

ВЛИЯНИЕ ТИПА СМЕСИТЕЛЯ НА ПРОЦЕСС МЕХАНОАКТИВАЦИИ КАРЬЕРНОГО КВАРЦЕВОГО ПЕСКА.

Шнейдер А.А., Мерзликин А.Н. - студенты,

Марков В.А. - д.т.н., профессор, Григор А.С. - к.т.н., ст. преподаватель
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Теория и практика приготовления формовочных песчано-глинистых смесей (ПГС) показывает, что для ПГС необходимо достижение технологической готовности смеси, а именно, достижение комплекса свойств, необходимых для получения форм и качественных отливок. Следовательно, требуется определить механизм формирования свойств и характер взаимодействия рабочих органов смесителя с компонентами смеси для эффективного достижения конечной цели.

Для определения оптимального характера воздействия рабочих органов смесителя необходимо установить главные факторы, влияющие на формирование свойств ПГС.

Кварцевый песок, основной компонент песчано-глинистых смесей, является сложным и одновременно уникальным природным материалом, находящим применение во многих отраслях промышленности. Применение кварцевого песка в литейном производстве определяется рядом его свойств и доступностью. В зависимости от области применения кварцевого песка исследователи особое внимание уделяют тем свойствам, которые необходимы песку в конкретных условиях использования. С точки зрения применимости кварцевого песка в литейном производстве специалисты обращали внимание в основном на теплофизические свойства, полиморфные превращения кварца при нагреве, гранулометрический состав песка, состояние поверхности и форму зерен.

В этой связи можно ввести понятие критерия качества смесеприготовления, как способность системы обеспечивать дезагрегацию зерновой основы карьерного песка. Качественным смесеприготовлением можно считать в том случае, когда система смесеприготовления обеспечивает дезагрегацию зернового состава и не допускает рост фракции 0б3. Таким образом, зерновой состав карьерного песка является показателем качества формовочной смеси и, соответственно, качества поверхности отливок.

На основе результатов исследований отдельных фракций и зернового состава смеси в целом можно выделить в единой ПГС несколько типов зерен, полученных в результате многократных оборотов в производственном цикле, такие как монозерно, блочное зерно, агрегатированное зерно и конгломерат зерен [1]. Результаты исследования процесса дезагрегации карьерного песка позволили установить, что в результате деформаций сдвига происходит частичная оттирка адгезивной оболочки и вскрытие поверхности зерна карьерного песка. Большой эффект снятия адгезивной оболочки в процессе дезагрегации наблюдается у крупных фракций и в меньшей степени у мелких фракций. Данный результат согласуется с выводами о том, что при деформациях сдвига наибольшая нагрузка воспринимается крупными фракциями (скелет смеси), а после их дезагрегации распространяется на более мелкие. Причем снятые с поверхности зерен частицы адгезивной оболочки переходят в мелкую фракцию.

В качестве объекта исследования был выбран карьерный песок после сухого перемешивания в котором определяющей фракцией являлась 0,2 и составляла 33,4% от всей массы песка. Исследуемый карьерный песок подвергался дезагрегации в лабораторном бескатковом центробежном смесителе с варьированием времени перемешивания. Для качественной оценки эффективности процесса дезагрегации параллельно проводилось сухое перемешивание карьерного песка в лабораторном катковом, барабанном смесителе с рабочими органами типа “стержни-катки” и через определенные интервалы времени отбирались пробы для ситового анализа.

Исследование процесса воздействия рабочих органов бескаткового центробежного смесителя (рисунок 1) показало, что в процессе механоактивации одновременно развиваются два процесса: измельчение (деагрегация) частиц и агрегатирование с образованием новых

частиц. Это можно объяснить тем, что в процессе перемешивания карьерного песка в бескатковом центробежном смесителе происходит непосредственный более тесный контакт рабочих органов с зёрнами песка. Тем самым, позволяя частицам связующего равномерно распределиться на поверхности зерна.

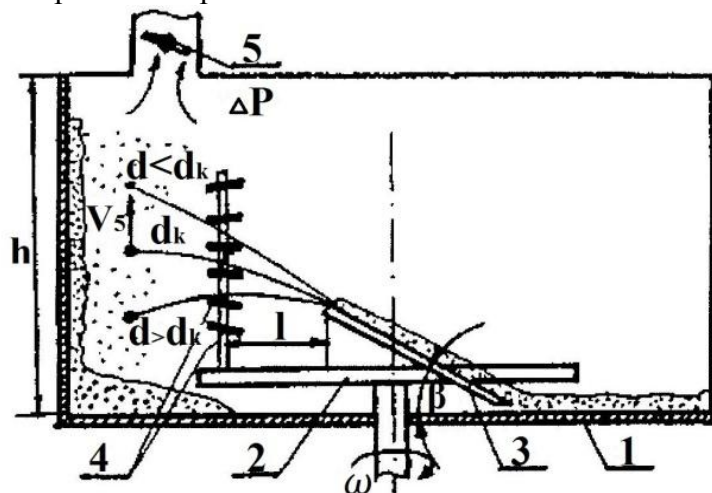


Рисунок 1 – Принципиальная схема смесителя для селективного перемешивания компонентов ЕПГС:

- 1- Борт чаши
- 2- Ротор
- 3- Плужок
- 4- Рассекатели
- 5- Заслонка вытяжной вентиляции

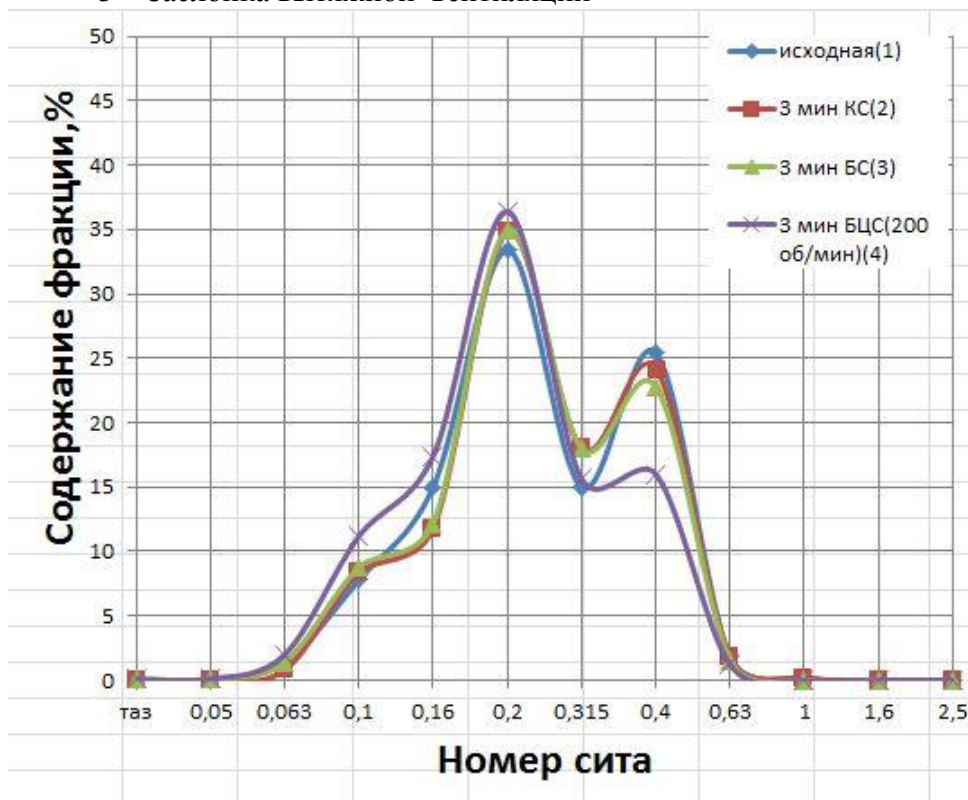


Рисунок 2. – Зерновой состав карьерного песка: 1 – исходная, 2 – после 3 минут перемешивания в катковом смесителе, 3 - после 3 минут перемешивания в барабанном смесителе; 4 – после 3 минут перемешивания в бескатковом центробежном смесителе при 200 об/мин.

Исследования режимных параметров лабораторного бескаткового центробежного смесителя позволили установить, что для рабочих органов стабильным режимом их работы будет скорость вращения ротора $n = 200$ об/мин., которая была взята за основу для проведения экспериментов.

Количественное изменение зернового состава карьерного песка наступает уже после трех минут времени дезагрегации. Преобладающей фракцией в этом случае в бескатковом центробежном смесителе становится фракция 0,2 с содержанием 36,4% от массы. В катковом смесителе за такой же промежуток времени, также происходит количественное увеличение фракции 0,2, но на меньшую величину по сравнению с бескатковым центробежным смесителем и составила 34,8 %. Под действием рабочих органов смесителей происходит измельчение крупных зёрен карьерного песка, в том числе и конгломерата зёрен и за счёт этого прирост мелких фракций. Дальнейшее дезагрегирование в бескатковом центробежном смесителе так же является более преимущественным перед аналогичным процессом в катковом смесителе и имеет положительные результаты, но до определенного предела. Так после 12 минут рабочего процесса барабанного смесителя формируется большое количество мелких фракций 0,1 и 0,063 в количестве 11,7 и 2,5% соответственно, что неблагоприятно влияет на свойства исследуемого песка.

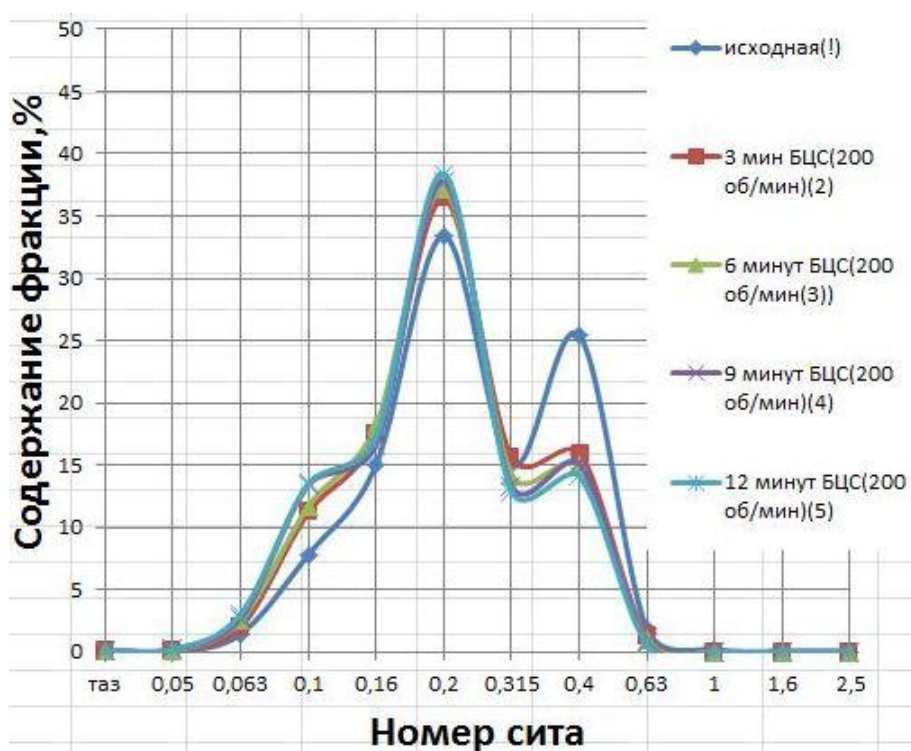


Рисунок 3. – Зерновой состав карьерного песка после дезагрегации в бескатковом центробежном смесителе:

- 1 – исходная смесь;
- 2 – 3 минуты дезагрегации;
- 3 – 6 минут дезагрегации;
- 4 – 9 минут дезагрегации;
- 5 – 12 минут дезагрегации

В заключение следует отметить, что подготовка карьерного песка в бескатковом центробежном смесителе требует меньше электроэнергии и затрат времени на перемешивание, а так же позволяет снизить расход свежих связующих материалов.

Список литературы

1. Марков, В.А. Анализ развития процессов дезагрегации и механоактивации оборотной смеси [Текст] / В.А. Марков, А.С. Григор // Литейное производство. – 2010. – №4. – С.21-24.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНАЯ ТИГЕЛЬНАЯ ПЕЧЬ С ГОРИЗОНТАЛЬНЫМ МАГНИТНЫМ ПОТОКОМ И О - ОБРАЗНЫМ МАГНИТОПРОВОДОМ

Вагайцев О. П. – студент, Кульдяйкин Д. С. – студент,
Левагин А. В. – студент, Левшин Г. Е. – д.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

Основным недостатком индукторных индукционных тигельных плавильных печей с I-образными магнитопроводами и вертикальным магнитным потоком является ограниченная сфера использования, обусловленная следующими причинами:

- повышенным браком отливок по неметаллическим включениям – воздушным раковинам, частицам плены, футеровки, шлака – или увеличением длительности плавки из-за необходимости отстаивания расплава в печи для всплывания этих включений. Последнее повышает расход энергии. Первое обусловлено тем, что магнитное поле, создаваемое невысоким индуктором, является очень неоднородным и имеет близкую к тороидальной форму с разным направлением вектора индукции относительно центра индуктора и неравномерное распределение величины индукции в его рабочей полости, а именно: по высоте – у торцов она почти в 2 раза меньше, чем в середине; по сечению – у витков она заметно больше, чем в центре. Это приводит к появлению значительных разнонаправленных градиентов индукции и электромагнитных сил в расплаве и его интенсивному перемешиванию в разных направлениях, что является причиной повышенного износа стенок тигля и замешиванию в расплав продуктов износа, воздуха и шлака, особенно с уменьшением частоты поля;

- повышенным расходом энергии, так как, не смотря на требование размещения стенок тигля максимально близко к виткам индуктора, существенная часть рабочего магнитного потока с наибольшим значением индукции не используется, поскольку проходит по неэлектропроводным стенкам тигля, а не по шихте или расплаву. Помимо рабочего магнитного потока индуктор создает и магнитный поток рассеяния такой же величины, не участвующий в нагреве шихты и расплава. Все это уменьшает полезное использование магнитного потока почти до 40 %, а естественный коэффициент мощности $\cos \varphi$ – до 0,03-0,10 и повышает расход энергии. Магнитный поток рассеяния вредит здоровью работников;

- повышенными габаритами печи и увеличенной занимаемой производственной площадью, так как магнитный поток рассеяния вызывает нагрев близкорасположенных электропроводных частей каркаса, поэтому эти части удаляются от индуктора, а вокруг индуктора устанавливаются вертикальные магнитопроводы;

- повышенными расходами на обеспечение безаварийной работы печи из-за вытекания расплава на индуктор при образовании щелей в тигле, а поворот всей тяжелой и громоздкой печи повышает расход энергии, габариты и стоимость устройства для слива расплава;

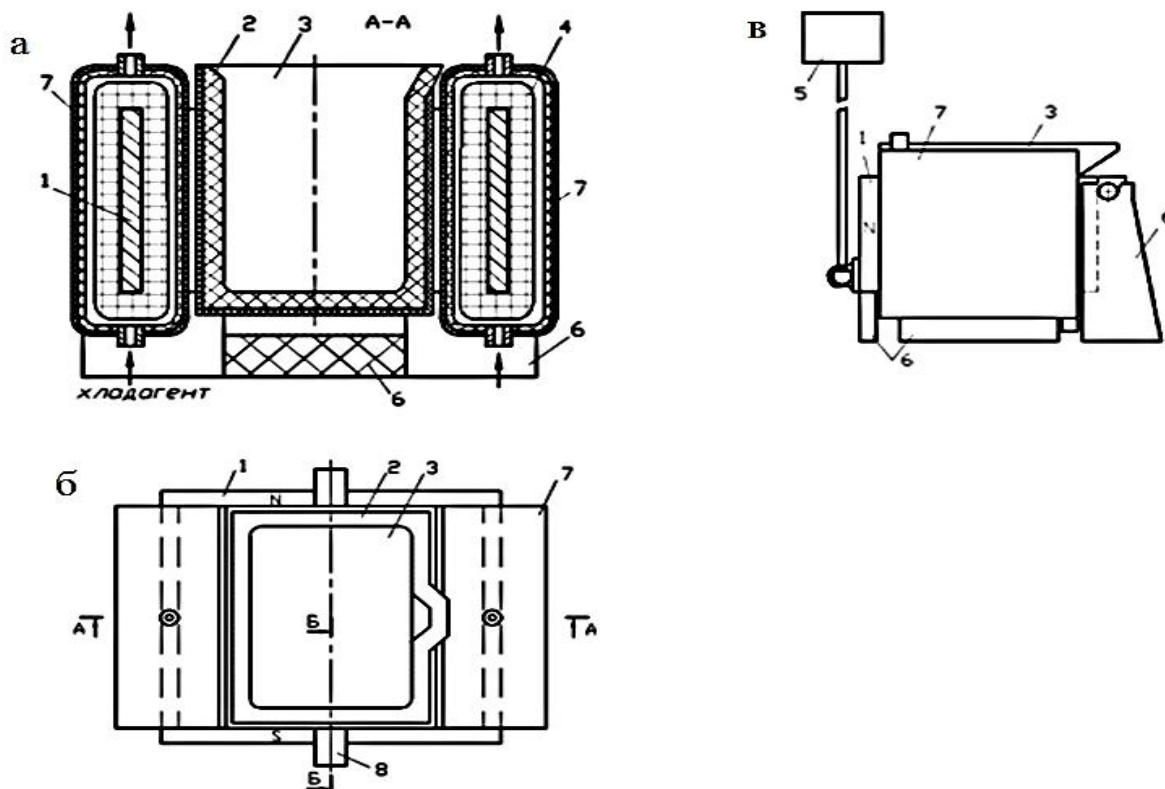
- повышенными расходами на кондиционирование воды и создание повышенного давления вследствие охлаждения трубчатых витков индуктора кондиционной водой;

- низкой защищенностью и надежностью работы печи вследствие размещения индуктора вокруг тигля.

Для уменьшения этих недостатков в литейной лаборатории АлтГТУ предложена электромагнитная индукционная тигельная плавильная печь с О - образным магнитопроводом и горизонтальным магнитным потоком. Она содержит горизонтальный О-образный магнитопровод 1, являющийся ее корпусом, металлический или огнеупорный футерованный тигель 2 с ванной 3, два индуктора 4 с витками. Печь имеет также источник регулируемого переменного электрического напряжения с батареей конденсаторов (не показан). Возможно применение любого известного устройства 5 для слива расплава из ванны.

Корпус-магнитопровод 1 может быть неподвижным и установлен на основание 6 или поворотным относительно основания 6. В последнем случае его поворот осуществляют известным образом (гидроцилиндрами, электроталью и др.). О-образный магнитопровод

охватывает тигель 2 с четырех сторон, имеет два разноименных полюса N и S с вертикальными плоскими поверхностями, обращенными к тиглю и друг к другу. Его два средних горизонтальных участка между полюсами охватывают витки двух индукторов 4, включаемых электрически встречно. Т. о., с двух противоположных сторон тигля находятся вертикальные полюса магнитопровода, обращенные друг к другу и тиглю, а с двух других противоположных сторон размещены по одному индуктору 4.



Индукторы 4 могут быть защищены от внешних воздействий (особенно при утечке расплава из треснувшего тигля) неэлектропроводным кожухом 7 полностью (со всех сторон)
 Рисунок. Схема печи: а – продольный разрез; б – вид сверху; в – вид сбоку

или частично, например, только сбоку тигля. Витки индуктора 4 могут быть выполнены из медной трубки или не полых медных проводников: гибкого кабеля, провода до $\varnothing 6$ мм или шинки, имеющих электроизоляционный слой. Витки охлаждаются хладагентами: эмульсии, трансформаторное масло, негорючие силиконовые жидкости, дистиллированная или водопроводная вода, жидкий азот, углекислота, охлажденный сжатый воздух и др.

Тигель 2 с ванной 3 размещен между индукторами 4 и полюсами N и S O-образного магнитопровода 1 с минимально возможным зазором или без него. Он может быть установлен на основание 6, в том числе на песчаную «подушку». Но может быть и подвешен на петлях или цапфах 8, опирающихся на верхние торцы магнитопровода 1 непосредственно или с помощью промежуточных деталей. В первом случае он может быть не съемным, т. к. скрепляется с магнитопроводом 1, в т. ч. путем выполнения набивной футеровки стенок тигля, исключающей зазор между ней и полюсом. При этом устройство 5 для слива расплава поворачивает всю печь.

Во втором случае он не скрепляется с магнитопроводом 1, имеет относительно него и кожуха минимально возможные зазоры, что позволяет извлекать тигель 2 из рабочего объема магнитопровода 1 другим устройством, например, подъемником. Для поворота тигля при сливе устройством 5 и подвешивании его цапфы 8 предпочтительнее петель.

Предложенная печь работает следующим образом.

После загрузки электропроводных компонентов шихты в ванну 3 до верхнего уровня тигля 2 индукторы 4 подключаются к источникам подачи хладагента и регулируемого

переменного электрического напряжения с батареей конденсаторов. Их электрическое подключение может быть независимым, параллельным или последовательным относительно друг друга. Но в любом случае оно должно быть электрически встречным для того, чтобы у одного торца каждого индуктора создавался поток полярностью N у полюса N магнитопровода, а у другого торца – поток полярностью S у полюса S. При этом магнитопровод 1 и два индуктора 4 образуют своеобразный электромагнит. Поэтому печь названа электромагнитной. Число витков индуктора, величину и частоту напряжения и тока определяют расчетом.

При прохождении электрического тока по индукторам 4 создается два противоположно направленных электромагнитных поля (потока), намагничивающих магнитопровод 1. Он увеличивает значение индукции этого поля до 500 – 1000 и более раз и направляет оба встречных потока в межполюсное рабочее пространство O-образного магнитопровода 1 в виде одного суммарного горизонтального магнитного потока. Степень увеличения зависит в основном от магнитной проницаемости материала магнитопровода, величины индукции поля, создаваемого индукторами 4, его частоты и расстояния между полюсами. При увеличении проницаемости и индукции она повышается, с увеличением же частоты и расстояния между полюсами – понижается. Поэтому целесообразна прямоугольная форма тигля, уменьшающая это расстояние, когда большие стороны тигля обращены к полюсам.

До загрузки шихты в ванну 3 рабочее электромагнитное поле является практически плоскопараллельным и неоднородным. Величина индукции возле полюсов больше, чем в середине расстояния между полюсами. По поверхности полюсов она практически одинакова. При загруженной шихте (особенно ферромагнитной) возможно небольшое нарушение плоскопараллельности и неоднородности. После ее расплавления указанные свойства практически восстанавливаются. Это существенно уменьшает интенсивность перемешивания расплава.

Магнитная составляющая суммарного рабочего электромагнитного поля или потока наводит в электропроводных компонентах шихты индукционные вихревые токи Фуко, которые нагревают их до расплавления. Вихревые токи наводятся и в магнитопровode 1. Однако для их уменьшения магнитопровод набирают из тонких пластин электротехнической стали. Первыми расплавляются компоненты, расположенные в средней по высоте части ванны и ближе к ее днищу, так как от них затруднен теплоотвод. Поэтому возможно применение принудительного осаживания шихты. После полного расплавления шихты и проведения необходимых металлургических операций (удаление нежелательных и вредных примесей, ввод легирующих компонентов и модификаторов, скачивание шлака и др.), зависящих от вида и марки сплава, печь отключается от источника электрического питания. Возможно также доведение расплава до необходимых свойств и выдержка его для порционной разливки.

Электрический ток, проходящий по виткам индуктора, нагревает их Джоулевым теплом, которое необходимо отводить известным способом или предложенным, а именно: путем подачи хладагента непосредственно на электроизолированные витки, расположенные в герметичном кожухе, куда он подается с меньшей скоростью, давлением и расходом по меньшей мере через одно отверстие, а удаляется через другое.

Слив расплава из ванны 3 тигля 2 производится по двум вариантам, отличающимся установкой O-образного магнитопровода-корпуса 1 на основании 6:

- при подвижной установке и скреплении тигля 2 с магнитопроводом-корпусом 1 устройство 5 поворачивает всю печь на $95 - 100^\circ$ (вместе с тиглем);
- при неподвижной установке и подвешенном на магнитопровode-корпусе 1 или размещенном на основании 6 тигле 2 он (тигель) извлекается из рабочего объема магнитопровода 1 за петли или цапфы 8 и доставляется на разливочный стенд или машину, где из него расплав разливается в литейные формы и т. п.

По сравнению с известными индукционными тигельными печами предложенная печь позволяет расширить сферу использования индукционных плавки и печей путем уменьшения вышеперечисленных недостатков.

В изготовленной лабораторной печи с рабочим объемом 2,8 дм³ был расплавлен свинец.

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ХУДОЖЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК В ГИПСОВЫХ ФОРМАХ

Парамонов Е.В., Щеклеин М.С. – студенты,

Марширов И.В. – к.т.н., доцент, Мустафин Г.А. – к.т.н., доцент

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Гипсовая литейная форма стала применяться давно. Так, итальянский скульптор Б. Челлини отлил скульптуру Персея, поразившего Медузу Горгону, именно в гипсовой форме. До последнего времени для отливки скульптур использовались формы из смеси гипса с толченым кирпичом. Примерно с 20-х гг. текущего столетия гипсовый материал применяют в зубопротезной и ювелирной промышленности. Позднее благодаря созданию новых огнеупорных материалов - кристобалита, тридимита, шамота и других область использования гипсовых форм значительно расширилась, что позволило отливать многочисленные художественные изделия практически любой сложности из любых цветных сплавов, в том числе из драгоценных металлов.

В XIX в. гипсовая форма широко применялась в России для отливки изделий из олова. Отличительными особенностями процесса изготовления отливок в гипсовых формах являются:

- хорошая жидкотекучесть гипсовой массы, что позволяет обеспечивать гладкую поверхность отливок;
- достаточная прочность формы в нагретом до 800 °С состоянии;
- малая теплопроводность, обеспечивающая спокойное заполнение формы металлом без опасения его быстрого затвердевания и относительно короткий срок изготовления отливки по сравнению, например, с литьем по выплавляемым моделям с использованием многослойных форм.

Наилучшими технологическими свойствами обладают гипсокристобалитовые формы, но отсутствие в нашей стране промышленной добычи кристобалита делает необходимым поиск материалов, которые могут его заменить.

В качестве замены кристобалита был использован кварцевый песок. Смесь состояла из высокопрочного гипса, кварцевого песка и воды. Приготовление гипсовой массы производилось путем перемешивания миксером жидких и твердых компонентов в течение 3-4 минут.

Из этих смесей изготавливались образцы в виде цилиндров диаметром и высотой 50 мм путем заливки жидкой смеси в стандартные металлические гильзы. Затем образцы выдерживались в печи при заданных температурах и далее определялась их

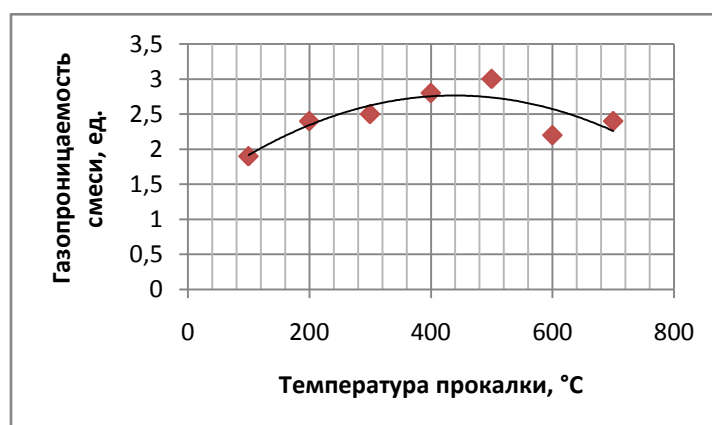


Рисунок 1 – Влияние температуры прокалки на газопроницаемость

газопроницаемость.

Из представленного на рис. 1 графика следует, что с увеличением температуры прокалики до 500 °С наблюдается некоторое повышение газопроницаемости.



Рисунок 2- Восковые модели



Рисунок 3-
Художественная отливка

На втором этапе работы были проведены исследования по возможности изготовления в гипсовой форме, содержащей в качестве наполнителя кварцевый песок, уменьшенной копии памятника И.И. Ползунову. Для этого предварительно были изготовлены с использованием резиновых форм три восковых модели (рис. 2). Далее они были спаяны в один модельный блок и помещены в специальную опоку. После заливки формы приготовленной суспензией и выдержки на воздухе в течение одних суток была выполнена прокалика формы. При этом первоначально была проведена вытопка из формы восковых моделей. Перед заливкой формы алюминиевым сплавом АК9ч осуществлялось ее предварительное вакуумирование. В результате были получены художественные отливки (рис. 3) с достаточно хорошей чистотой поверхности.

Список литературы

1. Иванов В. Н., Карпенко В. М. Художественное литье: учебное пособие. – Мн.: Выш. шк., 1999 – 206 с.: ил.
2. Лившиц В.Б. Художественное литье: Материалы, технология, практика. Учебник для вузов. – М.: РИПОЛ КЛАССИК, 2004 – 192 с.
3. Ухин С.В. Художественное литье. – М.: АСТ, Сталкер, 2004 – 59 с.

ЛЕГИРОВАНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Скорых С.Ю. - студент, Рыжих Н.И. – студент, Огневой В.Я. – к.т.н., профессор.
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

В машиностроении, наряду с традиционными методами и технологиями, применяются антифрикционные материалы со свойствами, в ряде случаев не достижимыми при традиционном изготовлении. Для их получения широко используются методы порошковой металлургии.

В работе рассмотрены некоторые вопросы повышения прочности и износостойкости антифрикционных порошковых сплавов на основе железа.

В настоящее время широко используются ряд сложнлегированных сплавов на железной основе (табл. 1).

Таблица 1. Составы некоторых сложнлегированных сплавов антифрикционного назначения на основе железа.

№	Содержание элементов , %							Страна
	Fe	C	Cr	Ni	Mn	Cu	Другие элементы	
1	30 – 60	-	5 –10	-	-	Остальное	3 – 7 Sn	Япония
2	Основа	0,8–1,4	1 – 5	-	0,03-0,25	-	0,1 -0,5 Si 0,1 – 0,25 В	Япония
3	Основа	5–1	-	0,2– 10	0,20–10	-	Cr, Mo, W	Япония
4	Основа	1,0	16–20	-	-	-	1 – 2 BN	Германия
5	Основа	0,6 - 2	-	0,4–4,0	-	-	0,5 – 5,0 Mo 6 – 11 Co	США

Введение тех или иных элементов объясняется стремлением, усилить какое либо одно из наиболее важных свойств антифрикционного материала. Так, хром__повышает износостойкость и термическую устойчивость, прочность и коррозионную стойкость (см. табл. 1, сплавы №1, 2, 4). Например, сплав 4 имеет твердость более 100 НВ и прочность при разрыве 24 кгс/мм² при относительном удлинении 6 %. Он обладает высокой коррозионной стойкостью и может работать при повышенных температурах. В качестве теплостойкого рекомендуется также сплав 2. Введение кобальта и молибдена (сплав 5) повышает стойкость против абразивного износа и теплостойкость до температуры 500 °С. Олово и медь (сплав 1) улучшают свойства при трении.

При выборе легирующих элементов необходимо стремиться к тому, чтобы в заданных условиях работы детали в основе материала могли протекать те процессы, которые ведут к образованию вторичных структур являющимися оптимальными по износостойкости и коэффициенту трения для заданного режима работы. Свойства основного материала и легирующих добавок определяет характер образующихся вторичных структур.

При выборе основы антифрикционного материала и легирующих присадок должна учитываться необходимость получения определенных физико – механических свойств, от которых зависит несущая способность подшипников.

В железографитовых материалах прочность повышается при увеличении содержания перлита в структуре, введением Cu, Ni, Mo и т.д. Легирование хромом расширяет область нормального износа. При одновременном легировании хромом никелем и молибденом наблюдается резкое расширение области нормального износа. Эти данные показывают положительное влияние хрома и молибдена на износостойкость сталей, потому их можно рекомендовать в качестве легирующих элементов при создании антифрикционных материалов на железной основе.

Легирующие элементы оказывают различное влияние на аллотропическое превращение в железе, на карбидную фазу, на фазовое превращение в стали. Легирующие элементы в стали могут находиться в карбидной фазе и в твердом растворе в железе (феррите и аустените). К элементам, способным образовывать карбиды, относятся Mn, Cr, W, V, Mo, Ti, и др. При небольшом содержании карбидообразующие элементы растворяются в цементите с образованием, так называемого, легированного цементита.

Элементы, не образующие карбидов в стали, Ni, Si, Co, находятся в ней главным образом в твердом растворе – в феррите или аустените. Карбидообразующие элементы тоже способны частично растворяться в аустените и феррите. При растворении в феррите происходит замещение атомов железа атомами легирующего элемента.

Легирующие элементы по-разному влияют на механические свойства феррита. Марганец и кремний, значительно повышая твердость, одновременно резко снижают

вязкость феррита. Вольфрам и молибден незначительно повышают твердость, но снижают вязкость феррита. Хром в очень малой степени влияет на твердость и вязкость феррита. Никель оказывает наиболее благоприятное влияние на феррит; достаточно интенсивно повышает твердость, не снижая при этом вязкости.

Широко применяются материалы на основе железа, легированные медью и никелем. Эти материалы, полученные из легированных порошков методом восстановления (совместно) окислов железа, меди и никеля, имеют высокую пластическую и динамическую прочность.

Добавка никеля повышает предел растворимости меди в железе. Широко применяют добавку в антифрикционные материалы молибдена и хрома, которые являются карбидообразующими элементами.

Введение в сплав от 5 до 20% хрома и молибдена значительно повышает антифрикционные свойства, например сплав, содержащий 10% Мо испытанный на трение без смазки при $V_{\text{скол}}=46\text{м/с}$ и $t=540^\circ\text{C}$ имел коэффициент трения 0,075.

Карбидообразующие элементы хром молибден при общем содержании 7-10% повышают общие механические свойства. Повышение их содержания приводит к снижению механических свойств особенно ударной вязкости за счет выделения карбидов по границам зерен.

Предельная нагрузка схватывания повышается, что связано с получением высоколегированной основы с высокой микротвердостью и равномерным распределением карбидов.

Предельная нагрузка схватывания и износостойкость повышается кроме того добавкой кремния и вольфрама.

Легирование никелем и фосфором повышает прочностные и пластические свойства материала. Оптимальное содержание фосфора около 0,5%.

В 4 – 5 раз повышается износостойкость материала на основе железа при введении в его состав сульфидов металлов, например дисульфида молибдена. Химически более активный, чем графит дисульфид молибдена имеет лучшие смазочные свойства благодаря особенности структурно- химической связи между серой и металлом, возникающий при повышенных температурах в зоне трения, а так же благодаря высокой термоустойчивости.

Антифрикционные материалы, содержащие MoS_2 в количестве 6 – 8%, изготавливают из порошков с размером частиц 40 – 60 мкм, удельным давлением прессования 6т/см^2 и спекание при температуре 1000°C с последующей допрессовкой при $P=6-7\text{т/см}^2$.

В качестве защитной атмосферы используют газовые смеси N_2 и CO

Оптимальным свойством обладает материал, содержащий 1 - 1,8% С; 0,5 – 2% Cr; 0,5 – 1,0% Ni; 2 – 8% MoS_3 который пропитывается маслом, что значительно повышает его антифрикционные свойства.

Легирование материалов свинцом, молибденом, никелем, хромом, кремнием, фосфором, марганцем, цинком, оловом, ванадием, а также введением серы и сульфидов металлов фторидов селенидов позволяет значительно повысить предельно допустимые нагрузки и скорость скольжения температуру эксплуатации железа и железного графита. Это обуславливает возможность применения спеченных материалов во многих отраслях промышленности и в таких условиях трения, где иные материалы неработоспособны или срок их службы недостаточен.

Дисульфид меди и цинка, как и S, дают возможность улучшить обработку резанием, технологичны, имеют стабильные эксплуатационные характеристики.

Наиболее оптимальное сочетание физико-химических и антифрикционных свойств присущих материалам композиции ЖГр (0,8-1,5%) Д(2,5-3%) К 0,4%. Более высокий уровень свойств обеспечивает присутствие в материале на основе железа сульфидов цинка.

Легирование медью и никелем повышает механические свойства: ударную вязкость и прочность, но приводит к значительной усадке изделий при спекании.

Установлено, что добавка от 0,5-1,5 Cu к известным смесям, содержащим в %: 1,0-2,5 Ni; 0,15-0,3 Mn; 0,3-0,7 Mo; 0,3- 0,7 С и 0,5-1,0 стеарат цинка, остальное Fe позволяет

получать металлический порошок который после прессования, спекания и термообработки дает металлические детали с необычайно хорошими свойствами это особенно относится к металлическим деталям получаемых после стадии спекания. Как известно, лучше иметь деталь с высокой прочностью, т.к. она может подвергаться воздействию напряжения на стадии термообработки.

Весьма эффективно действуют добавки Мо на свойства железа и железогрифта спеченного при $t=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течении 2 часов в водороде, что позволяет значительно улучшить антифрикционные свойства и расширить возможные пределы работоспособности. Наиболее высокую удельную вязкость имеет пористое железо легированное молибденом 5-20%.

Все материалы, на основе железа содержащие 5-20% Мо обладают достаточно высокими антифрикционными свойствами при трении без смазки в условиях высокой скорости скольжения.

Выводы:

1. Приведены основные антифрикционные сплавы на основе железа, применяемые в промышленности.
2. Показано влияние ряда легирующих элементов на свойства антифрикционных сплавов на основе железа.

О ВОЗМОЖНОСТЯХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БЫСТОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Водоходова М.В., Цайтлер Ю.В. – студенты, Бутыгнн В. Б. – к.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Исследование быстрорежущих сталей с интерметаллидным упрочнением, полученных методом порошковой металлургии, представляет тот интерес, что он может рассматриваться как один из путей повышения механических свойств.

Была исследована порошковая сталь В9М8К25, по содержанию вольфрама и молибдена близкая к стали В3М12К23. Химический состав стали: С-0,08%, W-9,15%, Мо-8%, Со-24,6%, У-0,42%, Т1-0,1%. Исследованные характеристики порошковой стали В9М8К25 сравнивались с характеристиками стали В3М12К23 обычного производства.

1. Процесс получения стали из распыленных порошков, состоит из следующих операций:

а - получение порошка (распылением стали, расплавленной в индукционной печи, на частицы формы, близкой к сферической, размерами от 70 до 800 мк.),

б - прессование холодное,

в – спекание,

г - горячая деформация на требуемый профиль.

Исследованная сталь была выплавлена в индукционной печи, а затем распылена в атмосфере азота. Полученные порошки после наполнения контейнера и его предварительного вакуумирования прессовали. Вакуумирование выполнялось последовательно при 20, 300, 500 и 800 °С. В процессе вакуумирования (10-15 мин) при 20 °С удаляли газы содержащиеся в контейнере. При 300°С (2 часа) удалялись следы влаги, а при 500 и 800 °С (по 2 часа) - кислород, адсорбированный на поверхности порошковых частиц. Прессование выполнялось при 1150-1180 °С под давлением 1400 атм.

2. Ковкость. Слиток весом 18 кг и диаметром 90 мм ковали на прутки квадратного сечения 20x20 и 10x10 мм, при 1100-1200 °С. Деформированность стали была удовлетворительной: наблюдалось улучшение ковкости по сравнению с характерной для стали В11М7К23. Это улучшение наблюдалось в уменьшении случаев трещин и рванин по ребрам заготовки.

3. Отжиг проводился по общему режиму принятому для стали В11М7К23 (нагрев до 1000°C - выдержка 3-4 часа; снижение до 820- 800°C - выдержка 1 час, подъем температуры до 880-890 °С - выдержка не менее 12 часов; охлаждение с выключенной печью в течение 1 часа и далее на воздухе). Твердость после отжига HRC 32 - 34 следовательно она была такой же как у стали В11М7К23.

Зерно отожженной стали не протравливалось. Это позволяет предполагать, что оно очень мелкое.

Наиболее важно для характеристики такой стали - строение интерметаллидов В структуре они распределены равномерно по всему полю шлифа.

4. Термическая обработка и механические свойства. Образцы стали предварительно закаливали с нагревом в интервале 1200-1300 °С. Структура стали не отличалась от полученной у стали В11М7К23 обычного производства. Сталь сохраняло мелкое зерно до температур закалки 1275 °С; феррит при этой температуре отсутствует.

Снижение температур начала роста зерна не наблюдалось, в отличие от эффекта, установленного для быстрорежущих сталей с карбидным упрочнением.

Твердость стали в зависимости от температуры закалки после отпуска 580 °С показана в табл. 1. Для сравнения приведена твердость стали В11М7К23 обычной выплавки. Влияние способа производства не наблюдается.

Аналогичный эффект был установлен и для быстрорежущих сталей с карбидным упрочнением.

Таблица 1. Твердость стали в зависимости от температуры закалки

Сталь	Температура закалки, °С				
	1200	1225	1250	1275	1300
В9М8К25	66	67	67.5	68	68
В11М7К23	66	66-67	67-68	68	68

Теплостойкость стали В9М8К25 высокая. Ее наибольшие значения достигаются в случае закалки от 1275-1300°C. Этот вывод подтверждается dilatометрическими определениями: температуры фазовых $\alpha \rightarrow \gamma$ превращений достаточно высокие и находятся на уровне, установленном для стали В11М7К23.

В связи с этим теплостойкость спеченной стали практически близка к получаемой для стали обычного производства. Она лишь несколько выше у стали В9М8К25 закаленной с температур 1200-1250° С, но это, по видимому, объясняется более высоким содержанием кобальта.

Прочность стали В9М8К25, закаленной от 1275°C, приближается к прочности стали В11М7К23.

Аналогично изменяется и ударная вязкость стали В9М8К25. Она находится на уровне, получаемом для стали В11М7К23 обычного производства.

Наши исследования подтвердили результаты, что получение стали с интерметаллидным упрочнением методом спекания распыленных порошков не приводит к заметным изменениям в свойствах, как это наблюдается у быстрорежущих сталей с карбидным упрочнением, и указывает на возможность использования быстрорежущих сталей с интерметаллидным упрочнением из порошков.

УСТАЛОСТНЫЕ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Гертер М.В., Чертовских Е.Ю. – аспиранты, Околович Г.А. – д.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

В процессе эксплуатации машин на детали действуют пульсирующие или циклические нагрузки, напряжение от которых вызывает усталостные разрушения. Опыты показывают, что детали длительное время подвергшиеся действию переменных напряжений, разрушаются при напряжениях значительно меньших, чем временное сопротивление σ_6 (предел прочности).

Первые наблюдения усталостного разрушения относятся к концу XVIII века, когда у длительно эксплуатируемых дилижансов в Англии и почтовых карет во Франции стали хрупко ломаться оси, изготовленные из ковкого железа, обладающего высокой пластичностью. Специалисты того времени объясняли это явление перерождением материала за счет его усталости в процессе длительной эксплуатации под действием переменных напряжений, возникающих из-за неровностей дороги. С тех пор термин "Усталость материалов", нашёл высокое распространение в инженерных методах расчёта надёжности элементов конструкций.

Наибольший вклад в научную основу проектирования металлических конструкций, подвергаемых повторным напряжениям, внес немецкий инженер Август Вёлер своими классическими опытами с железом и сталью в условиях повторного растяжения-сжатия и изгиба, результаты которых были опубликованы в период 1858 – 1870 гг.

Л. Шпангенберг (1874 г.) впервые графически изобразил результаты исследований, опубликованных А. Вёлером в виде таблиц. С тех пор графическое представление полученной зависимости между амплитудами напряжения цикла σ_a и числом циклов нагружения до разрушения N называют диаграммой Вёлера (рис. 1).

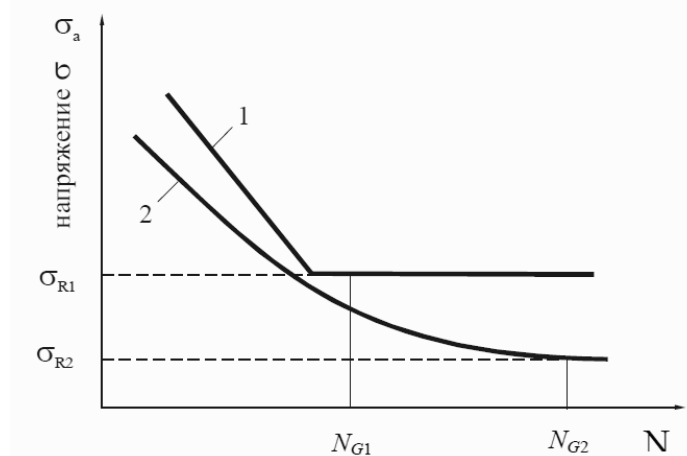


Рисунок 1 Кривая усталости (кривая Вёлера)

1 – кривая усталости для образцов с физическим пределом выносливости, 2 – кривая усталости без физического предела выносливости.

А. Вёлер ввел понятие о физическом пределе выносливости – максимальном циклическом напряжении, при котором нагрузка может быть приложена неограниченное число раз, не вызывая разрушения. Для металлических материалов, не имеющих физического предела выносливости, предел выносливости σ_R – значение максимального по абсолютной величине напряжения цикла, соответствующее задаваемой долговечности. Для металлов и сплавов, проявляющих физический предел выносливости, принята база испытаний 10^7 циклов, а для материалов, ординаты кривых усталости которых по всей длине непрерывно уменьшаются с ростом числа циклов, – 10^8 циклов.

Первый тип кривой особенно характерен для ОЦК-металлов и сплавов, хотя может наблюдаться при определенных условиях у всех металлических материалов с любым типом

кристаллической решетки, а второй тип – соответствует преимущественно ГЦК-металлам и сплавам (алюминиевые сплавы, медные сплавы и др.).

Для металлических материалов, не имеющих физического предела выносливости, на кривой усталости определяют предел ограниченной выносливости σ_{RN} – значение максимального по абсолютной величине напряжения, соответствующая задаваемой долговечности.

Усталость материалов и является одной из основных причин отказа деталей машин и элементов конструкции, подверженных действию напряжений, циклически изменяющихся во времени. В связи с этим для повышения ресурса и надежности подобных конструкций важное значение приобретают вопросы выбора материала, обоснования режимов технологии производства полуфабрикатов и деталей и организации контроля технологического процесса, обеспечивающие стабильное и высокое сопротивление элементов конструкций усталостному разрушению [1].

Принято считать, что процесс усталостного разрушения состоит из трех фаз. Первая фаза – возникновение трещины, вторая – распространение трещины, третья – быстрый не устойчивый рост трещины до полного разрушения.

Необходимо отметить, что усталость металла, отличается от биологической усталости. Если живой организм во время отдыха восстанавливается, то у деталей усталость накапливается и как следствие этот процесс не обратим.

Процесс накопления усталости носит сложный характер.

Проблему усталости сформулировал американский профессор Джон Коллинз:

- оценка долговечности менее точна, чем расчеты на прочность;
- характеристики долговечности не могут быть получены из механических свойств, их необходимо измерять непосредственно;
- материалы и конфигурации конструкции должны подбираться из условий обеспечения медленного распространения трещин и возможности обнаружения их до достижения опасных размеров;
- результаты разных тождественных испытаний могут отличаться друг от друга, поэтому необходима обработка и анализ статистических данных.

В настоящее время различают гигацикловую, многоцикловую и малоцикловую усталости [2].

Малоцикловая усталость – усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит при упругопластическом деформировании [3]. При малоцикловой усталости максимальная долговечность до разрушения составляет $5 \cdot 10^4$ циклов.

Многоцикловая усталость – это усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит в основном при упругом деформировании [3]. База испытаний для определения предела выносливости при многоцикловой усталости принимается: 10^7 – для металлов и сплавов, имеющих практически горизонтальный участок на кривой усталости и 10^8 – для легких сплавов и других металлов и сплавов, ординаты кривых усталости которых по всей длине непрерывно уменьшаются с ростом числа циклов.

Область гигацикловой усталости простирается от 10^7 – 10^8 до 10^{10} и более циклов нагружения [5].

Следует отметить, что проблема поведения металлических материалов при сверх больших базах нагружения активно обсуждалась еще в начале 20 века. Исследователей интересовал вопрос о наличии физического предела выносливости у металлических материалов и число циклов нагружения необходимое для оценки надежности металлической конструкции. Американские ученые Г.Ф. Мур и Дж.В. Коммерс уже тогда понимали, что на сверхбольших базах испытаний при наличии горизонтального участка на кривой усталости высокоуглеродистой стали, возможно, появления второй ветви усталости. Они писали: «Разумеется, возможно, что зависимость между σ и N имеет такой характер, что в какой-то точке за пределами свыше 10^7 циклов кривая снова склоняется к низу. Однако мы уверены,

что наши опыты были достаточно длительны и многочисленны, чтобы оправдать взгляд на величину напряжения, соответствующую горизонтальной линии. Как на значение напряжения, которое вполне может быть прилагаемо не определенное число раз без опасности разрушения» [6].

Позднее эта теория была доказана на практике. Серия проведенных экспериментов на образцах из высокопрочных, конструкционных сталей показала, что материалы, у которых на стандартных базах имеется предел выносливости, начинают разрушаться в интервале 10^7 – 10^9 циклов нагружений. В данном интервале нагружений возникает как бы вторая ветвь гигацикловой усталости. При этом, в отличие от многоциклового усталости, трещины зарождаются под поверхностным слоем. Однако, не смотря на то, что наличие второй ветви кривой усталости экспериментально доказано, тем не менее, вопрос о существовании второго предела выносливости остается открытым.

Наличие резкого перегиба и горизонтальной площадки на кривых усталости объясняется упрочненным поверхностным слоем, сформировавшегося в процессе циклического деформирования на больших базах испытания за счет преимущественного течения поверхностного слоя металла. Также этот поверхностный, более прочный слой мог быть создан при изготовлении образцов или при упрочняющей обработке (например азотирование). В случае, когда предел выносливости выше статического предела текучести сохраняются условия для формирования более прочного поверхностного слоя в процессе циклического деформирования [7].

Зарождение трещин у подповерхностных неметаллических включений закаленных сталей можно объяснить способностью таких металлов к повышению сопротивления зарождения трещин в поверхностных слоях под воздействием умеренного предварительного нагружения. Таким образом, поверхностный слой является более прочный, чем основной металл. Выяснилось, что на процесс развития микротрещин может существенно влиять водород, который скапливается в области этих включений.

Кроме водородной ловушки, на зарождение подповерхностных усталостных трещин большое влияние оказывают и остаточные напряжения. Максимальные напряжения возникают у алюминатов кальция, оксида алюминия и шпинельных включений. Оксидные включения, покрытые сульфидами марганца или калия являются более вредными, чем чистые оксиды. Из этого следует, что чем больше включение, тем оно больше снизит предел выносливости.

Возникновение остаточных микронапряжений термического происхождения около неметаллических включений не очень опасно, так как микропластическая деформация усталости снимает их до зарождения трещин. Напряжений при упругой деформации тем больше, чем меньше модуль упругости включения.

Решения проблемы повышения ресурса и надёжности машин обуславливает разработку и внедрение вероятностных методов расчёта на прочность при переменных напряжениях, учитывающих случайный характер действующих нагрузок и вариацию характеристик сопротивления усталости материалов и деталей.

Характеристики сопротивления усталостному разрушению материала и изделий определяются в результате испытаний на усталость образцов, моделей, натуральных деталей и конструкций в целом, что требует больших материальных затрат и весьма длительного времени, которого, как правило, не хватает конструктору на стадии проектирования и доводки конструкции. В связи с этим ученые многих стран ведут поиски расчётных (косвенных) методов оценки характеристик сопротивления усталостному разрушению и методов ускоренных и форсированных испытаний на усталость.

На данный момент моделирование всех фаз усталостного разрушения еще не завершено. В связи с этим, расчеты на долговечность и надежность следует считать приближенными, и носят вероятностный характер[5].

Список литературы

1. Терентьев В.Ф., Оксогоев А.А. Циклическая прочность металлических материалов:

Учеб. пособие. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2001. 61 с;

2. Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г. Механические свойства металлических материалов при статическом нагружении: Учеб. пособие. – Воронеж: Изд-во Воронежского гос. ун-та. 1998. – 80 с;

3. ГОСТ 23.207–78 Соппротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения;

4. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф. Структура и усталостное разрушение. М.: Металлургия, 1980. – 280 с.

5. Терентьев В.Ф. Предел выносливости металлов и сплавов. Журнал «Материаловедение и термическая обработка металлов», 2008. № 2 (632). С.47-55.

6. Гаф Г.Дж. Усталость металлов / Пер. с англ. М.-Л.:ОНТИ НКТП, Главная редакция литературы по черной металлургии, 1935. 304 с.

7. Терентьев В.Ф. Процессы микро- и макроскопической деформации металлических материалов ниже предела выносливости // металлы 2003. № 5. С. 73-80.

МЕХАНОАКТИВАЦИЯ КОМПОНЕНТОВ КВАРЦЕВОГО ПЕСКА

Шнейдер А.А., Мерзликин А.Н. - студенты,

Марков В.А. - д.т.н., профессор, Григор А.С. - к.т.н., ст. преподаватель

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Кварцевый песок, основной компонент песчано-глинистых смесей (ПГС), является сложным и одновременно уникальным природным материалом, находящим применение во многих отраслях промышленности.

В ряде работ последних лет специалисты-литейщики стали обращать внимание на состояние поверхности зерен песка не только с позиции формы (округлые или угловатые), но и с позиции состояния поверхностного слоя кварцевого зерна. В результате многократного использования смеси и происходящих процессов при формировании свойств ПГС, а также добавляя антипригарные добавки, такие как пироуглерод, на поверхности зерна формируется термостойкая адгезивная оболочка из частиц глинистого связующего, остатков углеродосодержащих материалов, осколков зерен. Это обусловлено не только основными технологическими параметрами процесса смесеприготовления, но и смесеприготовительным оборудованием, то есть его способностью возвращать зерновой состав смеси к размерам зерна песка освежения.

Исследование процесса воздействия рабочих органов бескаткового центробежного смесителя с карьерным песком показало, что в процессе механоактивации одновременно развиваются два процесса: дезагрегация новообразованных зерен и агрегатирование мелких частиц [1]. Это можно объяснить тем, что в процессе сухого перемешивания формовочного песка в центробежном бескатковом смесителе происходит непосредственный более тесный контакт рабочих органов с зёрнами смеси. Установлено, что механоактивирующее действие бескаткового центробежного смесителя значительно эффективнее, чем аналогичное действие каткового и барабанного смесителя. Сравнение производилось кондуктометрическим методом. Определяли активность суспензии карьерного песка, что подтвердило эффективность процессов механоактивации и дезагрегации. Прежде всего, рост активности обусловлен оттиркой с поверхности зерен песка адгезивной оболочки.

Эксперимент заключается в следующем: навеску карьерного песка массой отобранной согласно опыту (5 гр.) помещают в емкость, залитой дистиллированной водой, при удельной концентрации формовочного песка в суспензии 0.017 гр/мл. Затем в емкость с суспензией помещают миксер с электродами. Гидратация продолжается в течение 10 минут с фиксацией показаний через 1 минуту.

На рисунке 1 представлены результаты исследования активности карьерного песка после сухой механоактивации в катковом, барабанном и бескатковом центробежном смесителях с

варьируемым временем механоактивации. Наибольшей активностью обладает смесь после 12 мин механоактивации, однако в бескатковом центробежном смесителе она выше, чем в катковом на 15...18 % и выше чем барабанном смесителе на 7-10%. Такой рост был обусловлен активацией поверхностного связей.

На рисунке 1 представлены результаты исследования активности карьерного песка после сухой механоактивации в катковом, барабанном и бескатковом центробежном смесителях с варьируемым временем механоактивации. Наибольшей активностью обладает смесь после 12 мин механоактивации, однако в бескатковом центробежном смесителе она выше, чем в катковом на 15...18 % и выше чем барабанном смесителе на 7-10%. Такой рост был обусловлен активацией поверхностного слоя зерен песка, т. е. активных химических

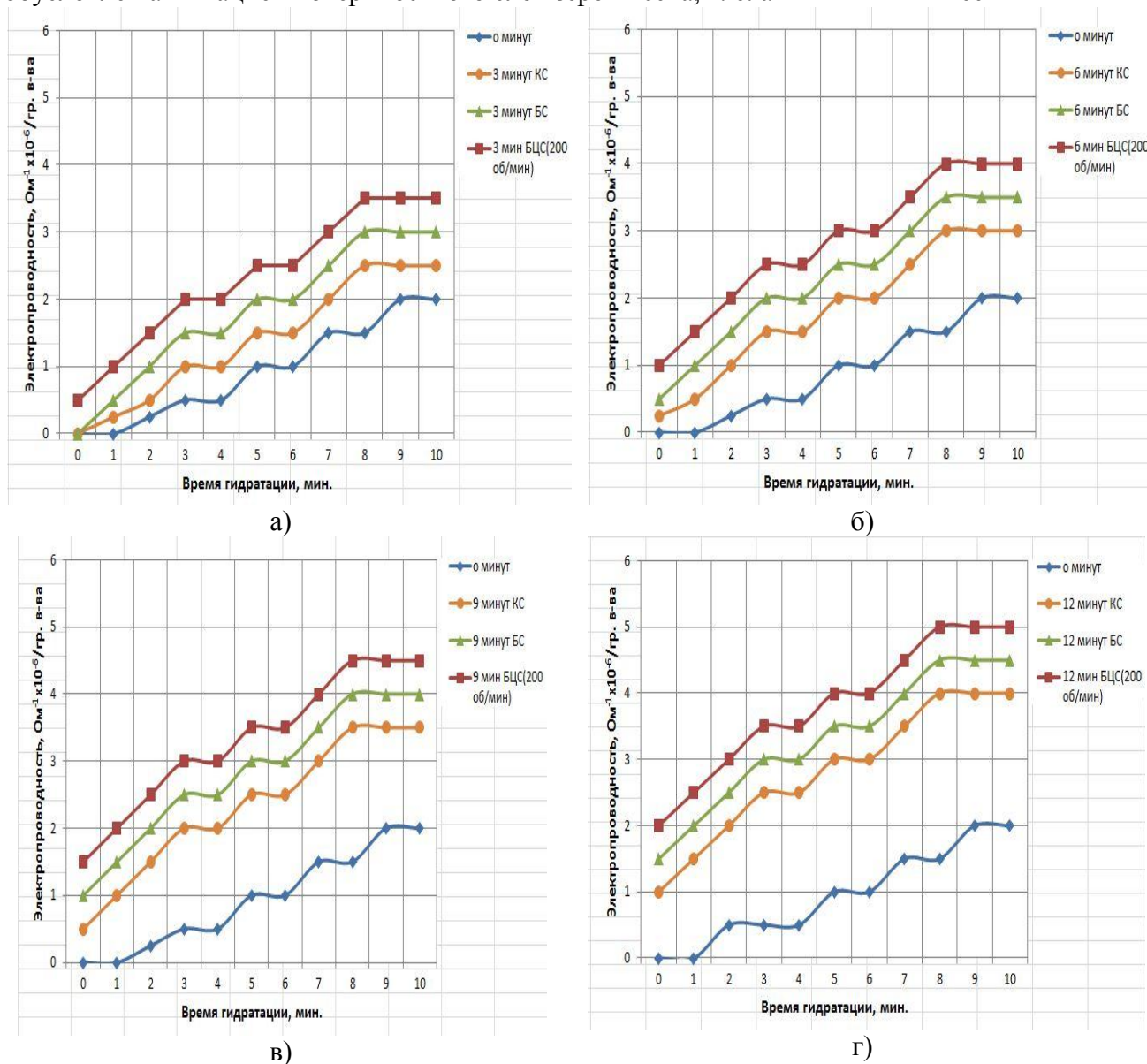


Рисунок 1 – Влияние времени механоактивации и времени гидратации на активность суспензии формовочной смеси в зависимости от времени механоактивации в катковом (КС), барабанном (БС) и центробежном бескатковом смесителях:
 а) – после трех минут рабочего процесса, б) – после 6 минут,
 в) – после 9 минут и г) – после 12 минут

В заключение следует отметить, что рабочие органы бескаткового центробежного смесителя оказывают более высокое дезагрегирующее и механоактивирующее воздействие на компоненты смеси, чем лабораторные бегуны.

Список литературы

1. Марков, В.А. Анализ развития процессов дезагрегации и механоактивации оборотной смеси [Текст] / В.А. Марков, А.С. Григор // Литейное производство. – 2010. – №4. – С.21-24.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНАЯ ТИГЕЛЬНАЯ ПЕЧЬ С ГОРИЗОНТАЛЬНЫМ МАГНИТНЫМ ПОТОКОМ И С-ОБРАЗНЫМ МАГНИТОПРОВОДОМ

Сергеев С. Ю. – студент, Кульдяйкин Д. С. – студент,

Левагин А. В. – студент, Левшин Г. Е. – д.т.н., проф.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Основным недостатком индукторных индукционных тигельных плавильных печей с I-образными магнитопроводами и вертикальным магнитным потоком является ограниченная сфера использования, обусловленная следующими причинами:

– повышенным браком отливок по неметаллическим включениям – воздушным раковинам, частицам плены, футеровки, шлака – или увеличением длительности плавки из-за необходимости отстаивания расплава в печи для всплывания этих включений. Последнее повышает расход энергии. Первое обусловлено тем, что магнитное поле, создаваемое невысоким индуктором, является очень неоднородным и имеет близкую к тороидальной форму с разным направлением вектора индукции относительно центра индуктора и неравномерное распределение величины индукции в его рабочей полости, а именно: по высоте – у торцов она почти в 2 раза меньше, чем в середине; по сечению – у витков она заметно больше, чем в центре. Это приводит к появлению значительных разнонаправленных градиентов индукции и электромагнитных сил в расплаве и его интенсивному перемешиванию в разных направлениях, что является причиной повышенного износа стенок тигля и замешиванию в расплав продуктов износа, воздуха и шлака, особенно с уменьшением частоты поля;

– повышенным расходом энергии, так как, не смотря на требование размещения стенок тигля максимально близко к виткам индуктора, существенная часть рабочего магнитного потока с наибольшим значением индукции не используется, поскольку проходит по неэлектропроводным стенкам тигля, а не по шихте или расплаву. Помимо рабочего магнитного потока индуктор создает и магнитный поток рассеяния такой же величины, не участвующий в нагреве шихты и расплава. Все это уменьшает полезное использование магнитного потока почти до 40 %, а естественный коэффициент мощности $\cos \varphi$ – до 0,03-0,10 и повышает расход энергии. Магнитный поток рассеяния вредит здоровью работников;

– повышенными габаритами печи и увеличенной занимаемой производственной площадью, так как магнитный поток рассеяния вызывает нагрев близкорасположенных электропроводных частей каркаса, поэтому эти части удаляются от индуктора, а вокруг индуктора устанавливаются вертикальные магнитопроводы;

– повышенными расходами на обеспечение безаварийной работы печи из за вытекания расплава на индуктор при образовании щелей в тигле, а поворот всей тяжелой и громоздкой печи повышает расход энергии, габариты и стоимость устройства для слива расплава;

– повышенными расходами на кондиционирование воды и создание повышенного давления вследствие охлаждения трубчатых витков индуктора кондиционной водой;

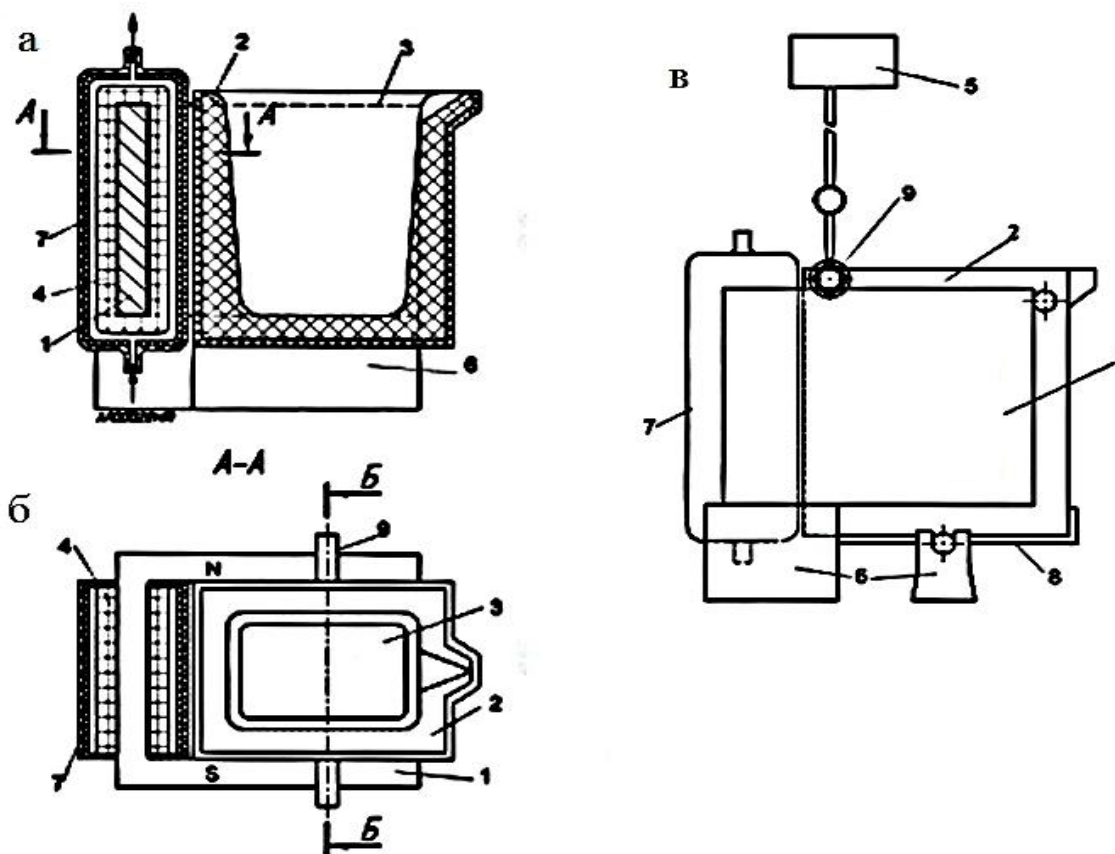
– низкой защищенностью и надежностью работы печи вследствие размещения индуктора вокруг тигля.

Поэтому в литейной лаборатории АлтГТУ предложена электромагнитная индукционная тигельная плавильная печь с С-образным магнитопроводом и горизонтальным магнитным потоком. Она содержит горизонтальный С-образный магнитопровод 1, выполненный заодно с корпусом, огнеупорный тигель 2 с ванной 3, индуктор 4 с витками. Возможно применение устройства 5 для слива расплава из ванны (электроталь, гидроцилиндр или

электромеханическая передача). Печь имеет источник регулируемого переменного электрического напряжения с батареей конденсаторов (не показан).

C-образный магнитопровод 1 имеет два разноименных полюса N и S с вертикальными плоскими поверхностями, обращенными друг к другу для создания горизонтального магнитного потока, и среднюю горизонтальную часть. Витки индуктора 4 охватывают горизонтальную часть C-образного магнитопровода 1 между полюсами и расположены преимущественно

но в вертикальной плоскости в один, два или более слоев. Тигель 2 с ванной 3 размещен сбоку от индуктора 4 между полюсами N и S C-образного магнитопровода 1 с минимально возможным зазором или без него.



исунок. Схема печи: а – продольный разрез; б – вид сверху; в – вид сбоку

Р

Индуктор 4 защищен от внешних воздействий, особенно при утечке расплава из треснувшего тигля, неэлектропроводным кожухом 7, имеющим отверстия для подачи хладагента на электроизолированные витки индуктора 4, и удаления хладагента. Витки индуктора 4 могут быть выполнены из медной трубки, как у аналогов, с таким же охлаждением проточной водой или из сплошных медных проводников: гибкого кабеля, провода или шинки.

Тигель 2 может быть установлен на основании 6, в том числе на песчаную «подушку»), шарнирные опоры 8, укрепленные на полюсах магнитопровода 1 или на основании 6; причем тигель 2 в данном случае может быть не съемным, то есть скреплен с магнитопроводом 1, в том числе путем выполнения набивной футеровки стенок тигля, исключаящей зазор между ней и полюсом. При этом устройство 5 для слива расплава поворачивает всю печь.

Тигель 2 может быть подвешен на петлях или цапфах 9, расположенных на противоположных сторонах тигля и опирающихся на верхние торцы магнитопровода 1 непосредственно или с помощью промежуточных деталей, например, прокладок, консолей,

причем тигель 2 в данном случае не скрепляется с магнитопроводом 1, имеет относительно него и кожуха минимально возможные зазоры, что позволяет извлекать тигель 2 из рабочего объема магнитопровода 1 другим устройством, например, подъемником (не показан).

Предложенная печь с С-образным магнитопроводом работает следующим образом.

После загрузки электропроводных компонентов шихты в ванну 3 до верхнего уровня тигля 2 индуктор 4 подключается к источникам подачи хладагента и регулируемого переменного электрического напряжения с батареей конденсаторов. При прохождении электрического тока по индуктору 4 создается электромагнитное поле, намагничивающее С-образный магнитопровод 1. Он увеличивает значение индукции этого поля до 500 – 1000 и более раз и направляет в межполюсное рабочее пространство С-образного магнитопровода 1 в виде горизонтального магнитного потока. Степень увеличения зависит в основном от магнитной проницаемости материала магнитопровода 1, величины индукции поля, создаваемого индуктором 4, его частоты и расстояния между полюсами. При увеличении проницаемости и индукции она повышается, а с увеличением частоты и расстояния между полюсами – понижается. Поэтому целесообразна прямоугольная форма тигля 2, уменьшающая это расстояние, когда большие стороны тигля 2 обращены к полюсам.

До загрузки шихты в ванну 3 и после ее расплавления рабочее электромагнитное поле является практически плоскопараллельным и неоднородным. Величина индукции возле полюсов больше, чем в середине расстояния между полюсами. Это существенно уменьшает интенсивность перемешивания расплава.

Магнитная составляющая электромагнитного поля наводит в электропроводных компонентах шихты индукционные вихревые токи, которыми компоненты шихты нагреваются до расплавления. Вихревые токи наводятся и в магнитопровод 1. Однако для их уменьшения, вплоть до нуля, магнитопровод 1 набирается из тонких пластин электротехнической стали. Первыми расплавляются компоненты, расположенные в средней по высоте части ванны 3 и ближе к ее днищу, так как от них затруднен теплоотвод. Поэтому возможно применение принудительного осаивания шихты. После полного расплавления шихты и проведения необходимых металлургических операций (удаление нежелательных и вредных примесей, ввод легирующих компонентов и модификаторов, скачивание шлака и др.), зависящих от вида и марки сплава, печь отключается от источника электрического питания. Возможно также доведение расплава до необходимых свойств и выдержка его для порционной разливки.

Электрический ток, проходящий по виткам индуктора, нагревает их Джоулевым теплом, которое необходимо отводить известным способом – проточной водой по трубчатым виткам – или предложенным: подачей хладагента непосредственно на электроизолированные витки, расположенные в герметичном кожухе 7, куда он подается с меньшей скоростью, давлением и расходом по меньшей мере через одно отверстие, а удаляется через другое.

Слив расплава из ванны 3 тигля 2 производится по одному из двух вариантов, отличающихся установкой С-образного магнитопровода 1 на основании 6:

– при подвижной установке и скреплении тигля 2 с магнитопроводом 1 устройство 5 поворачивает всю печь на $95 - 100^\circ$ вместе с тиглем 2;

– при неподвижной установке и подвешенном на магнитопроводе 1 или размещенном на основании 6 или опоре 8 тигле 2 последний извлекается из рабочего объема магнитопровода 1 за петли или цапфы 9 и доставляется на разливочный стенд или машину), где из него расплав разливается в литейные формы.

По сравнению с известными индукторными индукционными тигельными печами предложенная печь имеет преимущества:

– снижение потерь от износа тигля и брака отливок по неметаллическим включениям из-за уменьшения интенсивности перемешивания расплава горизонтальным магнитным потоком;

– уменьшение энергоемкости плавки за счет усиления магнитопроводом магнитного потока индуктора, более полного его использования в качестве рабочего и уменьшения потока рассеяния;

– уменьшение занимаемой площади и упрощение конструкции печи выполнением магнитопровода заодно с корпусом;

– повышение защищенности и надежности работы индуктора путем размещения его только с одной стороны тигля (а не с четырех сторон), установки между ним и тиглем защитного кожуха, охлаждения его витков с их наружной поверхности;

– снижение требований и затрат на подготовку кондиционного хладагента путем подачи его на наружную поверхность витков индуктора в герметичный кожух;

– уменьшение расходов на слив расплава за счет переноса только съемного тигля.

В изготовленной лабораторной печи с рабочим объемом 5,2 дм³ расплавили силумин и латунь.

ВЛИЯНИЕ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ КОКИЛЯ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА ИЗОЛИРУЮЩИХ ПОКРЫТИЙ

Васюков А.В. - студент, Мустафин Г.А. - доцент, к.т.н., Мустафина Т.В. - инженер
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Наиболее опасным с точки зрения долговечности для некоторых типов кокилей из серого чугуна является процесс окисления материала кокиля при многократной заливке в него расплава. Чем выше температура рабочей поверхности кокиля, тем большую опасность представляет процесс окисления его материала [1].

Одним из способов уменьшения окисления материала кокиля является понижение температуры его поверхности за счет нанесения изолирующих покрытий. Покрытия не только уменьшают температуру рабочей поверхности кокиля, но и снижают величину термического удара и уменьшают пагубное воздействие на материал кокиля кислорода и других агрессивных газов.

Оценка жаростойкости проводилась в соответствии с ГОСТ6130-71 по привесу экспериментальных цилиндрических образцов. Установка для испытания на жаростойкость удовлетворяла следующим требованиям:

- автоматическая регулировка температуры с точностью

- отклонение температуры в отдельных точках в зоне расположения образцов не более $\pm 1^\circ\text{C}$ от заданной температуры.

Газовая среда соответствовала газовой среде помещения. Перед нанесением покрытия поверхность образцов шлифовалась и обезжиривалась. Покрытие наносилось в несколько этапов для достижения равномерной толщины 0,1 мм.

Испытывались два покрытия, нашедших широкое применение при производстве в кокиль отливок из алюминиевых сплавов. Первое покрытие содержит 5% оксида цинка, 3% жидкого стекла и 92% воды. Второе - 3% оксида цинка, 6% прокаленного асбеста, 6% жидкого стекла и 85% воды.

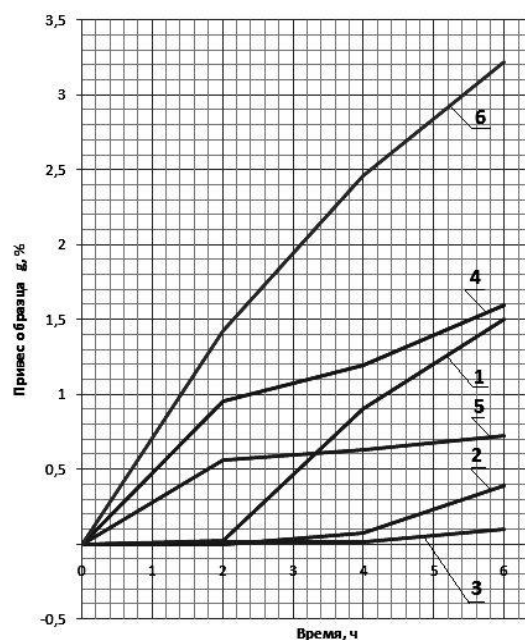


Рисунок 1 - результаты взвешивания: 1- покрытие на основе оксида цинка; 2- покрытие на основе асбеста и оксида цинка; 3- фосфатное покрытие; 4 - боридное покрытие совместно с покрытием на основе оксида цинка; 6 - без покрытия.

Кроме этих двух традиционных покрытий испытывались фосфатные и боридные покрытия. Боридные покрытия, полученные методами химико-термической обработки, имели также толщину 0,1 мм.

Температура испытания 800°C . При этой температуре происходит интенсивное окисление железа. Образцы после взвешивания помещались в печь, нагретую до заданной температуры и выдерживались в ней в течение 6 часов. Взвешивание происходило через каждые два часа выдержки при заданной температуре после охлаждения образцов вне печи с точностью 0,1 мг. Увеличение массы образца оценивалось по относительной разности в процентах результатов взвешивания образцов до и после прокаливания. Результаты испытаний приведены на рисунках 1-5. Как следует из рисунка 1, все покрытия заметно повышают жаростойкость серого чугуна. Наиболее существенное влияние оказывает покрытие из фосфатов. Вероятно, это покрытие наиболее плотное, лучше изолирует образцы от агрессивной атмосферы, чем другие покрытия. Кроме того, это покрытие более устойчивое и меньше осыпается в процессе испытаний. Анализ рисунков 1-5 позволяет утверждать, что наиболее существенное влияние на жаростойкость оказывают боридные и фосфатные покрытия.



Рисунок 2 - Образцы с покрытием на основе оксида цинка после испытаний



Рисунок 3 - Образцы с покрытием на основе оксида цинка и асбеста после испытаний



Рисунок 4 - Образцы с боридным покрытием после испытаний

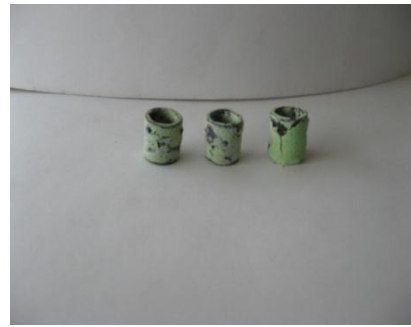


Рисунок 5 - Образцы с фосфатным покрытием после испытаний

Список литературы

1. Литье в кокиль; монография/ С.Л. Бураков и др.; под ред. А.И. Вейника; М., Машиностроение, 1980.-415 с.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ, УПРОЧНЯЕМЫХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Дорохин С.А. – студент, Огневой В.Я. – к.т.н., профессор

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Термической обработкой алюминиевых сплавов называется совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения, в результате которых меняются структура и, соответственно, свойства сплавов.

В данной работе рассматривается возможность термообработки высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавов. Сплавы марок ВАД23, В93, В94, В96 и В96ц подвергаются закалке с последующим искусственным старением при повышенных температурах. С ними также можно производить и отжиг. Закалке с последующим искусственным или естественным старением подвергаются сплавы марок В65, ВАД1 и В92ц. Отжигом называется такая термическая обработка, которая в результате рекристаллизации, полигонизации или возврата приводит структуру сплава из неустойчивого состояния, полученного в результате предшествующей холодной или горячей деформации или закалки, в более устойчивое равновесное состояние. У сплавов, упрочняемых термической обработкой во время отжига происходят также распад твердого раствора и коагуляция продуктов распада, сопровождающаяся разупрочнением сплавов. Режимы полного отжига представлены в табл. 1.

Таблица 1 Режимы полного отжига

Марка сплава	Температура отжига, °С	Скорость охлаждения
ВД17 ВАД1 БАД23	380-420	Не более 30 ^{град} /час до температуры 260 °С, затем на воздухе
В92ц	350-430	Не более 30 ^{град} /час до температуры 200 °С, затем на воздухе
В93 В95 В96 В96ц	350-430 380-430 380-430 380-430	Не более 30 ^{град} /час до температуры 150 °С, затем на воздухе

Закалкой называется термическая обработка, состоящая из нагрева до заданной температуры, выдержки при этой температуре и последующего быстрого охлаждения с целью фиксации при температуре закалочной среды пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, устойчивого при высоких температурах и способного к последующему старению. После закалки полуфабрикаты и детали подвергают старению при комнатной (естественному) или повышенной (искусственному) температурах, в результате которого пересыщенный твердый раствор претерпевает изменения и происходит упрочнение сплава. Охлаждение после нагрева под закалку, как правило, производят в проточной воде при температуре не выше 30°C. Температуры нагрева под закалку некоторых сплавов приведены в табл.2.

Примечание: Закалку изделий из сплавов ВД17 рекомендуется производить с температуры не ниже 500°C. а из сплавов В95, В96, В96ц не ниже 470°C.

Таблица 2 Температура нагрева под закалку.

Марка сплава	Вид полуфабрикатов	Температура начала отсчета продолжительности выдержки, °С
ВД17	Все виды полуфабрикатов	490
ВАД1	Все виды полуфабрикатов	500
ВАД23		510
В92ц		445
В93		445
В95		460
В96		460
В96ц		460

Старением называется изменение пересыщенного раствора закаленных алюминиевых сплавов, происходящее в процессе выдержки при комнатной температуре (естественное старение) или при повышенной температуре (искусственное старение). Режимы старения представлены в табл.3.

Таблица 3 Режимы старения деталей и полуфабрикатов высокопрочных алюминиевых сплавов.

Марка сплава	Вид старения	Температура старения, °С	Продолжительность старения, час.
ВД17	Искусственное		
	I режим	165-175	15-17
	II режим	190-195	16-18
ВАД1	Естественное	Комнатная	120-240
	Искусственное	190-195	12-14
ВАД23	Искусственное		
	I режим	157-165	10-16
	II режим	195-205	7-10
	III режим	140-150	18-24
В92ц	Естественное	Комнатная	Не менее 720
	Ступенчатое		
	1 ступень	60-70	24
	2 ст\ пень	190-200	2
В95	Искусственное	135-145	15-17
	Искусственное	120-125	23-25

В96	Искусственное	135-145	15-17
В96ц			

Упрочнение алюминиевых сплавов в процессе старения происходит либо в результате образования зон ГП, ГПБ (зоны Гиньс-Престона, Гиньс-Престона-Багаряцкого) - зонное старение; либо в результате возникновения частиц метастабильных фаз - фазовое старение. В зависимости от природы сплава зонное старение может протекать либо при комнатной температуре (например, сплав марки В95), либо при повышенных температурах (ВАД23). Фазовое старение, как правило, протекает только при повышенных температурах. Однако для некоторых групп сплавов системы Al-Zn-Mg (например, В92ц) оно может происходить и при комнатной температуре при длительной выдержки.

ПРИЧИНЫ ФОРМИРОВАНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ

Чертовских Е.Ю., Гертер М.В. – аспиранты, Околович Г.А. – д.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

АНАЛИЗ причин изломов боковых рам железнодорожной тележки грузового вагона является актуальным в связи с тем, что трещины расположены в низине микроскопических газовых раковин, выходящих на поверхность. Установлено, что начало роста трещины, происходит с низины газовой раковины, затем рост трещины блокируется. Также обнаружены следы зарождения вторичных трещин, ориентированных перпендикулярно магистральной трещине, расходящихся в разных направлениях.

Автор [1] считает, что явление карбидообразования в сталях не зависит от вида напряженного состояния эксплуатации деталей. Влияние карбидов наблюдается при пластической деформации, в то время как при упругой оно отсутствует. Нестабильное состояние цементита и его частичный распад инициирует пластическая деформация стали [2, 3]. Углерод, диффундирующий в феррит при распаде пластин цементита, может существовать в двух состояниях. Первое состояние углерода в форме сегрегаций в дислокационных скоплениях. Второе состояние в виде атомарного углерода в микродефектах.

В источнике [4] приводятся экспериментальные данные исследований стали Ст3 перераспределения содержания атомов углерода в процессе зарождения и роста трещины при деформировании знакопеременным изгибом образца из ферритно-перлитной стали при комнатной температуре. Сопоставляя данные на различных стадиях развития повреждения структурных составляющих стали с соответствующими исходными, авторы [4] установили, что в окрестности трещины происходит растворение кристаллов цементита, в результате чего углерод располагается в позициях внедрения ОЦК – решетки, на дефектах решетки α -фазы (вакансии и их комплексы, дислокации, субграницы и границы) в микропорах и микротрещинах. Растворение цементита сопровождается незначительным формированием новых железоуглеродистых соединений (Fe_7C_3 , $Fe_{20}C_9$). В отдельных случаях образуется графит, откладывающийся на микропорах. Углерод к микротрещинам переносится в ядрах движущихся дислокаций. Результаты сопоставления диаграмм растяжения образцов с кривыми изменения температуры по длине образца и графиками распределения углерода в деформированном образце является основной причиной деформационного теплообразования. Процесс пластического деформирования зависит от взаимодействия углерода с дислокациями и структурными составляющими стали, что предопределено физико-химическими процессами в полосах скольжения.

Исследования микроструктуры стали 20ГФЛ, в месте усталостного излома показали наличие алюмосиликатов, мелких оксидных включений, глобулярные включения. Балл зерна 8 по ГОСТ 5639-82. Дополнительно проводились исследования неметаллических включений

дефекта в месте излома на рентгенофлуоресцентном спектрометре модели ALPHA SERIES INNOX-X SYSTEMS с калибрами на 25 элементов: Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Zr, Nb, Mo, Hf, W, Ta, Re, Pb, Ag, Sn, Bi, Sb, Cd, Au, Pt, Pd, Se и спектрометре FOUNDRY MASTER. Сравнительный анализ химического состава стали на полученный разными методами не выявил значительных отклонений в составе приведенных выше элементах в материала стали и собственно дефекта. При этом Zr в исследуемом дефекте составлял 0,02%. Этот факт позволяет предположить, что возможно в изучаемом участке дефектом является песчаная раковина. Характерным отличием песчаных раковин является светлые макровключения, что не соответствует цвету и структуре исследуемого дефекта. Исследуемый дефект имеет серо-темную пористую структуру. Не исключен факт, что обработка усталостной трещины специальными составами для преждевременного выявления мест образования усталостных трещин является причиной формирования дефекта в виде агломерата присутствующих рядом элементов.

Автор считает, что причиной излома послужили поры в стали, которые при термической обработке сформировали участки термических трещин. В том числе наличие неметаллических включений в напряженной зоне привело к ускоренному зарождению трещин. Наличие перлитной сетки в микроструктуре стали повлияло на работу формирования форсированного развития трещины при циклических нагрузках.

Список литературы:

1. Кишкин С.Т. Природа упрочнения стали и высокопрочного мартенсита /С.Т. Кишкин// Известия Академия наук СССР. Отд. Техн. Наук.-1946.-№12.-С.1799-1808.
2. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали / В.Г. Гаврилюк.-Киев: Наук. думка, 1987.-208 с.
3. Распад цементита при пластической деформации стали (обзор)/ В.Н. Гриднев, В.Г. Гаврилюк // Металлофизика.-1982.-Т.4, №3.-С.74-87.
4. Эволюция структуры и перенос атомов углерода в зоне усталостного роста трещины ферритно-перлитной стали /О.В. Соснин [и др.]// Изв. Высш. Учеб. Заведений. Физика.-2003.-№10.-С.79-87.

ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ ГАЗОВОГО ЗАЗОРА НА ТЕПЛООБМЕН МЕЖДУ ОТЛИВКОЙ И КОКИЛЕМ

Гроссу А.П. - студент, Мустафин Г.А. - доцент, к.т.н., Мустафина Т.В. - инженер
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Под зазором понимается вещество, заполняющее пространство между отливкой и кокилем в процессе их взаимодействия. В реальных условиях литья возможны различные составы газовой фазы зазора, которые оказывают существенное влияние на характер теплового, силового и даже диффузионного взаимодействия между отливкой и формой.

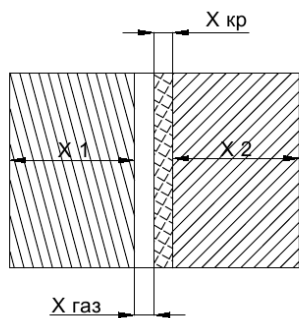


Рисунок 1 - Структура зазора:

- X₁ - толщина отливки,
- X₂ - толщина формы,
- X_{кр} - толщина слоя краски,
- X_{газ} - толщина газовой прослойки

При литье в окрашенные кокили (рисунок 1) суммарная величина зазора между отливкой и металлической формой определяется толщиной краски X_{кр} и газовой прослойки X_{газ}

$$X_{\text{зая}} = X_{\text{газ}} + X_{\text{кр}} \quad (1)$$

Термическое сопротивление зазора $\frac{1}{\beta_{газ}}$ в этом случае будет равно:

$$\frac{1}{\beta_{газ}} = \frac{X_{газ}}{\lambda_{газ}} + \frac{X_{кр}}{\lambda_{кр}}, \quad (2)$$

где $\lambda_{газ}$ - теплопроводность газовой прослойки,

$\frac{Bm}{m \cdot град}$; $\lambda_{кр}$ - теплопроводность краски,

$\frac{Bm}{m \cdot град}$; $X_{кр}$ - толщина слоя краски, м;

$X_{газ}$ - толщина газового зазора. [1]

Значение $\lambda_{газ}$ зависит от состава газов и рассчитывается по правилу аддитивности.

Данные о величине $\lambda_{кр}$ указаны в работах [2], [3].

Для расчета температурных полей, была разработана программа в среде Delfi, основанная на методе конечных разностей (метод сеток).

Обозначим в программе толщину газового зазора – CG, теплопроводность – XG.

В текст программы вводим термическое сопротивление зазора:

A1:= LK/CK;

B:= XG/CG;

C1:= A1+B;

R2:=1/C1.

Вводим данные в модернизированную программу, как показано на рисунке 2.

По полученным данным были рассчитаны температуры металлической формы, которые она имела в момент выбивки отливки при температуре 800°C. Отливка из серого чугуна толщиной 20 мм достигала температуры выбивки в течение 164 с.

На рисунке 3 приведено расчетное распределение температур формы без учета и с учетом газового зазора.

The screenshot shows a software interface with the following input fields and values:

- Металл отливки:** серый чугун
- Температура (в град. Цельсия):**
 - заливки: 1350
 - формы: 300
 - кристаллизации сплава: 1197
 - выбивки: 800
- Шаг, м:**
 - по длине отливки: 0.002
 - по длине формы: 0.002
- Кэффициент температуропроводности, кв. м/с:**
 - жидкого металла: 2,7E-5
 - твердого металла: 1,7E-5
 - формы: 5,8E-6
- Теплопроводность, Вт/(м*К):**
 - жидкого металла: 16,7
 - твердого металла: 42
 - краски: 0,296
 - газового зазора: 0,241
 - формы: 54
- Толщина, м:**
 - стенки отливки: 0,01
 - слоя краски: 0,002
 - стенки формы: 0,04
 - газового зазора: 0,0002
- Теплоемкость материала отливок, Дж/(кг*К):** 838
- Плотность материала отливок, кг/куб. м:** 7200
- Шаг по времени:** 1
- Температура, при которой и выше находится кокель:** 1
- Поиск по базе данных:**
 - Марка сплава: [empty]
 - Теплопроводность краски: [empty]
 - Найти

Рисунок 2 - Ввод исходных данных

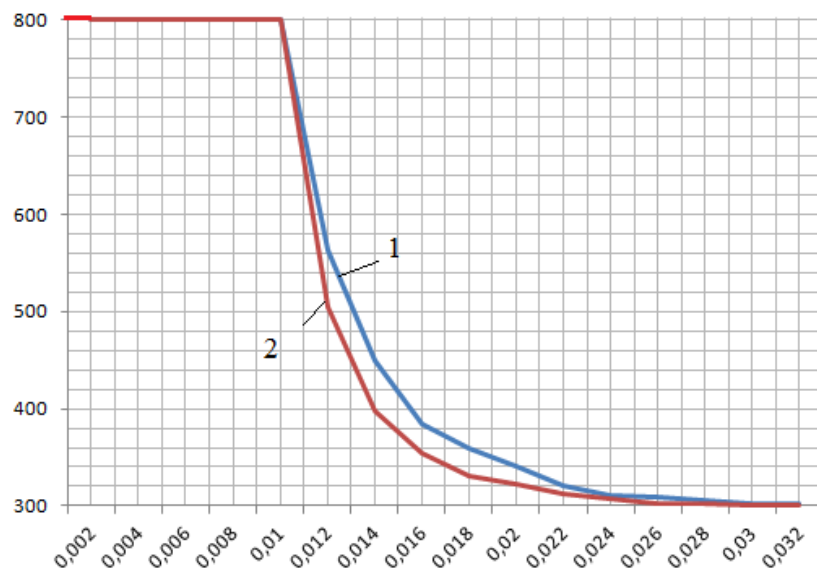


Рисунок 3 – Распределение температур в металлической форме:
1- без учета газового зазора; 2- с учетом газового зазора

Из графиков, представленных на рисунке 3, видно, что с появлением зазора заметно изменяется величина коэффициента теплоотдачи от отливки к форме. Изучение закономерностей изменения величины X_g относится к числу чрезвычайно важных практических задач. Причем во многих случаях термическое сопротивление, создаваемое зазором, становится определяющим фактором термических условий литья. Тогда управление процессом формирования отливки путем изменения толщины покрытия кокиля оказывается менее эффективным.

Действительно, X_g примерно на порядок меньше, чем $X_{кр}$. При $X_g = 0,2$ мм создается такое же термическое сопротивление, как и при покрытии кокиля толщиной 2 мм. При литье в кокили такая толщина покрытия практически не достижима. Однако, величиной газового зазора трудно управлять. Поэтому покрытие пока является главным фактором снижения интенсивности нагрева металлической формы.

Установлена взаимосвязь между толщиной газового зазора и слоем краски. Так, экспериментально установлено, что при уменьшении $X_{кр}$ и, следовательно, повышении интенсивности нагрева плоской стенки формы увеличивается ее коробление, что приводит к росту X_g [4]. Таким образом, эффект, от уменьшения $X_{кр}$ снимается ростом X_g .

Список литературы

1. Вейник А. И., Теплофизика в литейном производстве. Минск, «Наука и техника», 1967, стр. 178
2. Баландин Г. Ф., Основы теории формирования отливки. В 2-ух частях. Ч. I. Учебное пособие для машиностроительных вузов по специальности «Машины и технологии литейного производства». М., «Машиностроение», 1976.
3. Вейник А. И., Литье в кокиль. М., «Машиностроение», 1980, 415 с.
4. Есьман Р. И., Жмакин Н. П., Шуб Л. И. Расчеты процессов литья. Минск, Высшая школа, 1977. 261 с.

МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ

Рыжых Н.И., Скорых С.Ю. – студенты, Огневой В.Я. – к.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Высокая конструктивная прочность изделия достигается только тогда, когда оно изготовлено из материала, обладающего большой прочностью и высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Этим требованиям в значительной степени отвечают безуглеродистые ($<0,043\%$ С) мартенситно-стареющие стали (углерод и азот - вредные примеси, снижающие пластичность и вязкость стали), упрочняемые закалкой и последующим старением.

Мартенситно-стареющие стали представляют собой сплавы железа с никелем (8-20%), а часто и с кобальтом. Для протекания процесса старения в мартенсите стали дополнительно легируют Ti, Al, Mo и др. Высокой прочностью мартенситно-стареющие стали обязаны образованию твердого раствора железа и легирующих элементов, мартенситному превращению, сопровождающемуся фазовым наклепом и главным образом старению мартенсита, когда происходит образование сегрегации, метастабильных и стабильных интерметаллических фаз Fe_3Mo_4 , Ni_3Ti , $NiAl$ и др. Высокое сопротивление хрупкому разрушению объясняется пластичностью и вязкостью безуглеродистого мартенсита («мартенсит замещения»).

Стали закаливают на воздухе от 820 до 850°C. Нагрев до более высоких температур ведет к росту зерна и снижению пластичности. После закалки сталь состоит из безуглеродистого массивного (реечного) мартенсита, имеющего достаточно высокие пластичность и вязкость: $\sigma_B = 1100-1200$ МПа; $\sigma_{0,2} = 950-1100$ МПа; $\delta = 18-20\%$; $\psi = 70-80\%$ и $KCU = 2,0-2,5$ МДж/м². Таким образом, характерной особенностью безуглеродистого мартенсита являются высокие пластичность и вязкость. В закаленном состоянии мартенситно-стареющие стали сравнительно легко обрабатываются давлением, резанием и хорошо свариваются. Стали обладают хорошей прокаливаемостью и при закалке деформации изделий незначительны.

Старение при 480-520 °С повышает прочность сталей, но снижает пластичность и вязкость. Механические свойства после старения: $\sigma_B = 1900-2100$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1800-2000$ МПа; $\delta = 8-12\%$; $\psi = 40-60\%$; $KCU = 0,4-0,6$ МДж/м² и твердость 52 HRC.

Мартенситно-стареющие стали после закалки и старения имеют ударную вязкость того же порядка, что и другие высокопрочные стали. Однако порог хладноломкости t_{50} у мартенситно-стареющих сталей на 60-80 °С ниже, а работа распространения трещины КСТ значительно выше, чем у углеродсодержащих высокопрочных сталей.

Вязкость разрушения K_{Ic} у мартенситно-стареющих сталей при $\sigma_{0,2} = 1800-2000$ МПа составляет 50-70 МПа·м^{1/2}, тогда как у углеродсодержащих легированных сталей при том же значении предела текучести $K_{Ic} = 20-30$ МПа·м^{1/2}. Мартенситно-стареющие стали имеют высокий предел упругости ($\sigma_{0,002} = 1500$ МПа) и поэтому могут применяться для изготовления пружин. При низких температурах прочностные свойства, как это обычно наблюдается в стали, возрастают, но при сохранении повышенной пластичности и вязкости. Это позволяет их использовать для работы при низких температурах. Мартенситно-стареющие стали с 11-12% Cr относятся к коррозионностойким.

ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ СТАЛИ 60С2Н2А

Черняева Е.С., Даниленко М.А. – студенты, Бутыгин В.Б. – к.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Целью является разработка диаграммы изотермического превращения для стали 60С2Н2А

Сталь 60С2Н2А относится к тяжело нагруженным и рессорно-пружинным сталям. Ее химический состав: С - 0.5%; Cr - 1%; W - 1%.

Стали этого назначения должны обладать высоким сопротивлением, малыми пластическими деформациями (высокий предел упругости), высоким пределом выносливости, повышенной релаксационной стойкостью с сохранением упругих свойств в течение длительного времени.

Пружина из стали 60С2Н2А обрабатывалась на твердость HRC 40 – 47.

Перед изотермическим процессом проводилась обычная термообработка, т.е. закалка и отпуск.

Режим термообработки был применен следующий:

- температура нагрева под закалку - 850 °С;
- охлаждение в воде или масле.

Твердость после закалки в воде 64 HRC, в масле 61 HRC.

Вода и водные растворы отличаются высокой интенсивностью охлаждения, как в области наименьшей устойчивости аустенита, так и в области мартенситного превращения. Это отрицательно сказывается на прочности закаленной стали, является причиной деформации и трещинообразования вследствие появления больших внутренних напряжений, особенно в крупных деталях.

Вода и водные растворы применяются при закалке углеродистых сталей.

Масло характеризуется пониженной по сравнению с водой, водными растворами; скоростью охлаждения в интервале температур мартенситного превращения и применяются для сталей с пониженной V закалки, т. е. при закалке легированной стали или малогабаритных изделий из углеродистых сталей.

Так как исследуемая сталь 60С2Н2А является легированной сталью (легирующие элементы повышают устойчивость аустенита к распаду), то мы выбираем закалку в масле.

Изотермическая закалка осуществлялась следующим образом:

- образцы нагревались под закатку в камерной эл. печи при $t = 850$ °С.
- перенос образцов в соляную ванну с расплавом солей (50% калийной. 50% натриевой селитры).

Расплавы солей и щелочей применяют для осуществления закалки в горячих средах и достаточно широко используют при термической обработке деталей машин и инструмента. В ряде случаев применение этих сред позволяет получить более высокий комплекс механических свойств и светлую поверхность изделия.

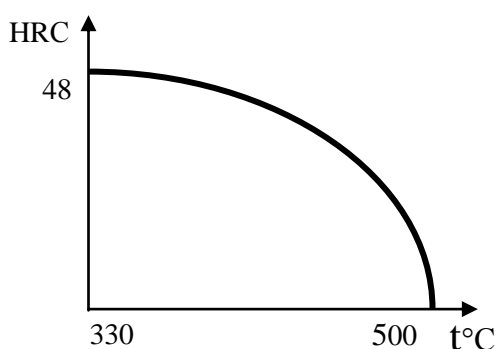


Рисунок 1

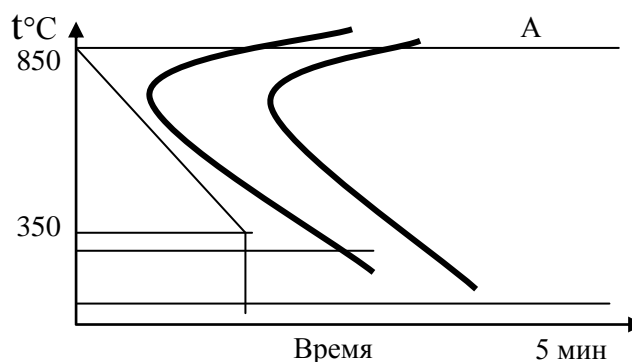


Рисунок 2

Температура изотермической выдержки в расплаве солей: 500°C, 470°C, 450°C, 370°C, 350°C, 330°C.

Рассматривая результаты термической обработки стали 60С2Н2А, следует отметить монотонно возрастающую твердость по мере понижения температуры изотермической обработки (Рис. 1) от твердости 30 HRC при 500 °С до 48 HRC при 330°C.

Учитывая требования по твердости, предъявляемые готовым пружинам, мы считаем возможным рекомендовать следующий режим их термической обработки:

- температура закалки 850°C с охлаждением в масле,
 - температурой изотермической выдержки в расплаве солей 350 - 370°C,
 - продолжительность изотермической выдержки не менее 5 минут,
 - дальнейшее охлаждение на воздухе.
- По результатам проведенного исследования разработана диаграмма изотермического превращения (Рис. 2) для стали 60С2Н2А.

ОСНОВЫ СТАТИСТИКИ И ЕЕ РОЛЬ В РАЗВИТИИ МЕТОПРЕДМЕТА УН

Лазарева М.В. - учитель математики МБОУ « СОШ № 53 с углубленным изучением отдельных предметов» г. Барнаул

В последнее десятилетие в России произошли существенные социальные и экономические перемены. В этих условиях проводимая модернизация экономики и общественных институтов, в частности введения новых образовательных стандартов второго поколения, потребовала новых подходов к подготовке активного, думающего человека, способного творчески подходить к решению задач, обладающего установкой на рациональное использование своего времени и проектирование своего будущего, способного на сотрудничество в условиях глобализации. Интеллект и творческий потенциал человека превращаются в ведущий фактор экономического роста и национальной конкурентоспособности.

Универсальные учебные действия, по сути, являются конкретизированными целями образования. При этом осуществлен переход к комплексной оценке результатов образования, включающих, кроме предметных, также метапредметные и личностные.

Установленные стандартом новые требования к результатам обучающихся, вызывают необходимость в изменении образования на основе принципа метапредметности.

Под метапредметными результатами понимаются универсальные способы действий – познавательные, коммуникативные – и способы регуляции своей деятельности, включая планирование, контроль и коррекцию. Универсальные способы действий осваиваются обучающимися на базе одного, нескольких или всех учебных предметов и применяются учащимися как в рамках образовательного процесса, так и при решении проблем в реальных жизненных ситуациях.

Метапредметы — это новая образовательная форма, которая выстраивается поверх традиционных учебных предметов. Это — учебный предмет нового типа, в основе которого лежит мыследеятельностный тип интеграции учебного материала и принцип рефлексивного отношения к базисным организованностям мышления — «знание», «знак», «проблема», «задача».

В новых стандартах метапредметным результатам уделено особое внимание, поскольку именно они обеспечивают более качественную подготовку учащихся к самостоятельному решению проблем, с которыми встречается каждый день человек на разных этапах своего жизненного пути в условиях быстро меняющегося общества.

Становится очевидной универсальность вероятностно-статистических законов, они стали основой описания научной картины мира. Современная физика, химия, биология, демография, социология, лингвистика, философия, весь комплекс социально-экономических наук развиваются на вероятностно-статистической базе.

В нашу жизнь вошли выборы и референдумы, банковские кредиты и страховые полисы, таблицы занятости и диаграммы социологических опросов, и даже сводки погоды в газетах сообщают о том, что «завтра ожидается дождь с вероятностью 40%», оставляя нас в полной растерянности: брать ли зонтик?

Поэтому возникает необходимость формирования у школьников мировоззрения, для которого одинаково важны представления и о жестких связях, и о случайном. Без знания понятий и методов теории вероятностей и статистики невозможна организация эффективного конкурентоспособного производства.

При изучении статистики и теории вероятностей обогащаются представления о современной картине мира и методах его исследования, формируется понимание роли статистики как источника социально значимой информации и закладываются основы вероятностного мышления, формируется функциональная грамотность – умение воспринимать и анализировать информацию, представленную в различных формах, понимать вероятностный характер многих реальных зависимостей, производить простейшие вероятностные расчеты.

Благодаря чему у учащихся складывается понимание вероятностного характера различных процессов окружающего мира, умение вычислять вероятность случайного события, пользуясь различными способами ее определения, анализировать различные числовые данные, представленные в виде таблиц, диаграмм, графиков. Полученные умения и навыки используют не только в процессе изучения математики, но и во время изучения других предметов. Так при сдаче ЕГЭ по обществознанию задания части А и С, содержат статистические данные расположенные в таблицах и диаграммах, которые требуется проанализировать и сделать собственные выводы.

С помощью общепредметного содержания учебные предметы объединяются в единое, целостное содержание. Элементы общепредметного содержания определяют системообразующую основу общего образования, как по вертикали отдельных ступеней обучения, так и на уровне горизонтальных межпредметных связей.

Приоритетом общества и системы образования является способность вступающих в жизнь людей самостоятельно решать встающие перед ними новые, еще неизвестные задачи, то результат образования «измеряется» опытом решения таких задач. Тогда на первый план наряду с общей грамотностью выступает умение выпускников, например, разрабатывать и проверять гипотезы, умение работать в проектом режиме, проявлять инициативу в принятии решений. Это и становится одним из значимых ожидаемых результатов образования и предметом стандартизации.

Школа должна готовить своих учеников к той жизни, о которой сама еще не знает. Поэтому важно обеспечить ребенку общекультурное, личностное и познавательное развитие, вооружить умением учиться.

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕЛКИХ ХУДОЖЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК СО СЛОЖНЫМ РЕЛЬЕФОМ

Белоусов С.В. - студент, Мустафин Г.А. - доцент, к.т.н., Мустафина Т.В. - инженер
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Для производства серии художественных отливок были отлиты в необходимом количестве восковые модели, путем запрессовки расплавленного воска в резиновые пресс-формы, полученные по специально изготовленным металлическим мастер-моделям (рисунок 1) и моделям литниковой системы в следующем порядке.



Рисунок 6 – Мастер - модели

Прежде всего были изготовлены мастер-модели, представляющие изделия, по конфигурации и размерам соответствующие полости формы, т.е. учитывающие усадку модельного состава и металла, припуски на механическую обработку отливок. Материалом для мастер-модели служил цветной сплав.

Для каждой отливки была рассчитана литниковая система по методу М.Л. Хенкина.

На основании расчетов из пластмассы были изготовлены модели литниковой системы. Далее были изготовлены деревянные рамки для изготовления пресс-форм.

Пресс-формы изготавливают из различных материалов и с применением различных, чаще всего трудоемких, длительных и требующих специального оборудования (вакуумная установка, вулканизатор) технологиям. В последнее время появились новые материалы, простые в применении и позволяющие изготавливать пресс-формы быстро и без нагрева. К ним относится литейная двухкомпонентная резина CASTALDO Quick-SilTM, которая не требует вулканизации и дает гибкие, прочные на разрыв формы с нулевой усадкой. Общее время процесса подготовки смеси и формования (рабочее время) не должно превышать 4 минут. Время отверждения – около 15 минут.

Предварительные опыты показали, что при разрезании пресс-формы после отверждения резины CASTALDO Quick-SilTM, из-за высокой её прочности, трудно получить разъем, позволяющий легко извлекать модели. Поэтому было принято решение изготавливать верхнюю и нижнюю половины пресс-формы отдельно. Для этого были изготовлены «фальшивые» модельные плиты: мастер-модели, имеющие сложный рельеф с обеих сторон вместе с моделью литниковой системы вдавливались до половины высоты рельефа в слой пластилина. После этого «фальшивая» модельная плита помещалась в специальную рамку – опоку, заполнив ее приблизительно наполовину и на поверхность «фальшивой» модельной плиты наносился разделительный слой (тальк). Затем компоненты резины А и В смешивались до однородной по цвету пластичной массы. Полученной массой заполнялось все свободное пространство в рамке. После установки пуансона рамка с резиной и моделью устанавливалась в пресс и выдерживалась в течение 15 минут под давлением до полного отверждения. Затем пластилин осторожно, чтобы не сместить модели, извлекался из рамки (рисунок 2) и, освободившееся пространство, после нанесения разделительного слоя заполнялось новой порцией резиновой массы. Аналогичным образом форма собиралась и выдерживалась под давлением. Затем резиновая пресс-форма разбиралась и мастер-модель извлекалась.



Рисунок 2 - После удаления фальшивой подмодельной плиты



Рисунок 3- Резиновая пресс-форма

Мастер-модели с односторонним рельефом, формовались в резине без применения фальшивой модельной плиты. В дальнейшем порядок изготовления был аналогичным.

Полученная пресс-форма представлена на рисунке 3.

Точность разъема позволила получать выплавляемые модели без заливов, не требующих большого объема дополнительной обработки.

Воск расплавлялся и нагнетался в резиновую пресс-форму при помощи воскового инжектора. Температура заливки инъекционного воска подобрана опытным путем и составила 64°C , оптимальное давление запрессовки $0,10 - 0,12$ МПа. Полученные модели (рисунок 4) припаивались под углом приблизительно 45° к стояку, также отлитому из воска. Затем полученный блок закрепляли в подставке – модели литниковой чаши (рисунок-5), обезжиривали, помещали в опоку, представляющую собой перфорированную трубу из нержавеющей стали и заливают огнеупорной гипсовой смесью (формовочной массой). Полученная форма представлена на рисунке 6.



Рисунок 4 - Восковые модели



Рисунок 5 - Модельный блок, закрепленный в модели литниковой чаши

После того как формовочная масса затвердела, модель литниковой чаши удалили. Из формы, перевернутой вниз чашей в специальном шкафу модельный состав вытапливался из формы, а затем ее прокачивали по режиму, рекомендованному для данной формовочной смеси.

Для заливки металлом полученной литейной формы была разработана и изготовлена установка для заливки форм при разряжении (рисунок 7). Опоки разного диаметра позволяют изготавливать художественные отливки различного размера и конфигурации до 200 мм в ширину и до 250 мм в высоту. Установка посредством резинового шланга соединена с ресивером, который в свою очередь соединен с насосом для выкачивания воздуха из литейной формы. Также между резиновым шлангом и установкой имеется кран для включения и выключения вакуумного всасывания.

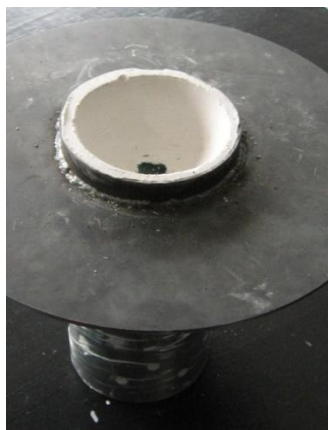


Рисунок 6 - Форма в сборе



Рисунок 7- Установка для заливки форм
при разряжении



Рисунок 8 - Обработанная отливка

Метод вакуумного литья основан на удалении воздуха из литейной формы во время заливки. За счет выкачивания воздуха из формы давление в полости формы понижается на 0,8 атм. Разность атмосферного давления и давления в литейной форме создает искусственное избыточное давление жидкого металла на стенки формы, обеспечивая тем самым качественное воспроизведение отливками рельефа поверхности модели.

После затвердевания отливок, формы охлаждали на воздухе. После выбивки на отливках, особенно в полостях и сложных рельефах, остаются остатки формы, которые трудно удалить механически, не повредив тонкого и сложного рисунка. Поэтому остатки формы удаляли кипячением в водных растворах щелочей NaOH или KOH. От очищенных блоков отливки отделяли отрезкой, вручную ножовками. Затем поверхность отливок подвергалась механической обработке при помощи различных насадок бор-машины.

МУЛЛИТОВАЯ И МУЛЛИТО-КОРУНДОВАЯ КЕРАМИКА

Ламзин Н.Н., Халмырадов К. – студенты, Огневой В.Я. – к.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Развитие многих отраслей техники зависит от состояния разработок новых материалов со специальными свойствами. Особое место в ряду перспективных материалов занимает техническая керамика, что обусловлено уникальностью ее физических и химических свойств. Исходными компонентами технической керамики являются неметаллические тугоплавкие соединения. Для этих соединений характерны термодинамическая стабильность, инертность по отношению к воздействиям многих химически агрессивных сред, высокие

показатели механических свойств (упругость, твердость, прочность), а также широкий диапазон изменения теплофизических характеристик в зависимости от состава.

Одной из ключевых является проблема механических свойств технической керамики, поскольку тугоплавким неметаллическим соединениям присущ общий недостаток - их хрупкость в широком диапазоне температур. Усилия исследователей направлены главным образом на преодоление этого недостатка. Прогресс на пути создания новых керамических материалов потребовал развития исследований в различных областях знаний: химии твердого тела, физической химии, кристаллографии, химии коллоидных систем, физики и химии поверхности, физики прочности и др. В ряду технических керамик следует отметить керамику на основе силикатов и алюмосиликатов, в частности муллитовую и муллитокорундовую, изготавливаемых с применением природного и частично искусственного сырья.

Муллит классического состава 3:2 имеет формулу $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ и содержит 71,8% Al_2O_3 и 28,25 SiO_2 . Температура плавления 1910 °С, истинная плотность 3,15-3,18 г/см³, среднее значение коэффициента линейного расширения $6,2 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, теплопроводность 3-3,5 Вт/(м·с). Чистый муллит с минимальным содержанием примесей может быть получен только путем синтеза из высокочистых и высокодисперсных оксидов кремния и алюминия или химическими методами из солей с последующей термообработкой. Благодаря хорошей механической прочности и особенно ее сохранению или даже росту при высоких температурах $\sigma_{\text{изг}}$ при 1450 °С = 300 МПа), высокой термической прочности, благоприятным электрофизическим свойствам применение чистого, плотно спеченного муллита весьма перспективно для ряда отраслей.

Основной кристаллической фазой муллитовой и муллитокорундовой керамики являются муллит $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ и корунд α - Al_2O_3 . Эти керамические материалы с высоким содержанием Al_2O_3 еще называют высокоглиноземистой керамикой. Типичной высокоглиноземистой керамикой являются широко применяемые в промышленности уралит, ультрафарфоры УФ-46 и УФ-53, МГ-2. Свойства высокоглиноземистой керамики с муллитовой и муллитокорундовой кристаллизацией зависят от следующих факторов: химического состава: фазового состава и соотношения основных кристаллических фаз - корунда и муллита, а также наличия и состава стекловидной фазы; микроструктуры материала и в первую очередь от размера и формы кристаллических составляющих, характера распределения стекловидной фазы и пор. Некоторые свойства керамик приведены в табл. 1.

Таблица 1 Свойства керамик

Свойства	УФ-46	УФ-53	МГ-2	Уралит
Плотность кажущаяся, г/см ³	3,37	3,38	3,35	3,45
$\sigma_{\text{в}}$ при статическом изгибе, МПа	280	290	220	220
$\sigma_{\text{в}}$ при ударном изгибе. Дж/(м ² ·10)	3,4	4,6	3,6	4,1
Коэфф. лин. расширения $\alpha \cdot 10^6$ в интервале 20 - 700°С	5,5	5 - 5,5	3,6	4,9

ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТА (ПТО)

Петрова Е.В., Беленко Н.А. – студенты, Околович Г.А. – д.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Значительные осложнения в производстве инструмента (пуансонов, штампов, сверл и др.), сложной формы и при большом соотношении длины к диаметру, вызывают деформации при термической обработке. На практике применяют ряд мер для ее снижения. Это ступенчатая и изотермическая закалка, охлаждение в штампах. Выполняют

преимущественно правку длинномерного инструмента до и после термообработки. Правка до термообработки не целесообразна, т.к. исправление идет в локализованном очаге деформации. Опыт работы показывает, что после термообработки инструмент принимает исходную форму (до правки), т.е. металл сохраняет «память» формы. Для устранения этого явления необходимо применять калибровку или обкатку в штампе для выравнивания напряжений очага деформации по всему объему металла.

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

Известна предварительная термическая обработки инструмента, которая не только уменьшает деформацию, но и несколько повышает прочность и вязкость стали после окончательной термообработки. Сущность ее состоит из закалки от температуры $A_{c1} + 15 - 20^{\circ}C$ и последующего отпуска $500-600^{\circ}C$ (закалка из «межкритической» области), что уменьшает деформацию изделий после окончательной термической обработки [1]. Эффект сопровождается увеличением плотности стали за счет закрытия микропор и дефектов.

Проведенные исследования показали, что выполнение предварительной термической обработки уменьшает чувствительность к образованию трещин при окончательной закалке сталей У8 и ХВГ. В следствие создания сжимающих напряжений при закалке от температуры вблизи A_1 под действием магнитострикционных процессов. Закалка из «межкритической» области повышает прочность углеродистой стали У8 и легированной ХВГ в закаленном состоянии на 40%, после низкого отпуска на 18-20%, а ударную вязкость на 25% в закаленном и на 20% в отпущенном состоянии. Различие в прочности и вязкости сохраняется одинаковым при отпуске до $600^{\circ}C$.

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

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

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

Поставленная цель достигается закалкой из межкритической области $A_1+(10-15^{\circ}C)$ и высоким отпуском при $720^{\circ}C$, 1 час на твердость 16-20 HRC и 22-26 HRC для сталей ДИ-55 и ЭП-761, соответственно [2]. После выдавливания и термической обработки по режиму: закалка $1060-1080^{\circ}C$, отпуск $520-540^{\circ}C$, 3 раза по 1 часу проведены стойкостные испытания (таблица).

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

Выводы:

1. Технология внедрена в патронном производстве БСЗ.
2. Применение разработанного режима предварительной термической обработки позволило обеспечить получение размеров фигуры при холодном выдавливании и их сохранение после окончательной термической обработки, повысить эксплуатационную стойкость инструмента в 1,5-2,0 и 3-4.

ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ С ПОВЕРХНОСТНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Евтюшкин А.А., Горемыкин А.В. – студенты, Огневой В.Я. – к.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Усталостному разрушению подвергаются детали машин и элементы конструкций, работающие под действием переменных нагрузок. Если детали не имеют поверхностного упрочнения, то, как правило, очаг зарождения усталостной трещины находится на поверхности детали. Трещина в этом случае возникает в местах концентраторов напряжений, роль которых могут выполнять: бороздки как технологического характера (после различного вида механических обработок), так и случайного (забоины и т.д.). Вместе с тем трещина может возникать и на дефектах металла, в первую очередь неметаллических включениях, выходящих на поверхность деталей.

Применение поверхностного упрочнения меняет механизм усталостного разрушения прежде всего в сторону перемещения очага зарождения усталостной трещины с поверхности деталей под поверхность. Связано это очевидно с появлением на поверхности деталей и образцов после проведения в первую очередь химико-термической обработки (цементация, нитроцементация, азотирование и др.) напряжений сжатия. Вместе с тем необходимо отметить, что при высоких значениях амплитуды нагрузок очаг зарождения усталостной трещины находится все-таки на поверхности детали или образца.

При перемещении очага под поверхность на изломе можно наблюдать четыре зоны: собственно очаг зарождения трещины; зона стабильного распространения трещины, представляющую собой несколько эллипсное ровное поле, в центре которого находится очаг зарождения; зона нестабильного распространения, в которой постепенно, по мере удаления от зоны стабильного распространения, растет скорость трещины; зона долома.

Подтверждается мнение ряда исследователей, что как правило, очаг зарождения трещины базируется на неметаллических включениях. Внешний вид очага зарождения усталостной трещины и зоны ее стабильного распространения четко соответствует имеющему место в литературе названию – «рыбий глаз».

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ ШХ15ГС

Беленко Н.А., Петрова Е.В. – студенты, Околович Г.А. – д.т.н., профессор
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Роликовые подшипники для букс железнодорожных вагонов работают в условиях высоких контактных и динамических нагрузок

Долговечность подшипников определяется главным образом качеством стали и ее термической обработкой

Наиболее типичны следующие виды повреждений: контактно-усталостное выкашивание (питинг), вмятины, отслаивания, износ, трещины, коррозия.

Подшипниковая сталь должна обладать высокой твердостью HRC 60...65 в закаленном и отпущенном состоянии, износостойкостью и контактной выносливостью, высокой прочностью и достаточной вязкостью. Отсюда высокие требования к условиям выплавки и

прочности стали, химическому составу и микроструктуре (неметаллические включения карбидная неоднородность, характер и структура мартенсита закалки).

Исходя из этого, ГОСТ 801-78 не допускает отклонения от норм химического состава [1].

С целью обеспечения требуемой прокаливаемости крупногабаритных подшипников сечением свыше 140 мм для стали ШХ15СГ устанавливаются суженные пределы содержания элементов: массовая доля марганца 1-1.2, хрома 1.40-1.65, кремния 0.45-0.65.

Кроме того сталь должна обладать размерной стабильностью при длительном хранении и эксплуатации подшипников предотвращающей их «заклинивание» и ослабление посадочного натяга.

Отпуск должен обеспечивать повышение вязкости стали за счет снижения тетрагональности мартенсита и внутренних напряжений без интенсивного распада остаточного аустенита сопровождающегося падением ударной вязкости осуществляют при 150 – 175°C. Общая продолжительность отпуска зависит от массы и размеров деталей и колеблется от 2.5- 3.5 до 7- 9 часов для деталей крупногабаритных подшипников. Интенсивный распад аустенита начинается при температурах 275°C.

Микроструктуру определяют при увеличении в 500 раз. После термической обработки она должна содержать скрытокристаллический мартенсит и равномерно распределенные избыточные карбиды. Наличие троостита свидетельствует о недостаточном нагреве или интенсивности охлаждения. Перегрев обнаруживается по появлению заметной игольчатости мартенсита.

Трещины в деталях подшипников не допускаются [2]

Остаточный аустенит сохраняется в структуре сталей отпускаемых с сохранением высокой твердости и может значительно влиять на их основные свойства. Прежде всего аустенит даже в отпущенном состоянии не является полностью стабильным и превращается с неодинаковой интенсивностью под действием следующих причин:

1. Длительной выдержке при температуре +20°C даже при отсутствии заметных нагрузок (по всему объему 3-5%).

2. Охлаждение до температур ниже 0°C. Превращение протекает по всему объему, что в большинстве случаев охрупчивает сталь.

3. Выдержка закаленной стали при температуре +20°C, 1 ч. или отпуск вызывают свободную стабилизацию, заключающуюся в том что при последующем охлаждении до низких температур превращается уже меньшее количество аустенита. Тем не мене, низкотемпературный отпуск закаленной стали не создает полной устойчивости аустенита и некоторое количество его превращается и в отпущенной стали при повторном, особенно многократном охлаждении ниже 0°C.

4. Напряжения и деформации в эксплуатации вызывают превращение в отдельных объемах, и охватывает тонкие поверхностные слои.

Превращение не чувствительно к указанной выше стабилизации аустенита и протекает одинаково в закаленной и отпущенной стали. Стабильность размеров снижается, так как при самопроизвольном превращении аустенита увеличиваются размеры. Их стабильность нарушается еще больше, если изделие в эксплуатации охлаждается и нагревается даже до 150°C [3]. Что и происходит с подшипниками. Зимой они охлаждались до -30°C и превращением $A_{ост}$ в мартенсит с увеличением объема и натяга. Контактные нагрузки так же вызывали превращение $A_{ост}$ в мартенсит деформации (Мд) вследствие пластической деформации в зоне контакта. Перечисленные явления сопровождалось нагревом от трения контактирующих поверхностей до 300°C (цвета побежалости). В отличии от стали ШХ15 сталь ШХ15СГ после отпуска при 250°C имеет недостаточную стабильность при рабочих температурах до 150°C и выше и заметную нестабильность даже при 120°C из-за неполного разложения остаточного аустенита при отпуске. Отпуск при 275°C дает приемлемую стабильность размеров при температурах до 150-200°C.

Высокая стабильность стали ШХ15Г при температуре 200°С может быть получена только после отпуска при 300°С, полностью разлагающего остаточный аустенит. Структурную и размерную нестабильность стали ШХ15Г можно существенно повысить применением обработки холодом в сочетании с отпуском 250°С в течении 3-6 ч. [4]

Список литературы.

1) Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей. Справочник под общей редакцией В.Д. Кальнера 1984 г. 383 с. М. Машиностроение.

2) Ю А. Геллер. Инструментальные стали. М. Metallургия, 1975 , 582 с.

3) Ю.А. Башнин. Технология термической обработки. М. Metallургия 1986, 423 с.

4) Спектр А.Г. Структура и свойства подшипниковых сталей. М. Metallургия, 1980-263

с

УСЛОВИЯ МОНОТОННОСТИ ПРОЦЕССА ЗАКРЫТОЙ ШТАМПОВКИ СТЕРЖНЕВЫХ ПОКОВОК

Дунаев К.Ю. - аспирант, Поксеваткин М.И. - к.т.н., профессор, Беленко Н.А.,

Скорых С.Ю. студенты

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Монотонность процесса заполнения полости штампа возникает в случае равенства сопротивлений деформаций в очаге деформации и в стержневой части заготовки, поступающей в полость штампа. Различие между этими участками заготовки в том, что металл в очаге деформации в отличие от металла, поступающего в полость штампа, уже подвергся деформации и находится в упрочненном состоянии, и, следовательно, получает приращение к сопротивлению деформации.

Чтобы компенсировать различия степеней деформации необходимо варьировать температуру заготовки посредством градиентного нагрева. Для расчета необходимой температуры нагрева заготовки в зависимости от размеров заготовки и полости штампа разработан алгоритм, представленный на рисунке 1.

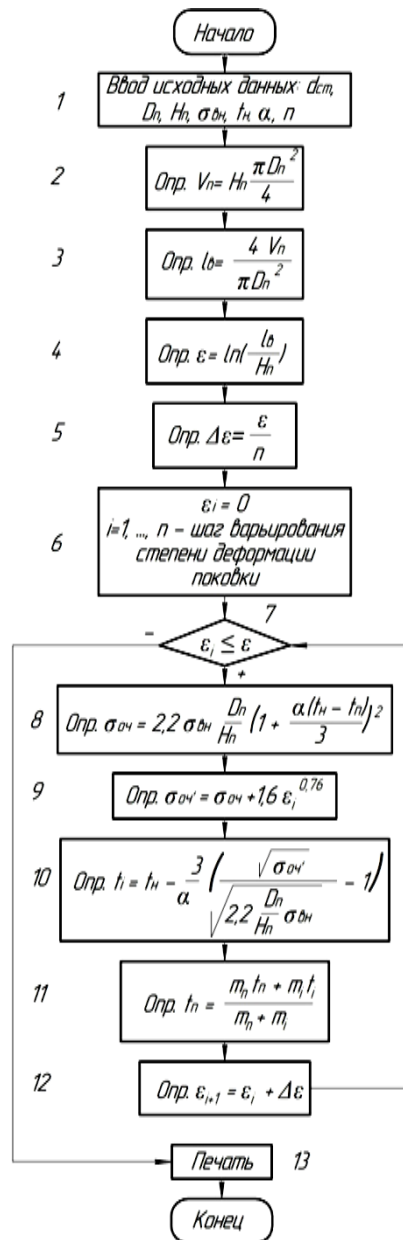


Рисунок 1 – Алгоритм обеспечения условия монотонности заполнения полости штампа

В первом блоке вводят исходные данные: диаметры заготовки ($d_{ст}$) и поковки (D_n), высоту поковки (H_n), сопротивление деформации ($\sigma_{вн}$) данного металла при температуре началаковки (t_n , °C), температурный коэффициент (α) и параметр варьирования (n).

Во втором блоке определяют объем полости штампа (V_n), далее рассчитывают длину высадки (l_δ) (блок 3). В четвертом блоке рассчитывают логарифмическую степень деформации (ε) и далее разбивают ее на шаг варьирования (n) (блок 5). Затем происходит основной расчет, начиная с начального момента времени, когда степень деформации равна нулю (блок 6). При выполнении условия 7 рассчитывают сопротивление деформации из расчета падения температуры нагрева и размеров полости штампа (блок 8) [1], [2]. Затем прибавляют приращение, связанное с упрочнением металла и характеризуемое степенью деформации (эмпирически рассчитано для конструкционных сталей [3]):

$$\sigma_{оч'} = \sigma_{оч} + 1,6 \cdot \varepsilon_i^{0,76}. \quad (1)$$

Затем формулой обратной блоку 8 рассчитывают необходимую температуру нагрева i -ого участка заготовки (блок 10).

В 11 блоке определяют получившуюся температуру металла в полости штампа. После этого к i -ой степени деформации прибавляют изменение степени деформации ($\Delta\varepsilon$) и повторяют проверку условия 7. В окончательный момент штамповки, когда деформация становится конечной процесс расчета выходит из цикла и происходит печать результатов.

При алгоритмизации процесса рассчитаны окончательные и промежуточные температуры нагрева заготовки, т.е. параметры градиентного нагрева, в первом приближении обеспечивающие равенство сопротивлений деформации в стержневой части заготовки и в очаге деформации $\sigma_{cm} = \sigma_{oc}$, что является необходимым условием монотонного заполнения полости штампа.

Список литературы

1. Смирнов-Аляев Г.А. Механические основы пластической обработки металлов. М.: Машиностроение. 1968. 272 с.
2. Ковка и штамповка. Справочник. Т.2 под ред. Е.И. Семенова. – М.: Машиностроение, 1986, 592 с.
3. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. Третьяков А.В., Зюзин В.И. 2-е изд. М., «Металлургия», 1973, 224 с.

МОДЕЛЬ ЗАПОЛНЕНИЯ ПОЛОСТИ ШТАМПА ПРИ ЗАКРЫТОЙ ШТАМПОВКЕ ПОКОВОК ИЗ ДЛИННОМЕРНЫХ ЗАГОТОВОК

М.И. Поксеваткин – к.т.н., профессор, К.Ю. Дунаев – аспирант,
Беленко Н.А., Скорых С.Ю. - студенты

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

При монотонной деформации элементарного объема заготовки направления главных осей тензора напряженного состояния металла неизменно совпадает с направлениями соответствующих по индексу главных осей деформации, а параметры, характеризующие вид напряженного состояния и вид весьма малой деформации, равны [1].

Параметр напряженного состояния можно выразить коэффициентом Лоде [2]:

$$\mu_{\sigma} = 2 \cdot \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\sigma_1 - \sigma_3} - 1 \quad (2)$$

а параметр деформированного состояния определяется по соотношению:

$$\mu_{\varepsilon} = 2 \cdot \frac{\varepsilon_2 - \varepsilon_1}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3} - 1, \quad (3)$$

здесь σ_1 , σ_2 и σ_3 – главные напряжения, действующие в данной точке деформируемого объема; ε_1 , ε_2 и ε_3 – логарифмические степени деформации по главным осям.

Следуя также определениям А.А. Ильюшина и Г.А. Смирнова-Аляева, процесс называется монотонным, если при конечной пластической деформации величина μ_{ε} не изменяется, а главные напряжения действуют на одни и те же структурные волокна металла.

При реализации способа изготовления изделий из длинномерных заготовок [3] в первой стадии процесса деформации подвергается нагретая до ковочной температуры часть заготовки, находящаяся в полости штампа, при условии:

$$\psi \leq \psi_{\delta}, \quad (4)$$

где ψ и ψ_{δ} – соответственно фактическая и допустимая относительные длины высаживаемой части заготовки.

Условие (4) в первой стадии осесимметричной высадки обеспечивает монотонность процесса деформации (рис. 1, а). Во второй стадии в очаг деформации последовательно поступает металл стержневой заготовки, нагретый за счет теплопередачи. Если

сопротивление деформации поступающего в полость штампа металла равно таковому в очаге деформации (с учетом упрочнения последнего за счет степени и скорости деформации), то в очаге деформации создается однородная среда. В этом случае параметры напряженного (μ_σ) и деформированного (μ_ε) состояния металла не изменяются и направления главных осей напряжений и деформаций в осесимметричном очаге сохраняются (рис. 1, б).

В случае превышения сопротивления деформации (σ_{cm}) металла стержневой заготовки, например, вследствие заниженной температуры, над величиной напряжений течения ($\sigma_{оч}$) металла в очаге деформации, то происходит вдавливание поступающего металла в металл очага деформации, что приводит к нарушению условий монотонности процесса деформации. В результате в верхней части очага деформации возникают дефекты в виде складок и зажимов (рис. 1, в). Напротив, если в очаге деформации за счет упрочнения создается повышенное сопротивление деформации ($\sigma_{оч}$), большее, чем сопротивление деформации (σ_{cm}) поступающего металла стержневой заготовки, то последний как бы обтекает находящийся в полости штампа металл. Поэтому создается неравномерность деформации, нарушающая условия монотонности процесса заполнения полости штампа, и в нижней части очага деформации возникает вероятность образования дефектов (рис. 1, г).

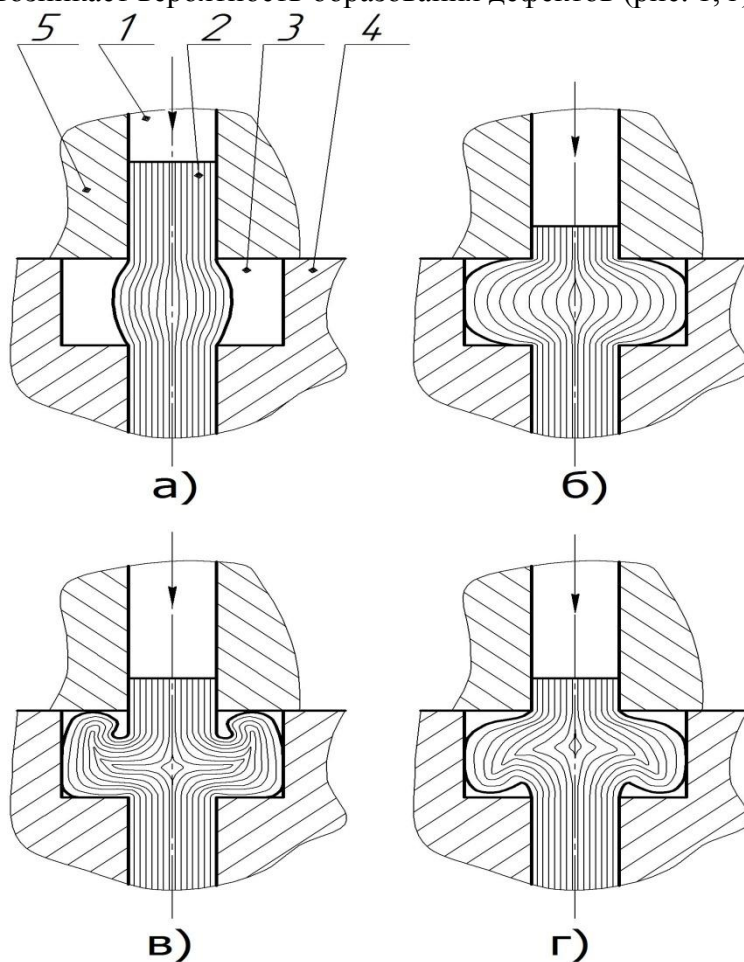


Рисунок 1 – Схема строение волокон поковки в процессе деформации металла:
1 – пуансон; 2 – заготовка; 3 – полость штампа; 4 – матрица; 5 – подпружиненная втулка

Поэтому, с целью сохранения условий монотонности процесса заполнения полости штампа, необходимо построить модель управления величиной сопротивления деформации поступающего в полость штампа металла стержневой заготовки, равной или приближенно равной величине изменяющегося по времени усредненного напряжения течения металла в очаге деформации.

Список литературы.

1. Смирнов-Аляев Г.А., Розенберг В.М. Теория пластических деформаций металлов. – М.: Машиностроение, 1956. – 367с.
2. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение. – М.: Metallurgy, 1970. – 231с.
3. Патент №2365459РФ. Способ изготовления изделий из длинномерных заготовок. Поксеваткин М.И., Овчаров Г.А., Поксеваткин Д.М., Дунаев К.Ю. и др. Опубл. бюл. №24.2009.

ПОВЫШЕНИЕ ТОЧНОСТИ ШТАМПОВКИ БОЛТОВ С ФАСОННОЙ ПОЛОСТЬЮ В ГОЛОВКЕ

Дунаев К.Ю. -аспирант, Поксеваткин М.И. - к.т.н., профессор,
Беленко Н.А., Трещеткин Е.В. - студенты

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Для повышения точности и снижения трудоемкости производства болтов с фасонной полостью в головке предложен однопереходный способ штамповки.

Расширение метизной промышленности требует создания новых технологий изготовления винтов (болтов) с внутренними полостями под ключ, будь то шестигранник (ГОСТ 11738-84; DIN 912), звездочка (Тогх) или др. фасонное отверстие (рис. 1).



Рисунок 1 – Разновидности болтов с фасонной полостью в головке

В большинстве случаев, при штамповке болтов относительная длина высадки головки болта превосходит допустимую по условию продольной устойчивости:

$$\psi = l_0/D \leq \psi_0, \quad (1)$$

где ψ – относительная длина высадки; l_0 – длина высадки; D – диаметр заготовки; ψ_0 – допустимая относительная длина высадки.

Для расчета ψ_0 используют известные формулы [1], которые после преобразования могут быть представлены в виде соотношения

$$\psi_0 = q \cdot (4,84 \cdot \sqrt{n} - 5,7 \cdot \operatorname{tg}(\gamma)) \leq 2,7, \quad (2)$$

где q – коэффициент, учитывающий величину диаметра (D) заготовки; $q = 0,85 \div 1,0$ при $D < 50$ мм, $q = 1,0$ при $D \geq 50$ мм; n – коэффициент упрочнения, определяемый по кривой упрочнения для данного материала и соответствующих температурно-скоростных режимах высадки; γ – угол скоса торца заготовки $\gamma = 0^\circ \div 6^\circ$.

Обычно при производстве болтов вначале осуществляют набор металла в конической полости пуансона, а следующем переходе прошивают отверстие под ключ.

Разработан способ однопереходной штамповки стержневых деталей с полостью в утолщении [2], позволяющий совместить наборный переход с прошивкой полости в утолщении и формовкой головки винта.

В первой стадии процесса набора металла, прошивки и формовки головки винта одновременным воздействием на заготовку пуансона и прошивня обеспечивается соосное фиксирование заготовки относительно пуансона, прошивня и полости матрицы за счёт контактных сил трения, возникающих на всей торцевой поверхности заготовки, поэтому при прошивке (вторая- стадия процесса) протекает равномерная раздача металла в радиальном направлении и благоприятное заполнение полости штампа при формовке (третья стадия процесса), что гарантирует высокое качество деталей.

Схема способа показана на рисунке 2:

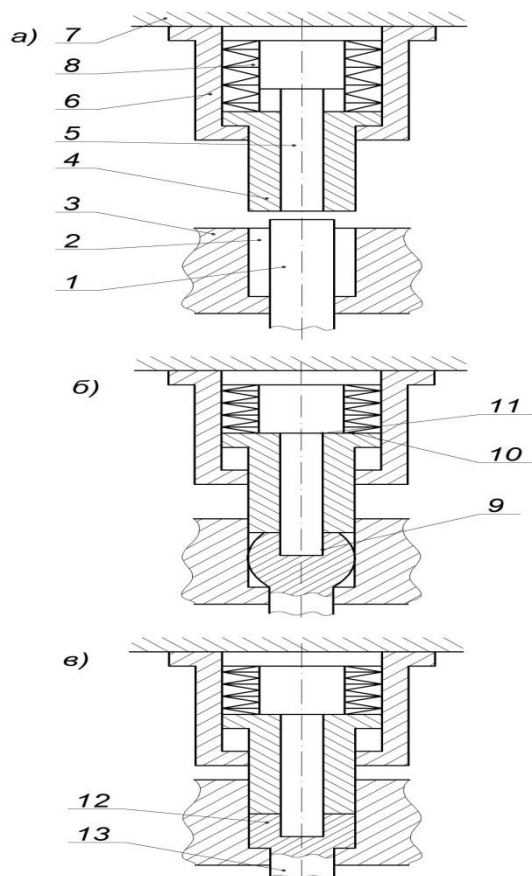


Рисунок 2 – Способ однопереходной штамповки болтов с полостью в головке
 а - исходное положение штампа;
 б - положение штампа в момент завершения высадки и прошивки утолщения;
 в - положение штампа в момент окончания формовки.

Реализация способа осуществляется следующим образом.

Деформируемую часть заготовки 1 размещают в полости 2 матрицы 3. Затем осуществляют высадку, прошивку, формовку одновременным воздействием на заготовку пуансона 4 и прошивня 5, которые размещены в обойме 6. Обойма 6 и прошивень 5 закреплены на верхней плите 7 штампа (рис. 2, а). В процессе деформирования к пуансону 4 прилагают усилие противодействия упругого элемента 8, равное по величине усилию высадки утолщения, и смещают его в осевом направлении, противоположном движению прошивня 5, на величину, равную глубине прошиваемой полости 9. К моменту окончания высадки и прошивки пуансон 4 своей задней торцевой поверхностью 10 доходит до упора 11, выполненного в виде цилиндрического утолщения на прошивне 5 (рис. 2, б). После этого осуществляют формовку утолщения 12, в процессе которой пуансон 4 перемещают как одно целое с прошивнем 5. Полученную деталь 13 удаляют выталкивателем (рис. 2, в).

Отштампована опытная партия болтов из стержневой заготовки диаметром $D=12$ мм длиной 94 мм. Материал заготовки сталь 40Х. Диаметр утолщения (головки) болта $D_2=20$ мм,

полость в головке шестигранная под ключ $S=8$ мм глубиной $h=8$ мм. Высота головки болта $H_2=12$ мм. Длина деформируемой части заготовки $l_0=29$ мм, относительная длина $\psi=l_0/D=29/12=2,4 \leq \psi_0$, (фор. (2)), что удовлетворяет условно свободной высадке стержневой заготовки (фор. (1)). Температура штамповки 900°C . Деталь получали за один ход прессы модели КА0030 усилием 1МН.

Расчет параметров упругого элемента осуществляют в следующем порядке:

1) определяют усилие окончания высадки

$$P_0 = k \cdot \sigma_0 \cdot F_k,$$

где k – коэффициент, выбираемый в зависимости от соотношения размеров утолщения; для практических расчетов при высадке утолщений простой формы коэффициент k предложено определять по соотношению

$$k = 2 / 2D / H_2, \quad (3)$$

где H_2 - высота головки винта;

σ_0 - предел прочности при температуре штамповки, МПа;

F_k - площадь торцевой поверхности заготовки к моменту окончания высадки, мм^2 ;

$$P_0 = 2,2 \cdot 71 \cdot 314 = 49 \text{ кН};$$

2) по усилию высадки выбирают комплект (N) из восьми тарельчатых пружин с наружным диаметром 32 мм; диаметром отверстия 15 мм. Толщина пружины $t = 2,9$ мм; прогиб пружины $f = 1,0^{+0,4}_{-0,2}$ мм; усилие сжатия одной пружины $P = 610$ кгс [3];

3) определяют усилие сжатия комплекта пружин (упругого элемента):

$$P_k = P_{сж} \cdot N = 6100 \cdot 8 = 48,8 \text{ кН},$$

что соответствует усилию высадки в момент её окончания;

4) определяет высоту комплекта пружин в исходном состоянии:

$$h_u = t \cdot N = 2,9 \cdot 8 = 24 \text{ мм};$$

5) определяют величину сжатия упругого элемента к моменту окончания высадки:

$$h_{сж} = f \cdot N = 1,0 \cdot 8 = 8 \text{ мм},$$

что согласуется с величиной смещения пуансона в процессе высадки и прошивки, равной глубине полости в утолщении $h = 8$ мм.

Стержневую заготовку 1 длиной 94 мм размещают в штампе 3 на выталкивателе таким образом, чтобы длина деформируемой части заготовки 1, равная 29 мм, располагалась в полости 2 матрица 3. При ходе верхней плиты 7 обойма 6, жестко закреплённая на плите 7, пуансон 4, прошивень 5, также закреплённый на плите 7, перемещаются вниз. При этом пуансон 4 отжат в крайнее нижнее положение комплектом тарельчатых пружин до совмещения в одной плоскости торцевых поверхностей пуансона 4 и прошивня 5. В начальный период высадки, прошивки и формовки одновременным воздействием на заготовку пуансона 4 и прошивня 5 обеспечивается соосное фиксирование заготовки 1 относительно пуансона 4 и прошивня 5 за счёт контактных сил трения, возникающих на всей торцевой поверхности заготовки. В этот момент пуансон входит в полость 2 штампа 3 и центрируется в этой полости. Далее по мере возрастания усилия высадки пуансон 4, преодолевая усилие противодействия упругого элемента 8, смещается в осевом направлении, противоположном движению прошивня 5, на величину 8 мм, равную глубину прошиваемой полости, до упора 11. После этого осуществляется формовка утолщения 12, в процессе которой пуансон 4 и прошивень 5 перемещаются как одно целое, а излишки металла вытесняются в стержневую часть детали 13 в результате смещения выталкивателя, опирающегося на упругий элемент (на чертеже не показано).

Полученные болты имели высокое качество поверхности и точность размеров. На поверхности деталей отсутствовали заусенцы; утяжины на кромке полости в головке болта не наблюдались.

Аналогичным образом можно производить штамповку болтов с внутренней полостью под ключ-звездочку и с другими фасонными отверстиями. Благоприятная по структуре

поковка придает изделию высокие прочностные характеристики, при этом достигается требуемая точность изделия и качество поверхности.

Список литературы.

1. Ковка и штамповка: Справочник. В 4-х т./Ред. Совет: К56 Е.И. Семенов (пред) и др. – М.: Машиностроение, 1986. – Т. 2. Горячая штамповка/Под ред. Е.И. Семенова, 1986

2. Патент №2391172РФ Способ однопереходной штамповки стержневых деталей с полостью в утолщении. Поксеваткин М.И., Бедарев М.В., Мамонтов М.С., Дунаев К.Ю., Поксеваткин Д.М. Оpubл.бюл.№16 10.06.2010

3. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке. Л Машиностроение, 1979