зубила, долота, бородки, молотки, лезвия ножниц для резки металла, топоры, колуны, плоскогубцы комбинированные, кувалды, кузнечные штампы, стамески.

Виды поставляемой продукции: прутки кованные, горячекатаные круглого и квадратного сечения, полосы; прутки (мотки) калиброванные; прутки со специальной отделкой поверхности.

Состояние поставки: без термической обработки, термически обработанная и нагартованная.

У10А

ГОСТ 1435-99	DIN	AISI/SAE
У7А	С70W1 (1.1520)	W110

Общая характеристика: сталь инструментальная нелегированная углеродистая высококачественная, для горячей, и холодной мехобработки.

Применение: для сердечников; инструменты для обработки дерева - пилы ручные поперечные столярные, машинные пилы, сверла спиральные, штампы (вырубные, вытяжные, отрезные) небольших размеров для холодной штамповки, калибры простой формы и пониженных классов точности, накатные ролики, напильники, шаберы слесарные.

Виды поставляемой продукции: прутки горячекатаные, кованные круглого и квадратного сечения; полосы; прутки (мотки) калиброванные, прутки со специальной отделкой поверхности.

Состояние поставки: без термической обработки, термически обработанная и нагартованная

Инструментальные легированные стали

Марки стали			Массовая доля элементов, %							
ГОСТ 5950-2000	DIN	AISI/SAE	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Ni
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
8ХФ	80CrV2 (1.2235)		0,70-0,80	0,10-0,40	0,15- 0,45	0,40- 0,70	<0,20	0,15- 0,30	<0,20	<0,35
X	100Cr6 (1.2067)	L3	0,95-1,10	0,10-0,40	0,15- 0,45	1,30- 1,65	<0,20	<0,15	<0,20	<0,35
9ХВГ	100MnCrW4 (1.2510)	1	0,85-0,95	0,10-0,40	0,90- 1,20	0,50- 0,80	0,50- 0,80	<0,15	<0,30	<0,35
X12	X210Cr12 (1.2080)	D3	2,00-2,20	0,10-0,40	0,15- 0,45	11,5- 13,0	<0,20	<0,15	<0,20	<0,35
X12МФ	X155CrMo12.1(C 2379)	D2	1,45-1,65	0,10-0,40	0,15- 0,45	11,0- 12,5	<0,20	0,15- 0,30	0,40- 0,60	<0,35

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
X12Φ1			1,25-1,45	0,10-0,40	0,15-0,45	11,0-12,5	<0,20	0,70-0,90	<0,20	<0,35
7X3			0,65-0,75	0,10-0,40	0,15-0,45	3,20-3,80	<0,20	<0,15	<0,20	<0,35
5XHМ	55NiCrMoV6 (1.2713)	L6	0,50-0,60	0,10-0,40	0,50-0,80	0,50-0,80	<0,20	<0,15	0,15-0,30	1,40-1,80
9XC			0,85-0,95	1,20-1,60	0,30-0,60	0,95-1,25	<0,20	<0,15	<0,20	<0,35
4X5MΦC	X38CrMoV5.1 (1.2343)	H11	0,32-0,40	0,90-1,20	0,20-0,50	4,50-5,50	<0,20	0,30-0,50	1,20-1,50	<0,35
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
3X3M3Φ	X32CrMoV3.3 (1.2365)	H10	0,27-0,34	0,10-0,40	0,20-0,50	2,80-3,50	<0,20	0,40-0,60	2,50-3,00	<0,35
4X5B2ΦC (ЭН958)			0,35-0,45	0,80-1,20	0,15-0,45	4,50-5,50	1,60-2,20	0,60-0,90	<0,30	<0,35
6XB2C			0,55-0,65	0,50-0,80	0,15-0,45	1,00-1,30	2,20-2,70	<0,15	<0,30	<0,35
7XГ2BMΦ		(A6)	0,68-0,76	0,10-0,40	1,80-2,30	1,50-1,80	0,55-0,90	0,10-0,25	0,50-0,80	<0,35
9Г2Φ	90MnCrV8 (1.2842)	2	0,85-0,95	0,10-0,40	1,70-2,20		<0,20	0,10-0,30	<0,20	<0,35
	X100CrMoV5.1 (1.2363)	A2	0,90-1,05	0,20-0,40	0,40-0,70	4,80-5,50		0,10-0,30	0,90-1,20	

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
ГОСТ 19265-73										
P6M5	S6-5-2 (1.3343)	M2	0,82-0,90	0,20-0,50	0,20- 0,50	3,80- 4,40	5,50- 6,50	1,70- 2,10	4,80- 5,30	Co≤0,5 Ni≤0,6
P18	S18-0-1 (1.3355)		0,73-0,83	0,20-0,50	0,20- 0,50	3,80- 4,40	17,0- 18,5	1,00- 1,40	<1,0	Co≤0,5 Ni≤0,6
P6M5K5	S6-5-2-5 (1.3243)		0,86-0,94	0,20-0,50	0,20- 0,50	3,80- 4,30	5,70- 6,70	1,70- 2,10	4,80- 5,30	Co 0,5 6,0
										Ni≤0,0
P6M5K5	SC6-5-2 (1.3342)	M3 класс1	1,00-1,25	0,20-0,40	0,20- 0,40	3,75- 4,50	5,50- 6,75	2,25- 3,25	4,75- 6,25	
P6M5K5	S6-5-3 (1.3344)	M3 класс2	1,00-1,25	0,20-0,40	0,20- 0,40	3,75- 4,50	5,50- 6,75	2,25- 3,25	4,75- 6,25	

9XBГ

ГОСТ 5950 - 00	DIN 17350	ASTM A-681
9XBГ	100MncrW4(1/2510)	01

Применение: резьбовые калибры, лежала сложной формы, сложные точные штампы для холодной штамповки, которые при закалке не должны подвергаться значительным объемным изменениям и колебанию для других инструментов для холодной обработки материалов.

Виды поставленной продукции: прокат квадратного, прямоугольного (полоса) и круглого сечения, обточенные, шлифованные прутки, сталь со специальной отделкой поверхности, холоднотянутая.

Состояние поставки: с отжигом

X12MФ

ГОСТ 5950-00	DIN 17350	ASTN A-682
	X155CrvmO 12/1(1/2379)	02

Примечание: металлические пилы для металла, ударный кромкообрезной инструмент, гибочные штампы. Ножи для ножниц

Геннадий Андреевич ОКОЛОВИЧ

**ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ХОЛОДНОГО
ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ**

Учебное пособие

Издание второе, переработанное и дополненное
Издано в авторской редакции

Подписано в печать 17.05.2010. Формат 60x80 1/16
Печать цифровая. Усл.п.л. 11,86
Тираж 50 экз. Заказ 2010 - 236

Издательство Алтайского государственного
технического университета им. И.И. Ползунова,
656038, г. Барнаул, пр-т Ленина 46.

Лицензия на издательскую деятельность
ЛР№020822 от 21.09.98г.

Отпечатано в типографии Алт ГТУ
656038, г. Барнаул, пр-т Ленина 46.
Тел (8-385-2) 36-84-61

Лицензия на полиграфическую деятельность
ПЛД №28-15 от 15.07.97г.