


САМАРСКИЙ
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ
имени академика
С. П. КОРОЛЁВА



И. А. ДРОЗДОВ Н. В. ЛЯЧЕНКОВ В. В. УВАРОВ

ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ

САМАРА 2001

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ имени академика С.П. КОРОЛЁВА

И.А. ДРОЗДОВ Н.В. ЛЯЧЕНКОВ В.В. УВАРОВ

ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ

Учебное пособие

Штамповые стали: Учебное пособие / И.А. Дроздов, Н.В. Ляченков, В.В. Уваров. Самар. гос. аэрокосм. ун-т. Самара, 2001. 136 с.

ISBN 5-7883-0136-X

Излагается в концентрированном виде материал по критериям выбора штамповых сталей и сплавов, термической обработке инструментальных сталей. Даются сведения о сопротивлении хрупкому разрушению, износостойкости, теплостойкости, разгаростойкости инструмента в зависимости от влияния легирующих компонентов. Приводится анализ по использованию сталей и сплавов для холодного и горячего деформирования. Рассматриваются различные методы повышения стойкости штампов за счет упрочнения и восстановления рабочей поверхности инструментов.

Предназначено в качестве учебного пособия для студентов специальностей 11.06 и 12.04. Может быть использовано также студентами машиностроительных специальностей при изучении технологических дисциплин.

Подготовлено на кафедрах "Технология металлов и авиаматериаловедение" и "Машиностроение".

Печатается по решению редакционно-издательского совета Самарского государственного аэрокосмического университета имени академика С.П. Королева

Рецензенты: проф. *В.Р. Каргин*, доц. *А.В. Покоев*

Выбор материалов для деформирующих инструментов во многом определяет их максимальную возможную стойкость и, следовательно, высокие технико-экономические показатели работы промышленных предприятий. Выбор материалов должен осуществляться с учетом вида обрабатываемого металла и условий работы инструмента.

Правильный выбор материала, режимов упрочнения инструментов, возможностей (при необходимости) его восстановления – важная народно-хозяйственная задача, способствующая снижению материально-энергетических затрат и интенсификации производства деталей методами обработки металлов давлением. Кроме того, повышению стойкости деформирующих инструментов способствует разработка новых прогрессивных инструментальных материалов и методов упрочнения и восстановления инструментов.

В настоящее время появился ряд новых инструментальных материалов и защитных упрочняющих покрытий. Резко сократился выпуск высоко-вольфрамовых сталей P18, 3X2B8Ф и более широкое применение нашли стали P6M5 (70% от общего выпуска быстрорежущих сталей), 5X3B3MФC, 4X4BMФC, 3X3M3Ф, 4X5MФC и др. для прессовых штампов. Для тяжело нагруженных прессовых штампов начинает применяться высокотеплостойкая сталь 2X6B8M2K8 (ЭП 745), а для крупногабаритных молотовых кубиков сталь повышенной теплостойкости 5X2MНФ (ДИ 32). Для штампов холодного деформирования выпускают высоко-производительные стали: 8X4B2C2MФ (ЭП 761), 6X6B3MФC (ЭП 569), 7XГ2BM и др.

Особенностью большинства сталей новых марок является комплексное легирование при сравнительно невысоком содержании отдельных легирующих элементов. Эти стали имеют высокий уровень всего комплекса основных свойств.

1. КРИТЕРИИ ВЫБОРА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДЕФОРМИРУЮЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

Материал для деформирующего инструмента следует выбирать в зависимости от назначения (вида работы) инструмента (прессование, ковка или прокатка и т.д.), условий его работы (усилие, температура и др.), технологичности изготовления

(обрабатываемости материала), экономических требований (стоимость материала, обработки, эксплуатации, ремонта и т.п.).

Правильный выбор материала деформирующего инструмента позволяет в полной мере использовать весь комплекс свойств, которым он обладает, и достичь максимально возможную для конкретных условий эксплуатационную стойкость. Ввиду этого выбор материала требует глубокого, всесторонне обоснованного подхода, рассмотрения целого ряда комплексов свойств или критериев материала (механические, физические и др.). Эти критерии можно разделить на расчетные, то есть используемые в прочностных и иных расчетах, и нерасчетные, по которым только сравниваются различные марки материалов.

Рассмотрим основные группы свойств материалов в соответствии с требованиями, которые предъявляются к материалам в процессе их выбора.

1.1. Физические и химические свойства

При выборе инструментальных материалов следует знать их физические и химические свойства, так как от них зависит конструкция инструмента и условия его эксплуатации.

Рассмотрим некоторые из этих свойств:

1) Коэффициент теплового линейного расширения – α , $1/\text{град}$. Это относительное изменение размеров материального объекта при изменении температуры на $1, \text{K}$. Этот коэффициент следует учитывать при конструировании инструментов, имеющих контактирующие детали. При существенной разнице коэффициентов теплового линейного расширения материалов деталей инструмента в нем будут иметь место высокие термические напряжения.

2) Коэффициент теплопроводности – λ , $\text{Дж}/(\text{см}^2 \cdot \text{с} \cdot \text{K})$. Это количество тепла материального объекта, прошедшее через единицу площади в единицу времени при единичном градиенте температуры. Этот коэффициент характеризует теплопроводящие свойства материала, и его следует учитывать при расчете скорости теплоотвода при нагреве инструмента.

3) Удельная теплоемкость – C , $\text{Дж}/(\text{моль} \cdot \text{K})$. Это количество теплоты, переданной единице материального объекта при единичном повышении температуры. Этот коэффициент так же, как и λ , используется при расчете теплообмена горячих штампов.

4) Декремент затухания – Δ , $\text{с}/(\text{см}^3 \cdot \text{Дж})$. Это время, в течение

которого затухают колебания, вызванные единичной работой в единице объема материала. Высокая демпфирующая (затухание механических колебаний) способность снижает уровень вибрации и шума и поэтому желательна для материала инструмента или его отдельных деталей.

5) Коррозионная стойкость оценивается скоростью коррозии $g \text{ г}/(\text{см}^2 \cdot \text{ч})$, которая представляет собой привес на единицу площади поверхности материала за единицу времени. Чем она ниже, тем выше коррозионная стойкость. Наиболее высокой коррозионной стойкостью обладают нержавеющие стали, на поверхности которых образуются тонкие плотные прочные оксиды. Коррозионную стойкость можно повышать, используя защитные покрытия или смазки, а также повышая чистоту поверхности полировкой. Это свойство следует учитывать при конструировании и особенно при эксплуатации деформирующих инструментов.

1.2. Механические свойства

Это характеристики материалов, полученные при статических и динамических испытаниях стандартных образцов [3]. При статических испытаниях используют различные схемы нагружения образцов: растяжение, сжатие, изгиб, кручение, срез. Температура испытания комнатная. Статические испытания проводятся и при повышенных температурах.

Свойства при статическом испытании при комнатной температуре:

σ_B - временное сопротивление, МПа;

σ_T - предел текучести, на практике обычно определяют $\sigma_{0,2}$ - условный предел текучести (напряжение, соответствующее остаточной деформации 0,2%);

E - модуль упругости, МПа;

G - модуль сдвига, МПа;

τ_B - разрушающее касательное напряжение, МПа;

δ - относительное удлинение при разрыве, %;

Ψ - относительное поперечное сужение, %;

HB, HRC - твердость.

Для деформирующего инструмента большое значение имеет $\sigma_{0,2}$ - эта характеристика используется при расчете на прочность проектируемого инструмента. При этом чаще всего используется $\sigma_{0,2}$ при сжатии, который определяет сопротивление материала инструмента малым пластическим деформациям (т.е. до 0,2%). В

термообработанном высокопрочном состоянии ($HRC \geq 55$) наиболее достоверными для инструментальных материалов являются значения σ_B и $\sigma_{0,2}$, получаемые при испытаниях на изгиб, чем при испытаниях на растяжение.

Большое значение имеет также твердость HRC , которая определяет сопротивление инструментального материала значительной пластической деформации.

Твердость HRC – универсальная характеристика механических свойств материала, так как она определяется не только на специальных образцах, но и на готовых к эксплуатации и эксплуатируемых сколько угодно долго инструментах. Эта характеристика и ее стабильность определяет многие эксплуатационные свойства и указывается на чертежах.

Свойства пластичности – $\delta, \Psi, \%$ (практически нерасчетные) имеют большое значение для работоспособности деформирующего инструмента. Так, при $\delta > 10\%$ материал нечувствителен к концентраторам напряжений, технологическим остаточным напряжениям и т.д. Другими словами, чем выше пластичность, тем выше эксплуатационная прочность и надежность материала. Характеристики пластичности материала $\delta, \Psi, \%$, имеющие большое влияние на ударную вязкость и эксплуатационные свойства деформирующего материала, используются в некоторых случаях для оценки, например, сопротивления хрупкому разрушению инструментальных материалов.

Свойства материалов при динамическом и циклическом испытаниях. KC – ударная вязкость. Это работа, затраченная на разрушение образца с концентратором напряжения, отнесенная к единице площади сечения. Испытания проводят на ударный изгиб надрезанных образцов. По форме концентратора в месте надреза различают три вида образцов:

- образец Менаже с концентратором радиусом в 1 мм (ударная вязкость, определенная на таком образце, обозначается KCU);
- образец Шарпи с остроугольной канавкой, имеющей в вершине радиус 0,25 мм (KCV);
- образец Дроздовского с наведенной на нем трещиной глубиной в 1 мм (KCT).

Стандартная размерность ударной вязкости $Дж/см^2$ ($1Дж/см^2 = 0,1 кгс \cdot м/см^2$). Ударная вязкость характеризует уровень надежности материала.

σ_{-1} – предел выносливости (усталости) при симметричном цикле нагружения, определяемой на базе $2 \cdot 10^7$ циклов, МПа.

Целесообразно определять значения усталостной прочности штамповых сталей при переменных нагружениях сжатия, не превышающих предел текучести.

σ_k – предел контактной выносливости, определяемой обычно на базе 10^7 циклов, МПа. Это критерий сопротивления материала поверхностному выкрашиванию (питтингу), имеет большое значение при оценке эксплуатационного свойства – износостойкости инструментального материала.

Свойства материалов при повышенных температурах испытания:

σ_b^T – кратковременная жаропрочность, МПа;

σ_{bt}^T – длительная жаропрочность, МПа;

$\sigma_{0,2}^T$ – предел текучести при повышенной температуре, МПа;

$\sigma_{0,2\tau}^T$ – предел ползучести (напряжение, при котором остаточная деформация составляет 0,2% за время τ при температуре T , К, МПа).

Эти характеристики необходимы при выборе материала для деформирующих инструментов, предназначенных для работы при температуре более 700К. Для таких инструментов важно знать также термоусталостные свойства. Термоусталость определяется числом циклов смены температур (нагрев – охлаждение и т.д.), которое выдерживает образец материала до появления трещин. Термоусталостные испытания в настоящее время не стандартизированы. Режимы испытания образцов (максимальная и минимальная температуры T_{max} и T_{min} , К, напряжение σ , МПа) выбираются исходя из условий работы деформирующего инструмента.

1.3. Эксплуатационные свойства

К эксплуатационным свойствам относятся свойства материала готового инструмента после окончательной обработки. Эти свойства должны обеспечивать необходимую работоспособность деформирующих инструментов в заданных условиях эксплуатации. Требуемые эксплуатационные свойства не могут быть одинаковыми по уровню для материалов деформирующих инструментов, предназначенных для различных операций и условий работы. Более того, дифференцированный выбор марок сталей и режимов их термической обработки (а следовательно, соответствующий комплекс эксплуатационных свойств) желателен даже для различных частей и деталей одного штампа: пуансона, матрицы, рабочих вставок, знаков, выталкивателей и т.д.

При разработке требований к свойствам инструментальных сталей необходим анализ температурно-силовых условий эксплуатации деформирующих инструментов. При этом устанавливают преимущественные причины выхода из строя деформирующего инструмента и определяют основные и второстепенные эксплуатационные свойства, включая их количественные показатели.

К основным эксплуатационным свойствам относятся [4]:

1) **Сопротивление хрупкому разрушению**, выражающее конструктивную прочность материала. Хрупкое разрушение начинается внезапно при напряжениях, значительно меньших не только предела прочности, но и предела текучести, распространяется с большой скоростью и приводит к разрушению инструмента и даже поломке оборудования. В связи с этим сопротивление материала хрупкому разрушению является важнейшей характеристикой, определяющей надежность и стойкость работы деформирующего инструмента. (Более подробно об этом важном эксплуатационном свойстве изложено в разд. 3).

2) **Износостойкость** – это способность материала деформирующего инструмента сопротивляться износу при соприкосновении с обрабатываемым материалом. Вредное влияние износа проявляется в ухудшении качества поверхности, изменении размеров, искажении геометрии инструмента и изготовляемого изделия, а также в существенном снижении усталостной прочности, связанной с появлением на поверхности трения локальных очагов разрушения.

Износостойкость – важная характеристика инструментального материала, которая во многих случаях определяет долговечность инструмента (Более подробно об этом важном эксплуатационном свойстве см. в разд. 4).

3) **Теплостойкость** – это способность материала сохранять без значительных изменений структуру и свойства при повышенных температурах. Инструментальные материалы должны иметь высокую прочность и твердость не только при комнатной температуре, но и при эксплуатации их при повышении температуры. Даже при холодном деформировании металлов поверхностные слои инструмента разогреваются, поэтому во многих случаях и для этих видов работы материал инструмента должен обладать теплостойкостью. (Более подробно об этом свойстве изложено в разд. 5).

4) **Разгаростойкость** – это способность материала деформирующего инструмента противостоять механической и термической усталости одновременно. Поверхностный слой инструментов на глубину 1–2 мм испытывает резкое изменение температуры на 200 – 300 К в течение 0,005 – 0,01 с для молотов и 0,03 – 0,2 для кривошипных прессов и ГКМ. Внезапное изменение температуры порождает тепловой удар, приводящий к появлению нормальных и касательных напряжений. Это ведет к сдвигам в локальных объемах, а затем и к растрескиванию материала деформирующего инструмента. (Более подробно эти эксплуатационные свойства рассмотрены в разд. 6.)

1.4. Технологические свойства

Под технологичностью подразумевается способность материала подвергаться тем или иным видам обработки. К технологическим свойствам относятся:

1) Литейные свойства (жидкотекучесть, температура плавления, усадка, ликвация, газопоглощаемость, склонность к образованию литейных трещин, пор, раковин и т.д.) рассматриваются при выборе материалов литейных штампов. Стали для этих штампов должны иметь хорошую жидкотекучесть и малую склонность к трещинообразованию в отливках. Чтобы повысить жидкотекучесть и устойчивость против образования горячих трещин в стали с 5% Cr дополнительно вводят 1,5 – 2% Ni. Кроме того, полезно легирование в небольших количествах редкоземельными элементами. В сталях типа 4X5B2FC снижают содержание углерода (до 0,28 – 0,35% С). Таким образом, перевод изготовления деформирующего инструмента на литейный вариант требует учета литейных свойств и, как правило, корректировки химического состава и всего технологического процесса.

2) Обрабатываемость давлением (ковкость, штампуемость, возможность гибки, вытяжки, развальцовки, растяжки) – одно из основных требований к деформируемым материалам. Эта группа свойств имеет ряд критериев:

а) пластические свойства δ и Ψ и их зависимость от степени холодной деформации ξ , %, и от температуры обработки – Т, К;

б) стандартные технологические испытания (на усадку, расплющивание, изгиб, выдавливание и др.);

в) флокеноустойчивость (флокены – ориентированные в

направлении деформации трещины, возникающие в стальной поковке при охлаждении после горячей обработки давлением) особенно важна для тех сталей, из которых изготавливаются крупногабаритные поковки штампового инструмента (контейнеры, втулки, молотовые кубики). По данным автозавода им. Лихачева ежегодный выход из строя цельных молотовых штампов из-за образования флокенов достигает 70 тонн. Для повышения обрабатываемости давлением следует также вводить корректировку, как химического состава, так и всего технологического процесса изготовления деформирующего инструмента. Например, в сталях, предназначенных для получения инструмента холодным выдавливанием, в целях уменьшения сопротивления деформированию содержание углерода снижают до 0,06 – 0,2%. После выдавливания гравюры такого инструмента перед закалкой цементируют. Этим и обеспечивают высокую прочность и износостойкость рабочего слоя.

3) Свариваемость рассматривается главным образом при ремонте и изготовлении исходных заготовок для деформирующего инструмента с наименьшими экономическими затратами.

4) Обрабатываемость резанием (способность материала подвергаться различным видам механической обработки: точению, фрезерованию, сверлению, долблению, протягиванию и т.д.) улучшается со снижением прочности, а также с уменьшением вязкости материала.

5) Обрабатываемость шлифованием (особо выделенная от обрабатываемости резанием) имеет большое значение для готового деформирующего инструмента, подвергнутого окончательной термической, а иногда и химико-термической обработке (обрабатываемость шлифованием улучшается для металлов с твердой поверхностью).

Выбор режимов шлифования инструмента в закаленном и низкоотпущенном состоянии связан с необходимостью предотвращения прижогов (локальные участки с измененной структурой), шлифовочных трещин, а иногда и разупрочнения (если сталь не обладает достаточной теплоустойчивостью).

Величина разогрева зависит от условий шлифования (интенсивность охлаждения, величина снимаемого слоя за один проход и т.д.), а также от свойств материала (теплопроводность, прочность и др.).

Высоколегированные стали более чувствительны к образованию прижогов и трещин, шлифовать их следует особенно осторожно с

соблюдением всех приемов, приводящих к уменьшению разогрева и повышающих трещиностойкость (обильное охлаждение, малые подачи, промежуточные отпуска и отпуск сразу же после шлифовки и т.д.).

б) Обрабатываемость термическая (способность материала менять свои свойства в результате отжига, закалки, отпуска и других операций термической обработки) определяется свойствами материала деформирующих инструментов, характеризующимися чувствительностью к перегреву, обезуглероживанию (при нагреве), закаливанию, деформации, трещинам (при закалке), отпускной хрупкости (при отпуске).

Термическая обрабатываемость – важнейшее технологическое свойство материалов деформирующих инструментов, определяющее их качество и, следовательно, эксплуатационную стойкость. В связи с этим необходимо ее рассмотреть более подробно, что и сделано в разд. 2.

1.5. Условия надежности

Совокупность конструкционных, технологических и эксплуатационных вопросов, определяющих способность материала иметь и сохранять в течение срока службы свойства, определяющие эффективность работы в заданных условиях, а также сохранность работоспособности его при возможных отклонениях условий работы от заданных, составляет проблему надежности деформирующего материала инструмента, связанную с его качеством.

Рассмотрим некоторые условия, характеризующие надежность материала (многие количественные критерии надежности материала отсутствуют или весьма условны):

1) Однородность материала (полная однородность практически невозможна) оговаривается требованиями на химический состав, макро- и микроструктуру, механические свойства не ниже оговоренных в ТУ или ГОСТ.

2) Стабильность материала (сохранение однородности в пределах ТУ или ГОСТ в течение всего срока эксплуатации деформирующего инструмента).

3) Слабая чувствительность к концентраторам напряжений от надрезов и трещин (здесь совпадение требований надежности и конструктивной прочности, критерием которой является K_{IC} или K_{IC}).

4) Слабая чувствительность к перегрузкам. Менее чувствительны к перегрузкам пластичные материалы и материалы, имеющие высокую стойкость к развитию трещин.

5) Слабая чувствительность к различным внешним воздействиям (коррозия, температура, облучение и т.д.). Жаростойкость материала имеет в качестве критерия привес (в г/(м²·ч)) к единице площади образца за единицу времени, полученный при испытании материала при заданной температуре.

Коррозийная стойкость материала обычно опеределается визуально при испытаниях в специальных термовлажных камерах, но может также оцениваться по привесу. Способность материала сопротивляться разрушающим трещинам в коррозионной среде определяется коэффициентом $K_{1,sc}$ – величиной, аналогичной критерию вязкости разрушения K_{1C} , но полученной при испытании образца в коррозионной среде.

6) Технологичность. Надежным может быть только достаточно технологический материал.

Качественная оценка некоторых показателей надежности материала производится по так называемой балльности материала, определяемой сравнением микроструктуры выбираемого металла со шкалами микроструктур, приводимых в ГОСТе. На макротемплерах выявляются различные виды ликваций, пористость, расслоение и др. дефекты, размеры которых оцениваются по пятибалльной системе (чем выше балл, тем ниже качество металла).

Для повышения надежности инструментальных материалов в настоящее время применяются различные технологические методы. Это, например, прогрессивные методы выплавки металлов (в порядке повышения качества металла): СШ – выплавка с обработкой синтетическим шлаком, Ш – электрошлаковый переплав, ВД – вакуумно-дуговой переплав, ВИ – вакуумно-индукционный переплав.

Прогрессивные методы выплавки повышают чистоту металла, снижая до минимума содержание вредных примесей, за счет чего повышается стабильность структуры и свойств, т.е. надежность материала.

1.6. Экономические требования

При выборе материала для деформирующего инструмента следует руководствоваться [4]:

1) Ценой инструментальных материалов (см. табл. 1.1).

Цены инструментальных материалов

Марка	Стоимость сортового проката Ø50-100 мм, руб/т	Отно- ситель- ная цена	Марка	Стоимость сортового проката Ø50-100 мм, руб/т	Относи- тельная цена
У7, У8	123	1	4Х5В2Ф С	551	4,5
4ХС	161	1,3	4Х4М ВФ С	562	4,6
7ХЗ	205-233	1,5	3ХЗМ 3Ф	618	5,0
5ХГМ	218	1,8	4Х2СВ2М Ф	666	5,4
5ХНМ	264	2,1	5Х3В3М Ф С	902	7,3
5ХМВ	305	2,5	4Х2В5Ф М	1040	8,6
4ХСМ Ф	384	3,1	3Х2В8Ф	1230	10
4ХЗВМ Ф	425	3,5	Р18	5000	40
4ХВ2С	455	3,7	ХН 77ТЮ Р	6000	45
4Х5М Ф С	472	3,8	ЖС6У-ВЧ	12000	90
4Х5М Ф 1С	515	4,2	Со	21000-23300	
Х12Ф 1,Х12М	493-683		Мо	30000	

Выбор самых дорогих и сложнoleгированных материалов для деформирующего инструмента не должен быть самоцелью. Назначение марок инструментальных сталей и сплавов производится с учетом рассмотренных выше требований и критериев, а также на основе экономического анализа возможных вариантов.

2) Требованиям унификации.

3) Разработкой наиболее прогрессивной заготовки.

4) КИМ (коэффициентом использования материалов) при выборе литейного, деформированного или свариваемого материала.

5) Недефицитностью.

6) Удельной величиной себестоимости расхода на инструмент в себестоимости поковки. Это основной экономический критерий выбора материала инструмента. Как известно,

$$C_{\text{поковки}} = C_{\text{ш}} + C_{\text{м}} + C_{\text{э}} + C_{\text{з}} + C_{\text{ам}} + C_{\text{др}}, \quad (1.1)$$

где

$C_{\text{м}}$ – удельный расход на обрабатываемый материал,

$C_{\text{э}}$ и $C_{\text{з}}$ – удельный расход на энергию и зарплату,

$C_{ам}$ и $C_{др}$ – удельный расход на амортизацию и другие расходы,
 $C_{ш}$ – удельный расход на инструмент в себестоимости поковки,

$$C_{ш} = \frac{C'}{m} = \frac{C_{м.ш} + C_{и} + nC_{в} + (? + 1)C_{п} - C_1}{m}, \quad (1.2)$$

где C' – полная стоимость штампа (в рублях),
 m – число поковок, отштампованных до полного износа штампа,
 $C_{м.ш}$ – стоимость материала штампа,
 $C_{и}$ – стоимость изготовления штампа,
 n – число возобновлений (ремонтов) ,
 $C_{в}$ – стоимость возобновлений штампа,
 $C_{п}$ – стоимость переналадки штампа,
 μ – число переналадок,
 C_1 – стоимость изношенного штампа.

В крупносерийном производстве поковок методами горячей штамповки на молотах, прессах и ГKM полная стоимость штампов составляет от 5 до 8% от стоимости всех поковок. При производстве сложных поковок, использовании высокоскоростных процессов штамповки или обработке труднодеформируемых материалов стоимость штампового инструмента может достигнуть 20... 30% стоимости поковок. В целом для поковок средней массы (до 25 кг) структура себестоимости поковки такова : $C_{ш}$ – 6...25%, $C_{м}$ – 45...55%, $C_{э}$ – 6...18%, $C_{з}$ – 4...8%, $(C_{ам} + C_{др})$ – 4...39%.

$C_{ш}$ – является критерием оценки экономической эффективности различных мероприятий, направленных на повышение стойкости и снижение стоимости штампового инструмента. Сокращение этого показателя – один из основных методов повышения экономической эффективности кузнечно – штампового производства.

Стоимость штампа – C' и его стойкость взаимосвязаны, поэтому в качестве необходимого условия экономической целесообразности применения, например, новой штамповой стали следует ориентироваться на положительную разность соотношений:

$$\frac{C'_c}{m_c} - \frac{C'_н}{m_н} \geq 0, \quad (1.3)$$

где C'_c и $C'_н$ – стоимость штампа из стандартного и нового материала,

m_c и m_n – число поковок, полученных на штампе из стандартного и нового материала.

За счет повышения стойкости штампа при использовании нового материала (несмотря на рост его стоимости $C'_n > C'_c$) разность соотношения (1.3) должна укладываться в положительных пределах.

Снижения $C_{ш}$ – удельного расхода на инструмент в себестоимости поковок – можно достигнуть различными путями:

1) Совершенствование конструкции инструмента (уменьшение массы штампа, использование сборных и скрепленных универсально-переналаживаемых и т.д.).

2) Использование новых материалов.

3) Использование прогрессивных технологий изготовления.

4) Использование прогрессивных технологий термической, химикотермической обработок и покрытий.

5) Улучшение условий работы инструмента.

Таким образом, экономические требования к материалу тесно связаны с разработкой новых материалов, совершенствованием конструкции, технологии изготовления и упрочнения инструмента, а основным экономическим критерием является $C_{ш}$.

2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Термическая обрабатываемость характеризует способность материала менять свойства в результате термической обработки (отжига, закалки, отпуска и др.).

2.1. Устойчивость к перегреву

Устойчивость к перегреву определяет тот или иной интервал температуры нагрева под закалку. Результат перегрева штамповой стали – возрастание величины зерна, выделение карбидов на их границах и связанное с этим снижение механических свойств. Штамповая сталь должна обладать устойчивостью против перегрева. Склонность к перегреву определяется ростом зерна аустенита при нагреве. Способность зерна аустенита к росту неодинакова даже у сталей одинакового марочного состава вследствие влияния условий

их выплавки. По склонности к росту зерна различают два предельных типа сталей: наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до высоких температур (1000–1050 °С) зерно увеличивается незначительно, однако при более высоком нагреве наступает бурный рост зерна. В наследственно крупнозернистой стали, наоборот, сильный рост зерна наблюдается даже при незначительном перегреве выше A_{c1} . Различная склонность к росту зерна определяется условиями раскисления стали и ее составом.

Стали, раскисленные Al, – наследственно мелкозернистые, т.к. в них образуются дисперсные частицы AlN, тормозящие рост зерна аустенита. Растворение этих частиц влечет за собой быстрый рост зерна.

В заэвтектидных сталях в интервале температур A_{c1} – A_{c3} рост зерна аустенита сдерживается нерастворяющимися карбидными частицами. Легирующие элементы, особенно карбидообразующие, замедляющие собирательную рекристаллизацию, задерживают рост зерна аустенита. Наиболее сильно действуют Ti, V, Zr, W, Mo, образующие труднорастворимые в аустените карбиды, которые служат барьером. Более слабое влияние оказывает такой карбидообразующий элемент, как хром. Марганец, бор, фосфор способствуют росту зерна аустенита.

Следует отметить, что термины – наследственно крупнозернистая и наследственно мелкозернистая сталь не обозначают того, что данная сталь всегда имеет крупное или всегда мелкое зерно. Наследственное зерно, полученное в стандартных условиях технологической пробы (930–950 °С, 8ч), указывает лишь то, что при нагреве до определенных температур (до 930–950 °С) крупнозернистая сталь приобретет крупное зерно при более низкой температуре, чем мелкозернистая (рис. 2.1).

Наследственно мелкозернистая сталь при достаточно высокой температуре может даже иметь более крупное зерно аустенита, чем наследственно крупнозернистая сталь, поэтому введено понятие о действительном зерне, существующем в стали при данной температуре. Размер действительного зерна аустенита обусловлен температурой нагрева, продолжительностью выдержки при ней и склонностью данной стали к росту зерна при нагреве.

Величина зерна стали не оказывает существенного влияния на стандартный комплекс механических свойств (σ_B , σ_T , δ , Ψ) и твердость, но с ростом зерна резко снижаются ударная вязкость,

Рис. 2.1. Схема роста зерна аустенита в стали, содержащей 0,8 % С:
1 - наследственно мелкозернистая; 2 - наследственно крупнозернистая

работа распространения трещины и повышается порог хладноломкости. Чем крупнее зерно, тем более сталь склонна к закалочным трещинам и деформациям. Все это следует учитывать при выборе режимов термической обработки.

Величину зерна определяют баллами. Между номером зерна № (баллом) и количеством зерен n , помещающихся на 1 мм^2 шлифа, существует зависимость $n = 2^{N+3}$.

Стали с зерном № 1–5 относятся к группе крупнозернистых, а стали с зерном № 6–15 к мелкозернистым.

В стали в закаленном и отпущенном состояниях сохраняются границы бывшего зерна аустенита, т.к. в условиях мартенситного превращения "продукты перекристаллизации оказываются объединенными" в границах каждого бывшего аустенитного зерна некоторым единообразием строения" [Архаров В.П. Кристаллография закаленной стали. М.: Металлургиздат, 1951].

Интенсивное растворение карбидов и благодаря этому значительный рост зерна происходят в углеродистой стали при 800–840 °С, в хромистой Х – при 840 – 870 °С, а в хромокремнистой стали 9ХС – при 870...890 °С.

В высокохромистой стали X12Ф, X12Ф1 и X12М значительное растворение вторичных карбидов и рост зерна происходят при 1050...1130 °С, а в быстрорежущей стали – при 1240...1260 °С (сталь Р9) и при 1280...1300 °С (сталь Р18).

Растворение большого числа избыточных карбидов увеличивает содержание углерода и легирующих элементов в аустените. В стали с крупным зерном может происходить выделение карбидов в виде сетки даже при охлаждении в масле. Такое выделение карбидов

ослабляет связь по границам зерен, облегчает развитие трещин при хрупком разрушении. По этой причине механические свойства заэвтектоидной и ледебуритной стали, имеющей мартенситную структуру, значительно зависят от температуры закалки, а также от достигаемой при нагреве величины зерна аустенита и состояния границ этих зерен. Испытания показали, что росту зерна с № 7...8 до № 4...5, вызываемому повышением температуры закалки с 780 до 850°С, соответствует снижение прочности доэвтектоидной стали У7А на ~ 25%, а заэвтектоидной стали У12А на ~ 50%. Повышение температуры закалки легированной стали 9ХС с 860 до 900°С понижает прочность на 35%, а повышение температуры закалки стали Р18 с 1250 до 1300°С на ~ 30–35% (отпуск 3-кратный при 560°С, 1ч) [2].

Для обеспечения повышения теплостойкости и износостойкости температура закалки штамповой стали должна обеспечить величину зерна аустенита около 8...9 баллов по ГОСТ 5639–65, для достижения высокой прочности и разгаростойкости – не крупнее 10...12 баллов.

2.2. Устойчивость к обезуглероживанию

Обезуглероживание инструмента происходит при нагреве в окислительной среде воздуха. Оно ведет к снижению твердости поверхностных слоев и интенсивному росту зерен за счет уменьшения количества карбидов. Это может стать причиной образования трещин при закалке и уменьшения стойкости штампов. Окисление вызывает необходимость дополнительной механической обработки штампов после закалки.

Даже небольшая степень обезуглероживания из-за большого роста зерна в поверхностном слое инструмента при нагреве для закалки понижает твердость и износостойкость, в быстрорежущей стали снижает устойчивость против отпуска (теплостойкость). Даже небольшое обезуглероживание снижает работоспособность инструментов на 20–40%. Кроме того, обезуглероживание – причина образования трещин в поверхностном слое, возникающих при закалке из-за развития объемных изменений в наружном и в нижележащих слоях.

Чувствительность сталей к обезуглероживанию зависит от химического состава и температуры нагрева при термической

обработке. Из легирующих элементов склонность к обезуглероживанию повышают Si и Mo при содержании каждого более 1% и Co – более 3%.

Высокохромистые и некоторые марки комплексно-легированных сталей получают небольшую деформацию при термической обработке. В связи с этим некоторые типы инструментов можно шлифовать (окончательно обрабатывать) до термической обработки. В этом случае большое значение имеет защита поверхности от окисления и обезуглероживания при нагреве под закалку.

Нагрев инструмента под закалку (выше температуры 820–880°С и более) проводят в упаковке из чугунной стружки (предварительно очищенной от посторонних примесей и прокаленной) или отработанного карбюратора.

В отдельных случаях нагрев под закалку проводят в защитной атмосфере или соляных ваннах. Нагрев в соляных ваннах обеспечивает в большинстве случаев лучшее качество поверхности. Однако при термической обработке штампов соляные ванны используются ограниченно из-за сравнительно небольшого объема пространства ванн.

При нагреве предварительно шлифованных инструментов из хромистых сталей выявляется сетка надрывов из-за испарения или окисления хрома по границам зерен вследствие его повышенного содержания в пограничных участках и сравнительно легкой подвижности при нагреве. Такие трещины снижают предел усталости, причем при их глубине до 0,2 мм у закаленной хромоникелевой стали эта характеристика падает на 44%.

Критерий обезуглероживания – микроструктура (поверхностный слой с измененной структурой).

2.3. Склонность к закаливанию и прокаливаемости

Закаливаемость – способность стали в результате термической обработки (закалки) приобретать высокую твердость и прочность.

Прокаливаемость – способность стали закаливаться на определенную глубину.

Для обеспечения удовлетворительной стойкости инструментов необходимы высокое сопротивление пластической деформации (смятию) и однородность структуры и, следовательно, свойств по его сечению (т.е. инструмент из стали должен обладать закаливаемостью и прокаливаемостью одновременно).

Закаливаемость зависит от содержания углерода в стали, чем больше его, тем выше твердость мартенсита (рис.2.2)

Рис. 2.2. Твердость мартенсита в зависимости от содержания в нем углерода

Легирующие элементы мало влияют на твердость мартенсита.

В сталях с 0,6...0,7% С твердость мартенсита HRC 65. Предел прочности мартенсита при 0,025% С ~ 1000 МПа, а при 0,6...0,8% С достигает 2600...2700 МПа. Однако с повышением в мартенсите содержания углерода возрастает склонность его к хрупкому разрушению. Мартенсит по сравнению с аустенитом имеет наибольший удельный объем. При образовании из аустенита мартенсита возрастание удельного объема может привести при закалке к большим внутренним напряжениям, вызывающим деформацию или даже появление трещин в инструменте. Заэвтектоидные стали наиболее чувствительны к закалочным трещинам и деформациям.

Закаливаемость инструментальной стали требует соблюдения режимов нагрева, выдержки и охлаждения. При нагреве и выдержке следует осуществлять фазовую прокristаллизацию перлита в аустените, при этом легированные стали желательно нагревать ступенчато с изотермическими выдержками при 400...600°С, т.к. их теплопроводность ниже, чем у углеродистых сталей. Во избежание образования трещин охлаждение до 500°С (иногда до 300...250°С) надо производить быстро (в разогретом состоянии сталь достаточно пластична), а затем медленно, но во всех случаях она должна быть больше критической, чтобы обеспечивать закалку на мартенсит (рис. 2.3).

Рис. 2.3. Диаграмма изотермического превращения при охлажденном аустените для ст. У 8: 1 – критическая скорость закалки; 2 – идеальная скорость закалки

Инструменты из высокоуглеродистых сталей рекомендуется подвергать прерывистой закалке (закалка в двух охладителях – через воду в масле) или ступенчатой закалке: сначала в горячих средах, а затем на воздухе.

Все легирующие элементы за исключением Со понижают критическую скорость закалки, т.к. повышают устойчивость переохлажденного аустенита (рис. 2.4.):

Рис. 2.4. Количественное и качественное влияние легирующих элементов на С-образные кривые диаграммы изотермического превращения аустенита

$V_{кр} = 160 \dots 400 \text{ К/с}$ для заэвтектоидных сталей;
 $35 \dots 40 \text{ К/с}$ для сталей с $1,5 \dots 2 \%$ С;
 $5 \dots 15 \text{ К/с}$ для высокохромистых и комплексно-легируемых сталей.

Ввиду этого инструмент из легированных сталей можно закаливать в масле, а высоколегированные стали закаливаются даже при медленном охлаждении на воздухе (самозакаливающиеся).

Однако из-за смещения точек мартенситного превращения (M_n и M_k) вниз (M_k оказывается в области отрицательных температур) при легировании практически всеми элементами, за исключением Al и Co, закалка в охладителях с положительной температурой не дает высокой твердости (~55 HRC), т.к. в структуре такой стали сохраняется достаточно много остаточного аустенита. От него можно избавиться, если после закалки инструмент охлаждать в охладителях с температурой ниже минус 70°C (обработка холодом). В качестве таких сред может быть углекислота, взятая в твердом состоянии – “сухой лед” и растворенная в бензине. В некоторых случаях используется жидкий фреон (холодильные камеры) и даже жидкий азот (-196°C). Высокохромистые и быстрорежущие стали получают твердость (при превращении остаточного аустенита в мартенсит отпуска) в отпущенном состоянии.

Прокаливаемость стали увеличивается по мере понижения критической скорости закалки. Для стали с определенной критической скоростью закалки ($V_{кр} = \text{const}$) прокаливаемость возрастает с повышением реальной скорости охлаждения. В инструментальных легированных сталях карбидообразующие элементы двойко влияют на прокаливаемость: чем полнее карбиды при нагреве под закалку будут растворены в аустените, тем выше у стали прокаливаемость. Карбиды Ti, Nb и V при нормально принятом нагреве под закалку обычно не полностью растворяются в аустените и понижают прокаливаемость (измельчают зерно и служат центрами кристаллизации). Наибольшей устойчивостью обладает аустенит многокомпонентных сталей как не образующих, так и образующих карбиды, что значительно повышает прокаливаемость этих сталей.

Сильное влияние на прокаливаемость оказывают Mn, Cr, Mo и малые присадки B (0,003 – 0,005%). Сильно влияет на прокаливаемость величина зерна аустенита. В углеродистых сталях при укрупнении зерна от балла 6 до 1...2 глубина закаленного слоя возрастает в 2 – 3 раза. При обычных условиях закалки прокаливаемость инструментальной углеродистой стали соответствует критическому диаметру 25 мм, хромистой ~50мм, хромоникелевой ~125 мм. Высокохромистые стали прокаливают в сечении до 300 – 400 мм.

По условиям работы для многих инструментов (кроме, например, молотовых штампов) не требуется прокаливаемости по всему сечению. В этом случае выбор марки сталей может быть осуществлен по обеспечению получения закаленного слоя на требуемую глубину. Критерий закаливаемости – твердость, прокаливаемости – глубина поверхностного слоя с высокой твердостью.

2.4. Устойчивость к деформации

При термической обработке сложного инструмента деформация должна быть минимальной.

В результате термической обработки происходит изменение внешней формы и объема стали (рис. 2.5), а иногда и образование трещин.

Рис. 2.5. Схема деформации стальных деталей при термической обработке

Деформация при термической обработке вызывается напряжениями, возникающими неоднородно по времени и неравномерно по различным сечениям и участкам инструмента. Уменьшение этих напряжений и деформаций достигается известными методами регулирования условий нагрева и охлаждения при закалке (уменьшение скорости нагрева и охлаждения – методами ступенчатой и изотермической закалки, охлаждение в закалочных прессах). Детали инструмента малого сечения или большой протяженности обязательно претерпевают поводку или коробление. Для восстановления геометрической формы изделия в процессе или после термической обработки подвергают правке. В процессе перекристаллизации аустенитно-мартенситного превращения межатомные силы ослаблены и это способствует появлению так называемой “технологической пластичности” (“сверхпластичность превращения”).

Предел текучести превращения $\sigma'_{0,2}$ с повышением количества мартенсита (рис.2.6) и понижением температуры уменьшается по

Рис. 2.6. Зависимость предела текучести превращения $\sigma'_{0,2}$ и содержания мартенсита М от температуры охлаждения [5], $\sigma_{0,2}$ – предел текучести (для сплава с 22% Ni, 2,5% Mn, ост. Fe)

сравнению с пределом текучести $\sigma_{0,2}$ в 13.....14 раз. Для пластической деформации в процессе превращения достаточно усилия в 50...100 МПа вместо 600...800 МПа при той же структуре стали. Также установлено, что пластичность отпускаемой стали (в процессе превращения мартенсита при нагреве) значительно выше, чем пластичность высокоотпущенной стали.

Если изделие зажимается в фиксирующее устройство, то в процессе закалки или отпуска устранение или снятие изменения формы достигается под воздействием внешних усилий за счет резкого снижения предела текучести при превращении $\sigma'_{0,2}$ и технологической пластичности.

Одновременно с этим происходит релаксация остаточных внутренних напряжений, что ведет к повышению комплекса механических свойств стали. Однако эти приемы бессильны при изменении объема и, следовательно, изменения размеров изделия даже при отсутствии поводки и коробления неизбежны при термической обработке. Это связано с тем, что наибольший удельный объем имеет мартенсит, наименьший – аустенит, а промежуточный – феррито-карбидная смесь (перлит, сорбит, тростит). Различие в удельных объемах достигает 4%. С увеличением содержания углерода в стали различие между объемами перлитной (обычно исходной для изделия) и мартенситной структурами непрерывно возрастает. Чтобы осуществить термическую обработку без дефор-

матрицы инструмента (без изменения объема), необходимо подобрать соотношение между аустенитом и мартенситом, обеспечивающее сохранение среднего удельного объема исходной перлитной структуры.

Для стали с 1,2 % С $\gamma_{\text{п}} = (m\gamma_{\text{М}_3} + n\gamma_{\text{А}_{\text{ост}}}) = (m_1\gamma_{\text{М}_{\text{отп}}} + n_1\gamma_{\text{А}_{\text{ост}}})$, где $\gamma_{\text{п}}$ - плотность перлита, $\gamma_{\text{М}_3}$ и $\gamma_{\text{М}_0}$ плотность мартенсита закалки и отпуска $\gamma_{\text{А}_{\text{ост}}}$ - плотность остаточного аустенита, m и n - % содержание М_3 и $\text{А}_{\text{ост}}$, равное $m = n = 50\%$, m_1 и n_1 - % содержание $\text{М}_{\text{отп}}$ и $\text{А}_{\text{ост}}$, равное 85 и 15%, соответственно.

Помимо условий: а) нагрева и охлаждения, б) формы и размера инструмента, величина и распределение напряжений зависят от особенностей структуры и состава стали, а следовательно, и от подготовки ее исходной структуры к закалке.

Деформация возрастает при исходной структуре пластинчатого перлита и повышенной карбидной неоднородности, при увеличении содержания углерода в мартенсите и возрастании прокаливаемости стали.

Снижению деформации способствуют:

- а) исходная структура зернистого перлита;
- б) возрастание остаточного аустенита;
- в) уменьшение содержания углерода в мартенсите;
- г) повышение количества труднорастворимых при закалке карбидов;
- д) снижение температуры и времени нагрева под закалку.

Резкому снижению деформации закаленной штамповой стали способствует закалка с замедленным охлаждением и последующим отпуском. Если после закалки изменения размеров для штамповых сталей колеблются от 0,35 до 0,6%, то после отпуска они падают более чем в 4...6 раз (изменения размеров становятся в пределах от 0,01 до 0,14%).

Следует обратить внимание на деформацию при термической обработке в сталях с большой карбидной неоднородностью. Наличие строк избыточных карбидов в исходной структуре влияет на анизотропию (рис. 2.7) изменения размеров изделия (деформацию).

Различное тепловое расширение карбидов и матрицы при нагреве и возникновение пластической деформации в направлении строк ведет к анизотропии изменения размеров при термической обработке стали. При изготовлении сложного инструмента повышенной точности проведение всестороннейковки заготовки является обязательной операцией, даже если нет необходимости

Рис. 2.7. Изменение длины образца стали X12M в зависимости от направления карбидных строк и температуры закалки: 1 – продольное направление; 2 – поперечное направление

получить высокие механические свойства. В большинстве легированных штамповых сталей заметное повышение равномерности распределения карбидов достигается только всесторонней ковкой заготовки до 15 и даже 18 уковов.

Критерий оценки деформации – изменение размеров. Приблизительную оценку можно дать при помощи определения изменения размеров цилиндрических образцов ($\varnothing 10-15\text{мм}$, $l = 50-90\text{мм}$). Однако полученные по такой методике результаты можно применять только для инструментов простой формы, т.к. на изменение размеров штампов более сложной формы (“коробчатых”, “Т” – образных и др.) оказывают существенное влияние возникающие при термической обработке пластические деформации, неоднородно распределенные по сечению. Это ведет к искривлению (короблению) и искажению формы и в отличие от изменений размеров не устраняется отпуском или “тепловой доводкой”. Только строгое соблюдение режимов закалки может устранить коробление.

2.5. Устойчивость к образованию трещин.

Трещиностойчивость штамповых сталей определяется их сопротивлением воздействию возникающих при закалке напряжений, величина которых существенно зависит:

- 1) от условий термической обработки;
- 2) размеров и конфигурации инструмента;
- 3) состояния его поверхности;
- 4) размера зерна и структуры поверхностных слоев и т.д.

Напряжения обусловлены градиентом температур по сечению при нагреве и охлаждении.

Применение резких закалочных сред (вода, водные растворы солей и т. д.), наличие в закаливаемом инструменте концентраторов напряжений (острых переходов, отверстий, рисок от керна, подрезов и т. п.) существенно снижают третиноустойчивость сталей, что особенно сильно проявляется при закалке с перегревом, вызывающим рост зерна и падение прочности.

Для повышения устойчивости к образованию трещин следует:

1) Качественно изготавливать инструмент (устранять следы разметок, токарных рисок, подрезов, создавать плавные переходы и сопряжения, тщательно очищать поверхность).

2) Закалку проводить строго по оптимальному режиму (избегать перегревов).

3) Для сложного по форме или массивности инструмента (сечение стенки > 20мм) осуществлять предварительный подогрев и использовать мягкие закалочные среды (расплавленные соли, щелочи, подогретое масло, спокойный воздух).

При этом для обеспечения сплошной прокаливаемости лучше заменить марку стали, чем увеличить скорость охлаждения.

4) Вводить в инструменты с прямыми и острыми углами технологические радиусы в местах сопряжений с последующим удалением их после термической обработки шлифовкой.

5) Сократить максимально время между закалкой и отпуском.

2.6. Устойчивость к отпускной хрупкости

При отпуске в районе температур 300°С независимо от состава стали и скорости охлаждения наблюдается снижение ударной вязкости.

Эту хрупкость называют отпускной хрупкостью 1 рода.

Отпускная хрупкость первого рода вызывается неоднородностью превращения мартенсита при отпуске. Благодаря тому, что на границах зерен содержатся всевозможные дефекты (дислокации, вакансии, промежуточные атомы и т. д.), там более полно происходит превращение мартенсита, чем в объеме зерен. Структурная неоднородность ведет к тому, что границы зерен становятся концентраторами напряжения. Это способствует охрупчиванию стали. Повторный отпуск при 250–350°С не вызывает отпускной хрупкости, т.к. структура выравнивается, действие концентраторов напряжений и явление отпускной хрупкости первого рода устраняются.

Снижение ударной вязкости после температур отпуска 450–550°С называют отпускной хрупкостью II рода (рис.2.8). Она вызывается диффузионными процессами выделения вторичных фаз по границам зерен и перераспределением фосфора в твердом растворе. Если после отпуска охлаждать быстро, то снижения ударной вязкости не происходит.

Рис.2.8. Влияние температуры отпуска на удельную вязкость закаленной стали: 1- отпускная хрупкость I рода; 2- отпускная хрупкость II рода

Для устранения в инструментах отпускной хрупкости II рода следует воспользоваться одним из нижеперечисленных приемов:

1. Проводить охлаждение после отпуска не на воздухе, а в масле, для крупных – в воде.
2. Заменить закалку высокотемпературной термомеханической обработкой – ВТМО.
3. Применять хорошо раскисленную мелкозернистую сталь.
4. Использовать марки стали с добавками молибдена (0,5%) или вольфрама (1%) [6].

3. СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Особенно опасным для пластичных металлов и сплавов является хрупкое разрушение. Переход металла из пластичного состояния к хрупкому разрушению – результат действия многих факторов. Это явление связано, с одной стороны, с природой сплава: типом кристаллической решетки, химическим составом, величиной зерна, особенностями структуры, обусловленными режимом термообработки, загрязнением сплава и т.д., а с другой стороны, с особенностями конструкции инструмента и условиями его эксплуатации – наличием концентраторов напряжений и величиной

градиента напряжений, существенным увеличением скорости деформации и скорости теплоотвода.

3.1. Способы оценки прочности материала

Комплекс прочности свойств, который находится в наибольшей корреляции со служебными свойствами данного деформирующего инструмента, характеризует конструктивную прочность материала. Оценку прочностных свойств материала можно подразделить на три уровня:

а) по критериям прочности материала безотносительно к его назначению – это рассмотренные выше механические свойства материала;

б) по критериям эксплуатационной (конструктивной) прочности, т.е. по тем прочностным свойствам, которые находятся в наибольшем соответствии с условиями эксплуатации материала в работающем инструменте. Сопротивление хрупкому разрушению является основным критерием конструктивной прочности материала, реализуемым в рабочем инструменте;

в) по критериям оценки прочности инструмента в целом, определяемым при стендовых или натурных испытаниях. Оценка прочностных свойств по всем трём видам критериев часто необходима из-за того, что в практике наблюдается несоответствие между прочностью материала, определённой на образцах, и прочностью этого же материала в реальном инструменте. Причины этого, как правило, снижения прочности материала обусловлены:

1. Масштабным фактором. Чем больше изделие, тем больше вероятность наличия в материале различных дефектов. Причиной же образования трещины и разрушения является один из них.

2. Сложностью формы инструмента. Это ведет к перепадам жёсткости, концентраторам напряжений, сложным силовым схемам нагружения.

3. Наличием остаточных технологических напряжений.

4. Присутствием поверхностных дефектов материала.

5. Влиянием на инструмент условий окружающей среды и т.д.

Особенно отчётливо несоответствие между стандартными механическими свойствами материала и его прочностными критериями в условиях эксплуатации инструмента проявляется для высокопрочных материалов (для сталей с $\sigma_B > 1300$) из-за их склонности к хрупкому разрушению. По этой причине для инструментов, которые изготавливаются из высокопрочных

материалов, сопротивление хрупкому разрушению является основным свойством конструктивной прочности, что выделяет его в ряд важнейших эксплуатационных свойств материала.

3.2. Оценка сопротивления материала хрупкому разрушению

Для оценки конструктивной прочности материала деформирующего инструмента можно в настоящее время воспользоваться более чем десятью критериями. Например, такими критериями могут быть сочетания нескольких стандартных механических или физических свойств. Так, для высокопрочных сталей в качестве критерия рассматривают иногда произведение прочности и пластической характеристики $\sigma_B \cdot \psi$. Для инструмента, эксплуатируемого в условиях вибрационных нагрузок пользуются в качестве критерия произведением предела выносливости (или предела контактной выносливости) на декремент затухания колебаний $\sigma_{-1} \cdot \Delta$ (или $\sigma_K \cdot \Delta$), т.к. уровень вибрационных нагрузок пропорционален величине Δ .

Эти критерии характеризуют стойкость материала к развитию трещины (сопротивление хрупкому разрушению). Так, в качестве критерия сопротивления хрупкому разрушению инструмента можно рассматривать живучесть – количество циклов нагружения, которое штамп способен выдержать с трещиной начальной длины l_0 до момента её быстрого развития.

О сопротивлении штамповой стали хрупкому разрушению можно судить и по критерию KCV или KCT, то есть ударной вязкости, определённой на образце с острым надрезом или с трещиной. Ударную вязкость материала (энергию ударного разрушения) можно представить как сумму двух величин:

$$KCU = KC_3 + KCT, \quad (3.1)$$

где KC_3 – работа зарождения трещины,

KCT – работа развития трещины.

Работа распространения трещины является критерием вязкости разрушения стали при динамической нагрузке. При одинаковом значении KCU, работоспособность материала инструмента выше для той стали, для которой будет больше величина KCT.

Критерием $KCT = KCU - KC_3$ все же в практике меньше пользуются при оценке сопротивления штамповой стали хрупкому разрушению, чем просто значением KCU, имеющимся во всех справочниках по механическим свойствам материалов. При этом

известно, что величина KCU зависит от химического состава и термической обработки стали. Увеличение твёрдости, укрупнение зерна, увеличение доли остаточного аустенита, возрастание количества и размеров включений, наклёп и возникновение внутренних напряжений и др. ведет к снижению KCU, подчас более чем в 4 раза. Ударная вязкость материала зависит и от скорости удара. Чем она больше, тем ниже KCU.

В последнее время все большее распространение находит критерий сопротивления хрупкому разрушению, получаемый при статических испытаниях образцов с надрезом и трещиной (K_{1C}).

Этот критерий вязкости разрушения особенно важен для высокопрочных материалов, которые могут иметь удовлетворительные характеристики пластичности при обычных испытаниях, но хрупко разрушаются при наличии надрезов и трещин в реальных изделиях.

3.3. Критерий вязкости разрушения, определяемый при статическом испытании

Понятие об этом критерии вязкости разрушения материала вытекает из линейной механики разрушения, анализирующей распределение напряжений у переднего края трещины. Теория разрушения разработана Гриффитсом, а позднее развита Ирвином и Орованом. В соответствии с этой теорией источником разрушения является исходная дефектность материала. Поверхностные дефекты иногда называют трещинами Гриффитса. Эти трещины очень опасны для хрупких материалов, которые разрушаются по механизму хрупкого разрушения, когда предшествующая пластической деформации и, следовательно, поглощённая материалом энергия незначительна. По этой причине скорость их распространения громадна. Хрупкое разрушение может происходить путём скола по определённым плоскостям кристалла, поверхностям границ зёрен (межкристалльный излом). Для возникновения разрушения без существенной пластической деформации необходимо полное отделение соседних атомов кристаллической решетки. Теоретическое разрушающее напряжение должно соответствовать максимальной межатомной силе. Однако на практике выяснились две особенности хрупкого разрушения:

а) разрушающие напряжения часто оказываются значительно ниже теоретической прочности материала;

б) обнаруживается значительный разброс измеренных разрушающих напряжений (при вязком разрушении такого большого разброса нет).

Опыты Гриффитса со стеклом показали, что если оно не имеет поверхностных дефектов, его прочность приближается к теоретической. Если же прикоснуться к нему даже пальцами, то его прочность снижается. Повреждение поверхности происходит и из-за взаимодействия с влагой воздуха и т.д.

Надрез вызывает концентрацию напряжений около его вершины. Возникающий эффект оказывается значительно большим, чем следовало бы ожидать от простого уменьшения площади поперечного сечения.

Гриффитс пришел к выводу, что концентрация зависит от нормального напряжения σ_H , глубины трещины - l и радиуса кривизны в её вершине - r (рис.3.1.):

$$\sigma_k = 2\sigma_H \sqrt{\frac{l}{r}} . \quad (3.2)$$

Для хрупких материалов радиус в вершине трещины может быть соизмерим с атомными размерами. Даже для поверхностных трещин на стекле глубиной от 0.1 до 10 мкм в этом случае коэффициент интенсивности (концентрации) напряжений достигает

Рис. 3.1. Места концентрации напряжений у устья трещин

$$K_\sigma = \frac{\sigma_k}{\sigma_H} \approx 10^2 \text{ или } 10^3 .$$

Величина локального напряжения σ_k всего лишь при $\sigma_H = 35 \dots 105$ МПа может превысить 7000 МПа, т.е. приблизиться к теоретической прочности и вызвать распространение трещины, т.е. разрушение стекла.

При распространении трещины выделяется энергия упругой деформации ΔU_D

$$\Delta U_D = - \frac{\pi l^2}{2E} \sigma_H^2 , \quad (3.3)$$

где E - модуль упругости.

Однако образование новых поверхностей трещины требует затраты энергии

$$\Delta U_{\text{п}} = 2lS , \quad \dots (3.4)$$

где S – энергия единицы площади поверхности (в случае внутренней трещины величины $\Delta U_{\text{д}}$ и $\Delta U_{\text{п}}$ возрастают в два раза). Подобная трещина будет самопроизвольно расти (будет увеличиваться l), если это уменьшает суммарную энергию (т.е. l таково, что $dU / dl = 0$). Отсюда после простых преобразований

$$\frac{d \left(-\frac{\pi l^2 \sigma_n^2}{2E} + 2lS \right)}{dl} = 0 ,$$

получаем

$$\sigma_H = \sqrt{\frac{2ES}{\pi l}} . \quad (3.5)$$

Анализ этого уровня показывает, что разрушающее напряжение уменьшается с возрастанием глубины поверхностных трещин и возрастает для материалов с более высокими значениями модуля упругости и поверхностной энергии [7, 8].

В данном случае рассмотрен простейший случай, когда трещина распространяется в тонкой пластине под действием одноосного растягивающего напряжения без какой-либо деформации. Если геометрия образца будет другой, то необходимо внести коррективы, однако основные результаты останутся неизменными. По мере роста трещины в хрупком материале при сохранении приложенной нагрузки концентрация напряжений в вершине увеличивается, приводя к катастрофической скорости разрушения (к скорости распространения упругой волны, т.е. скорости звука в данном материале). Вполне очевидно, что произведение разрушающего напряжения и глубины трещины дают возможность подойти к представлению о существовании новой константы материала, связывающей σ_H с размером дефекта:

$$\sigma_H \sqrt{\pi l} = \sqrt{2ES} = \text{const} , \quad (3.5a)$$

которую можно назвать коэффициентом интенсивности напряжений вблизи вершины трещины – K .

В большинстве хрупких материалов наблюдается некоторая локальная пластическая деформация вдоль траектории распространения трещины. Это обусловлено сдвигом соседних плоскостей кристаллической решетки. Затрачиваемую на сдвиг

энергию ψ_{π} следует учитывать, т.к. она значительно больше S . Поэтому выражение (3.5) приобретает вид

$$\sigma_H = \sqrt{\frac{2E(S + \psi_{\pi})}{\pi l}}, \quad (3.6)$$

откуда

$$K_{Ic} = \sigma_H \sqrt{\pi l} = \sqrt{2E(S + \psi_{\pi})}. \quad (3.6a)$$

K_{Ic} – коэффициент интенсивности напряжения вблизи вершины трещины для условий плоской деформации. Определяют его экспериментально, т.к. у многих кристаллических материалов величина ψ_{π} существенно превышает поверхностную энергию S ($\psi_{\pi} \gg S$). K_{Ic} также называют вязкостью разрушения при плоской деформации. Индекс I означает, что коэффициент определялся разрушением образца путём отрыва перпендикулярно плоскости трещины, а индекс C , – что отрыв происходит в момент достижения трещиной критического размера (рис.3.2). Зная коэффициент K_{Ic} , можно определить допустимые рабочие напряжения при наличии трещины (другого дефекта) и учесть критическую длину трещины, которая приводит к хрупкому разрушению.

Параметр K_{Ic} как критерий вязкости разрушения включен в стандарты на материалы в СССР и передовых промышленных зарубежных странах (США, ФРГ, Япония и др.) в число основных механических характеристик материала и используется в расчётах на прочность изделий, материал которых имеет исходные дефекты определенной величины [8].

Рис. 3.2. Образец для испытания на вязкость разрушения K по схеме внецентрового растяжения

Трещиностойкость материала – его способность работать в инструменте с трещиной. Зная

величину K_{Ic} можно рассчитать максимально допустимую нагрузку для инструмента с трещиной известных размеров, при которой ещё не начинается её быстрое развитие до полного разрушения. Можно решать и обратную задачу – определять критический размер трещины

при заданном уровне напряжений. К сожалению, данных о величине K_{IC} для инструментальных материалов пока недостаточно.

3.4. Требования к сопротивлению хрупкому разрушению штамповых сталей

Эти требования сведены в табл. (3.1) в монографии [4].

Таблица 3.1

Требования по уровню стойкости к хрупкому разрушению в зависимости от конструкции, вида и условий работы деформирующих инструментов

Скорость деформирования, м/сек	1 - 1,5 и ≥ 15 оборудование ударного действия	Ш тамповка поковок на прессах и молотах		④
		простая форма ②	сложная форма ③	В.С.Ш* и выдавли- вание особо сложных поковок
	0,1 - 0,9 механи- ческие прессы и ковочные машины	Ш тамповка, высадка, обжатие, вальцовка, радиальная ковка		
		Простая форма ①	Сложная форма ②	Выдавливание, штам- повка сложных поков- ок из ТДМ**
	0,005 гидрав- лические прессы	Ш тамповка поковок		
	Открытая ① ИЗОШ ***	Закрытая ① из разных материалов	Выдавливание прутков труб, профилей из различных материалов	
	Простая или бандажированная	Переходная (сложная)		Очень сложная
Конструкция штампового инструмента				

*В СШ - высокоскоростная штамповка

**ТДМ - труднодеформируемый материал

***ИЗОШ - изотермическая штамповка

Цифры 0, 1, 2, 3, 4 указывают требуемый уровень эксплуатационного свойства, например - трещиностойкости штамповой стали :

0 - плохое, 1 - низкое, 2 - среднее, 3 - высокое, 4 - очень высокое эксплуатационное свойство (в данном случае сопротивление хрупкому разрушению).

В табл. 3.2 показаны значения K_{IC} для различных классов трещиностойкости инструментальных сталей.

Трещиностойкость штамповых сталей

Уровень трещиностойкости	0	1	2	3	4
Значение КСУ, Дж/см ²	До 20	20-50	50-100	100-150	больше 150
Марки сталей	У10, Х, ХВГ	Х12 Х12М 6ХВГ	8Х4В3М 3Ф 2 Х6ВФ	6Х6В3М Ф С	7ХГ2ВМ 7Х3ВМ Ф С

Чем выше скорость деформирования и сложнее конструкция штампа, тем большей трещиностойкостью она должна обладать. Трещиностойкость каждой марки стали можно повысить, улучшая её качество, например, металлургическими методами ОСШ, ЭДП, ВДП, * методами всесторонней проковки заготовки и оптимальной термической обработкой заготовки и готового инструмента:

- *ОСШ – обработка синтетическим шлаком,
- ЭДП – электродуговой переплав,
- ВДП – вакуумнодуговой переплав.

Окончательная оценка эксплуатационной прочности материала может быть сделана только на основании третьей группы критериев (результатов натуральных и полунатурных испытаний).

4 . ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

Износостойкость чистых металлов и структурно-однородных сплавов, установленная методом трения об абразивную поверхность [9], прямо пропорционально зависит от твердости:

$$\zeta = b \cdot H, \dots \quad (4.1)$$

где ζ – величина относительной износостойкости при трении металла об абразивную поверхность,

H – твердость (определяемая вдавливанием пирамиды).

b – коэффициент, зависящий от свойств материала.

Однако при работе деформирующего инструмента интенсивность изнашивания определяется не только структурой и свойствами стали, но и условиями его эксплуатации (величина удельного давления, скорость его приложения, температура, вид смазки и т.д.). Инструмент наиболее сильно изнашивается в тех местах, где степень деформации обрабатываемого материала максимальна. Вредное влияние

износа проявляется в изменении размеров, искажении геометрии инструмента и изготавливаемого изделия, а также в существенном снижении усталостной прочности, связанным с появлением на поверхности трения локальных очагов разрушения. Процесс износа инструментов включает три стадии : 1. Взаимодействие поверхностей . 2. Изменение под влиянием сил трения поверхностных слоев контактирующей поверхности. 3. Разрушение поверхности инструмента и отделение продуктов износа.

4.1. Виды износа

По характеру процессов, протекающих в поверхностных слоях при трении, Б.И.Костецким предложена следующая классификация основных видов износа:

- 1) износ схватыванием 1-го рода (адгезионный);
- 2) окислительный износ (коррозионный);
- 3) тепловой износ, или износ охватыванием 2-го рода (диффузионный);
- 4) осповидный износ (усталостный);
- 5) абразивный износ.

Каждый инструмент подвергается четко выраженному ведущему виду износа, определяющему его стойкость при эксплуатации. Одновременно возможны сопутствующие виды износа, мало влияющие на работу трения. Отдельные участки любого работающего инструмента могут подвергаться разным видам износа, что обусловлено неравномерным нагружением поверхности гравюры.

4.1.1. Износ схватыванием 1-го рода

Он возникает при трении скольжения с малыми скоростями относительно перемещения трущихся поверхностей ($V < 1\text{м/сек}$ для стали) и удельными давлениями, превышающими предел текучести обрабатываемого металла на участках фактического контакта (пластический контакт) при отсутствии смазки и защитной пленки окислов (поверхности ювенильные).

Основные характеристики развития и природа износа схватыванием 1-го рода определяются: 1. Пластической деформацией поверхностных слоев; 2. Возникновением металлических связей.

3. Упрочнением схватывающихся объемов металла (наклепом).
4. Разрушением впереди лежащих поверхностей.

Интенсивность изнашивания при схватывании 1-го рода максимальная по сравнению с другими видами износа. (Для деталей машин интенсивность изнашивания схватыванием 1-го рода оценивается в 10–15 мкм по глубине в час).

4.1.2. Окислительный износ

Это наиболее предпочтительный из всех видов износа, так как при нем интенсивность изнашивания наименьшая. (Для деталей машин при этом виде интенсивность изнашивания 1+0,5 мкм/ч).

Для обеспечения устойчивых условий окислительного износа необходимо, чтобы скорость окисления превалировала над скоростью других процессов, происходящих на поверхности трения. На первой стадии окислительного износа происходит насыщение поверхностного слоя кислородом, на второй – образование пленки оксидов. Очень важно, чтобы образующаяся пленка оксидов по своим свойствам (твёрдость, прочность, хрупкость, прочность сцепления с основным металлом) соответствовала условиям окислительного износа, не переводя его в износ абразивный.

На первой стадии окислительного износа одновременно протекают два основных процесса: 1. Микропластическая деформация поверхностного слоя. 2. Проникновение кислорода в деформированные объёмы металла.

В поверхностных слоях металла штампов объёмной штамповки на прессах, матриц выдавливания, калибровочных матриц и штампов высокоскоростных молотов на первой стадии окислительного износа образуется структура "белого слоя" толщиной до 0,3 – 0,5 мм (рис.4.1.) Твёрдость этой слаботравящейся структуры значительно выше исходной (микротвёрдость "белого слоя" достигает 7500–25000 МПа).

Под "белым слоем" лежит резко отделенный от него слой пластически деформированного металла (наклёпанного).

Чем значительно больше распространяется пластическая деформация в стали и чем следовательно, больше скорость диффузионного процесса, что увеличивает концентрацию кислорода в поверхностном слое, тем толще образуется "белый слой".

Рис. 4.1. Микроструктура и микротвёрдость поверхностного слоя деформирующего инструмента после эксплуатации в условиях окислительного износа

“Белый слой” – это слой наклёпанного и насыщенного кислородом и азотом из окружающей воздушной среды, а также углеродом, водородом и др. элементами из смазки металла инструмента со структурой аморфной, слаботравящейся, высокопрочной и твёрдой. Если имела диффузия углерода, то в белой зоне будет карбидная структура. Глубина и твёрдость “белого слоя” по мере возрастания числа отштампованных поковок увеличиваются. В конечном итоге при огрублении “белого слоя” появляются признаки усталости металла и его выкрашивание так же как и при образовании толстых оксидных слоёв на второй стадии окислительного износа.

4.1.3. Тепловой износ или износ схватыванием 2-го рода

Этот вид износа инструментов наблюдается при высоких скоростях скольжения обрабатываемого металла и больших нагрузках, что ведёт к выделению тепла, а также при горячей обработке давлением. На поверхности деформирующих инструментов появляются при таких условиях участки оплавления, а в поверхностных слоях – высокоотпущенный и вторично закалённый металл. Интенсивный рост температуры в поверхностных слоях трущихся металлов приводит к состоянию “термической” пластичности и размягчению поверхностного слоя инструмента, контактному схватыванию его с обрабатываемой заготовкой, смятию, налипанию и оплавлению металла. Этот вид износа нежелателен, и его следует устранить заменой на окислительный за счёт изменения режима работы, среды и материала.

При тепловом износе так же, как и при окислительном,

образуется твёрдый поверхностный "белый слой", но причина его возникновения несколько иная. Этот слой возникает как в условиях насыщения газами и углеродом из внешней среды, так и фазовых превращений при быстром нагреве и охлаждении. Это слой вторично закаленного металла с аустенитно-мартенситной структурой. Количество аустенита в белой зоне колеблется от 20 до 70 % и всегда больше, чем в основной структуре. Этот аустенит трения имеет очень высокую твёрдость [10]. Под слоем вторично закаленного металла располагается подслой высокоотпущенного металла (рис.4.2) с пониженной твердостью. Чем толще "белый слой" и, следовательно, подслой разупрочнённого металла, тем более он склонен к раскрашиванию, и износ интенсифицируется, переходя в абразивный.

4.1.4. Остовидный износ

Такой износ возникает от усталости из-за повторно-переменных напряжений, вызываемых как механическими нагрузками, так и тепловыми воздействиями. Появляются микро- и макротрещины, расположенные под небольшим углом к поверхности трения. Их последующее развитие приводит к осповидным углублениям и впадинам.

Рис. 4.2. Микротвердость поверхностного слоя деформирующего инструмента после эксплуатации в условиях теплового износа

Эти углубления и впадины ~~пятилинги~~ результат усталостного разрушения металла в зоне концентрации напряжений, находящейся на некоторой глубине от поверхности.

4.1.5. Абразивный износ

Он характеризуется пластической деформацией и срезанием тонких слоев с поверхности гравюры деформирующего инструмента твёрдыми абразивными частицами. Эти частицы, попадая в зону трения, снимают, срезают стружку и упрочняют поверхностные слои. На этот вид износа смазка не влияет, так как абразивные частицы легко её прорезают. Обычно этот вид износа наступает после других, когда начинает выкрашиваться поверхностный слой.

Факторы, влияющие на износ:

1. Металлургические: качество металла и легирование.
2. Технологические: способ изготовления инструмента, термическая обработка, химико-термическая обработка, покрытие.
3. Конструктивные: сложность инструмента.
4. Эксплуатационные: степень деформации, смазки и т. д.

4.2. Принципы конверсии и диверсии

Из всех рассмотренных видов износа наименее вредным является окислительный. Поэтому, чтобы значительно повысить износостойкость инструмента из одного и того же материала следует создавать такие условия эксплуатации штампа, при которых ведущим износом был бы окислительный или, по крайней мере, тот вид износа, который менее интенсивен. Этот принцип замены разрушительного на менее разрушительный вид износа носит название принципа конверсии.

Второй принцип повышения износостойкости инструмента носит название диверсии. Его суть в том, что износ переносится с более дорогой в изготовлении поверхности (или части инструмента) на сопряжённую, замена которой обходится дешевле, или условия работы которой легче (например, верхняя половина штампа по сравнению с нижней).

Перевод окислительного износа в ведущий должен предусматривать создание в процессе трения тонких "белых слоёв" или плёнок оксидов на поверхности штампа, так как толстые легко растрескиваются и скалываются. Длительно это можно осуществить в условиях возможности чередования окислительных и восстановительных процессов (последний, например, за счёт углеродосодержащих смазок). В случае образования толстых "белых" или оксидных слоёв износ перейдет в осповидный. Оксиды хрупки, имеют другие теплофизические характеристики, поэтому выкрашиваются при работе инструмента и твёрдые частицы оксидов, играя роль абразива, увеличивают износ гравюры штампа, переводя его в абразивный.

4.3. Влияние химического состава и структуры материала на износостойкость

Исследование на износ трущихся пар различных материалов показало, что при возрастании растворимости до полной или

возможности образования интерметаллических соединений усиливается схватывание, а износ возрастает. При низкой растворимости и износ небольшой. Максимальный износ отмечается для сталей в отожжённом состоянии, поэтому они всегда термически обрабатываются. В закалённом и отпущенном состоянии износостойкость стали тем выше, чем больше твёрдость и устойчивость к окислению. Это достигается повышением содержания в стали углерода и карбидосодержащих легирующих элементов. Чем больше карбидов в стали, тем меньше износ (рис. 4.3).

Рис. 4.3. Влияние количества карбидов на величину износа

Большое влияние на износостойкость оказывает не только количество, но также и качество карбидов. Отдельные легирующие в разной степени повышают износостойкость стали. Для одних и тех же условий эксплуатации и прочности износостойкость возрастает при введении карбидосодержащих легирующих: Cr, W, Mo, V в следующем соотношении (в условияхковки) – 2 : 5 : 10 : 40 [11]. Используя это соотношение, можно вычислить легирующий эквивалент для каждой инструментальной стали. Эти вычисления показали, что стали наиболее износостойкие имеют более высокий легирующий эквивалент (рис. 4.4).

В то же время чрезмерное увеличение твёрдости за счёт снижения вязкости ведёт к выкрашиванию и возрастанию износа (осповидного и абразивного). Ввиду этого вместе с повышением твёрдости нужно стремиться к сохранению достаточно высокой вязкости не только первичных, но и вторичных структур, возникающих при трении ("белые слои"), т.е. сохранению высокого сопротивления хрупкому разрушению. При этом установлено, что $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{\text{т}}$ тем выше они и у вторичных. Наличие карбидов повышает ус-

Рис. 4.4. Влияние легирующего эквивалента на износ стали

тойчивость металла к окислению и увеличивает длительность наиболее желательного окислительного износа. Для повышения износостойкости нагреваемого в процессе работы инструмента большое влияние оказывает теплостойкость материала. Если материал теплостоек при температурах эксплуатации инструмента, то он сохраняет высокую износостойкость. Износостойкость инструмента можно повысить химико-термической обработкой (азотированием, диффузионной металлизацией), нанесением покрытий (гальваническим хромом), наплавкой специальными и твёрдыми сплавами.

4.4. Критерии износостойкости

Для правильного выбора материала для деформирующего инструмента определённого назначения проводят сравнительные испытания на износ на специальных машинах. Износ измеряют взвешиванием или обмером испытанных образцов. Методика испытания должна приближаться к эксплуатационным условиям. Однако с целью сопоставления результатов на изнашивание, полученных в разных лабораториях, эти испытания должны быть стандартизированы. Примером стандартизации испытания может служить метод испытания (ГОСТ 17367-71) на абразивное изнашивание при трении о закреплённые абразивные частицы. В этом случае производят трение испытываемого и эталонного образцов об абразивную шкурку при статической нагрузке и отсутствии нагрева. Относительная износостойкость ζ определяется как

$$\zeta = \frac{\Delta V_{\text{э}}}{\Delta V_{\text{и}}} \quad \text{или} \quad \zeta = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{и}}} \cdot \left(\frac{d_{\text{э}}}{d_{\text{и}}} \right)^2, \quad (4.2)$$

где $\Delta V_{\text{э}}$ и $\Delta V_{\text{и}}$ – объемный износ эталонного и испытываемого образцов, мм³;

$\Delta l_{\text{э}}$ и $\Delta l_{\text{и}}$ абсолютный линейный износ эталонного и испытываемого образцов, мм;

$d_{\text{и}}$ и $d_{\text{э}}$ – фактический диаметр эталонного и испытываемого образцов, мм.

Наиболее полную информацию об износостойкости материала можно получить при испытаниях на изнашивание, при ударе и проскальзывании по абразиву. Основными критериями износостойкости при скольжении – твердость, а при ударе – сопротивление срезу. При возрастании твердости и сопротивления срезу износостойкость улучшается. При испытаниях на износ можно изучить влияние таких важнейших факторов, определяющих стойкость инструмента, как давление, смазка, температура. Однако таких испытаний ещё недостаточно, т.к. правильный выбор материала, обладающего высокой износостойкостью в условиях работы деформирующего инструмента, невозможно сделать на основании каких-либо косвенных показателей. Необходимы всесторонние сравнительные испытания на износ не только в лабораториях, но и в производственных условиях. Испытания в производственных условиях проводят следующим образом. Подбирают штампы с гравюрой, отвечающей двум условиям: а) преобладающим видом износа является ИСТИРАНИЕ, б) конструкция позволяет изготовить гравюру или часть её из наборных элементов. При достаточном числе этих элементов можно одновременно в одинаковых условиях изучить поведение того или иного испытываемого материала в зависимости от химического состава, термической, химико-термической или других видов обработки.

4.5. Требования к износостойкости штамповых сталей

Требования по износостойкости непосредственно связаны с теплостойкостью штамповых сталей (табл. 4.1). Высокая износостойкость их при повышенном нагреве рабочей поверхности инструментов может быть обеспечена лишь в том случае, если сталь обладает теплостойкостью. Температура нагрева и величина

удельных усилий деформирования оказывает большое влияние на износ штампов. Однако более существенное влияние на величину и характер изнашивания оказывают условия смазки и перемещения деформируемого металла по гравюре штампа, при этом объем перемещающегося металла определяется схемой деформации: минимальный – при осадке и максимальный – при выдавливании. Схема деформации учитывает условия смазки и величину удельных усилий. С переходом от осадки к выдавливанию ухудшаются условия смазки и возрастают нагрузки на штамп.

Таблица 4.1

Требования по уровню износостойкости и теплостойкости в зависимости от вида и условий работы деформирующих инструментов [4]

Схема деформации

Выдавливание и прошивка								
Класс износостойкости	4	Магние сплавы	Алюминиевые и медные сплавы	Стали и титановые сплавы	ТДМ			
	3	Комбинированная осадка (осадка+ выдавливание)						
		Алюминиевые сплавы	Цветные сплавы	Сталь	Сталь и титановые сплавы			
	2	Осадка с истечением в облой						
		Алюминиевые сплавы	Цветные сплавы и сталь	Цветные сплавы и сталь	ТДМ			
		На молотах		На прессах				
	1	Осадка и высадка						
		Цветные сплавы и сталь, ТДМ	Сталь и ТДМ	Закрытая штамповка, алюминиевые, медные сплавы и сталь	ИЗОШ жидкая штамповка			
	≥150-250		≥400-450		≥500-550		≥600-650 T°C	
	①		②		③		④	
Класс теплостойкости								

5. ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ

Теплостойкость – это способность материала деформирующего инструмента сохранять без значительных изменений структуру и свойства при повышенных температурах.

Сталь, обладающая более высокой теплостойкостью, обеспечивает и большую стойкость штамповому инструменту при эксплуатации, особенно в тех случаях, когда преобладающими

видами его разрушения будут пластическая деформация и изнашивание. Уровень теплостойкости инструментальных сталей зависит от химического состава и природы упрочнения, обеспечиваемого термической обработкой. Вид и режим термической обработки выбирается в зависимости от характера и уровня легирования стали.

Структура термически упрочненной стали термодинамически нестабильна. Однако она может длительно сохраняться, если в условиях эксплуатации инструмента диффузионные процессы в стали будут замедлены. Как известно, в наклепанном металле диффузия активно протекает при температурах выше температуры начала рекристаллизации

$$T_{н.р} = a \cdot T_{пл}, \text{ К.} \quad (5.1)$$

Поверхностный слой инструмента также наклепывается, поэтому повышение температуры его эксплуатации возможно за счет роста $T_{п.р}$ в результате легирования, так как коэффициент a при этом возрастает.

5.1. Влияние легирующих элементов на стабильность закалочных структур при нагреве

Легирующие элементы оказывают на диффузионные процессы отпуска закаленной стали количественное и качественное влияние. Количественное влияние заключается в изменении скоростей и температурных интервалов превращений твердых растворов и коагуляции карбидной фазы при отпуске. 1-е превращение связано с уменьшением тетрагональности решетки мартенсита ($M_3 \rightarrow M_{отп}$), которая исчезает в углеродистых сталях к 300°C . Углерод выделяется из пересыщенного твердого раствора, образуя карбиды, когерентно связанные с матрицей. Карбидообразующие элементы (Cr, V, W, Mo, Ti и др.) и особенно некарбидообразующий кремний (Si) повышают температуру выделения углерода до $450\text{--}500^\circ\text{C}$. Такие же элементы, как никель и марганец (Ni, Mn), не оказывают заметного влияния.

2-е превращение при отпуске связано с количеством остаточного аустенита, так как оно характеризуется переходом остаточного аустенита в мартенсит отпуска ($A_{ост} \rightarrow M_{отп}$).

Легирование увеличивает количество остаточного аустенита, поэтому эффект превращения при отпуске также возрастает. Большинство легирующих элементов затормаживает и повышает

температурный район превращения. Особенно значительно влияние хрома, марганца, кремния (Cr, Mn, Si).

Mo, V, Ni и Cu влияют меньше, а Co совсем не оказывает влияния.

Карбидообразующие элементы в следующем порядке (по мере усиления) Mn, Cr, W, Mo, V повышают температуру начала активной диффузии углерода в феррите и связанного с ней процесса коагуляции карбидов до 450–550°C. Кремний (Si) слабо замедляет этот процесс. Кобальт и никель (Co, Ni), наоборот, его ускоряют. Для углеродистых сталей достаточно высокая скорость диффузии углерода в феррите и процесса коагуляции начинается с 400°C.

Качественное влияние легирующих элементов на отпуск закаленной стали связано с появлением новых эффектов: карбидными превращениями и явлением вторичной твердости. Первый эффект происходит при 4-м превращении при отпуске (то есть в процессе коагуляции). Как известно, при 3-м превращении происходит снятие внутренних напряжений от фазового наклепа и образование ферритно-цементитной смеси – тростита отпуска. Легирующие элементы равномерно распределяются в объемах феррита и цементита и только при температурах достаточно высоких (выше температур 3-го превращения) становится возможной их диффузия. Эта диффузия ведет к образованию равновесных, соответствующих диаграммам состояния, составов фаз. Некарбидообразующие элементы (Ni, Co, Si) из цементита переходят в феррит и наоборот, карбидообразующие – из феррита в цементит.

При этом в момент предельного насыщения цементита легирующим элементом происходит карбидное превращение, при котором легированный цементит превращается в специальный карбид (Me_2C , Me_7C_3 , Me_2C или MeC):



Возможно также и прямое выделение частиц специальных карбидов.

Скорость карбидного превращения увеличивается с концентрацией карбидообразующего легирующего элемента в стали и повышением температуры отпуска (оба фактора ускоряют диффузию легирующих элементов).

Второй эффект связан с явлением вторичной твердости, проявляющимся в высоколегированных сталях (ледебуритного класса) в

повышении твердости после отпуска в интервале достаточно высоких температур (500–600°C). Легирование карбидообразующими элементами (Cr, W, Mo, V и др.) в достаточно большом количестве (например, стали X12, P18 и т.п.) дает после высокотемпературной закалки много остаточного высоколегированного аустенита (до 40%), который превращается при температурах 500–600°C в мартенсит отпуска, значительно повышая твердость термически обработанной стали. Это превращение $A_{ост} \rightarrow M_{отп}$ в высоколегированных сталях сдвинуто на 200–300°C выше, чем в углеродистых (рис. 5.1).

5.2. Влияние химического состава инструментальных сталей на уровень их теплостойкости

Углеродистые и низколегированные стали относятся к нулевому классу по теплостойкости. Эти классы разделены температурой стабильной структуры: 0 – до 150–250°C; 1 – до 400–450°C; 2 – до 500–550°C; 3 – до 600–650°C и 4 – выше 650°C.

Рис. 5.1. Влияние температуры отпуска на твердость и температурный интервал превращений: 1, 2, 3 и 4 для инструментальных сталей: а) углеродистой, б) легированной, в) высоколегированной, г) с интерметаллидным упрочнением. Заштрихованная область отвечает сталям с различным уровнем легирования

Для углеродистых и низколегированных сталей (У10, У12, X, ХГ, ХВГ, 9ХС и др.) после нагрева выше

200–300°C и в зависимости от температуры отпуска и легирования могут достигать твердости до 60–70 HRC. При этом в сталях с высоким содержанием легирующих элементов наблюдается эффект «вторичного мартенсита», который образуется при нагреве до 500–600°C и последующем охлаждении. Этот эффект приводит к дополнительному повышению твердости и теплостойкости сталей.

Наличие легирующих элементов в сталях приводит к изменению их свойств. Например, добавление в сталь хрома повышает ее твердость и теплостойкость. Однако при этом снижается ее пластичность и вязкость. Поэтому при выборе стали для изготовления инструмента необходимо учитывать не только ее твердость и теплостойкость, но и другие свойства, такие как вязкость и пластичность. Кроме того, необходимо учитывать условия эксплуатации инструмента, такие как температура, нагрузка и скорость резания.

Повышения теплостойкости удастся достичь за счет получения высоколегированного мартенсита в высоколегированных сталях из высоколегированного аустенита при закалке с повышенных температур и обработки холодом или двух- трехкатного отпуска. При такой термической обработке на вторичную твердость стали типа X12, X6Ф4М по теплостойкости относятся ко 2-му классу. Они сохраняют твердость при эксплуатации до температур 500–550°С.

Для инструментов горячего деформирования, изготавливаемых из среднеуглеродистых низколегированных сталей 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНСВ, такая теплостойкость достигается за счет создания троститной структуры, имеющей твердость 40–45 HRC.

В высоколегированных сталях сохранение высокой твердости отпущенного мартенсита до температур 600–650°С (3-й класс теплостойкости) достигается за счет комплексного легирования хромом, вольфрамом, молибденом, ванадием (Cr, W, Mo, V).

Кроме того, в этих сталях проявляется эффект дисперсионного твердения при отпуске за счет образования карбидов вольфрама, молибдена, ванадия (W, Mo, V и др.). Эти карбиды начинают коагулировать только с температур 500–650°С. Это стали 3Х2В8Ф, 4Х3ВМФ, 6Х6В3МФС, 7Х3ВМФС.

Если в качестве упрочняющих фаз выделяют металлиды (интерметаллические химические соединения), то теплостойкость оказывается еще более высокой, так как металлиды коагулируют при температурах 650–700°С. Стали с интерметаллидным упрочнением содержат мало углерода (<0,2%) и, кроме вольфрама и молибдена (W, Mo), легируются кобальтом и другими элементами, например 2Х8В9М2К5.

Несколько меньшей теплостойкостью, но соответствующей все же 4-му классу, обладают высоколегированные стали с карбидным упрочнением: 4Х3В5М3Ф, 8Х4В2С2МФ.

Таким образом, теплостойкость определяется устойчивостью мартенсита закалки к распаду при нагреве, а следовательно, легированностью твердого раствора, природой и дисперсностью выделившихся из него карбидов или металлидов.

5.3. Критерии теплостойкости

Теплоустойчивость штамповых сталей можно надежно характеризовать твердостью, приобретаемой после отпуска. Если температура отпуска выше или равна температуре работы

инструмента, то сталь будет обладать достаточной теплостойкостью для данных условий эксплуатации [4].

Чтобы определить теплостойкость той или иной стали, изготавливают образцы, которые после закалки подвергают отпуску при различных температурах в течение 2ч, а затем замеру твердости. $HRC = f(T_{отп})$ и по нему определяется теплостойкость штамповой стали для определенного уровня твердости, требуемого условиями установившегося процесса работы инструмента (рис. 5.2). Для этого находят для каждой стали точку на кривой зависимости $HRC = f(T_{отп})$, отвечающую заданной твердости и, спроецировав ее на ось абсцисс, определяют температуру.

Максимальную теплостойкость (T_{max}) можно определить через температуру нагрева при отпуске, при которой наступает заметное изменение твердости стали. Можно выяснить и температуру отпуска для получения той или иной твердости, иначе – узнать теплостойкость штамповой стали для определенного уровня твердости: T_{60-2} , T_{50-2} , T_{40-2} и т.д. (табл. 5.1).

Рис. 5.2. Влияние температуры отпуска (при $\tau=2ч$) на твердость сталей: 1) У10, 2) X12, 3) 5ХНМ, 4, 5) 3Х2В8Ф после закалки с температур 1070°C и 1140°C соответственно

Таблица 5.1

Уровень теплостойкости для заданной твердости штамповых сталей

Марка стали	Температура закалки, °С	T_{max}	T_{50-2}	T_{40-2}
У10	790	$T_{60-2}= 200$	300	400
X12	1050	$T_{60-2}= 400$	550	580
5ХНМ	1050	$T_{60-2}= 300$	300	530
3Х2В8	1070	$T_{60-2}= 500$	500	630
3Х2В8	1140	$T_{60-2}= 600$	600	700

Однако одного этого параметра теплостойкости недостаточно чтобы характеризовать теплостойкость инструментальной стали при ее эксплуатации. Важно знать также и скорость термического

разупрочнения в процессе продолжительной выдержки при выбранной температуре.

В качестве второго параметра теплостойкости берется величина изменения твердости закаленной стали от продолжительности отпуска или скорость разупрочнения

$$V_p = \frac{H_3 - H_{\text{отп}}}{\tau} = \frac{\Delta H}{\tau}, \quad (5.3)$$

где H_3 – исходная твердость стали после закалки,

$H_{\text{отп}}$ – твердость отпущенной стали,

τ – длительность отпуска.

Вполне очевидно, что необходимо при температуре работы деформирующего инструмента в течение всего срока службы добиваться минимально возможного разупрочнения стали.

$$\Delta H_{\text{min}} = v_p \tau_{\text{э}} \leq (2 \div 5) \text{ HRC} \quad (5.4)$$

$$\tau_{\text{э}} = m \tau_{\text{к}} \text{ или } m = \tau_{\text{э}} / \tau_{\text{к}}, \quad (5.5)$$

где $\tau_{\text{э}}$ – время эксплуатации инструмента,

$\tau_{\text{к}}$ – время контакта инструмента с обрабатываемым материалом,

m – число контактов или поковок.

Чтобы медленнее проходило разупрочнение штамповой стали рекомендуется выбирать температуру эксплуатации инструмента $T_{\text{э}}$ возможно ниже температуры отпуска $T_{\text{отп}}$.

5.4. Расчет стойкости штампа

При постоянной температуре эксплуатации инструмента $T_{\text{э}}$ можно построить зависимость $\Delta H = f(\tau_{\text{э}})$, которая имеет параболический характер (рис. 5.3).

Рис. 5.3. Влияние времени эксплуатации на снижение твердости при температурах эксплуатации: T_1 и T_2 (τ_2 и τ_1)

При расчете стойкости штампа по скорости разупрочнения стали можно воспользоваться параболическим уравнением

$$\Delta H^n = A_0 e^{-\frac{Q_p}{RT}} \tau_\varepsilon k_\zeta, \quad (5.6)$$

где n – показатель степени, близкой 2,

A_0 – коэффициент, не зависящий от температуры,

Q_p – энергия активизации процесса разупрочнения,

R – универсальная газовая постоянная,

k_ζ – коэффициент, показывающий снижение твердости из-за цикличности температуры силового воздействия.

Из этого уравнения, задавшись ΔH , можно определить количество отштампованных заготовок или стойкость штампа, заменив τ_ε на $m\tau_k$ и сделав несложное преобразование

$$m = \frac{\Delta H^n}{A_0 e^{-\frac{Q_p}{kT}} \tau_k k_\zeta}. \quad (5.7)$$

Можно рассчитать стойкость штампа (на основании только теплостойкости) также с помощью отпускного параметра, который дает оценку совокупного воздействия температуры и времени на разупрочнение стали. Отпускной параметр P можно определить по зависимости Холломона и Иоффе [12]:

$$P = T(C + \lg t) \cdot 10^{-3}, \quad (5.8)$$

где T – температура, К;

t – время отпуска, ч;

C – постоянная, зависящая от химического состава (для сталей: углеродистых $C=14$, среднелегированных $C=20$, высоколегированных типа 3Х2В8Ф $C=22$, низколегированных типа 5ХНМ, 5ХНВ $C=18$).

Согласно экспериментальным данным, на основе которых получена зависимость Холломона-Иоффе, повышение температуры на 10°C оказывает такое же разупрочняющее действие, как и увеличение времени выдержки в 1,5–2 раза. И наоборот, снижение температуры эксплуатации – T_ε увеличивает срок службы инструмента и тем значительнее, чем она ниже (рис. 5.4).

Для расчета стойкости штампа из различных сталей по отпускному параметру необходимо получить зависимости $HRC=f(P)$, которые строятся с использованием графика зависимостей $HRC=f(T_{\text{отп}})$ при $\tau=\text{const}$ для этих сталей на одном рисунке (рис. 5.5). При $\tau=0$ получаем $P=CT \cdot 10^{-3}$.

Учитывая, что величина твердости, установленной на поверхности гравюры штампа в процессе его эксплуатации, определяет сопротивление пластической деформации и истиранию и может служить критерием непригодности инструмента к дальнейшей работе, задаемся допустимой критической твердостью H_k , ниже которой штамп нельзя использовать. Тогда по зависимости $HRC = f(P)$ находим для конкретной стали значение критического отпускного параметра и, используя уравнение (5.8), получим

$$P_k = T_{\text{э}} (C + \lg(m\tau_k k_{\text{ц}})) \cdot 10^{-3}, \quad (5.9)$$

откуда после несложных преобразований

$$\lg(m\tau_k k_{\text{ц}}) = \left(\frac{P_k \cdot 10^{-3}}{T_{\text{э}}} - C \right),$$

$$m\tau_k k_{\text{ц}} = 10^{\left(\frac{P_k \cdot 10^{-3}}{T_{\text{э}}} - C \right)},$$

получим

$$m = \frac{10^{\left(\frac{P_k \cdot 10^{-3}}{T_{\text{э}}} - C \right)}}{\tau_k k_{\text{ц}}}, \quad (5.10)$$

то есть число поковок или стойкость деформирующего инструмента. Таким образом, зависимости $HRC = f(P)$ являются показателями теплостойкости стали для любых параметров отпуска или эксплуатации. Сравнивая кривые на графике (рис. 5.5), можно судить не только об уровне теплостойкости различных марок сталей,

Рис. 5.4. Влияние снижения температуры эксплуатации на возрастание срока службы деформирующего инструмента

Рис. 5.5. Параметрическая зависимость равноупрочнения штамповой стали: 1 - 5ХНМ, 2 - 3Х2В8Ф

но и какую твердость сталь будет иметь при заданных условиях эксплуатации.

Так, например, при температуре 500°С и продолжительности выдержки 100ч (эти условия характерны для эксплуатации внутренних втулок контейнеров гидравлических прессов при выдавливании профилей и труб из цветных сплавов) величина отпускного параметра $\tau=17 \cdot 10^{-3}$. Этой величине соответствуют следующие значения твердости для сталей: 5ХНМ – 37–38HRC, ЭХ2В8Ф – 52–54 HRC, 4Х5В2ФС – 51–52 HRC.

5.5. Требования к теплостойкости штамповых сталей

Эти требования можно выразить в виде схемы (табл. 5.2).

Таблица 5.2
Требуемая теплостойкость в зависимости от вида и условий работы деформирующих инструментов [4]

У с л и я	900-1000	Калибровка, правка поковок на молотах (сталь, титан)	Выдавливание (алюминиевые и медные сплавы)	Полугорячее выдавливание (сталь, титан)	Выдавливание прутков, профилей и труб из ТДМ	
	д е ф о р м и р о в а	500-600	Калибровка, правка поковок на молотах (алюминиевые и медные сплавы)	Высокоскор. штамповка (алюминиевые и медные сплавы)	Штамповка стали и ТДМ Высокоскор. осадка стали	Выдавливание (конструкционные стали)
		200-250	Горячая обрезка поковок на прессах	Радиальное обжатие, вальцовка, накатка и раскатка	Закрытая штамповка на прессах и высадка поковок (алюминиевые и медные сплавы, сталь)	Штамповка стали и ТДМ на прессах
	н и я	Открытая штамповка			ИЗОШ	
20-50		крупногабарит. поковок на прессах (алюм. сплавы)	на молотах (алюминиевые и медные сплавы, сталь)	на прессах и высадка поковок (алюм., медн. спл. и сталь)	жидкая штамповка стали	
М П а	$\geq 150-200$		$\geq 400-450$	$\geq 500-550$	$\geq 600-650$	
	Температура нагрева поверхности гравюры штампа, °С					
	1		2	3	4	
Класс требуемой теплостойкости						

6. Разгаростойкость

Инструмент горячего деформирования, как правило, выходит из строя из-за возникновения разгарных трещин (табл. 6.1).

Таблица 6.1

*Причины выхода из строя и стойкость штампов из стали
5ХНТ в зависимости от их твердости [4]*

Поковка	Твёрдость штампа, HRC	Средняя стойкость штампа, тыс. штук	Причина выхода из строя
Молотовые штампы			
Ш атун	52	0,52	Р.Т.*
	42	4,2	Р.Т. и истирание
	40	4,8	Истирание и Р.Т.
	35	4,6	Истирание
Ф ланец	52	0,7	Р.Т.
	42	0,85	Р.Т.
	40	1,5	Р.Т. и смятие гравюры
	35	1,0	Смятие гравюры
Ш естерня	52	0,85	Р.Т.
	42	2,55	Р.Т. и истирание
	40	3,3	Истирание и Р.Т.
	35	3,2	Истирание и Р.Т.
Прессовые штампы			
Ш естерня заднего хода	53	0,7	Сетка Р.Т.
	47	1,1	Сетка Р.Т.
	42-44	3,26	Р.Т. и истирание
	40	8,0	Сетка Р.Т.

*Р.Т. - разгарные трещины.

Из этой таблицы видно, что наибольшая стойкость штампов наблюдается при твердости стали 40HRC, при которой инструмент выходит из строя одновременно из-за разгарных трещин, истирания или смятия, то есть тогда, когда разгаростойкость стали наибольшая, а износостойкость достаточно удовлетворительная.

6.1. Причины образования и кинетика развития разгарных трещин

При работе инструмента горячего деформирования, например кузнечных штампов, его поверхностные слои испытывают

циклические механические и термические воздействия. Как известно, одни только механические циклические изменения напряженного состояния материала могут привести его к механической усталости. При механической усталости возникают единичные очаги разрушения, поражающие большие участки сечения инструмента (рис. 6.1). При термической усталости, как правило, образуются сравнительно мелкие многочисленные трещины, развивающиеся в поверхностных слоях.

Рис. 6.1. Вид трещин при усталости материала:
а) механической; б) термической; в) механической и термической; г) термической и механической

Возникновение таких трещин вызывается тем, что при циклическом изменении температуры, которое обуславливает термическую усталость, в материале поверхностного слоя инструмента неизбежно циклическое проявление термических напряжений.

В этом сходство термической и механической усталости. Однако, кроме этого процесса, при термической усталости реализуются также многочисленные циклические диффузионные высокотемпературные процессы: возврата, рекристаллизации, сфероизации, коагуляции, порообразования, ползучести, коалесценции.

При этом дислокационное упрочнение под действием циклических напряжений, приводящее даже к появлению очагов разрушения, переплетается, с одной стороны, с процессами разупрочнения, релаксации и залечивания очагов разрушения за счет возврата, рекристаллизации, ползучести, а с другой стороны, с процессом порообразования и разрыхления за счет него материала. Этот процесс вызывается циклическим появлением избыточной (против равновесной) концентрацией вакансий, которому способствует как циклическое изменение напряжений, так и циклическое изменение температуры. При первом – вакансии образуются за счет дислокаций. При последней – избыточные вакан-

сии появляются по той причине, что для каждой температуры существует своя равновесная концентрация вакансий в материале. Ее можно вычислить по формуле:

$$C = e^{-E \cdot K T} , \quad (6.1)$$

где C – равновесная концентрация вакансий ($C = n/N$),
 n – число вакансий, приходящихся на N – общее число узлов кристаллической решетки в единице объема металла,
 E – энергия образования вакансий,
 T – температура,
 K – постоянная Больцмана.

С повышением температуры равновесная концентрация вакансий возрастает, а с понижением – падает. Избыточные вакансии после каждого цикла нагрева и охлаждения очень быстро исчезают, стекая в ядра дислокаций, границы блоков и зерен, в субмикропоры, а также подготавливают выкрашивание крупных участков поверхности гравюры инструмента. В результате такого комбинированного воздействия резко увеличивается формоизменение поверхности гравюры, на которой возникают не только сетка трещин, но и борозды значительной величины (рис. 6.2). Затекаание металла поковок в такие борозды ведет к их залипанию в полости штампа и резким

Рис. 6.2. Схема многостадийного процесса образования трещин как термической усталости, так и разгара

теплосменам, последнее крайне опасно из-за возможности термошокового разрушения. Практика показывает, что в тех случаях, когда инструмент выходит из строя по причине ярко выраженного разгара, стойкость его, как правило, значительно ниже обычной нормы [4].

6.2. Факторы, влияющие на разгаростойкость штампов и условия ее повышения

На стойкость инструмента горячего деформирования влияют четыре группы факторов : металлургические, конструктивные, технологические и эксплуатационные [13]. К металлургическим факторам относятся:

1) Качество металла, которое определяется чистотой (по вредным примесям, газам и неметаллическим включениям), отсутствием пор, газовых пузырей, рыхлот и др. дефектов, а также структурной однородностью. Повышение металлургической чистоты штамповой стали способствует повышению ее разгаростойкости на 25% (методы ЭШП, ВДП, ЭЛП и др.). Недостаточно прокованный, неплотный металл склонен к разгарообразованию. Качество металла штампованного кубика снижается при приближении к его центру, поэтому при возобновлении гравюры путем снятия стружки снижается его стойкость. Особенно сильно эта тенденция проявляется для штампов с глубокими ручьями и полостями. Таким образом, от способа изготовления заготовки зависит стойкость инструмента.

2) Легирование, способствующее повышению механических свойств (и в первую очередь усталостной прочности). По этой причине, несмотря на более высокий уровень термических напряжений (при одинаковых температурных условиях эксплуатации), обусловленных пониженной теплопроводностью, легированные стали обладают большей стойкостью, чем углеродистые. Чем выше усталостная прочность инструментального материала и медленнее она снижается при эксплуатации инструмента под действием термоусталостных процессов, тем выше его разгаростойкость. Легирование не только позволяет повысить прочность, но что не менее важно, значительно снизить скорость диффузионных процессов, разрыхляющих и охрупчивающих и тем самым снижающих усталостную прочность материала инструмента. Максимальная устойчивость против образования разгарных трещин в условиях интенсивного нагрева и охлаждения штампов при автоматической штамповке достигается у

стали с минимальным содержанием углерода (0,3–0,4 %С) и вольфрама (например, ЗХЗМЗФ).

Крупногабаритный штамповый инструмент должен изготавливаться из стали, не склонной к отпускной хрупкости и флокеноустойчивой. Это достигается введением сильно карбидообразующих элементов (Мо, W). Это стали 4Х5МФ, ЗХЗМЗФ, ЗХ2В8.

К конструктивным факторам относятся: размеры и форма инструмента, метод деформирования и др. Вполне очевидно, что чем проще форма и меньше размеры поковки относительно размеров инструмента, тем выше его стойкость.

К технологическим факторам относятся: способ изготовления, термическая обработка, упрочнение инструмента. Например, независимо от твердости материала трещины на грубошлифованной поверхности образуются раньше и развиваются быстрее, чем на полированной. За счет достижения при термической обработке более мелкого зерна удастся повысить оптимальную твердость, при которой материал обладает наибольшей разгаростойкостью. Так, ковочные выталкиватели из стали ЗХ2В8Ф или 45ХЗВЗМФС при твердости 52–54 HRC и зерне 1,3 – 2,2 мкм имеют разгаростойкость в 4–5 раз выше, чем при твердости 44–48 HRC и величине зерна 4,8–6,1 мкм [14]. Большой эффект повышения стойкости матриц и пуансонов прессовых штампов дает азотирование. При этом трещины разгара хоть и появляются раньше (через 1–25 штамповок, вместо 400), но общая стойкость инструмента возрастает благодаря тому, что поверхностное упрочнение не позволяет сминаться или истираться тем участкам (калибрующий пояс), которые этому подвержены, когда инструмент эксплуатируется поверхностно не упрочненный [4].

К эксплуатационным факторам относятся: температура деформирования, степень деформации, вид смазки, условия подогрева инструмента и т.д.

Усталостная прочность металла понижается с повышением температуры. После 800 циклов при температуре 650°С предел прочности инструментальной стали уменьшается более чем в три раза.

При прочих равных условиях следует стремиться, чтобы при эксплуатации инструмента нагрев его был бы как можно меньше. Температурные условия – максимальная и минимальная температуры цикла – оказывают решающее влияние на разгаростойкость. Разгаростойкость зависит от обеих температур (амплитуды), но в первую очередь от максимальной. Развитие термической усталости многократно усиливается, если термоциклирование сопро-

вождается фазовыми превращениями. Так, установлено, что если максимальная температура превышает температуру аустенизации, а минимальная опускается ниже мартенситного превращения, число циклов до появления трещин глубиной 0,5 мм в 8 раз меньше по сравнению со случаем, когда охлаждение не приводит к мартенситному превращению.

Предотвращение фазовых превращений – важное направление в повышении стойкости инструмента. Необходимо перед началом работы осуществлять контролируемый подогрев инструмента, а в процессе штамповки обеспечивать поддержание минимальной температуры цикла на заданном уровне.

6.3. Критерии разгаростойкости

В качестве критериев оценки разгаростойкости чаще всего используют :

- 1) число циклов до появления первых трещин,
- 2) протяженность трещин на единицу поверхности,
- 3) глубину развития трещин.

Эти и им подобные показатели, хотя и связаны между собой, отражают вместе с тем различные стороны процесса, что затрудняет нахождение корреляционной связи между ними. Разгарообразование материала может быть достаточно всесторонне представлено двумя графиками (рис. 6.3), отражающими распространение трещин по

Рис. 6.3. Термоусталостные кривые для штамповых сталей:
1–4Х5МФС, 2–3Х2В8, 3–5Х3В3МФС а) при диаметре образца Д=40 мм и переменной температуре; б) при температуре поверхности 600 °С и переменном диаметре Д от 20 до 40 мм

поверхности циклирования и в ее глубь в зависимости от числа циклов теплосмен [4]. Такие графики содержат информацию и о начале видимого разрушения (то есть третий критерий). Как видно из рис. 6.3, разные штампованные стали при различных температурных диапазонах ведут себя неодинаково. Так, при максимальной температуре цикла 500 °С сталь марки 4Х5МФС наиболее разгаростойка, а при 700 °С – сталь марки 3Х2В8Ф. Исследуемые образцы изготавливаются в виде толстостенных колец (рис. 6.4).

Рис. 6.4. Оправка с экспериментальными образцами: 1–стержень; 2–гайка затяжная; 3–пружина; 4–опорная шайба; 5–экран; 6,8–нерабочие части набора; 7–экспериментальные образцы

Разница в напряженном состоянии при выбранном способе нагрева – охлаждения задается величиной наружного диаметра. Для изучения разгаростойкости в условиях теплоконтактного нагрева образцы надеваются на шину 1 из жаростойкого сплава, ток к которой подводится медными токопроводами 6 и 8, а прижим их к друг другу осуществляется с помощью пружины 3 и гайки затяжки 2. Образцы циклически нагреваются в заданном интервале температур и выдержек.

6.4. Требования к разгаростойкости штамповых сталей

Эти требования представлены в таблице 6.2 [4].

Требуемая разгаростойкость в зависимости от вида и условий
работы деформирующих инструментов

Температурный перепад на поверхности гравюры штампов $\Delta T, ^\circ\text{C}$	400-450	Закрытая штамповка стальных поковок на гидравлических прессах ②	Жидкая штамповка стали Выдавливание прутков, профилей и труб из стали и ТДМ ③	Выдавливание и штамповка на пресс-автоматах и ковочных машинах поковок из стали и ТДМ ④
	200-250	Жидкая штамповка цветных сплавов, штамповка стальных поковок (с прошивкой и вытяжкой) на гидравлических прессах ①	Вальцовка, высадка, накатка, раскатка, объемная штамповка мелких поковок на прессах и ковочных машинах ②	Выдавливание и штамповка, высадка и раскатка средних и крупных стальных поковок на прессах и ковочных машинах ③
	10-50	Калибровка, правка и обрезка на прессах и молотах, ИЗОШ ①	Штамповка на молотах. Выдавливание прутков, профилей, труб из цветных сплавов, полугорячее выдавливание стальных поковок ①	Штамповка поковок из стали и титановых сплавов на молотах ②
<p>Естественное или принудительное водяное охлаждение</p> <p>Принудительное воздушное охлаждение или охлаждение за счет испарения смазок</p> <p>Принудительное водяное охлаждение</p> <p>Способы охлаждения гравюры штампа</p>				

①, ②, ③, ④ – классы разгаростойкости штамповых сталей.

7. ВЫБОР СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТОВ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Основные типы операций холодного деформирования классифицированы на гибку, резку, вытяжку, формовку, объемную штамповку. Наиболее тяжело нагруженными операциями являются: объемная штамповка (прессование, редуцирование, высадка) и резка (вырубка, пробивка). Вследствие значительных удельных давлений и сложнапряжённого состояния инструмента, стойкость последнего в процессе работы во многих случаях неудовлетворительна. Другие операции холодной штамповки не вызывают особых осложнений, связанных со стойкостью штампов [15].

7.1. Классификация инструментов по условиям работы и требования к инструментальным материалам

По условиям работы инструменты для холодного деформирования можно разделить на три группы:

1. Инструмент простой формы, применяемый для гибки (скручивания), вытяжки (обтяжки, протяжки), формовки (растяжки, отбортовки, правки). Инструмент этот работает при небольших удельных давлениях и не разогревается в процессе эксплуатации ($P = \min$; $T = \min$).

2. Инструмент сложной конфигурации, работающий в условиях повышенного износа и значительных удельных нагрузок (штампы для прецизионной вырубки и пробивки, некоторые виды вытяжных и формовочных штампов для операций: вытяжки, обтяжки, протяжки и рельефной формовки, растяжки, отбортовки, правки). Большинство инструментов этой группы работает при значительных удельных давлениях 1400–1600 МПа, но при небольшом разогреве рабочих частей ($T \leq 80\text{--}100^\circ\text{C}$).

3. Инструмент, работающий в условиях высоких удельных давлений (2200–2500 МПа) и значительного разогрева (до $270\text{--}300^\circ\text{C}$) без охлаждения и до $120\text{--}180^\circ\text{C}$ при охлаждении маслом. Это инструмент объемной штамповки (прессования, высадки, редуцирования, калибровки, чеканки) и отдельные виды обрезных штампов (вырубных, пробивочных, просечных).

Кроме указанной классификации, в зависимости от условий

нагружения деформирующие инструменты подразделяются на инструмент, работающий в условиях нагружения: а) плавного и б) ударного [15].

Средняя стойкость инструмента для основных операций холодной штамповки дана в табл. 7.1.

Таблица 7.1

*Причина выхода из строя и стойкость штампов
в зависимости от вида и условий их эксплуатации*

№ п/п	Наименование и характеристика технологических операций	Стойкость штампов тыс. шт.	Основные причины выхода из строя
Листовая штамповка			
1	Гибка, вытяжка, формовка деталей небольших размеров простой формы	200-300	Износ и смятие рабочих кромок
2	Крупных изделий сложной формы	50-100	Износ и выкрашивание рабочих кромок
Резка (вырубка, пробивка, обрезка)			
3	Вырубка и пробивка отверстий в заготовках из конструкционных материалов	50-250	Износ, усталостное разрушение
4	Прецизионная вырубка электро- и радиотехнических изделий	5-40	Выкраш. и износ рабочих кромок, хрупкое разрушение
Объемная штамповка			
5	Калибровка и чеканка деталей простой формы из стали (низкоуглеродистой, малолегированной)	100-250	Износ рабочих частей
6	То же: Сложной формы из высокопрочных сталей	50-100	Износ и смятие рабочих кромок, хрупкое разрушение
7	Высадка деталей из цветных сплавов и сталей (низко и среднеуглеродистые, легированные)	30-150	Хрупкое разрушение, износ, выкрашивание и смятие рабочих частей
8	Прессование деталей из цветных сплавов и сталей (мало- и среднеуглеродистых) при удельных давлениях до 1400 МПа	30-60	Хрупкое разрушение, износ рабочих частей
9	То же при удельных давлениях 1400-1800 МПа	15-25	Хрупкое разрушение, выкрашивание рабочих частей
10	То же при удельных давлениях 1800-2200 МПа	2-10	Хрупкое разрушение, выкрашивание рабочих кромок

Для обеспечения удовлетворительной стойкости штампового инструмента необходимо выбирать материал, обладающий высоким уровнем прочности, износостойкости и вязкости в состоянии высокой твердости. При этом в зависимости от характера технологической операции выбор материала для инструмента требует дифференцированного подхода. Так, для материала инструментов второй группы характерными свойствами должны быть высокая износостойкость и ударная вязкость, а для инструментов третьей группы, кроме того, еще и высокая теплостойкость и предел текучести при сжатии (он должен быть выше удельных давлений). Последнее характеризует способность материала инструмента противостоять малым пластическим деформациям.

Для всех штамповых сталей важны технологические свойства: прокаливаемость и минимальное коробление при термической обработке. Отсутствие коробления особенно необходимо для штампов сложной конфигурации, часто используемых при изготовлении радио- и электротехнических деталей, обработка которых в высокотвёрдом состоянии затруднена. Для штампового инструмента прокаливаемость должна быть высокой, так как при твердом поверхностном слое и мягкой сердцевине (в случае больших удельных усилий) он выходит из строя из-за деформации рабочих частей.

При выборе сталей для инструментов холодного деформирования необходимо учитывать не только условия работы и его конструкцию, но и характер производства. Для массового производства следует брать стали, обеспечивающие высокую стойкость, что позволяет снизить затраты времени на смену и переналадку инструмента. При серийном производстве и изготовлении деталей небольшими партиями можно обойтись более дешёвыми и менее стойкими сталями. Мелкий инструмент и вставки для крупных штампов рекомендуется изготавливать из высоколегированных сталей [15].

7.2. Выбор сталей для деформирующих инструментов первой группы

Для инструментов указанной группы можно использовать инструментальные стали общего назначения, а также их используют для таких деталей штампов как опорные прокладки под пуансоны, бандажи матриц, выталкиватели и т.п. [15]. Эти стали перлитного

класса подразделяются на углеродистые и низколегированные [16]. Это самые дешёвые инструментальные стали для малоответственных мерительных, режущих и штамповых инструментов (индивидуального и мелкосерийного производства). Они хорошо обрабатываются резанием и давлением. Углеродистые стали: У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13, У7А ... У13А используются для инструментов небольших размеров из-за их низкой прокаливаемости. Инструмент из них упрочняется закалкой ($i a i e i a y \sim 800^{\circ}C$) с последующим низким отпуском. Заэвтектоидные углеродистые стали после такой термической обработки имеют структуру мартенсита отпуска и вторичный цементит. При высокой твёрдости 60–63HRC они обладают высокой износостойкостью при удовлетворительной прочности. Однако их прокаливаемость низкая и они чувствительны к перегреву.

Низколегированные стали: 9Х, Х, 9ХС, ХГС, 12Х1, 9ХВГ, ХАА, ОАНА еп i e u c o ? o n y a e y n ? a a i e o a e u i i e ? o i i u o e i n o ? o i a i o i a , a e a a i a a ? y e o i i a u o a i i e i ? i e a e e e a a i i n o e . I i e i a i a a s e e i i i u e i a ? a a ? a a o . Y o e i n i a a i i n o e i i c a i e y ? o e n i i e u c i a a o u e o a e y a u ? o a i u o , a u n a a i ? i u o , i ? i a i e i u o o o a i i a a i e a a i o a a n o a a i i i a i i a c i a ? a i e y e a i e a a n e i ? i e o i ? i u , ? a i ? a e i i a i a o a i u a a e y o a e a ? i a e n o u o e i n o ? o i a i o a e u i u o n o a e a e . Q ? i ? i y ? u a y o a ? i e ? a n e a y i a ? a a i o e a a e y y o e o n o a e a e : i a i e i a y c a e a e e e e i e c e e e i o i o n e . N a i e n o a a a a i u a o a a e . 7. 2. N b a e e X O A N A i i a a a ? a a ? o o a i a i o a o e e e e e o e a i e ? i a a i e ? , ? o i i i c a i e y a o i i a i y o u o a a ? a i n o u a i 64-65 I R N [15] .

7.3. Выбор сталей для деформирующих инструментов второй и третьей групп

В соответствии с классификацией по назначению инструментальных сталей [15] для инструментов этих групп используются стали для ударных инструментов (4ХС, 6ХС, 4ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХВ2С, 6Х3ФС, 6ХВГ), штамповые стали холодного деформирования, а также быстрорежущие стали. Кроме того, для этих же целей используются графитизируемые стали, твёрдые сплавы и другие материалы.

Стали для ударных инструментов предназначены для холодной и горячей рубки листов и полос толщиной 3–4мм, холодно-высадочных, чеканочных штампов, штемпелей и т.д.

Это стали эвтектоидные или заэвтектоидные, содержащие от

Характеристики представителей различных
групп инструментальных сталей

Марка	Механические свойства			Прок алива- емость, мм		Применение
	HRC	$\sigma_{в(изг)}$ МПа	КСУ, Дж/см ²	Вода	Масло	
У7	57-63	2000- 2500	—	15-20	4-6	Пневмо- инструмент
У10	58-63	—	—	—“ —	—“ —	Ш тампы обрезные, вырубные
У12	—“ —	—	—	—“ —	—“ —	—“ —
Х	58-65	3000- 3200	4-5	28-54	8-35	Машинные штемпея
ХГС	61-63	—	—	72-100	46-67	Валки хол. прокатки, штампы
ХВГ	58-63	2800- 3500	—	—	—	Матрицы и пуанс.
4ХС	52-55	—	25-45	—	50-60	Ножницы для резки металла
6ХВГ	44-56	—	20-45	—	—	Пуанс. слож. форм.
5ХВ2С	45-58	—	18-21	—	70-80	Пуансоны, матрицы
Х12	57-62	2150	20-40	—	100	Пуансоны, матрицы
Х12М	57-62	2650- 3000	45-60	—	—	—“ —
Х6ВФ	56-63	3000- 3500	80-95	—	—	—“ —
7ХГ2ВМ	58-60	3650- 3700	135-150	—	200	—“ —
7Х3ВМФ С (ДИ 18)	58-62	3700- 3800	90-170	—	—	Вырубные штампы сложной формы
8Х4В3М 3Ф 2, (ЭП 570)	60-61	3900	55	—	—	Ш тампы объемного деформиро- вания
8Х4В2С2М Ф, (ЭП 761)	62-63	3700	40	—	—	—“ —
6Х6В3М Ф С, (ЭП 569)	58-60	4100	120	—	—	Резьбонакатные ролики, ножи гильотинных ножниц

0,4 до 0,6 % углерода, легированные хромом, марганцем, кремнием и вольфрамом, характеризуются повышенной вязкостью, высокой прокаливаемостью и закаливаемостью. Для получения высокой вязкости рекомендуется закалка (температура 860–900 °С, масло) и отпуск на твердость 44–58 HRC (240–470 °С). Структура после такой термической обработки: мартенсит отпуска либо тростито-мартенсит.

Применение изотермической закалки способствует возрастанию почти в два раза ударной вязкости и уменьшению деформации термообработанного инструмента.

В ряде случаев для изготовления работающих в условиях динамического нагружения инструментов целесообразно применение штамповых сталей для горячего деформирования типа 5Х2МНФ (ДИЗ2), 4Х5МФС, 4Х4ВМФС (ДИ22), которые после закалки и отпуска при 200–550 °С обеспечивают получение удовлетворительных значений твердости (52–56 HRC) в сочетании с высокой ударной вязкостью (KV=30–50 А°С).

Для повышения износостойкости рекомендуется подвергать инструмент из этих сталей химико-термической обработке (азотированию, нитроцементации), обеспечивающей при правильно выбранных режимах значительное возрастание поверхностной твердости без заметного снижения сопротивления хрупкому разрушению.

Штамповые стали холодного деформирования подразделяются на три подгруппы:

а) Высокохромистые повышенной износостойкости: X12, X12M, O12Al, O12O1, O6AQ, а также O8O1 OQ, O6AQ, O6O1 2O (AE55).

а) Yei i i i i i - e a e e ? i a a i i u a n i i a u o a i i i e o a a ? i i e a y c e i n o u ? : 7A2A1, 7OCA1 CN (AE18), 7OAI I (AE56).

а) Auni ei i ? i ? i u a ei i i e a e n i i - e a e e ? i a a i i u a i i a u o a i i i e o a i ei - n o i e e i n o e : 8O4A3I 3O2 (YI 570), 8O4A2N2I Q YI 761), 6O6A3I CN (YI 569), 6O4I 2CN (AE55), O5N4A2O2I I (AE57), 11O4A2I O3N2 (AE37).

Nbaee i a ? a u o a a o o i i a a ? o i i a u a e ? a ? o a e y a o i ? i e, a o ? a o u a e i i a a ? o i i u — a e y o ? a o u a e a ? o i i u e i n o ? o i a i o i a o i e i a i i a i a a o i ? i e - ? i a a i e y. Ai e a a a a o a e u i u a ? a e i i a i a a o e e i i i ? e i a i a i e ? e a ? i e e c i a ? a ? e n e a i i u o i a ? i e i ? e a i a y o n y a A I N O a.

7.4. Высокохромистые стали повышенной износостойкости

Эти стали содержат от 1,05 до 2,2 % углерода, от 6 до 12% хрома и другие легирующие (вольфрам, молибден, ванадий). Химический состав этих сталей обеспечивает им повышенную устойчивость против истирания.

Стали эти ледебуритного класса, склонные к ликвации. Дисперсность и характер распределения избыточных карбидов в них зависит от степени укова. Балл карбидной неоднородности для сталей с 12% Cr может изменяться от 2-3 в сечениях до 20 мм и до 7-8 в крупных (сечением более 100 мм) профилях. Из-за этого они имеют значительную анизотропию свойств по сечению и резкое снижение прочности, ударной вязкости в заготовках больших размеров. Особенно это характерно для стали X12. Дополнительное легирование молибденом, вольфрамом, ванадием способствует заметному возрастанию механических свойств без снижения износостойкости.

Уменьшение хрома (сталь типа X6ВФ) также приводит к формированию более благоприятных структур и возрастанию устойчивости против хрупкого разрыва, но износостойкость при этом снижается. Для сохранения высокой износостойкости необходимо присутствие в стали большего количества других карбидообразующих элементов. Такой является, например, сталь X6Ф4М(ЭП 770), которая превосходит по стойкости к истиранию все стали рассматриваемой группы. Недостатком этой стали является плохая шлифуемость.

В сталях ледебуритного класса в литом состоянии (в слитках, отливках) присутствует в структуре ледебуритная эвтектика в виде сетки по границам дендритов.

Для того чтобы разбить эту сетку и добиться равномерного распределения карбидов в массе металла, слиток подвергается горячей деформации проковкой (односторонней вытяжкой) на квадрат. Полученный полуфабрикат рубится на заготовки, которые для измельчения и достижения однородности структуры проковываются с большими степенями обжатия и многократной сменой направления деформирования до 10-15 раз. В некоторых случаях рекомендуется проводить до 18 уковов. При этом чем больше кратность уковов, тем однороднее и мелкозернистее структура стали [15]. Пренебрежение к выполнению тщательной

ковки ведет к большим потерям в производстве из-за повышенного расхода инструмента (выкрашивание, поломки) и частых переналадок.

Температура началаковки заготовок из стали X12 –1150 , а конца 900°С.

Высокое содержание хрома и углерода делает эту сталь закаливающейся на воздухе, поэтому заготовки из нее после горячего деформирования (ковкой, прокаткой или др. вида обработки давлением) охлаждают медленно, в специальных камерах – термостатах, либо выдерживают около 5 ч в печи с температурой 700–750°С для достижения частичного распада аустенита. Такое охлаждение полезно и для предотвращения флокенообразования.

После полного охлаждения заготовки отжигают изотермически при температурах 860–880°С с выдержкой при 720–750°С при охлаждении, чтобы получить микроструктуру зернистого перлита.

Прокаливаемость стали X12 достигает 100 мм. Закалку проводят с температур 950–1050°С в масле, на воздухе либо ступенчато в горячей среде с температурой 400–500°С. При закалке эта сталь мало деформируется, особенно если закалка ступенчатая. Режим (схема) обработки стали X12 дается на рис.7.1. Закалка с более высоких температур ведет к образованию большого количества остаточного аустенита (рис.7.2), резко снижающего твердость (табл. 7.3).

Рис.7.1. Схема обработки заготовки и инструмента из стали X12

Рис.7.2. Влияние повышения температуры закалки для стали X12Ф1 на количество карбидов хрома, содержание его в твердом растворе и возрастание остаточного аустенита

Т а б л и ц а 7.3

Влияние режимов закалки и отпуска на механические свойства стали X12Ф1

Закалка в масле		Т °С отпуска ^х	$\sigma_{в(изг)}$, МПа	КСУ
Т °С	HRC			Дж/см ²
1040	63	180-200	3050	26
1080	61	--" --	2820	22
1120	56	500-520 ^{xx}	2500	12

^х Твердость после отпуска 59-60 HRC .

^{xx} Четырехкратный по 1ч , твердость 60-63 HRC .

Для стали X12 после закалки от температуры 1000°С твердость равна 59 HRC, а от 1150 всего лишь 40HRC. В зависимости от температуры закалки отпуск инструментов проводят при 180-200°С, когда температура закалки пониженная (950-1050°С), или при 500-520°С, когда температура закалки более высокая (1100-1150°С). Первую закалку называют закалкой на первичную твердость, а вторую - на вторичную, так как в последнем случае твердость значительно повышается после отпуска при 500-520°С (до 60-63 HRC), что показано на рис.7.3.

Рис. 7.3. Влияние температуры отпуска на твердость стали
C12 , ~~содержание углерода~~, °C: 1-950 , 2-1130

При использовании высокохромистых сталей для изготовления инструментов, работающих при повышенном нагреве (до 400–500 °C), их закалывают на вторичную твердость. Однако несмотря на значительное повышение теплостойкости, обработку на вторичную твердость проводят редко, лишь для малонагруженных штампов. Объясняется это перегревом стали (размер зерна аустенита растет до 3–4 баллов и ухудшается состояние пограничных слоев, в которых отлагается часть карбидов, выделяющихся из твердого раствора даже при быстром охлаждении), в результате которого снижаются прочность и ударная вязкость (табл. 7.3), а также повышается деформация [15]. По этой причине предпочтительней закалка на первичную твердость. Для предохранения от обезуглероживания и окисления нагрев следует проводить в соляной хлорбариевой ванне либо в камерных печах с упаковкой в железные коробки и засыпкой чугунной стружкой или древесно-угольной мелочью.

Высокохромистые стали с небольшими добавками молибдена, ванадия или вольфрама и пониженным содержанием углерода (табл. 7.4) имеют более лучшую структуру, технологические, механические и эксплуатационные свойства.

Благодаря снижению углерода и введению легирующих элементов, количество карбидов и карбидная неоднородность уменьшаются, измельчается зерно, повышается пластичность и

Марка	Содержание элементов, % массы						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W
X12	2-2,2	0,15-0,35	0,15-0,4	11,5-13	—	—	—
X12M	1,45-1,65	—“ —	—“ —	11-12,5	0,4-0,6	0,15-0,30	—
X12Ф1	1,25-1,45	—“ —	—“ —	—“ —	—	0,7-0,9	—
X12BM	2-2,2	0,2-0,4	—“ —	—“ —	0,6-0,9	0,15-0,3	0,5-0,8

ударная вязкость, уменьшается деформация инструмента при закалке, несколько возрастает прокаливаемость и устойчивость против отпуска (особенно у сталей X12M и X12BM). Для сталей с указанными добавками легирующих закалка на вторичную твердость приводит к получению в структуре почти 100% количества остаточного аустенита. Ввиду этого, чтобы получить твердость 50–60 HRC, требуется два или три отпуска при 500–520°С.

Высокая износостойкость сталей X12, X12Ф1, X12B, X12BM определяет их использование для фильер, пуансонов, матриц, резбонакатных роликов, работающих при давлениях до 1400–1600 МПа.

В случае необходимости компенсировать малую прокованность заготовки, что не обеспечивает в сталях типа X12 карбидной однородности, следует выбирать сталь X6BФ (1–1,15% C; 6% Cr, 1,5% W, 0,7% V) с пониженным содержанием углерода и хрома (или стали 8X6MФТ, 9X5BФ, 6XM2Ф (ДИ55)). Эта сталь обладает большей однородностью структуры, вязкостью и, хотя и уступает по износостойкости высокохромистым сталям, отличается высокой стабильностью в эксплуатации (особенно для резбонакатных роликов). В некоторых случаях, когда желательно использовать сталь, не имеющую карбидной неоднородности с высоким сопротивлением хрупкому разрушению, берут нержавеющую хромистую сталь типа 20X13. Из нее изготавливают вырубные, просечные, вытяжные и др. виды штампов, которые подвергают цементации при температуре 1000°С в твёрдом карбураторе ($\tau=6-8\text{ч}$), чтобы получить

поверхностный слой, соответствующий ледебуритной стали типа X12. После закалки с температуры 950 °С и низкого отпуска при 200 °С цементированный слой ($\delta=0,3-0,4$ мм) получает твёрдость 62–65 HRC. Твёрдость сердцевины составляет 36–41 HRC [17].

7.5. Экономно-легированные стали с повышенной ударной вязкостью

Эти стали по структурной классификации находятся на границе заэвтектоидной и ледебуритной групп [15]. Типичными представителями этой подгруппы штамповых сталей являются стали 7ХГ2ВМ, 7ХЗВМФС (ДИ18), 7ХГНМ (ДИ56), для которых характерно присутствие в составе относительно невысоких концентраций карбидообразующих элементов и углерода. Особенность легирования предопределила получение в структуре этих сталей благоприятного распределения избыточных карбидов в кованом металле, а также и высоких технологических, механических и эксплуатационных свойств.

Эти стали легко обрабатываются резанием, обладают высокой прокаливаемостью, малой склонностью к деформации при термической обработке, высокой твёрдостью, прочностью, износостойкостью и сопротивлением хрупкому разрушению. Однако из-за их плохой теплостойкости температура нагрева при эксплуатации не должна превышать 150 °С – 250 °С.

Из этих сталей изготавливают пуансоны и матрицы, предназначенные для прессования, вырубки, высадки и формовки сталей и работающие в условиях повышенных давлений (до 1600 МПа), износа и при динамическом (ударном) нагружении.

Инструмент из стали 7ХГ2МВ закаливается с температуры 850 °С на воздухе. Отпуск проводят при 150–200 °С. Получаемая твёрдость равна 57–60 HRC. Сталь 7ХЗВМФС (ДИ18) калят с температуры 1100 °С в масле, а отпускают при температуре 200–300 °С. При этом получают твёрдость 59–61 HRC.

7.6. Высокопрочные комплексно-легированные стали повышенной теплостойкости

Эти стали ледебуритного класса используются для изготовления инструментов третьей группы. К ним относятся стали марок: 8Х4В3М3Ф2 (ЭП570), 8Х4В2С2МФ (ЭП761), 6Х6В3МФС (ЭП569), 11Х4В2МФ3С2 (ДИ37), 6Х4М2ФС (ДИ55), Х5С4В2Ф2НМ (ДИ57).

В этих сталях меньше, дисперснее карбиды и более однородное их распределение, чем в высокохромистых сталях, что благоприятно сказывается на механических свойствах сталей.

Комплексное легирование хромом, вольфрамом, молибденом, ванадием, а в некоторых случаях кремнием и никелем позволяет достигать после упрочняющей термической обработки в этих высоколегированных сталях (вторично твердеющих) высокого сопротивления смятию. Поэтому из них изготавливают матрицы и пуансоны для холодного деформирования при давлениях до 2300–2600 МПа.

При высадке и прессовании при давлении до 2600 МПа пуансоны диаметром до 25 мм из этих сталей превосходят по стойкости пуансоны из сталей Х12МФ, Х12Ф1 в 1,5 – 2 раза.

Кроме высоких прочностных свойств эти стали обладают повышенной (для условий работы инструментов холодного деформирования) теплостойкостью, так как высокую твердость они приобретают после отпуска при 500–550 °С.

Металлургическое производство заготовок инструментов из этих сталей аналогично производству заготовок из сталей типа Х12, то есть необходимо проведение многократной всестороннейковки (в интервале температур 1150–850 °С). Температура закалки для этих сталей составляет 1060–1090 °С, закалку осуществляют в масле, после проводится двух- или трехкратный отпуск при температуре 530–560 °С. Твердость после термической обработки составляет 58–63 HRC. Понижение содержания углерода до 0,6 % (сталь 6Х6В3МФС) позволяет поднять ударную вязкость в 2,5–3 раза (120–150 Дж/см²) за счет некоторого уменьшения износостойкости и рекомендовать такие комплексно-легированные стали для инструмента, выходящего из строя по причине скалывания, смятия и выкрашивания, то есть для инструмента, эксплуатируемого в условиях значительных динамических нагрузок. Например, резбонакатные, зубонакатные, шлиценкатные и калибровочные ролики, ножи гильотинных ножниц, трубобразующих ножей.

7.7. Быстрорежущие стали

Кроме режущего инструмента, высоколегированные ледебуритного класса быстрорежущие стали применяются для изготовления тяжело нагруженных штампов холодного прессования ввиду их высокой вторичной твердости, прочности, теплостойкости и износостойкости. Высокие свойства обеспечиваются легированием сильными карбидообразующими элементами: вольфрамом, молибденом, ванадием (W, Mo, V) и некарбидообразующим кобальтом (Co). Содержание хрома во всех быстрорежущих сталях составляет 3-4,5%. Для дополнительного повышения вторичной твердости все шире начинают использовать увеличение содержания углерода.

В зависимости от химического состава, а следовательно, и уровня основных свойств быстрорежущие стали подразделяются на стали нормальной производительности и повышенной. К первой группе относятся стали, содержащие не более 2% ванадия (P18, P12, P9, P6M5, 10P6M5, P6M3, 11P3M3Ф2B и др.), а ко второй с повышенным ($\geq 2\%$) содержанием этого элемента и дополнительно кобальта (P18Ф2, P12Ф3, P6M5Ф3, P18Ф2K5, P12Ф4K5, P9M4K8, P6M5K5 и др.).

Стали повышенной производительности обладают более высокой износостойкостью за счет наличия высокотвердых карбидов типа MC, присутствие кобальта же позволяет достичь большей вторичной твердости, а также теплостойкости и теплопроводности [16].

Технология изготовления деформирующего инструмента из быстрорежущих сталей (для P18) включает всестороннюю многократную ковку при температурах от 1220 до 850°C, изотермический отжиг при 840-860°C с выдержкой при 720-780°C заготовки и закалку с подогревом до 800-850°C с температуры 1280°C в масле с трехкратным отпуском при 560°C на твердость 62-65 HRC готового инструмента.

Совершенствование марочного сортамента и повышение качества быстрорежущих сталей будут происходить за счет освоения производства и внедрения порошковых сплавов [18], а также рационального легирования. Новые стали содержат меньше вольфрама, но обеспечивают повышение стойкости инструмента в 1,5-2 раза, это, например, сталь 11P3AM3Ф2 (взамен P6M5).

Ввиду того что при высокой твердости и теплостойкости

быстрорежущие стали довольно хрупки, из них изготавливают вставки для деформирующего инструмента, которые работают в условиях всестороннего сжатия (рис.7.4).

Рис.7.4. Схема составного инструмента со вставкой из быстрорежущей стали (или твердого сплава): 1-контейнер, 2,3-матрица (кольцо вставное и обойма)

Прочность ледебуритных сталей при самом мягком методе испытания (сжатие) в 2-3 раза выше прочности при растяжении. Быстрорежущие стали сохраняют высокую твердость 60 HRC до температуры 620°C.

7.8. Графитизированные стали

Графитизированные стали – новый материал, применяемый для изготовления штампов. По механическим свойствам графитизированные стали ЭИ293, ЭИ336, ЭИ366 представляют собой промежуточный продукт между ковким чугуном и сталью. Содержат они от 1,4 до 1,6 % С. В структуре этих сталей имеются микроскопические включения графита, что при штамповке обеспечивает благоприятные антифрикционные условия. Не образуется налипаний и задиров на обрабатываемом материале, качество отштампованных деталей высокое. Графитизированные стали ЭИ293, ЭИ336, ЭИ366 после термической обработки получают высокую прочность и пластичность при твердости 63 HRC. Благодаря этому стали отличаются не только большой

износостойкостью, но и превосходными механическими свойствами. По прочности графитизированные стали не уступают конструкционным.

Ввиду повышенных пластических свойств, высокой прочности, твердости, износостойкости и антифрикционности стойкость штампов из графитизированных сталей в несколько раз больше, чем из стали Х12М. Например, просечные штампы в 1,5–3,5 раза имеют большую стойкость, а вытяжные даже почти в 4 раза. При этом практически не наблюдается выкрашивания.

Графитизированные стали обладают повышенными по сравнению с обычными серыми чугунами антикоррозионными свойствами.

Более технологично изготавливать штампы из графитизированных сталей литыми. Марки литейных графитизированных сталей ЛГС, ЛГСМ [19]. Их химический состав дается в табл. 7.5.

Таблица 7.5

Химический состав литейных графитизированных сталей

Марка	Содержание элементов, % массы				
	углерод	кремний	марганец	медь	никель ^x
ЛГС	1,25-1,45	1-1,35	0,3-0,5	—	≤0,2
ЛГСМ	1,25-1,45	1-1,35	0,3-0,5	0,2-0,4	≤0,2

^x Кроме того стали содержат не более 0,08 % хрома, 0,04 % серы и 0,03 % фосфора.

После обрубки и очистки отливки подвергаются графитизированному отжигу при температуре 1000°С в течение 2ч. В отожженном состоянии графитизированные стали имеют структуру из перлита, феррита и включений графита. По сравнению с литым состоянием их механическая обрабатываемость значительно улучшается. Перед шлифовкой изготовленный из отливки деформирующий инструмент подвергается окончательной упрочняющей термической обработке: закалке с температуры 825°С в масле и низкому отпуску при 225°С. Твердость полученных таким путём графитизированных сталей несколько ниже, чем деформированных (55–58 HRC), однако стойкость вытяжных штампов из стали ЛГС все же в 1,5 раза выше, чем из стали Х12М. Для вырубных штампов стойкость также несколько больше (в 1,2 раза). За счёт легирования никелем, молибденом, медью и др. элементами, а также применения химико-термической обработки

(азотирование, борирование, хромирование и др.) можно ещё более повысить износостойкость, из-за чего продлить время эксплуатации деформирующих инструментов из графитизированных сталей. Если учесть, что себестоимость литых графитизированных сталей на 15% ниже, чем углеродистых, то вполне очевидна целесообразность их применения для замены высоколегированных сталей в некоторых видах инструментов холодного деформирования.

7.9. Твердые спеченные и цветные антифрикционные сплавы

Для листовой штамповки используются также вставки из твёрдых спечённых сплавов. Они обладают очень высокой твёрдостью (80–90HRC), износостойкостью, теплостойкостью (до 800°С) чистотой поверхности. Однако при наличии указанных преимуществ твердые спеченные сплавы имеют существенные недостатки (высокая стоимость – на порядок больше, чем для сталей типа 5ХНМ и хрупкость при неправильном режиме работы, то есть при напряжениях не сжатия, а растяжения, изгиба или кручения).

Используют твёрдые сплавы для вытяжных, вырубных и пробивных штампов и ножей ножниц.

Одним из способов повышения стойкости, например стальных пуансонов относительно малых сечений, является сочетание их с твёрдосплавными матрицами. Стойкость в этом случае возрастает в 5–6 раз [20].

Изготавливают твёрдые сплавы методом порошковой металлургии из смесей порошков карбидов и металла связки прессованием и спеканием при температурах выше 1500–1600°С. Например, вольфрамокобальтовые твёрдые сплавы содержат карбид вольфрама соответственно для марок ВК8, ВК10, ВК12, ВК15, ВК20 – 92, 90, 88, 85, 80 и кобальта 8, 10, 12, 15, 20 %. Чем больше металла связки, тем менее они хрупки, но и ниже их твёрдость.

Для штамповки изделий из нержавеющей сталей и титановых сплавов используются штампы из алюминиево-железисто-никелевых бронз марок БрАЖН 10-4-4, БрАЖН 11-6-6.

Эти бронзы имеют высокие антифрикционные свойства и

способны значительно упрочняться в процессе работы. Кроме того, они обладают высокой теплопроводностью, что позволяет быстро отводить тепло из зоны деформации и улучшать условия работы смазки.

Из-за относительно высокой стоимости бронза применяется в виде вставок для штампов. Температура литья заготовок вставок около 1200°C ,ковки около 900°C . Изготовленные механической обработкой вставки из заготовок подвергаются закалке с 900°C в воду и отпуску при 650°C .

Для этих же целей рекомендуются бериллиевые бронзы (типа БрБ2), вставки из которых после упрочняющей термической обработки применяются при листовой штамповке не только алюминиевых и магниевых сплавов, но и легированных и нержавеющей сталей.

8. ВЫБОР СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В группу инструментов, работающих в горячем состоянии, входят штампы объемной штамповки прессования, выдавливания, высадки, вытяжки, прошивки, резки, вырубки, а также пресс-формы для отливки металлов под давлением. Эти деформирующие инструменты работают при повышенных температурах, попеременном и многократном нагреве и охлаждении, а также нагружении рабочего слоя гравюры. В связи с этим можно определить общие требования к инструментальным материалам. В условиях прессования и прошивки контакт рабочего слоя с обрабатываемыми материалами более длительный, чем, например, при штамповке на молотах, поэтому уровень требований к материалам для инструментов горячего деформирования должен быть не одинаковым.

8.1. Требования к инструментальным материалам

Общие требования к наиболее важным свойствам инструментальных материалов, предназначенных для изготовления инструментов горячего деформирования, следующие:

а) физико-химические: низкий коэффициент теплового расширения, хорошая теплопроводность и окалиностойкость, особенно при нагреве выше температуры 600°C ;

б) механические: высокое сопротивление пластической деформации: предел текучести их при рабочих температурах должен быть не менее 1000 МПа, ударная вязкость не менее 50 Дж/см²;

в) технологические: флокеноустойчивость, прокаливаемость, поскольку многие штампы имеют большие размеры, и высокие прочностные свойства должны быть получены в нижележащих слоях. Отсутствие склонности к отпускной хрупкости. Закаливаемость и малая деформация при упрочняющей термической обработке;

г) эксплуатационные: сопротивление хрупкому разрушению, износостойкость, теплостойкость, разгаростойкость, устойчивость против химического взаимодействия с расплавами (для пресс-форм литья под давлением).

Нагрев рабочих слоев деформирующих инструментов в условиях эксплуатации зависит не только от температуры обрабатываемого металла, но и от длительности контакта с ним и особенностей охлаждения. При быстром деформировании (на молотах и быстроходных прессах при ковке и высадке) и интенсивном охлаждении инструмент охлаждается меньше, чем при медленном (прессовании, выдавливании, вытяжке, штамповке при малых скоростях) или при высоких температурах обработки. В зависимости от условий деформирования материалы для инструментов можно выбирать с различным уровнем указанных свойств. Например, для инструментов быстрого действия (молотовые штампы) теплостойкость стали может быть не очень высокой, но вязкость, разгаростойкость наряду с высоким сопротивлением пластической деформации для них являются главными свойствами, и наоборот, для инструментов медленного деформирования такие свойства как окалиностойкость должны быть наиболее высокими [2].

По уровню основных свойств (вязкость, теплостойкость и др.), определяемому характером легирования и термической обработкой, штамповые стали для горячего деформирования условно разделены на следующие четыре основные группы:

- А. Стали повышенной вязкости и невысокой теплостойкости.
- Б. Стали повышенной вязкости и средней теплостойкости.
- В. Стали повышенной теплостойкости.
- Г. Стали высокой теплостойкости.

8.2. Стали повышенной вязкости и невысокой теплостойкости

Эти стали, обладающие высокой закаливаемостью и прокаливаемостью, используются для изготовления молотовых штампов, которые работают в условиях больших ударных нагрузок и разогрева поверхностных слоев фигуры. Эти молотовые штампы обычно крупные, с размерами наименьшей стороны около 300 мм. Заготовки штампов из сталей марок 5ХНМ, 5ХНВС, 5ХГМ, 4ХМФС (40ХСМФ), 5Х2МНФ (ДИ 32), относящихся к доэвтектойдным (при 0,35–0,4% С) или близким к эвтектойдным (при 0,5–0,6% С), подвергаются (не менее 3 раз) ковке обжатием, чередуя вытяжку с осадкой в трех взаимно перпендикулярных направлениях для достижения наибольшей однородности структуры и свойств во всем объеме. Температурный интервалковки от 1180–1200 °С до 850–900 °С. Охлаждать заготовки послековки нужно медленно, так как эти стали чувствительны к образованию флокенов. После термической обработки улучшения (закалка с высоким отпуском на сорбит) механической обработкой на металлорежущих станках из заготовки изготавливают штамп, который закалкой с температурой 850 °С в масле с последующим отпуском при температурах 400–480 °С (на структуру тростит) получает твердость 42–46 HRC. При этом нагрев под закалку должен быть медленным, фигуру штампа следует укрыть отработанным карбюризатором для предотвращения от окисления и обезуглероживания поверхностного слоя.

При закалке крупные штампы следует охлаждать в масле до температуры 100–150 °С, а затем немедленно подвергать отпуску, чтобы избежать появления трещин.

Для штампов с мелкими ручьями, в которых штампуемый материал быстро подстывает, рекомендуется более высокая твердость. Хвостовая часть штампов должна иметь высокую вязкость, пластичность и низкую твердость. Для этого после отпуска штамп устанавливают на специальную печь-плиту и хвостовую часть нагревают, наблюдая цвета побежалости (синий, начало серого соответствует температурам 250–350 °С) у зеркала штампа, до температуры 600–700 °С. Для повышения поверхностной твердости и износостойкости поверхность гравюры цианируют ($\delta=0,2$ мм) или азотируют ($\delta=0,3$ мм). После такой обработки (рис. 8.1) штампы из указанных сталей имеют теплостойкость до температуры 600 °С и ударную вязкость от 50 до 100 Дж/см².

Рис.8.1. Схема обработки заготовки и штампа из стали типа 5ХНМ

Карбидообразующие элементы: вольфрам, молибден, ванадий, титан, (W, Mo, V, Ti), которые входят в состав этих сталей, обеспечивают им требуемые достаточно высокие эксплуатационные свойства сопротивления хрупкому разрушению и износостойкости, а также хорошую технологичность при термической обработке, препятствуя росту зерна аустенита при закалке и проявлению отпускной хрупкости второго рода (за счет W и Mo), а также обеспечивая высокую закаливаемость и малую склонность к деформациям и трещинам.

Выбор сталей данной группы проводят в зависимости от условий работы деформирующего инструмента. Так, например, сталь 5ХНМ обеспечивает удовлетворительную стойкость штампов (3–10 тыс. штамповок) при изготовлении поковок из углеродистых и низколегированных конструкционных сталей в условиях невысокого разогрева гравюры (до 500–550 °С). При штамповке же поковок из жаропрочных нержавеющей сталей стойкость штампов из этой стали ниже на 2 порядка. В этом случае следует взять сталь 5Х2МНФ (Д132), которая превосходит стали 5ХНМ, 5ХНВ по теплостойкости и износостойкости [16].

Если из этих сталей изготавливать не молотовые штампы, а прессовые или штампы скоростной машинной штамповки, то есть когда условия работы ужесточаются по времени контакта с нагретой заготовкой или скорости приложения нагрузки, то они

рекомендуются для обработки мягких цветных сплавов. В процессе работы твердость материала штампов не должна снижаться ниже 35 HRC, так как в этом случае они быстро выходят из строя из-за смятия и износа.

8.3. Стали повышенной вязкости и средней теплостойкости

Эти стали хоть и содержат несколько меньше углерода, но более легированные. После отжига их структура состоит из сорбитообразного перлита и избыточных карбидов, поэтому они относятся к заэвтектоидным сталям. Углерода в них от 0,3 до 0,4 %.

Легированы они карбидообразующими элементами: от 3 до 5 % Cr, до 2 % W, до 3 % Mo, до 1 % V, а также не карбидообразующим кремнием. Марки: 4X5MФC, 4X5B2ФC, 4X3BMФC (ЗИ-2), 3X3M3Ф, 4X5MФ1C (ДИ-22), 4X3BMФC (ДИ-71) по ГОСТ 5950-73.

Ковка заготовок из этих сталей проводится аналогично ковке из сталей типа 5XHM. Окончательная же термическая обработка отличается высокой температурой закалки. Калят эти стали с температурой 1000–1500 °С с целью получения более легированного аустенита за счет растворения избыточных карбидов типа Me_2C , MeC , Me_6C , $Me_{23}C$. После закалки твердость около 50 HRC из-за достаточно большого количества остаточного аустенита (около 40%). Отпуск проводят двухкратный: первый при температуре 500–560 °С, а второй при 500–520 °С на твердость 47–49 HRC. Ударная вязкость при σ_{01} и σ_{02} поаеуао i о 50 ai 65 A? ni ². Теплостойкость этих сталей до 600–650 °С. Отличаются они повышенной разгаростойкостью и горячей прочностью. Используют указанные стали для изготовления мелких молотовых штампов, крупных (до 250 мм) молотовых и прессовых вставок при горячем деформировании конструкционных сталей и цветных сплавов в условиях крупносерийного и массового производства, для пресс-форм литья под давлением алюминиевых, цинковых и магниевых сплавов. Чем менее пластичен обрабатываемый материал, тем более легированную сталь следует выбирать для деформирующего инструмента. Так, для горячего деформирования легированных конструкционных и жаропрочных сталей более подходит для изготовления штамповых вставок сталь 4X5B2ФC, чем сталь 4X4MФC.

После окончательной термической обработки поверхность гравюры штампа можно дополнительно упрочнить цианированием или азотированием для повышения твердости и износостойкости.

Стойкость инструментов из этих сталей в 3–4 раза выше, чем из сталей предыдущей группы (стали типа 5ХНМ), поэтому, несмотря на то, что их стоимость приблизительно на 75 % выше, чем менее легированных сталей, их использование экономически выгодно [4].

8.4. Стали повышенной теплостойкости

Эти стали высоколегированные и по структуре относятся к заэвтектоидным, хотя и очень близки к ледебуритным сталям. Эти стали марок 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС (ДИ-23) используют для изготовления деформирующего инструмента, предназначенного для обработки жаропрочных сталей и сплавов. В процессе работы штампы и прессовый инструмент (прошивочные и формирующие пуансоны, матрицы и др.) подвергаются при обработке этих материалов интенсивному разогреву до 650–700 °С, а иногда и более.

Стали 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС (ДИ-23) – высоковольфрамовые, комплексно-легированные, близкие к быстрорежущим сталям, но отличаются от них пониженным содержанием углерода. Эти стали имеют повышенную износостойкость и разгаростойкость, однако их сопротивление хрупкому разрушению невелико. По этой причине из них изготавливают вставки штампов, работающих в тяжело нагруженных прессовых инструментах (мелкие вставки окончательного штампового ручья, вставные знаки, матрицы для выдавливания и т. д.). Ковка заготовок штампов из этих сталей проводится в том же температурном интервале, что и из сталей предыдущих групп. Медленное растворение специальных карбидов и обусловленное этим замедление роста зерен аустенита в стали 3Х2В8Ф позволяет применить для нее весьма широкий диапазон температур нагрева под закалку (от 1050–1200 °С). При повышенных требованиях к прочности и ударной вязкости температуру закалки следует брать невысокую, а при повышенных требованиях к теплостойкости, наоборот, максимальную. Обычно закалку осуществляют с температурой 1120–1150 °С в масле. Последующий отпуск двухкратный: первый при температуре 640–680 °С, а второй при 600–620 °С на твердость 42–46 НРС. Теплостойкость этих сталей составляет от 650 до 685 °С, ударная вязкость от 20 до 30 Дж/см². При температуре эксплуатации 600–650 °С ударная вязкость этих сталей в отличие от сталей других (1 и 2) групп возрастает до 40 Дж/см², чем и объясняется их повышенная разгаростойкость. Штампы из стали 5Х3В3МФС (ДИ-23) отличаются более высокой стойкостью (в 1,5–3 раза), чем из стали 3Х2В8Ф, за счет более комплексного легирования. Для поверхностного упрочнения

так же, как и для деформирующего инструмента из других сталей рекомендуется азотирование и для этих марок сталей.

Пример применения сталей различных групп в составном инструменте дан на рис. 8.2.

Рис.8.2. Схема штампа, марки сталей и нормы твердости для основных деталей штампа кривошипного горячештамповочного прессы для выдавливания в разъемных матрицах поковок типа стакана с ребрами из легированных сталей и титановых сплавов

8.5. Стали высокой теплостойкости

Стали эти еще более легированные, но содержат небольшое количество углерода (около 0,2%): 2Х6В8М2К8 (ЭП745), 2Х8В9М2К9. Их теплостойкость достигает 720°С. Стали эти так же, как предыдущей группы, высоковольфрамовые, заэвтектоидные, близкие к ледебуритным, склонны к эффекту вторичного твердения при отпуске. Суммарно в них содержится 24–29% легирующих элементов. Наряду с карбидами типа (MeC), при отпуске в них происходит выделение мелких интерметаллических соединений типа (Fe,Co)₇W₆.

Ковку заготовок деформирующего инструмента из этих сталей проводят так же, как и из сталей других групп. Закалку осуществляют с температуры 1200 °С в масло. Затем отпускают двукратно при температурах 660–760 °С и 600–620 °С на твердость 52 HRC.

Ударная вязкость хромовольфрамовых кобальтовых сталей невысокая—20 Дж/см², поэтому из них делают малогабаритные вставки инструмента для штамповки и прессовки нержавеющей и высокопрочных сталей и сплавов, работающих при повышенных температурах и больших давлениях в условиях всестороннего сжатия.

Стойкость инструментов из этих сталей в 3–5 раз выше, чем из стали 3Х2В8Ф [18]. Поскольку ударная вязкость в этих сталях снижается до 15 Дж/см² в заготовках с диаметром более 120мм, тяжело нагруженные инструменты из них (матрицы, пуансоны, выталкиватели, вставные знаки и др.) рекомендуется изготавливать с сечением менее 100мм.

Снижение ударной вязкости в заготовках крупных размеров объясняется тем, что из-за большой выдержки при нагревах неизбежно происходит выделение карбидов по границам зерен аустенита и, следовательно, обеднение приграничных участков легирующими элементами, поэтому в ряде случаев термической обработки границы зерен разупрочняются быстрее, чем сами зерна, что и ведет к снижению ударной вязкости при повышенных температурах.

Сталь 2Х8В8М2К8 (ЭП 745) превосходит сталь 3Х2В8Ф по теплостойкости (на 100 °С), разгаростойкости и окалиностойкости. Ударная вязкость этой стали при температуре разогрева до 700 °С возрастает до 40–60 Дж/см², поэтому при повышенных температурах она обладает достаточно хорошей стойкостью в условиях циклического нагружения большими усилиями. Для повышения износостойкости поверхностного рабочего слоя деформирующего инструмента из этих сталей необходимо проведение азотирования, совмещая его с режимом отпуска.

8.6. Применение быстрорежущих сталей и твердых сплавов для инструмента горячего деформирования

Быстрорежущие стали марок Р9, Р12, Р6М5, Р6М3, 10Р6М5, Р14Ф4, Р12Ф3, Р6М5Ф3, Р6М5К5 и др. имеют теплостойкость 620 °С (для твердости 58 HRC). Из них изготавливают матричные кольца или вставки формирующей части матрицы, внутренние втулки контейнера, трубные оправки, используемые для прессования

жаропрочных сталей и сплавов на никелевой основе и тугоплавких сплавов (см. рис.7.4).

Совершенствование марочного сортамента и повышение качества быстрорежущих сталей в настоящее время происходит за счет освоения производства и внедрения порошковых сплавов, получаемых распылением газовым энергоносителем струи расплава с последующим изостатическим прессованием или экструзией заготовок требующихся размеров. Порошковые стали имеют намного более равномерное распределение карбидов, а их размер много мельче, чем в обычных. Порошковые быстрорежущие стали легко куются и прокатываются, характеризуются малыми объемными деформациями и хорошей шлифуемостью.

Метод порошковой металлургии позволяет увеличить содержание легирующих элементов в стали без ухудшения ее технологичности [18]. В нашей стране изготавливают следующие марки порошковых быстрорежущих сталей: P12M3Ф2K8-МП, P12M3Ф3K10-МП, P12MФ5-МП, P9M4K8-МП, P6M5K5-МП, P6M5Ф3-МП, (МП-металлургия порошковая). Цена этих сталей в среднем на 35% выше изготовленной по обычной технологии, а стойкость инструмента из них в 2 раза больше.

Изготавливают сейчас также быстрорежущие стали P6M5K5 и P6M5 с 20 % содержанием карбида титана. Твердость карбидосталей в отожженном состоянии 40-45 HRC, в термообработанном на вторичную твердость при отпуске составляет 68-70 HRC. Теплостойкость при твердости 68 HRC соответствует температуре 650-690°C [18]. Нашли использование в качестве вставок в инструментах горячего деформирования и спеченные твердые сплавы [4,21].

Из твердых сплавов марок BK8, BK20 и BK30 изготавливают матричные вставки при выдавливании и объемной штамповке, ротационной ковке и электровысадке. Основными преимуществами твердых сплавов являются высокая теплостойкость, износостойкость и прочность при нагреве до температуры 1000°C. В то же время твердые сплавы хрупки и имеют низкую разгаростойкость. Кроме того, стоимость твердосплавных заготовок в 5-10 раз превышает стоимость заготовок той же массы из штамповой стали [4].

Однако такие затраты полностью окупаются, так как (по данным Самарского завода клапанов) стойкость, например, матриц с бандажем из стали 7X3, термически обработанной на твердость 41-46 HRC и рабочей частью из твердого сплава BK20, по сравнению с матрицей из стали 4X3BM9 (ГОСТ 5950-73) возросла в 30-40 раз (табл. 8.1).

Эффективность использования твердых сплавов
для инструмента горячего деформирования

Поковка	Характеристики матриц			Количество поковок, шт.
	Габаритные размеры, мм		Марка и упрочнение материала	
	диаметр	высота		
Клапанов	43	65	4Х3ВМ Ф (ГОСТ5950-73) 44-50 НРС азотированный слой 0,22-0,3 мм	2000-2400
— » —	60	80	— » —	1700-2200
Болтов с фигурной головкой для шатунов	50	25	Обойма: 7Х3 (ГОСТ 5950-73) 41-46 НРС Вставка: ВК 20 (ГОСТ 10284-74)	60000-80000

8.7. Мартенситно-стареющие высокопрочные стали

Безуглеродистые ($\leq 0,03$ %С) мартенситно-стареющие стали, содержащие от 8 до 20 % никеля, а часто кобальта и в небольших количествах такие легирующие элементы как титан, бериллий, алюминий, ниобий, вольфрам и молибден, обладают высокой прочностью, сопротивлением хрупкому разрушению, теплостойкостью и износостойкостью, что позволяет использовать их для изготовления инструментов горячего деформирования. К этим сталям относятся: Н18К9М5Т, Н12К8М3Г2, Н10Х12М2Т, Н12К8М4Г2, Н9Х12Д2ТБ, ВНС-17 (02Х11Н10М2Т).

Мартенситно-стареющие стали с 10–12 % хрома обладают хорошей сопротивляемостью коррозии, в том числе и под напряжением. Эти стали дорогостоящие, так как относятся к высоколегированным. Из этих сталей изготавливают ковочные штампы. Технологично их получать литьем в толстостенные керамические формы. Упрочняются штампы из этих сталей закалкой с температурой 820°С на воздухе и старением при температурах 500–700°С. При этом после закалки структура будет состоять из железоникелевого мартенсита и аустенита либо из одного аустенита. Свойства закаленных сталей типа

“марэйджинг” следующие: $\sigma_B=900-1100$ МПа, $\sigma=16-20$ %, $\psi=70-80$ %, КСУ=200–300 Дж/см². Сталь с такими свойствами имеет высокую пластичность и хорошую обрабатываемость давлением или резанием. После окончательной механической обработки деформирующий инструмент из этих сталей подвергают старению, при котором происходит обеднение легирующими твердого раствора и выделение из него интерметаллидов типа Ni₃Ti, NiTi, FeMo и превращение мартенсита закалки и остаточного аустенита в мартенсит отпуска. При этом механические свойства стали меняются: $\sigma_B=2000$ МПа, $\sigma_{02}=1900$ МПа, $\sigma=8-12$ %, $\psi=40-60$ %, КСУ=40–60 Дж/см². Для повышения твердости и износостойкости поверхности гравюры рекомендуется проведение азотирования.

Наиболее широкое применение получила мартенситно-стареющая сталь марки Н18К9М5Т. Никель и кобальт, уменьшая растворимость титана, молибдена (а в других сталях и таких легирующих как алюминий и вольфрам) в α -железе, способствуют упрочнению при старении и одновременно повышают сопротивление хрупкому разрушению. Кобальт, повышая точку Mn, позволяет увеличить концентрацию в стали элементов, вызывающих упрочнение при старении, но резко снижающих точку мартенситного превращения Mn. За счет введения кобальта предотвращается опасность получения после закалки в структуре стали слишком большого количества остаточного аустенита.

Сталь Н18К9М5Т в области температур 640–690°С уступает стали 3Х2В8Ф, однако при более высокой температуре 720–760°С стойкость этой стали выше.

В области этих температур мартенситно-стареющая сталь Н18К9М5Т по проявляемым свойствам напоминает дисперсно-твердеющие сплавы на аустенитной основе.

Ввиду высокой стоимости сталей типа “марэйджинг” перспективно их использовать в качестве плакирующего материала в производстве биметаллических штампов.

Температуры закалки мартенситно-стареющих и конструкционных сталей совпадают. Температуры отпуска конструкционных сталей и старения мартенситно-стареющих сталей также одинаковы. Это значит, что штампы, изготовленные в биметаллическом виде из указанных сталей, можно подвергать упрочнению по единому режиму. При этом после закалки проводят механическую обработку рабочей части штампа из мартенситно-стареющей стали, а после отпуска (старения) основной части штампа из конструкционной стали, твердость которой составляет 30–40 НRC.

Азотирование является перспективным методом поверхностного упрочнения гравюры штампов из мартенситно-старееющих сплавов.

Азотирование совмещают с процессом старения и получают диффузионный слой толщиной 0,2–0,3 мм с твердостью 65 HRC. Упрочненный слой прочно связан с основным металлом и оказывается нехрупким.

8.8. Аустенитные жаропрочные стали и сплавы на основе никеля

Для игл прошивочного узла, вставок матриц пресс-шайб используют жаропрочные стали на основе никеля (типа Нимоник), когда проводится прессование жаропрочных сплавов на медной основе, а также специальных сталей и сплавов. Обычные инструментальные стали в этом случае имеют малую стойкость. Особенно когда необходимо прессовать специальные закрытые профили с малыми отверстиями значительной длины.

В качестве представителя аустенитных дисперсно-твердеющих жаропрочных сталей следует взять сталь марок 10X12H20T3P (ЭИ696) и 10X12H22T3MP (ЭИ696М или ЭИ33).

Легирование никелем до 20–22 % обеспечивает в стали получение аустенита, несмотря на довольно значительное количество хрома и небольшого количества других ферритизаторов. Для достижения высокой жаропрочности эти стали дополнительно легированы молибденом, вольфрамом, ванадием, ниобием, бором (Mo, W, V, Nb, P). Эти стали обычно используются для деталей или инструментов, работающих при температурах 500–750 °С. Инструмент из этих сталей изготавливают из кованных или литых заготовок и термически обрабатывают по следующему режиму: закалка с температуры 1100 °С на воздухе и старение или 700–785 °С, длительностью от 8 до 16 ч на твердость 40–45 HRC. При этом $\sigma_B = 1000\text{--}1350$ МПа, $\sigma_{02} = 600\text{--}1000$ МПа, $\delta = 20\text{--}25$ %, $\psi = 30\text{--}46$ %, КСУ = 60–90 Дж/см².

При старении аустенитные жаропрочные стали упрочняются за счет выделения дисперсных интерметаллидов Ni₃Ti, Ni₃Al, Ni₃(Ti, Al), Ni₃Nb и др., а также карбидов типа MC (TiC).

Однако содержание углерода в сталях с интерметаллидным упрочнением должно быть небольшое, так как он связывает молибден и вольфрам в карбиды, что понижает жаропрочность аустенита. Бор упрочняет границы зерен за счет образования боридов и карбоборидов.

Длительное старение (для стали ЭИ696М двукратно: при 750–785 °С, 16 ч и при 600–650 °С, 10–16 ч) обеспечивает равномерное

выделение интерметаллидов и карбидных фаз и наилучший комплекс механических свойств стали.

Прочность и твердость термообработанных аустенитных сталей можно еще более повысить, если перед старением подвергнуть их холодной пластической деформации (наклепать). Кроме этих сталей, для деформирующего инструмента можно применять другие дисперсно-твердеющие аустенитные стали марок: 4X14N14B2M (ЭИ69), 4X15N7Г7Ф2МС (ЭИ388), 4X22N8Г8МФБ с карбидным и интерметаллидным упрочнением.

Для тех случаев, когда при работе инструмент нагревается до температур 700–900 °С и при этом еще подвергается большим механическим нагрузениям, а поверхность истиранию, применяют жаропрочные сплавы на основе никеля типа Нимоник.

В этих сплавах упрочнение достигается также за счет образования интерметаллидных фаз при старении. Из-за высокой легированности сплавов их количество по сравнению со сталями возрастает в несколько раз. Так, в сталях количество выделенных при старении интерметаллидов составляет до 5 %, а в жаропрочных деформированных сплавах при старении в твердом растворе образуется до 10–12 % (в зависимости от легированности) γ' -фазы, которая представляет собой интерметаллиды Ni_3Al , $Ni_3(Ti,Al)$. В литейных сплавах за счет еще более высокой легированности количество γ' -фазы возрастает до 40–60 %.

Деформированные жаропрочные сплавы на основе никеля: ХН77ТЮР (ЭИ437В), ХН70ВМТЮ (ЭИ617), ХН62ВМКЮ (ЭИ867), ХН55ВМТКЮ (ЭИ929) являются высоко- и комплексно-легированными сплавами с содержанием основного компонента никеля от 55 до 70 %. Углерода в них меньше 0,07–0,12 %, хрома содержится от 10 до 20 %, вольфрама до 6 %, молибдена от 3 до 10 %, алюминия от 0,8 до 4,5 %, титана около 2 %, кобальта от 5 до 14 % и до 0,02 % добавок бора и церия (табл. 8.2).

Литейные жаропрочные сплавы на основе никеля марок ЖСЗ, ЖС6К, ЖС6КП, ЖС6У содержат больше легирующих элементов. Самые легированные из них ЖС6К, ЖС6У, ЖС6Ф содержат до 11 % вольфрама, до 11 % молибдена, до 16 % кобальта для повышения прочности твердого раствора, до 2,8 % титана, до 5,5 % алюминия для увеличения количества γ' - фазы.

Малые добавки бора и церия вводятся для упрочнения межзернистых границ. Кроме основной упрочняющей γ' - фазы, в никельхромовых жаропрочных сплавах могут присутствовать карбиды Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, TiC, а также нитриды TiN и бориды типа Me_3B_2 .

Химический состав жаропрочных сплавов на основе никеля

Марка	Содержание элементов, % массы									
	C	Cr	W	Mo	V	Al	Ti	Co	B	Ce
ЭИ437Б	≤0,07	20,5	-	-	-	0,8	2,5	-	≤0,01	≤0,01
ЭИ617	≤0,12	14,5	6	3	0,3	2	2	-	≤0,02	≤0,02
ЭИ867	≤0,10	9,5	5,2	10	—	4,5	—	5	≤0,02	≤0,02
ЭИ929	≤0,12	10,6	5,5	5	0,5	4	1,7	14	≤0,02	-
ЖСЗ	≤0,14	16	5,5	3,8	0,3	2	2	-	≤0,02	-
ЖС6	≤0,15	12,5	7	4,8	-	5	2,5	-	≤0,02	-
ЖС6К	≤0,16	11,6	5,2	2,7	5,5	-	5	4,5	≤0,02	-

После изготовления деформирующего инструмента проводится упрочняющая термическая обработка. Для сплава ЭИ437Б закалку проводят с температуры 1080°C, 8 ч на воздухе, а затем старение при температуре 700°C в течение 16 ч. Для более легированных деформированных сплавов на основе никеля термическая обработка более сложная. Например, для сплава ЭИ929 проводят две заковки: 1-я заковка с температурой 1220°C, 2 ч на воздухе, 2-я заковка с температуры 1050°C, 4 ч на воздухе, а затем старение при 850°C в течение 8 ч. При первой заковке фиксируют пересыщенный твердый раствор, при второй выделяют по границам зерен для их упрочнения карбиды и карбобориды, а при старении достигается образование в объеме зерен упрочняющей мелкодисперсной γ' - фазы.

В литейных сплавах твердый раствор настолько пересыщен легирующими, что выделение интерметаллидов, карбидов, боридов происходит при охлаждении на воздухе с температур кристаллизации. Для литейных сплавов для повышения пластичности проводится лишь гомогенизация при температуре 1200°C в течение от 4 до 20 ч с последующим охлаждением на воздухе, что способствует повышению их сопротивления хрупкому разрушению. В термически обработанном состоянии сплавы приобретают твердость 40–55HRC.

Тяжело нагруженные штампы горячего деформирования (для штамповки и выдавливания труднодеформируемых материалов и изотермической штамповки), изготовленные из жаропрочных сталей и сплавов, не имеют преимуществ перед лучшими штамповыми и быстрорежущими сталями при температурах нагрева инструментов до 600–700°C, однако при более высоких температурах 700–800°C их прочность, износостойкость и особенно разгаростойкость значительно выше. К тому же они обладают высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Все это делает их наиболее перспективными в тех

случаях, когда решающее влияние на стойкость инструментов имеет высокий нагрев [4]. В таких условиях работы стойкость вставок из сплавов ЖС6 в 50–70 раз выше, чем из стали 3Х2В8 [22].

Сравнительная стойкость штампов для горячего деформирования жаропрочных сталей, титановых и никелевых сплавов дается в табл. 8.3, взятой из работы [23].

Таблица 8.3

Стойкость штампов из различных материалов

Вид поковки	Материал поковки	Характеристики штампа			
		Материал ковального штампа	Стойкость, шт. поковок	Материал литого штампа	Стойкость, шт. поковок
Турбинные лопатки	Титановый сплав	5ХНМ	120	ЖС3	340
Диск турбинный	Никелевый сплав	5ХНВ	25-30	— » —	160-280
Профили	Жаропрочная сталь	3Х2В8	1-2	— » —	50

Широкое применение жаропрочных сталей и сплавов для изготовления деформирующего инструмента сдерживается из-за высокой стоимости, дефицитности и плохой обрабатываемости резанием и давлением.

8.9. Молибден и его сплавы

Для штампов, главным образом матриц, эксплуатируемых при температуре 900°С, используют сплавы тугоплавких материалов. В первую очередь это молибден и его сплавы [2,4].

Тяжело нагруженные матрицы выдавливания из молибдена превосходят по теплостойкости, теплопроводности и прочности матрицы, изготовленные из штамповых сталей при температуре выше 800°С. Однако при температурах ниже 700°С молибден имеет пониженную прочность. Так, его твердость при 20°С составляет всего 20 НРС. Чтобы не было преждевременного смятия штампа при деформировании обрабатываемого материала, его эксплуатация должна осуществляться только при температурах выше 800°С. Существуют два метода повышения износостойкости и твердости молибдена:

1. Легирование небольшим количеством циркония (0,08–0,1 %) или титаном (0,4–0,5 %) с добавкой углерода (0,02–0,03 %). Возникающие упрочняющие фазы повышают прочность и твердость молибдена.

2. Нагартовка пластическим деформированием при обжати на 35–40 %. Твердость в этом случае возрастает до 37–38 HRC. Создаваемое упрочнение сохраняется при рабочих температурах штампов, так как температура начала рекристаллизации молибдена очень высока. Штампы обычно небольшие и простой формы (кольца). Используются при деформировании аустенитных сплавов при высоком нагреве и без интенсивного охлаждения [2]. Молибден сильно окисляется при температурах выше 700 °С. Образующиеся оксиды уменьшают коэффициент трения и тем самым облегчают деформирование. Желательно создание защитных атмосфер, чтобы уменьшить окисление деформирующего инструмента из молибдена и его сплавов.

9. УПРОЧНЕНИЕ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ДЕФОРМИРУЮЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

Для повышения износостойкости, коррозионной стойкости, окалиностойкости, антифрикционных свойств, прочности, разгаростойкости, теплостойкости, теплопроводности и других свойств рабочей поверхности деформирующих инструментов, позволяющих продлить их эксплуатационную стойкость, используются различные виды упрочнения гравюры штампов. К ним относятся наклеп и деформационное старение, поверхностная закалка ТВЧ и лазером, химико-термическая обработка.

9.1. Наклеп и деформационное старение

Поверхностный наклеп гравюры деформирующих инструментов проводят обдувкой металлической дробью. Дробеструйная обработка термически упрочненных пуансонов повышает их стойкость благодаря изменению микрорельефа и устранению концентраторов напряжений, а также за счет изменений тонкой структуры поверхностных слоев (наклепа).

Положительный эффект дробеструйной обработки проявляется только на штампах, термически обработанных на пониженную твердость (около 42 HRC). Наклепом невозможно практически

повысить твердость штампа, термически обработанного на твердость выше 52 HRC. Поэтому инструмент холодного деформирования такой обработке не подвергают. Обработка дробью повышает предел выносливости штампов горячего деформирования на 10–25 % по сравнению с полированием. Если же после дробеструйного наклепа проводится гидрополирование (гидроабразивная обработка), то эта характеристика возрастает на 36 % [24].

Дробеструйная обработка придает поверхности штампов шероховатость 5–6 класса. Микрорельеф после такой обработки мало увеличивает термическое сопротивление контакта и существенно не изменяет характер поведения технологической смазки. Если при дробеструйной обработке применить очень жесткие режимы, то образуется микрорельеф с остrokонечными вершинами (рис. 9.1).

Рис. 9.1. Схема рельефа поверхности штампа после дробеструйной обработки по режиму: а) нормальному; б) жесткому; в) жесткому с последующей гидроабразивной обработкой

Такая поверхность ведет к залипанию поковок в штампах. Чтобы сохранить высокую степень наклепа, но в то же время устранить остrokонечные вершины микрошероховатости поверхности, используют после жесткого режима дробеструйной обработки гидроабразивную обработку, которая обеспечивает срез и скругление острых вершин неровностей (рис.9.1, в).

Микрорельеф оказывает существенное влияние на контактные явления, происходящие в процессе штамповки. На поверхности с микрорельефом, полученным при комбинированной обработке (дробеструйная с гидроабразивной), температура контакта при штамповке на 80–100 % ниже, чем на полированной. Кроме того, снижается коэффициент трения на 30–50 % без смазки и на 100% при смазке. Этот эффект объясняется повышенным термическим сопротивлением контакта “деформируемый металл–инструмент” благодаря наличию более толстых слоев граничных наполнителей из смазки и оксидов (в местах ямок), снижающих площадь физического

контакта металлических поверхностей. Только за счет этого стойкость штампов повышается в 1,5–2 раза [24].

Ощутимый результат в повышении стойкости штампов за счет наклепа достигается только тогда, когда при этом происходит деформационное старение, так как, если этого не происходит, достигнутое упрочнение быстро снимается из-за ускорения диффузионных процессов с ростом искаженности кристаллической структуры (рис.9.2).

Рис. 9.2. Изменение микротвердости поверхности штампа в зависимости от продолжительности выдержки при температуре эксплуатации: 1-не упрочненного дробеструйной обработкой; 2-упрочненного дробеструйной обработкой

Упрочнение за счет пластической деформации (наклепа) эффективно для высоколегированных сталей типа 3Х2В8 с исходной твердостью менее 42–46 HRC. Стойкость в этом случае за счет наклепа может быть повышена в 1,5–2 раза для тех штампов, которые выходили из строя из-за смятия (необратимых деформаций).

В сталях, имеющих низкую твердость (40 HRC), в результате деформационного старения заметно повышается твердость, а теплостойкость почти не изменяется. Выделяющиеся карбиды неправильной формы не только сильно упрочняют сталь, но и создают дополнительные напряжения, что в итоге не замедляет процесс коагуляции карбидов и, следовательно, не улучшает теплостойкости стали.

Деформационное старение сталей с повышенной твердостью (более 48 HRC) не ведет к ее росту, но благодаря релаксации напряжений при выделении карбидов глобулярной формы возрастает способность структуры сопротивляться разупрочнению, так как коагуляция карбидов замедляется. Это способствует повышению теплостойкости в таких сталях и, следовательно, увеличению срока службы деформирующих инструментов (рис.9.3).

Рис. 9.3. Влияние времени испытания на твердость и эффект деформационного старения штамповых сталей с исходной твердостью: а) пониженной, б) повышенной; 1-без старения, 2-со старением

На практике наблюдается следующая зависимость изменения твердости от числа поковок (рис.9.4).

В начальный период работы твердость стали молотовых штампов (5ХНМ) понижается, затем продолжительное время остается постоянной, а к концу работы повышается до первоначального значения или даже превышает его. Такое изменение твердости на гравюре штампов связано с пластической деформацией (наклепом) и деформационным старением штамповой стали под действием рабочих температурно-силовых воздействий, а также появлением белого слоя.

9.2. Поверхностная закалка ТВЧ и лазером

При воздействии магнитного поля, возникающего при прохождении переменного электрического тока по проводнику, в поверхностном слое деформирующего инструмента индуктируются

Рис. 9.4. Изменение твердости пригравюрного слоя штампа (из стали 5ХНМ) в процессе эксплуатации

вихревые токи. Глубина проникновения этих токов δ , см, зависит от частоты тока - f и физических свойств материала штампа (ρ —удельное электросопротивление, μ — магнитная проницаемость) :

$$\delta = 5000 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \quad (9.1)$$

Вихревые токи разогревают поверхность инструмента до температур, превышающих критические точки фазовых превращений, за очень малое время (5-10 с.). После разогрева поверхностный слой быстро охлаждается за счет интенсивного теплоотвода в тело штампа, что обеспечивает получение в этом слое закаленной структуры. При этом структура глубинных слоев штампа остается практически неизменной.

Мартенсит, получаемый в закаленном слое после закалки ТВЧ, имеет безигольчатое или мелкоигольчатое строение. Большая скорость нагрева и незначительная выдержка ведут к незавершенности диффузионных процессов и, следовательно, неоднородности аустенита в микрообъемах по содержанию углерода и легирующих элементов. Поэтому при охлаждении в одних микрообъемах образуются кристаллы мартенсита, а в других, кроме того, из них еще и выделяются мелкодисперсные карбиды, что приводит не только к повышенным внутренним напряжениям, но и возрастанию твердости стали на 2-6 HRC больше, чем после закалки при обычном медленном нагреве

В практике термической обработки деформирующего инструмента поверхностная закалка ТВЧ эффективна в качестве дополнительной, когда после обычной термической обработки твердость стали составляет 36–42 HRC.

Дополнительной закалке ТВЧ подвергают участки гравюры, наиболее подверженные износу. Отпуск после нее не проводят, если в процессе эксплуатации закаленный поверхностный слой не отслаивается [4].

Дополнительная закалка с нагрева ТВЧ значительно повышает стойкость тех штампов, которые выходят из строя из-за смятия или истирания. Довнар С.А. [23] приводит производственные данные эффективности такой дополнительной поверхностной закалки (табл. 9.1) по Минскому заводу шестерен.

Таблица 9.1

Эффективность поверхностного упрочнения штампов кривошипных горячештамповочных прессов дополнительной закалкой с нагревом ТВЧ

Наименование поковок	Марка стали	Стойкость штампов, шт.	
		Обычно термически обработанных	С дополнительной закалкой
Сателлит МАЗ-200	3Х2В8Ф	400	1200
Сателлит МАЗ-200	5Х3В3МФС	350	850
Полусе́вая шестерня МАЗ-200	3Х2В8Ф	600	1200
Полусе́вая шестерня МАЗ-200	5Х3В3МФС	500	950
Шатун	5ХНВ	2000	3000
Рамка	5ХНМ	2500	3500
Шпонка	5ХГСВФ	3600	5400
Винт	5ХНМ	4500	8000
Шестерня	5ХНВ	8500	14200

При дополнительной закалке штампов из теплостойких высоковольфрамовых сталей достигается наибольшее увеличение их стойкости (в 2–3 раза).

Для того чтобы при закалке с нагревом ТВЧ не возникало высоких напряжений, что особенно опасно из-за возможного отслоения поверхностного слоя, рекомендуется перед ее проведением подогреть штампов до температур 450–600 °С. После такой термической обработки распределение твердости в поверхностном слое более

плавно снижается к исходной твердости и менее выражено уменьшение ее в области переотпущенного подслоя [10], который к тому же смещается глубже от поверхности (рис.9.5).

Рис.9.5. Распределение твердости по толщине штампа из стали марок 3Х2В8Ф (а) и 5ХГСВФ (б) после дополнительной закалки ТВЧ: 1-без подогрева; 2-с подогревом до 600°С (а) и до 550°С (б); исходная твердость обеих сталей 45 HRC

В стали с повышенной теплостойкостью (3Х2В8Ф) более широкая и дальше расположена от поверхности переходная зона с твердостью незначительно меньшей, чем в стали 5ХГСВФ. Это определяет и меньшую склонность к отслаиванию вторично закаленного с нагрева ТВЧ поверхностного слоя. Предварительный подогрев перед закалкой ТВЧ эффективен, сказывается на распределении твердости и, следовательно, на снижении опасности отслоения закаленного слоя для всех инструментальных сталей. Поверхностную дополнительную закалку можно осуществлять и с нагрева газовым пламенем, а в последнее время и лучом лазера.

Использование лазера для дополнительной закалки наиболее эффективно тогда, когда вследствие сложности конфигурации гравюры штампа или возможности значительного коробления ее отдельных выступающих элементов другие методы неприемлемы. Поверхностная лазерная обработка позволяет повысить твердость на 15–20% у готовых инструментов, прошедших упрочняющую термическую обработку и окончательное шлифование.

Метод лазерного воздействия основан на высокоскоростном локальном нагреве поверхностного слоя до температур, которые выше температур фазовых превращений под действием лазерного луча, с последующим быстрым охлаждением за счет теплоотвода в тело штампа при перемещении луча. Закаленная структура очень мелкозернистая. Глубина упрочненного слоя соответствует

$$\delta = \sqrt{\alpha\tau} , \quad (9.2)$$

где α – коэффициент температуропроводности,
 τ – длительность импульса лазерного воздействия.

Чтобы не было обезуглероживания, рекомендуют лазерную закалку проводить в аргоне. Глубина слоя после лазерной поверхностной закалки равна 0,25– 0,3 мм. При этом, чтобы не было незакаленных мест, необходимо нагрев лазерным лучом проводить с 50 % перекрытием пятен закалки.

9.3. Химико-термическая обработка (ХТО)

При ХТО меняется химический состав и структура поверхностного слоя с целью придания ему специфических свойств (износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость, усталостная прочность, чистота поверхности и др.), повышающих стойкость и надежность деформирующих инструментов. Проводится ХТО инструментов путем диффузионного насыщения слоя элементами из внешней активной среды в процессе нагрева. Для диффузионного упрочнения инструментов используются такие процессы как азотирование, цементация, нитроцементация, а также диффузионная металлизация хромом (хромирование), бором (борирование), алюминием (алитирование), кремнием (силицирование). Используется также и комплексное насыщение.

Выбор способа ХТО обусловлен следующими требованиями:

1– получение слоя, прочно связанного с основным металлом и обладающим более высокой твердостью, теплостойкостью, коррозионной стойкостью и другими свойствами, чем нижележащие слои;

2–учет характера износа, переточки и сечения инструмента;

3–температурой ХТО и теплостойкостью стали.

Пригодными для всех инструментальных сталей являются низкотемпературные процессы ХТО: азотирование и

низкотемпературное цианирование. Их влияние на свойства и стойкость инструментов примерно одинаково [2]. В результате этих видов ХТО создается у готового инструмента, прошедшего окончательную упрочняющую термическую обработку, поверхностный слой высокой твердости (до 70 HRC), износостойкости и теплостойкости, создаются сжимающие внутренние напряжения, повышается предел выносливости и снижается налипание.

Остальные свойства упрочненного слоя зависят от твердости сердцевины. Так, при твердости ее более 58 HRC (штамповые стали для холодного деформирования) указанные виды ХТО повышают также прочность и, следовательно, сопротивление смятию рабочей кромки при повышенных напряжениях. Если твердость сердцевины 45–50 HRC и ниже, то поверхностным упрочнением сопротивления динамическим нагрузкам не поднять. Термическая обработка на указанную пониженную твердость проводится для штампов горячего деформирования и форм литья под давлением тогда, когда они выходят из строя из-за износа или смятия рабочей поверхности. Упрочнением поверхностного слоя достигается повышение стойкости инструмента только от этих причин ее снижения. При этом несмотря на охрупчивание поверхности гравюры штампов, их стойкость против разгара снижается мало, так как развитие трещин (которых возникает больше, чем в неупрочненной поверхности) затруднено из-за высокого сопротивления упрочненного поверхностного слоя [2].

Для некоторых условий эксплуатации деформирующих инструментов могут быть эффективнее высокотемпературные процессы ХТО, которые проводятся перед их окончательной упрочняющей термической обработкой (закалкой и отпуском). Такие процессы как цементация, нитроцементация и высокотемпературное цианирование повышают твердость до 60 HRC и не изменяют теплостойкости, но создают упрочненный слой большой толщины (до 1–2 мм). Износостойкость штампов холодного деформирования (в том числе высадочных, работающих при несколько повышенных давлениях, форм литья под давлением, нагреваемых до сравнительно низких температур и форм для прессования полимеров) эффективно возрастает за счет таких видов ХТО поверхности [2].

Борирование и диффузионное хромирование позволяют получать наиболее высокую износостойкость даже в условиях абразивного изнашивания и при нагреве. Однако из-за малой толщины упрочненного слоя эти способы ХТО используют только для инструментов, работающих при пониженных удельных нагрузках.

Физические основы ХТО едины вне зависимости от характера насыщающего элемента. Для диффузионного насыщения деформирующие инструменты помещают в активную среду, т.е. в среду, способную выделять насыщающий элемент в атомарном состоянии. Атомы элемента адсорбируются (осаждаются) на поверхности и за счет диффузии проникают в глубь инструмента. Скорость диффузии атомов насыщающего элемента в поверхностный слой металла неодинакова и зависит от состава и строения образующихся фаз. При насыщении, например, углеродом или азотом, образующими с железом твердые растворы внедрения, диффузия в сталь протекает быстрее, чем при насыщении металлами, образующими с железом твердые растворы замещения.

Глубина проникновения зависит от температуры и продолжительности насыщения, а также от концентрации диффундирующего элемента на поверхности (рис.9.6).

Рис.9.6. Влияние времени, концентрации насыщающего элемента и температуры на толщину поверхностного слоя, образующегося при ХТО, и концентрацию в нем диффундирующего элемента

Глубина диффузионного слоя δ обычно выражается параболической зависимостью для $\delta=f(\tau)$ и, следовательно, с течением времени скорость увеличения толщины слоя непрерывно уменьшается. При этом толщина диффузионного слоя при прочих равных условиях (T и $\tau = \text{const}$) тем больше, чем выше концентрация насыщающего элемента на поверхности металла. Повышение температуры ускоряет процесс диффузии. Благодаря этому глубина диффузионного слоя с повышением температуры значительно возрастает.

9.4. Азотирование и низкотемпературное цианирование

Эту операцию ХТО можно проводить как перед закалкой, так и после отпуска деформирующего инструмента. В первом случае азотирование применяют для всех средне- и высоколегированных сталей, содержащих карбидообразующие элементы (Cr , W , Mo и др.), при температурах $520\text{--}580^\circ\text{C}$ в течение от 10 до 24 ч. Глубина, прочность и вязкость до 30% выше, а твердость и теплостойкость слоя несколько меньше, чем у получаемого азотированием после отпуска. Кроме того, в поверхностном слое возникают при закалке большие сжимающие напряжения [2].

Во втором случае азотированию (жидкое и газовое) подвергают при тех же режимах окончательно изготовленные инструменты. Образующийся азотированный слой содержит в средне- и высоколегированных инструментальных сталях такие же, как и в первом случае, сложные нитриды типа $(W, Fe)_2N$, $(Cr, Fe)_2N$ и карбонитридные фазы типа $Me_{23}(C, N)_6$, $Me_3(C, N)$. В слое низколегированных сталей образуется карбонитрид и возрастает количество карбидов типа Me_3C . Кроме того, α -фаза всех сталей насыщается азотом [2]. По сравнению с нитридами железа Fe_4N , Fe_3N , которые образуются в отсутствие нитридообразующих легирующих элементов (Cr , Mo , W , Al , Ti и др.), указанные нитриды более мелкие и твердые, а также термически устойчивые против коагуляции.

Глубина азотированного слоя составляет от 0,05 до 0,3 мм в зависимости от продолжительности выдержки. Прочность азотированной стали с увеличением толщины слоя снижается. Для инструментов, работающих при динамических нагрузках, рекомендуют азотированный слой меньшей толщины. Твердость азотированного слоя, например, на стали 35ХМФА достигает 67–72 HRC. Причем твердость тем выше, чем ниже температура азотирования. Однако это требует увеличения продолжительности процесса на десятки часов.

На ЗИЛе азотируют молотовые штампы, изготовленные из стали 40ХСМФ. Стойкость таких штампов за счет упрочненного износостойкого слоя возросла в 2 раза [4]. Такой же эффект получен и для тяжело нагруженных штампов выдавливания. Все штамповые стали для горячего, да и высоколегированные стали (типа X12M, P18) для холодного деформирования рекомендуют подвергать азотированию, совмещая его с отпуском после закалки.

Азотирование является перспективным методом поверхностного упрочнения мартенсита стареющих сталей типа H18K9M5T, которое совмещают с процессом старения. Для получения слоя глубиной 0,2–0,25 мм с твердостью 65 HRC необходимо его осуществлять при температуре 450°C, 48 ч и при 500°C, 24 ч. Процесс азотирования обычно рекомендуют проводить в среде аммиака (ГОСТ 6221–75), который при нагреве диссоциирует по реакции



образуя атомарный азот. Режимы азотирования даны в табл. 9.2. Если какие-то поверхности инструмента не должны азотироваться, то эти места защищают слоем жидкого стекла или тонким слоем (около 0,01 мм) олова, наносимого электролитическим методом.

Таблица 9.2

Режимы азотирования (в среде аммиака) деформирующих инструментов из высоколегированных сталей

Марка	Режим азотирования		Толщина слоя
	Температура, °C	Время, ч	
X12M	500-520	8-12	0,08-0,12
X12Ф1	500-520	8-12	0,08-0,12
5XHM	480-500	25-40	0,3-0,5
5X2BMHФ	480-500	25-40	0,3-0,5
3X2B8Ф	520-560	12-16	0,2-0,25
4X5B2ФC	520-560	12-16	0,2-0,25
4X2B5ФM	560-580	8-12	0,2-0,3
5X3B3МФC	560-580	8-12	0,2-0,3

С такой же целью, что и азотирование, для деформирующих инструментов проводят низкотемпературное цианирование при температурах 550–560°C после окончательной термической обработки и шлифования.

Твердость поверхностного слоя возрастает до 67 HRC. При малых выдержках (около 15 мм) образуется слой толщиной 0,05–0,08 мм. В качестве насыщающей среды применяют жидкие среды: смесь солей NaCN (30–35%) и NaCl, Na₂CO₃ (соли разбавители). Цианистые соли токсичны, поэтому предпочтение на предприятиях отдают процессу азотирования, несмотря на то, что для получения слоя указанной толщины требуется выдержка в десятки раз большая (2–5 ч).

9.5. Цементация, высокотемпературное цианирование и нитроцементация

Эти виды ХТО проводят при температурах 900–950°С (цементация и высокотемпературное цианирование) и 820–870°С (нитроцементация) для получения слоя большей толщины, но меньшей твердости, чем при азотировании и низкотемпературном цианировании. Процесс насыщения поверхностного слоя углеродом или углеродом и азотом проводят перед закалкой или совмещают с ней. Используют данные виды ХТО главным образом для инструментов холодного деформирования простой формы [2]. Благодаря созданию износостойкого, упрочненного повышенным количеством карбидов слоя толщиной до 1–1,5 мм инструменты оказываются способны работать при повышенных давлениях. Цементация дает наибольший эффект для инструментальных сталей, легированных хромом: X, 9XC, XBCГ, 7XГНМ, X12M, X12Ф1, P18. Подвергают цементации и штампы горячего деформирования из сталей 5XНМ, 40X6CBMФ, 3X2B8Ф и др.

Цементацию совмещают с нагревом под закалку при температурах 1020°С для стали 40X6CBMФ и 1140°С для стали 3X2B8Ф. В качестве карбюризатора используют эндогаз, обогащенный метаном. Выдержка около 3 ч, затем закалка с последующим 3–кратным отпуском при 560°С, 1 ч. При толщине получаемого слоя около 0,7 мм и содержании углерода 0,7 % в первой зоне и 0,5 % во второй, стойкость штампов возрастает в 2–3 раза (вместо 1800–2500 поковок клапанов стало 4000–6000) [25]. Для стали 3X 2B8Ф после отпуска при температуре 600–620°С твердость рабочего слоя, благодаря цементированию, возросла до 60 HRC [2], что позволило повысить стойкость матриц для горячего прессования цветных металлов в 2–3 раза [4].

Для крупных инструментов простой формы (матрицы из сталей P18, P12, P6M5) с целью повышения износостойкости поверхностного слоя при сохранении вязкой сердцевины рекомендуют проводить цементацию при температурах 1180–1200°С, 3 ч с охлаждением до 600°С и последующим отжигом. Затем инструмент можно подвергать обычной закалке и отпуску [2].

Высокотемпературное цианирование проводят в жидких средах (смесей солей 25% NaCN, 15–20% Na₂CO₃ и 55–60% NaCl) с соблюдением мер техники безопасности в отношении токсичности цианистых солей. Так же, как и газовую цементацию, этот вид ХТО рекомендуют совмещать с закалкой, охлаждая после нагрева в

цианирующей среде в масле. Чтобы такое совмещение осуществить, следует выбирать такие инструментальные стали, температура закалки которых совпадает с температурой высокотемпературного цианирования и которые мало деформируются при этом. Это, например, стали 7ХГНМ, 7ХГ2ВМ и др. Отпуск проводят при обычном режиме. Толщина цианированного слоя составляет 0,2–0,3 мм. Указанный процесс рекомендуют для инструментов небольших сечений.

Нитроцементация проводится в газовой смеси аммиака и пиролизного (из керосина или нефтяного, светильного), содержащего метан, газа. При температурах 820–870 °С за 3–10 ч достигается насыщенный углеродом и азотом слой толщиной от 0,3 до 0,8 мм. Закалку проводят непосредственно при охлаждении с температуры диффузионного насыщения. В зависимости от температурного режима при указанных видах ХТО содержание углерода и азота будет различно: с понижением температуры превалирует процесс азотирования, с повышением – процесс цементации (рис.9.7).

Рис.9.7. Влияние температуры на процессы насыщения поверхностного слоя при ХТО углеродом и азотом

9.6. Диффузионная металлизация

В результате диффузионной металлизации поверхностный слой приобретает особые свойства за счет легирования, при этом легирующих элементов требуется намного меньше, чем при объемном

легировании. Проводится этот процесс в твердых, жидких и газообразных средах при высоких температурах и длительно. При твердой диффузионной металлизации берут ферросплавы (Fe-Cr, Fe-Si, Fe-Al) с добавками хлористого аммония (NH_4Cl). При нагреве образуются летучие соединения хлора с металлом (AlCl_3 , Cr_2Cl_3 , SiCl_4), которые при контакте с металлической поверхностью диссоциируют с образованием свободных атомов. Жидкую диффузионную металлизацию производят погружением инструментов в расплавленный металл, а газовую – в хлоридах различных металлов.

Хромирование выполняют при 950–1050 °С, 3–10 ч в смеси порошков феррохрома – 50–70%, оксида алюминия 25–49% и хлористого аммония 1–3%, получая слой толщиной от 0,05 до 0,5 мм с карбидами (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3) и карбонитридами. Непосредственно на его поверхности образуется тонкая защитная пленка оксидов хрома. Хромированный слой обладает более высокой износостойкостью, чем цементированный или азотированный [2]. Он имеет высокую прочность сцепления с металлической основой, стойкость против коррозии не только в водных растворах азотной и органических кислот, но также в расплавленном алюминии и его сплавах. Окалиностойкость слоя сохраняется до температур 950–1000 °С. Для диффузионного хромирования используют стали типа X12M, X12F1, температура закалки которых совпадает с режимом хромирования, что позволяет совмещать эти операции.

Диффузионное хромирование больше, чем азотирование и цементация повышает стойкость штампов и форм литья медных и алюминиевых сплавов (или их жидкой штамповки). Удельные нагрузки для инструментов, имеющих тонкий диффузионный слой, должны быть небольшими [2].

Предварительная цементация или нитроцементация приводят к увеличению толщины слоя на 30–50% и количества в нем карбидов, что повышает его износостойкость и теплостойкость. В результате такой комбинированной ХТО стойкость деформирующих инструментов (дорнов и матриц) из сталей 4X5MФС и 3X2B8Ф возросла до 4 раз по сравнению с закаленными и отпущенными на твердость 46–50 HRC и в 1,2–1,5 раза по сравнению с подвергнутыми диффузионному хромированию без цементации [2].

Диффузионное хромирование изменяет характер разгарообразования при работе деформирующего инструмента. Начало образования трещин при наличии диффузионного слоя происходит раньше, но они намного менее глубокие, что в конечном итоге повышает разгаростойкость [4]. Технологический режим некоторых видов ХТО дается в табл. 9.3 [4].

Влияние режима ХТО на глубину диффузионного слоя
в сталях штампов горячего деформирования

Процесс	Режим ХТО			Глубина слоя, мм
	Среда	Температура, °С	Время, ч.	
Цементация	Природный газ	930	12-16	1,0-1,3
Нитроцементация	Смесь: эндогаз, аммиак, природный газ	850	10-14	0,7-1,2
Хромирование	Феррохром, окись алюминия, хлористый аммоний	1100	8-10	0,3-0,5
Борирование	Карбид бора, бура, хлористый аммоний	950	8-10	0,5-1,0

Борирование проводят для упрочнения поверхностного слоя деформирующих инструментов, срок службы которых за счет образования твердых боридов FeB , Fe_2B и карбида бора B_3C возрастает от 2 до 8 раз. Выполняют борирование электролизом в расплавленной буре ($Na_2B_4O_7$) при температурах 950–1050°С. При этом инструмент служит катодом, а анодом – угольный (графитовый) электрод. Можно проводить борирование без электролиза в расплаве буры с добавками карбида хрома или в порошкообразных смесях (твердое борирование), состоящих из карбида бора 83–98% и никеля (кобальта или ванадия) 2–7% или буры 16% и хлористого аммония 3% (рис.9.8). Способ борирования в порошкообразных смесях прост, но требует применения мер, предупреждающих окисление металла. Процесс можно осуществлять для инструментов как простой, так и сложной формы. Карбид бора при температурах борирования не спекается и используется многократно. Легирующие элементы уменьшают толщину образующегося при борировании слоя. Поэтому у высоколегированных сталей типа 3Х2В8Ф и Х12М толщина борированного слоя оказывается в 2 раза меньше. Все легирующие элементы (хром, вольфрам, ванадий), кроме части молибдена, который идет на образование боридов, вытесняются из боридной зоны в глубь металла [4]. Высокая твердость поверхности инстру-

Рис.9.8. Схема борирования штампа порошковой смесью:
1-борирующая смесь, 2-поддон, 3-песчаный затвор,
4-силикатная глыба, 5-штамп

ментов после борирования сохраняется до 900°С. Кроме того, возрастает его окалинстойкость и стойкость в жидкой меди, алюминии, цинке и свинце [2, 26]. Однако в отличие от азотированного или цианированного и цементированного слоев боридный слой более хрупок, поэтому при закалке из-за объемных изменений возможно появление поверхностных трещин. Боридный слой плохо шлифуется. К тому же такой слой на высоколегированных сталях (3Х2В8, Х12) из-за плохого сцепления с основой легко скалывается. Для хорошего сцепления слоя со сталью рекомендуют предварительное до борирования гальваническое осаждение железа или электрополирование. Этот вид ХТО проводят перед закалкой или совмещают с ней. Для борирования по этой причине желательны малодеформирующиеся при термической обработке стали типа 7ХГНМ, 7ХГ2ВМ, 2Х9В6, 3Х3М3Ф.

Наибольший эффект упрочнения борирование дает для деформирующих инструментов простой формы, работающих при повышенном износе, но без динамических нагрузок (например, вытяжные штампы) [2] и больших давлений. Боридный слой не склонен к холодной сварке при контакте трущихся поверхностей, что обеспечивает его более высокую износостойкость по сравнению с цементированным или цианированным слоями. Борирование даже на глубину 0,007 мм обеспечивает повышение износостойкости по

сравнению с достигаемой при указанных видах [26]. Для местной защиты инструментов от борирования отдельные участки покрывают медью, специальными пастами или карбидом кремния.

Алитирование проводят, как и другие виды ХТО, с целью уменьшения схватывания и налипания металла на поверхность гравюры штампа, повышения качества поверхности штамповок, а также повышения разгаростойкости, износостойкости, жаростойкости (до 900°C), коррозионной стойкости и прочности деформирующего инструмента [21, 25]. Алитирование осуществляют в порошковой смеси алюминия – 40%, каолина – 49% и хлористого аммония – 2% при температуре 900°C , 20 ч. В поверхностном слое толщиной 0,3 мм образуются интерметаллиды типа FeAl_3 , Ni_3Al и легированный алюминием α - твердый раствор.

Силицирование проводят в газообразном хлориде кремния (SiCl_4) при температуре 1000°C , 4 ч, для получения пористого поверхностного слоя толщиной 0,5–0,7 мм, который затем пропитывают маслом и нагревают до температуры 800°C . Поверхностный слой деформирующего инструмента приобретает высокую износостойкость, жаростойкость до 750°C и коррозионную стойкость даже к кислотам (HCl , HNO_3).

10. УПРОЧНЕНИЕ И ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТОВ ЗАЩИТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Для упрочнения и восстановления гравюры деформирующих инструментов, повышения коррозионной и окалиностойкости, антифрикционных и других полезных свойств на поверхность наносятся гальванические покрытия, напыляются плазменные, газопламенные и детонационные наплавленные слои, навариваются газовым или электродуговым методами толстые покрытия.

10.1. Электролитическое хромирование

Гальваническое твердое хромирование дает повышение износостойкости, коррозионной стойкости, теплостойкости, а также позволяет осуществить восстановление размеров изношенных штампов и значительно улучшить антифрикционные свойства, что уменьшает внешнее трение и облегчает извлекаемость поковок из штампа. Срок службы деформирующих инструментов благодаря этому возрастает в 2–3 раза.

Электролитическое хромирование следует проводить после предварительной дробеструйной и гидроабразивной обработки. Только после такой комбинированной предварительной обработки поверхности штампа, обеспечивающей 8-11 класс чистоты, хромированный слой (толщиной 0,02-0,04мм) имеет хорошее сцепление с основным металлом, что особенно необходимо при сложной с резкими переходами гравюре.

Хром – тугоплавкий металл ($T_{пл}=1925^{\circ}\text{C}$) высокой твердости (табл. 10.1).

Т а б л и ц а 10.1

Твердость металлов по шкале Мооса

Металл	Твердость	Металл	Твердость
Свинец	1,5	Кобальт	5,5
Медь	3,0	Вольфрам	7,5
Никель	3,5	Хром	9
Железо	4,5	Алмаз*	10

*Дается для сравнения

Твердость хромированного слоя (в переводе с Виккерса) равна 65–70 HRC. Режим гальванического хромирования следующий: плотность тока 40 а/дм², состав ванны на 1л воды – 150г CrO₃ и 1,5г H₂SO₄.

Хром имеет низкий коэффициент трения и высокую теплопроводность. После хромирования для снятия внутренних растягивающих остаточных напряжений в слое необходимо инструмент подвергать отпуску при температуре 300–400°С.

10.2. Газотермические способы напыления покрытий

Газотермическое напыление – процесс получения покрытий из различных материалов, основанный на нагреве материала до жидкого состояния и его распылении газовой струей (одновременно на металл воздействует высокотемпературный источник тепла и кинетическая энергия газовой струи).

Газотермическое напыление [27] можно подразделить :

- а) на плазменное,
- б) газопламенное,
- в) детонационное.

Плазменное напыление осуществляют с помощью плазменной горелки (рис. 10.1), в которой струя газа проходит сквозь электрическую дугу, превращаясь в струю разогретой плазмы, состоящей из

электронов и положительных ионов. Температура электрической дуги постоянного тока достигает 4000°С.

Этого достаточно, чтобы газ превратил в плазму. В сопло в струю плазмы (скорость движения плазмы 250 м/с) высыпается присадочный порошок, который, разогреваясь, оплачивается благодаря ещё большему повышению температуры до 10000–15000°С при переходе плазмы к нормальному невозбужденному состоянию. Оплавленные частицы, соприкасаясь с обрабатываемой поверхностью, образуют напыленный слой. Для хорошего сцепления его с основой рекомендуют поверхность гравюры деформирующего инструмента опескоструить, а ещё лучше ком-

Рис. 10.1. Схема плазменной горелки дугового плазмотрона и процесса плазменного напыления: 1–электрод вольфрамовый; 2– струя инертного газа (аргон, гелий, азот) или смеси азота с водородом; 3–сопло медное водоохлаждаемое; 4–электрическая дуга; 5–струя плазмы; 6–поверхность обрабатываемого изделия; 7–канал для подачи напыляемого порошка; 8–схема подключения к источнику электричества

комплексно обработать обдувкой дробью с зачисткой гидроабразивом и подогреть до температуры 350–400°С перед напылением [28].

Газопламенное напыление проводят с помощью газопламенной распылительной головки (рис. 10.2), через которую проходит и в зоне сопла соединяется, смешивается и воспламеняется газовая смесь с воздухом. В зону сопла подаётся проволока, которая нагревается, оплачивается и образует капли расплава, или напыляемый порошок.

Детонационное напыление осуществляют с помощью устройства (рис. 10.3), в котором газовая смесь поджигается искрой от воспламенителя, горение этой смеси переходит в детонационную волну (температура 2000–4500 °С, скорость движения волны 1600–3500 м/с), которая захватывает напыляемый порошок и с большим ускорением направляет на обрабатываемую поверхность [29].

Рис. 10.2. Схема газопламенных распределительных головок с подачей:
а) проволоки; б) порошка; 1-подача сжатого воздуха; 2-подача газовой смеси; 3-подача проволоки или порошка; 4-сопло; 5-струя пламени; 6-поверхность изделия

Рис. 10.3. Схема устройства для детонационного напыления:
1-газовая смесь (O_2 , C_2H_2); 2-воспламенитель (искра);
3-порошок; 4-корпус устройства; 5-детонационная волна пламени; 6-поверхность изделия

10.3. Влияние условий напыления на строение и свойства покрытий

Для всех видов газотермических покрытий характерно следующее:

- 1) Слоистое строение, пористость, низкие механические свойства по сравнению со спеченными и литыми материалами.
- 2) Химический состав, структура и свойства напыленного материала сильно отличны от исходного.
- 3) Значительный разброс свойств, так как при напылении ряд факторов не поддаётся контролю.

Важным критерием оценки качества покрытия является прочность сцепления между ним и основным металлом, которая зависит как от свойств напыляемого и основного материалов, так и от качества подготовки обрабатываемой поверхности и толщины покрытия.

Виды подготовки следующие: химическое травление, пескоструйная, абразивно-струйная, дробеструйная обработки.

Нанесение подслоя намного повышает прочность сцепления покрытия, что намного улучшает их эксплуатационные свойства, например, теплостойкость (табл. 10.2).

Таблица 10.2

Влияние подслоя на прочность сцепления покрытий

Основной материал	Материал подслоя	Прочность сцепления, МПа, для покрытий толщиной 0,5 мм, полученных из порошка		Теплостойкость (число теплосмен) при нагреве до 900°С, 10 мин
		Оксид алюминия	Двуокись циркония	Оксид алюминия*
12Х18Н9Т	—	7,5	6,0	2-5
	Медь	6,5	4,8	—
	12Х18Н10Т	10,0	—	25-48
	ПХ20Н80	16,1	10,0	20-48
	ПН75Ю23В	14,1	10,9	25-48

*Покрытие на основной материал из Ст3

С ростом толщины покрытия прочность сцепления снижается (рис.10.4).

Рис.10.4. Влияние толщины покрытия из Al_2O_3 на прочность его сцепления с основой из Ст. 3

10.4. Покрытия из самофлюсующихся сплавов типа колмоной

В ряде случаев имеется возможность за счет термической активности покрытия и изделия, используя эффект самофлюсования нанесенного слоя, повысить адгезионную прочность на порядок, благодаря более полному протеканию диффузионных процессов по всей площади адгезионного контакта и уменьшению загрязненности газами. Эффект достигается тем, что кремний и бор, введенные специально в состав напыляемого материала, при оплавлении связывают кислород (адсорбированный порошком) и оксиды Fe, Ni, Cr в боросиликатные стеклообразные шлаки, которые всплывают на поверхность. Благодаря этому напыленное покрытие можно оплавливать на воздухе без применения каких-либо флюсов.

Оплавленные покрытия не только хорошо сцеплены с основным металлом изделия, но и не содержат поры.

Для защиты от износа штампов, работающих в условиях ударных нагрузок и повышенных температур, наиболее подходящими являются самофлюсующиеся сплавы на основе никеля системы Ni-Cr-B-Si, которые получили название колмоноев. Их химический состав, температура плавления, твердость и коэффициент теплового расширения даются в табл. 10.3

Таблица 10.3

Характеристики сплавов колмоной

Содержание элементов масс, %					T _{пл} , °C	HRC	Кэф. теплового расширения °C ⁻¹
Никель	Хром	Бор	Si+Fe+C	W			
65-75	13-20	2,75	10	—	1020	56-61	14,5·10 ⁻⁶
71-81	10-17	2-4	9	—	1050	45-50	15,1·10 ⁻⁶
60-72	11-15	3-5	10	14-17	1070	50-55	—
75-85	8-14	2-3	8	—	1080	35-40	15,4·10 ⁻⁶

После плазменного или газопламенного напыления эти сплавы оплавливают пламенем горелки или другими источниками теплоты, нагревая до температуры 1100°C.

Благодаря присутствию бора от 2 до 5% эти сплавы имеют пониженную температуру плавления от 1020 до 1080°C. Для получения покрытия толщиной 0,1 мм рекомендуют наносить 2-3 перекрещивающихся слоя. Оптимальной толщиной считается слой от 0,3 до 0,5 мм.

Возможно получение толщины слоя до 2–3 мм. Охлаждение должно быть медленное (в горячем песке), чтобы избежать трещин, которые могут образоваться из-за большой усадки сплава. Покрытия, получаемые напылением порошков (ПГХН80СР2, ПГХН80СР4, СНГН-55, ВСНГН-35) самофлюсующихся сплавов, обладают высокими антифрикционными и износостойкими свойствами, благодаря большому количеству мелкодисперсионных высокотвердых карбидов и карборидов в мягкой матрице (табл. 10.4). Их теплоустойчивость соответствует температурам 500–600 °С. Они к тому же обладают высокими коррозионными свойствами даже в агрессивных средах.

Таблица 10.4

Характеристики покрытий из самофлюсующихся сплавов колмоной

Исходный порошок	Температура плавления, °С	Свойства покрытия		
		Твердость, НРС	Прочность сцепления, МПа	Повышение износостойкости, кратность
ПГХН80СР2	1050-1080	≥25	-	2-3
ПГХН80СР4	990-1020	≥55	380-410	3-5
СНГН-55	1050	≥55	360-380	5-10
ВСНГН-35	1070	60-64	-	-

Порошки самофлюсующихся сплавов колмоной выпускаются по ТУ 48-42-99-71 следующих марок: СНГН (наплавочные, гранулированные, никелевые) и ВСНГН с добавкой карбида вольфрама (табл. 10.5). Цифры после букв означают твердость покрытия для первых и содержание карбидов вольфрама в % для вторых.

Таблица 10.5

Характеристики гранулированных сплавов колмоной

Марка сплава	Содержание, % масс							Твердость, НРС
	С	В	Cr	Si	Fe	Mn	WC	
СНГН-50	0,5-0,7	2,7-3,2	13-15	3-3,7	≤3,5	≤1	-	47-53
СНГН-55	0,7-1,0	3,2-4,0	14-17	3,5-4,5	≤4,0	≤1	-	52-58
СНГН-60	0,9-1,1	4,0-4,7	16-17	4,0-5,0	≤4,5	≤1	-	57-63
ВСНГН-35	-	-	-	-	-	-	35	60-64
ВСНГН-80	-	-	-	-	-	-	80	-
ВСНГН-85	-	-	-	-	-	-	85	-

Покрyтия из сплавов типа ВСНГН, благодаря добавке высокотвердых конгломерированных с частицами сплава СНГН карбидов вольфрама (WC), особенно стойки в условиях эрозийного и абразивного износа. Стойкость штампов для горячей штамповки деталей из титана возрастает в 20 раз [27]. Чистовую обработку оплавленного слоя проводят шлифованием с применением охлаждающей жидкости. Если слой тонкий, то он имеет достаточно гладкую поверхность, что позволяет резко сократить последующую обработку либо исключить ее полностью.

Защитные покрyтия из самофлюсующихся сплавов можно осуществить при отсутствии напыляющих устройств простым методом нанесения на поверхность, например, гравюры ковочных штампов обмазки из суспензии (шликера), полученной из порошковой смеси (системы Ni-Cr-B-Si), в которую вводят 2% бентонита и 35% спиртоводного раствора (в соотношении 1:1). Порошковую смесь берут близкую по составу к сплавам колмоной, но для обеспечения при повышенных температурах энергичного удаления с частиц порошков оксидных плёнок и образования боридов и эвтектики порошок бора должен быть очень мелким (менее 1 мкм), аморфного состояния. После нанесения суспензии на поверхность деформирующего инструмента проводят сушку, а затем обжиг в среде аргона или в вакууме (до 1 Па) в течение 2 мин при температурах 1000-1200°С. Образующийся при этом расплав покрyтия при охлаждении кристаллизуется в слой толщиной 0,15-0,2 мм (при одноразовом нанесении суспензии). Получаемое покрyтие жаростойко и высокоустойчиво к механическим и тепловым ударам. Положительные свойства покрyтия можно усилить, например, добавкой 0,2-0,5% сажистого углерода в суспензию.

За счет этого твердость и износостойкость покрyтия возрастают. Можно к смеси также добавлять до 30% карбидов хрома и вольфрама, чтобы ещё более возросли эти характеристики. Если добавить бориды хрома (CrB₂), антизадирные свойства покрyтия ещё более возрастут. Эксплуатация штампов с напыленными покрyтиями из сплавов типа колмоной не должна превышать 700°С т.к. при более высоких температурах нарушается химическая и структурная стабильность покрyтия (из-за диффузии никеля и кремния в сталь, а железа - в покрyтие).

10.5. Покрyтия из тугоплавких металлов, оксидов, карбидов и твердых сплавов

Кроме сплавов типа колмоной для повышения стойкости штампов, имеющих низкий эксплуатационный ресурс, используют

для напыления молибден, который имеет температуру плавления 2620°С. Покрытие из молибдена значительно повышает срок службы штампов (от 10 до 100 раз), что не только окупает высокую стоимость этого тугоплавкого металла, но и дает большой экономический эффект. Тем более, что такое покрытие можно наносить повторно после снашивания. Молибден наносят даже на шлифованные поверхности, так как он обладает хорошей адгезией (к стали, сплавам на основе никеля).

Получаемое молибденовое покрытие толщиной от 0,5 до 1 мм обладает высокой твердостью (в переводе на HRC 60–70 ед), износостойкостью, антизадирными свойствами, коррозионной и химической стойкостью к кислотам HCl, H₂SO₄, H₂P₂O₃, антифрикционными свойствами. Последнее обусловлено тем, что молибден способен выполнять функцию технологической смазки в процессах сухого трения, так как его оксиды летучи, а окисляется он уже при температуре 500°С. При температуре выше 700°С происходит его энергичная возгонка из-за превращающихся в газ оксидов. Ввиду указанного рекомендуют ограничивать нагрев инструмента, покрытого молибденом, при эксплуатации температурой, не превышающей 400°С.

Кроме того, молибден образует с серой десульфид молибдена, обладающий свойствами сухой смазки. Поэтому, используя обычную смазку, в которой содержится сера, эффект её применения значительно усиливается за счет появления десульфида молибдена.

Прочность плазменных покрытий составляет 10–20% от исходного металла из-за пористости и насыщения газами (табл. 10.6) [30].

Таблица 10.6

Влияние толщины плазменного покрытия на его пористость

Покрытие	Пористость, %, при толщине слоя, мм	
	0,5-1	3-6
Молибден	6	9
Вольфрам	5-8	10-14
Ниобий	5	7-9

Для деформирующих инструментов, работающих при повышенных температурах, рекомендуют покрытия из тугоплавких оксидов (Al₂O₃, ZrO₂) и карбидов со связкой из жаростойких сплавов на основе никеля (нихрома) или смеси оксидов и десульфида молибдена (Al₂O₃ и MoS₂). При этом желательно осуществлять напыление детонационным методом, которое наносится в условиях ударной волны и благодаря этому обеспечивает большую прочность сцепления с подложкой (обычно из никеля или хрома) и в 1,5–2 раза меньшую пористость (от 4 до 9 %) [29].

Такие жаростойкие покрытия позволяют эксплуатировать деформирующий инструмент при температурах 870–980°С (табл. 10.7).

Таблица 10.7

Характеристики детонационных жаростойких покрытий

Покрытия из порошков	Пористость	Коэффициент термического расширения, °С ⁻¹	Температура эксплуатации, °С
Твердый сплав ВК-15	0,25-1	8,1·10 ⁻⁶	540
80% карбида хрома, 20% ПХ20Н80	1	9·10 ⁻⁶	980
85% TiC, 15% ПХ20Н80	0,5-1	—	870
Al ₂ O ₃ (Г-00)	3	6,8·10 ⁻⁶	980

Используют их для повышения стойкости пресс-форм для литья под давлением, матриц для прессования, экструзии, рольгангов прокатных станков. Эти покрытия толщиной 0,5–1,5 мм рекомендуют напылять на трущиеся поверхности, работающие без ударных нагрузок (так как они хрупки из-за низкой механической прочности), при этом вначале напыляют на инструментальную сталь (термически обработанную на твердость 40–44 HRC) подложку из никеля, хрома или молибдена.

При использовании таких покрытий удалось повысить стойкость деформирующих инструментов для прессования тугоплавких металлов (Mo, W, Nb, Ta и их сплавы) при очень низких давлениях, но очень высоких температурах (около 1320°С). Без покрытия даже после однократного прессования при таких температурах наблюдается очень большой износ инструмента [30]. Для прессования титановых сплавов при температурах 830–1000°С и усилиях от 400 до 800 МПа использовано плазменное напыление матриц из стали 3Х2В8Ф и др. двуокисью циркония (ZrO₂) по молибденовому подслою, что улучшило качество поверхности горячепрессованных изделий и позволило получить сложные тонкостенные профили с жесткими допусками на размеры.

Однако слой двуокиси циркония выдерживает только одно прессование, после чего матрицу очищают пескоструйной обработкой и снова подвергают напылению [21].

Напыление твердыми сплавами состава карбида вольфрама и кобальта (от 9 до 15%) обеспечивает успешную работу инструментов

холодного деформирования особенно тогда, когда имеются условия налипания и задиров. Покрытые твердыми сплавами фильеры становятся в 10 раз долговечнее.

В 10–20 раз повышается стойкость пуансонов с детонационным покрытием твердыми сплавами. При этом такие покрытия можно восстанавливать неоднократно [29]. Благодаря значительному повышению стойкости инструментов, несмотря на значительные дополнительные затраты на напыление (стоимость покрытий составляет для Al_2O_3 и WC+Ni или WC+Co, соответственно 10 и 200 руб/м², и тяжелые условия труда из-за шума при нанесении напыления), данное технологическое направление совершенствования инструментов экономически эффективно [29].

Для повышения стойкости твердыми сплавами покрывают и гравюры молотовых штампов. Кроме напыления, для этой цели используют способ электроискрового покрытия твердым сплавом марки Т15К6, что позволило повысить стойкость инструментов горячего деформирования в 1,5–2,5 раза.

11. ВОССТАНОВЛЕНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТОВ НАПЛАВКОЙ

Самым распространенным и наиболее эффективным методом восстановления изношенных деформирующих инструментов является наплавка. Благодаря ей можно значительно продлить срок эксплуатации инструментов и снизить удельный расход на него в себестоимости поковки (C_{III}). Наплавка инструментов (холодного и горячего деформирования) позволяет экономить значительное количество легированных сталей, при этом отпадает необходимость изготовления трудоемкой остастки. Средняя стоимость полного восстановления гравюры кузнечного штампа ручной электродуговой наплавкой составляет 25–35% от себестоимости изготовления нового. Кроме того, благодаря наплавлению поверхностных слоёв из более твердых и износостойких материалов, чем сталь изношенного инструмента, можно упростить или даже исключить последующую термическую обработку, при этом добиваясь повышения межремонтной стойкости. Экономическая эффективность наплавки инструментов в следующих показателях:

- а) снижается расход штамповой стали в 5–6 раз (на 20–80 кг на каждый инструмент);
- б) сокращается число ремонтов в 1,5–2 раза;

в) уменьшается трудоемкость восстановления в 3–5 раз (в том числе и удельная трудоемкость на единицу поковки);

г) повышается стойкость в 1,5–2 раза (для кузнечных штампов), а в некоторых случаях и в 10–15 раз (прошивочные пуансоны, прокатные валки) [4].

11.1. Виды наплавки и используемых электродов

Наплавку можно производить:

а) электродугую: ручную, механическую, полу- и автоматическую под слоем флюса, в среде защитных газов (СО, Н₂, N₂ и др.);

б) вибродугую;

в) электрошлаковую;

г) газовую и газодугую азотеленокислородным пламенем.

Наиболее распространена ручная электродугая наплавка, ввиду ее простоты и универсальности. Однако она мало производительна, трудоемка и приводит к образованию зоны термического влияния под наплавленным слоем. Не исключено также коробление инструмента, появление трещин в самом покрытии и снижение его качества.

Для электродугой наплавки используют электроды различных марок, которые в зависимости от системы легирования получаемого металла покрытия делятся на шесть групп [4].

Для наплавки инструментов холодного деформирования и других, нагреваемых в процессе работы до температуры не выше 400°С, используют электроды (металлический стержень и обмазка), содержащая от 1 до 6% в сумме легирующих элементов (хром, марганец, молибден, кремний и никель). Основу легирования их составляют хром и марганец (табл. 11.1).

Хром образует прочные карбиды, оказывает заметное влияние на мелкозернистость получаемой структуры, повышает твердость, прочность и износостойкость. Марганец значительно повышает твердость. Стимулирующее влияние марганца на рост зерна ослабляется присутствием хрома.

Наплавляемый электродами I группы металл из-за низкого содержания углерода и легирующих элементов имеет невысокую твердость и удовлетворительно обрабатывается резанием. В основном наплавку этими электродами проводят для получения подслоя под более легированные и дорогие электроды или для восстановления малонагруженных молотовых и высадочных штампов.

Электродами II группы наплавляется металл с повышенным содержанием углерода и хрома и твердостью более 50HRC. После

наплавки инструменты отжигают при 740–860°C на твёрдость 21–28 HRC. После обработки резанием их закаливают с 780–900°C и отпускают при 200–400°C на твёрдость 50–58 HRC. С помощью электродов этой группы восстанавливают средненагруженные крупные молотовые и прессовые штампы.

Электроды III группы используют для наплавки режущих кромок обрезных штампов. Получаемые покрытия по составу соответствуют инструментальным хромистым нержавеющей сталям. После наплавки инструменты отжигают при 860°C на твёрдость 15–18 HRC, обрабатывают резанием, а затем подвергают закалке с 860°C и отпуску при 400°C на твёрдость 44–48 HRC.

Наплавленное покрытие в термически упрочненном состоянии обладает повышенной износостойкостью при нагреве.

Электроды IV группы применяют для наплавки участков инструментов, работающих с повышенным износом и без ударных нагрузок (штампы выдавливания и вытяжки для гидравлических прессов и т.д.). Наплавку осуществляют не более 2 слоёв, так как имеется опасность образования трещин. Наплавленное покрытие не поддаётся отжигу, поэтому гравюру инструмента обрабатывают абразивными или электрофизическими методами. Из-за повышенной хрупкости покрытие склонно к выкрашиванию при эксплуатации, поэтому его рекомендуют для малоответственных подготовительных переходов и заготовительных ручьёв штампов, для которых понижены требования к чистоте поверхности.

Электроды V группы используют для наплавки штампов горячего деформирования широкой номенклатуры с целью не только восстановления, но и значительного повышения их стойкости. Наплавленное покрытие содержит большое количество вольфрама и других карбидообразующих элементов. Образующиеся в покрытии стали-близкие или соответствующие быстрорежущим ледебуритным, которые отличаются высокой износостойкостью, разгаростойкостью, теплостойкостью до 750 °C.

После наплавки подогретого до 300–600°C штампа покрытие медленно охлаждают, а затем отжигают при 860–900 °C на твёрдость 23–33 HRC, производят закалку 850–1280 °C и отпуск при 520–650 °C.

Электроды VI группы обеспечивают получение комплексно-высоколегированных покрытий (содержащих интерметаллиды) очень высокой теплостойкости. Такие покрытия рекомендуют для инструментов объёмной штамповки и выдавливания жаропрочных сталей и сплавов на механических и гидравлических прессах.

После наплавки, обработки резанием или электрофизическими
i aoi aai e i ?i ai ayo noa?ai ea i ?e 600-650 °C на твёрдость 52-56 HRC
(для ОЗИ-4) и 62-65 HRC (для ОЗИ-5). После наплавки и такой
обработки стойкость инструментов, работающих в особо тяжёлых
температурных условиях, повышается в 2-3 раза (для выдавливания
иковки) и в 6-8 раз для менее тяжёлых условий (обрезные штампы).
Наплавленные электродами IY, Y, YI групп штампы по стойкости
не только не уступают монометаллическим, а даже превосходят,
особенно значительно, когда используют электроды Y и YI групп
[4].

11.2 Виды обмазок и порошковых проволок для электродов

Для электродов используют цельнотянутую и порошковую
проволоку, холоднокатаную, порошковую и спеченные ленты,
неплавящиеся вольфрамовые и угольные электроды, порошки и
литые прутки (по ГОСТ 10051-75, ГОСТ 9467-75, ГОСТ 10052-75,
ГОСТ 10543-75, ГОСТ 22366-77).

Для защиты наплавляемого металла необходимо пользоваться
флюсами или защитными газами. Всё это и, кроме того, ещё
легирующие добавки имеются в обмазке электродов. Обмазка явля-
ется составной и необходимой частью наплавляемых электродов, и
от правильного её подбора зависит качество наплавляемого покрытия.
Все ингредиенты, имеющиеся в обмазке, также входят в состав
порошковых электродов.

За счёт этих ингредиентов создаются условия:

а) стабилизации электрической дуги (благодаря ионизации газов
при разложении таких веществ, как оксиды натрия или кальция –
 Na_2O , CaO , мел, мрамор, углекислые соли и др.);

б) защиты жидкого металла от окисления при его расплавлении
в зоне дуги (вводят органические вещества: декстрин, древесная
мука и т.п.) за счёт выделения газов – восстановителей: окиси
углерода и (или) водорода;

в) образования жидкотекучего, легкоплавкого, сильно основ-
ного шлака (чтобы продукты раскисления и газы легко уходили из
жидкого металла в шлак), хорошо защищающего наплавляемый
металл от воздействия внешней среды (основной шлак создаётся за
счёт CaO , для понижения температуры плавления обязательно следует
вводить плавиковый шпат – CaF_2);

г) раскисления металла, чтобы уменьшить выгорание углерода и легирующих элементов за счёт введения марганца и графита. Титан и аммоний не рекомендуют, так как они восстанавливают из жидкого стекла кремний, который снижает основность шлака, а для измельчения зерна все же вводят от 3 до 5% Fe-Ti.

д) легирования за счет добавок легирующих элементов или содержащих их веществ (ферросплавы, карбид бора и др.) [31].

Так, для электродов I группы применяют на прутки из стали 45 обмазку, например ПШ-2, содержащую Fe-Mn-12%, Fe-Cr-3%, Fe-Ti-14%, Fe-Mo-3%, мрамора-45%, плавикового шпата CaF_2 -18%, гранита-5%, а также жидкое стекло в расчете 30-35% от массы сухой смеси.

Для получения IV группы ферросплавов используют проволоку из стали 08 с обмазкой из таких ферросплавов: Fe-Mo от 0 до 32%, Fe-Cr от 40 до 90%, Fe-V от 0 до 27%, Fe-Ti от 0 до 45%, а также графита от 0 до 5%, карбида бора от 0 до 5%, мела от 0 до 23%. К этой сухой смеси добавляют от ее массы 28-30% жидкого стекла.

В случае использования стержня такого же химического состава, как и материал деформирующего инструмента (например из 3Х2В8Ф), обмазка не содержит легирующих элементов.

В последнее время широкое распространение получили порошковые проволоки марок ПП-3Х2В8Ф, ПП-3Х2В8, ПП-6Х3В10М5Т, ПП-5Х3В11Н4ГТ (ГОСТ 10543-75). Преимущества использования таких проволок в качестве электродов в повышении:

- 1) производительности на 25-30%, благодаря ускоренному нагреву из-за высокого электросопротивления, вызванного пористостью;
- 2) однородности химического состава и качества наплавленного металла за счёт равномерного распределения частиц компонентов и их чистоты.

Изготавливают порошковые проволоки высокопроизводительным методом волочения (рис. 11.1).

Наиболее распространённая для наплавки изношенной поверхности стальных валков прокатных станков (например, раскатные и калибровочные валки трубокатного стана) — порошковая проволока ПП-3Х2В8, содержащая флюс АН-20 состава: Al_2O_3 - 27-32%, SiO_2 - 19-24%, MgO - 9-13%, CaO - 3-9%, MnO - 0.5%, CaF_2 - 25-33% [31].

Рис. 11.1. Схема получения порошковой проволоки:
1-порошковая проволока; 2-фильтра; 3-воронка (бункер);
4-шхита; 5-лента из стали 08КП (толщина 0,3-0,8 мм)

11.3. Микроструктура наплавленной стали.

После наплавки поверхностный слой деформирующего инструмента имеет три четко выраженные зоны строения:

- 1) наплавленного металла (литое строение);
- 2) термического влияния (измененная структура в результате нагрева до предплавильных температур);
- 3) основного металла (исходная структура).

Наплавленный и основной металл могут отличаться не только структурой, но и химическим составом. Это приводит к различной травимости при выявлении микроструктуры.

В том случае, когда наплавленный инструмент не подвергается последующей полной термической обработке, а лишь отпуску, строение зоны термического влияния оказывает сильное воздействие на его поведение в процессе эксплуатации. Зона термического влияния подразделяется на четыре участка:

а) оплавления – непосредственно примыкающий к наплавленному металлу и представляющий тонкую полоску оплавленных зерен основного металла;

б) перегрева – лежащий под первым участком и имеющий крупнозернистую закаленную структуру (крупноигльчатый мартенсит). Температура нагрева на этом участке значительно превосходит оптимальную для аустенизации, что способствует интенсивному росту зерна аустенита;

в) перекристаллизации – следующий за вторым участком и имеющий мелкозернистую закалочную структуру. Температура нагрева на этом участке незначительно превышает температуру критической точки A_{c1} ;

г) высокого отпуска с перлитно-сорбитной структурой и пониженной твердостью (рис. 11.2).

Участок перегрева в условиях работы кузнечного штампа играет важную роль, так как часто решающим образом определяет стойкость наплавленного инструмента. Для улучшения качества такого инстру-

Рис. 11.2. Схема расположения трех зон строения поверхностного слоя в наплавленном инструменте (а): 1-наплавленный металл; 2-зона термического влияния; 3-ненагретый основной металл; в зоне термического влияния структура меняется в соответствии с диаграммой Fe-C (б): I-оплавленная; II-перегретая; III-перезакаленная; IV-переотпущенная.

мента (в случае неиспользования последующей полной термической обработки) необходимо стремиться к получению минимальной по протяженности зоны термического влияния, например, за счёт оптимального сочетания температуры предварительного подогрева и погонной энергии электрической дуги.

Повторная полная термическая обработка устраняет зону термического влияния. В ней, как и во всём объеме основного металла, получают троститную структуру (для инструмента горячего деформирования), однако такая термическая обработка не всегда желательна, особенно при частичном восстановлении гравюры наплавкой.

11.4. Электрошлаковая наплавка

Для изготовления биметаллических штампов наплавкой износостойких поверхностных слоёв можно использовать метод электрошлакового перегрева. Такой вид наплавки осуществляют за счёт сильного разогрева до 2000 °С расплавленного шлака (проходящим через него электрическим током), оплавления расходуемого электрода (из прокованных в прутки отходов сталей 3Х2В8Ф, быстрорежущих или др.), и переноса капель металла через шлак на поверхность инструмента и образования из них наплавленного слоя (рис. 11.3).

Рис. 11.3. Схема электрошлаковой наплавки поверхностного слоя на гравюре штампа: 1-источник тока; 2-трансформатор; 3-ремонтируемый штамп; 4-водоохлаждаемый кристаллизатор; 5-расходуемый электрод; 6-расплавленный шлак с высоким электросопротивлением; 7-наплавленный металл на поверхность изношенного штампа

Метод электрошлаковой наплавки самый производительный из всех известных. Выполняют его за один приём, следовательно, отпадает необходимость зачистки швов, которую проделывают при многослойной многопроходовой наплавке.

Наплавляемый металл может быть любого заданного химического состава, что определяется химическим составом расходуемого электрода, но всегда высокого качества без шлаковых включений, пор, трещин, чистого по вредным примесям (сера и фосфор) и газам.

При этом расходуется в 15–20 раз меньше флюса, чем при

электродуговой наплавке. Электрошлаковый процесс очень устойчив при глубине шлаковой ванны более 20–30 мм (уменьшение толщины шлака ведёт к его закипанию или снижению тока, так как уменьшается электросопротивление, что ведёт к непровару). Угара и разбрызгивания практически нет. Толщина наплавленного слоя при этом процессе не менее 10–12 мм при глубине проплавления основного металла не менее 2–3 мм. Этим методом можно не только ремонтировать и упрочнять деформирующий инструмент, но и изготавливать из двух или нескольких изношенных кубиков один больших размеров, что даёт значительную экономию металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ

СПИСОК

1. Гуляев А.П. *Металловедение* – М.: Металлургия, 1986. – 544с.
2. Геллер Ю. А. *Инструментальные стали*. – М.: Металлургия, 1983. – 527с.
3. Золотаревский В. С. *Механические свойства металлов*. – М.: Металлургия, 1983. – 352с.
4. Шампы для горячего деформирования металлов М. А. Тылкин, Д. И. Васильев, А. М. Роголёв и др. – М.: Высшая школа, 1977. – 426с.
5. Блантер М. В. *Металловедение и термическая обработка* – М.: Mashiz, 1963. – 310с.
6. Болховитинов. *Металловедение и термическая обработка* – М.: Машиностроение, 1965. – 503 с.
7. Ван Флек Л. *Теоретическое и прикладное материаловедение*. – М.: Атомиздат, 1975. – 472с.
8. *Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. ГОСТ 25506-85 / А.М. Махутов, В.В. Панасюк, Е.М. Морозов и др.* – М.: Издательство стандартов. – 61с.
9. Креймер Г. С. *Прочность твёрдых сплавов*. – М.: Металлургия, 1966. – 200с.
10. Любарский И. М. *Повышение износоустойчивости тяжело нагруженных шестерён*. – М.: Машиностроение, 1965. – 132с.
11. Артингер И. *Инструментальные стали и их термическая обработка: Справочник*. М.: Металлургия, 1982. – 312с.
12. *Технология термической обработки / Р. Бернст, Э. Бермер, Г. Дитрих и др.* – М.: Металлургия. , 1981. – 607с.
13. Трахтенберг Б.Ф. *Стойкость штампов и пути её повышения*. – Куйбышев: Куйбышевское книжное издательство, 1964. – 215с.
14. Бродко В.В. *Разгаростойкость кузнечно-штампового инструмента // – Порошковая металлургия: Республиканский межведомственный сборник*. – Минск: ВШ, 1978. вып. 2. –С.59–63.
15. Позняк Л.А. *Штамповые стали для холодного деформирования*. – М.: Металлургия, 1966. – 147с.
16. *Инструментальные стали: Справочник / Л.А.Позняк, С.И.Тишаев, Ю.М. Скрынченко и др.* – М.: Металлургия, 1977. – 168с.
17. Башнин Ю.А., Ушаков В.К., Секей А.Г. *Технология термической обработки* М.:Металлургия, 1986. – 424с.

18. Гусев С.А., Бухтояров Г.В. Прогрессивные материалы, применяемые в инструментальном производстве автомобильной промышленности. – Тольятти: Филиал ЦНИТЭИавтопром, 1987. – 40с.
19. Тодоров Р.П., Николаев М.В. Структура и свойства отливок из графитизированной стали, М.: Металлургия, 1976. – 167с.
20. Михаленко Ф.П. Стойкость разделительных штампов. – М.: Машиностроение, 1976. – 207с.
21. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов / Л.А. Никольский, С.З. Фиглин, В.В. Войцов и др. – М.: Машиностроение, 1975. – 285с.
22. Желобов В.В., Зверев Г.И. Инструмент для горячего прессования металлов. – М. – Л.: Машиностроение, 1965. – 162с.
23. Довнор С.А. Термомеханика упрочнения и разрушения штампов объёмной штамповки. – М.: Машиностроение, 1975. – 255с.
24. Палей М.М. Технология производства приспособлений, пресс-форм и штампов. – М.: Машиностроение, 1979. – 293с.
25. Полевой С.Н., Евдокимов В. Д. Упрочнение металлов. – М.: Машиностроение, 1986. – 319с.
26. Войнов Б.А. Износостойкие сплавы и покрытия. – М.: Машиностроение, 1980. – 120с.
27. Аношин Е.В. Газотермическое напыление покрытий. – М.: Машиностроение, 1974. – 96с.
28. Кудинов В.В. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М.: Машиностроение, 1981. – 101с.
29. Бартенев С.С., Федько Ю.А., Григорьев А.И. Детонационные покрытия в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1982. – 215с.
30. Костиков В.И., Шестерин Ю.А. Плазменные покрытия. – М.: Металлургия, 1978. – 159с.
31. Шехтер С.А., Резницкий А.М. Наплавка металлов. – М.: Машиностроение, 1982. – 72с.

Вариант	3
1. Критерии выбора материала для деформирующих инструментов	3
1.1. Физические и химические свойства.....	4
1.2. Механические свойства.....	5
1.3. Эксплуатационные свойства.....	7
1.4. Технологические свойства.....	9
1.5. Условие надежности.....	11
1.6. Экономические требования.....	12
2. Термическая обрабатываемость инструментальной стали	15
2.1. Устойчивость к перегреву.....	15
2.2. Устойчивость к обезуглероживанию.....	18
2.3. Склонность к закалке и прокаливаемости.....	19
2.4. Устойчивость к деформации.....	23
2.5. Устойчивость к образованию трещин.....	26
2.6. Устойчивость к отпускной хрупкости.....	27
3. Сопротивление хрупкому разрушению	28
3.1. Способы оценки прочности материала.....	29
3.2. Оценка сопротивления материала хрупкому разрушению.....	30
3.3. Критерий вязкости разрушения, определяемый при статическом испытании.....	31
3.4. Требования к сопротивлению хрупкому разрушению штамповых стей.....	35
4. Износостойкость	36
4.1. Влияние.....	37
4.2. Принципы конвекции и диверсии.....	41
4.3. Влияние химического состава и структуры материала на износостойкость.....	41
4.4. Критерии износостойкости.....	43
4.5. Требования к износостойкости штамповых сталей.....	44
5. Теплостойкость	45
5.1. Влияние легирующих элементов на стабильность закалочных структур при нагреве.....	46
5.2. Влияние химического состава инструментальных сталей на уровень их теплостойкости.....	48
5.3. Критерии теплостойкости.....	49
5.4. Расчёт стойкости штампа.....	51
5.5. Требования к теплостойкости штамповых сталей.....	54
6. Разгаростойкость	55
6.1. Причины образования и кинетика развития разгарных трещин.....	55
6.2. Факторы, влияющие на разгаростойкость штампов и условия её повышения.....	58
6.3. Критерии разгаростойкости.....	60
6.4. Требования к разгаростойкости штамповых сталей.....	61
7. Выбор сталей и сплавов для инструментов холодного деформирования	63
7.1. Классификация инструментов по условиям работы и требования к инструментальным материалам.....	63

7.2.	Выбор сталей для деформирующих инструментов первой группы ...	65
7.3.	Выбор сталей для деформирующих инструментов второй и третьей групп.....	66
7.4.	Высокохромистые стали повышенной износостойкости	69
7.5.	Экономно-легированные стали с повышенной ударной вязкостью.....	74
7.6.	Высокопрочные комплексно-легированные стали повышенной теплостойкости.....	75
7.7.	Быстрорежущие стали.....	76
7.8.	Профилированные стали.....	77
7.9.	Твёрдые спечённые и цветные антифрикционные сплавы	79
8.	Выбор сталей и сплавов для инструментов горячего деформирования.....	80
8.1.	Требования к инструментальным материалам.....	80
8.2.	Стали повышенной вязкости и невысокой теплостойкости.....	82
8.3.	Стали повышенной вязкости и средней теплостойкости.....	84
8.4.	Стали повышенной теплостойкости.....	85
8.5.	Стали высокой теплостойкости.....	86
8.6.	Применение быстрорежущих сталей и твёрдых сплавов для инструмента горячего деформирования.....	87
8.7.	Мартенситно-старение высокопрочные стали.....	89
8.8.	Аустенитные жаропрочные стали и сплавы на основе никеля	91
8.9.	Млбден и его сплавы.....	94
9.	Упрочнение рабочей поверхности деформирующих инструментов.....	95
9.1.	Наклёт и деформационное старение.....	95
9.2.	Поверхностная закалка ТВН и лазером.....	98
9.3.	Химико-термическая обработка (ХТО).....	102
9.4.	Азотирование и низкотемпературное цианирование	105
9.5.	Цементация, высокотемпературное цианирование и нитрование.....	107
9.6.	Диффузионная металлизация.....	108
10.	Упрочнение и восстановление поверхности инструментов защитными покрытиями.....	112
10.1.	Электролитическое хромирование.....	112
10.2.	Газотермические способы напыления покрытий	113
10.3.	Влияние условий напыления на строение и свойства покрытий.....	115
10.4.	Покрытия из самофлюсующихся сплавов типа кобальтовой.....	117
10.5.	Покрытия из тугоплавких металлов, оксидов, карбидов и твёрдых сплавов.....	119
11.	Восстановление и упрочнение поверхности инструментов наплавкой.....	122
11.1.	Виды наплавки и используемых электродов.....	123
11.2.	Виды обмазок и порошковых проволок для электродов	126
11.3.	Микроструктура наплавленной стали.....	128
11.4.	Электролитическая наплавка.....	130
12.	В биграфитовой стали.....	131

Учебное издание

Дроздов Игорь Алексеевич
Ляченков Николай Васильевич
Уваров Вячеслав Васильевич

ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ

Учебное пособие

Редактор Л. Я. Чегодаева
Корректор Т. И. Щелокова
Техн. редактор Н. С. Куприянова
Компьютерная верстка О. А. Ананьев

Подписано в печать 12.03.01. Формат 60S84 1/16.
Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 7,90. Усл.кр.-отт. 8,02. Уч.-изд.л. 8,5.
Тираж 150 экз. Заказ . Арт. С-4(Д1)/2001.

Самарский государственный аэрокосмический
университет имени академика С.П. Королева
443086 Самара, Московское шоссе, 34.

ИПО Самарского аэрокосмического университета
443001 Самара, ул. Молодогвардейская, 151.