

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВКИ В СКМ «ПОЛИГОН»

Марков И.Г. – студент, Марширов И.В. – к.т.н., доцент  
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Цель работы заключалась в моделировании усадочных процессов образования микро- и макропористости, а также решении тепловой задачи в отливке в процессе ее затвердевания.

Отливка (рис.1) изготавливается из стали 30Л методом литья в разовые песчано-глинистые формы. Она имеет рабочие поверхности, к которым предъявляются повышенные требования по качеству.

Для решения вышеуказанной задачи была применена система компьютерного моделирования литейных процессов «Полигон».

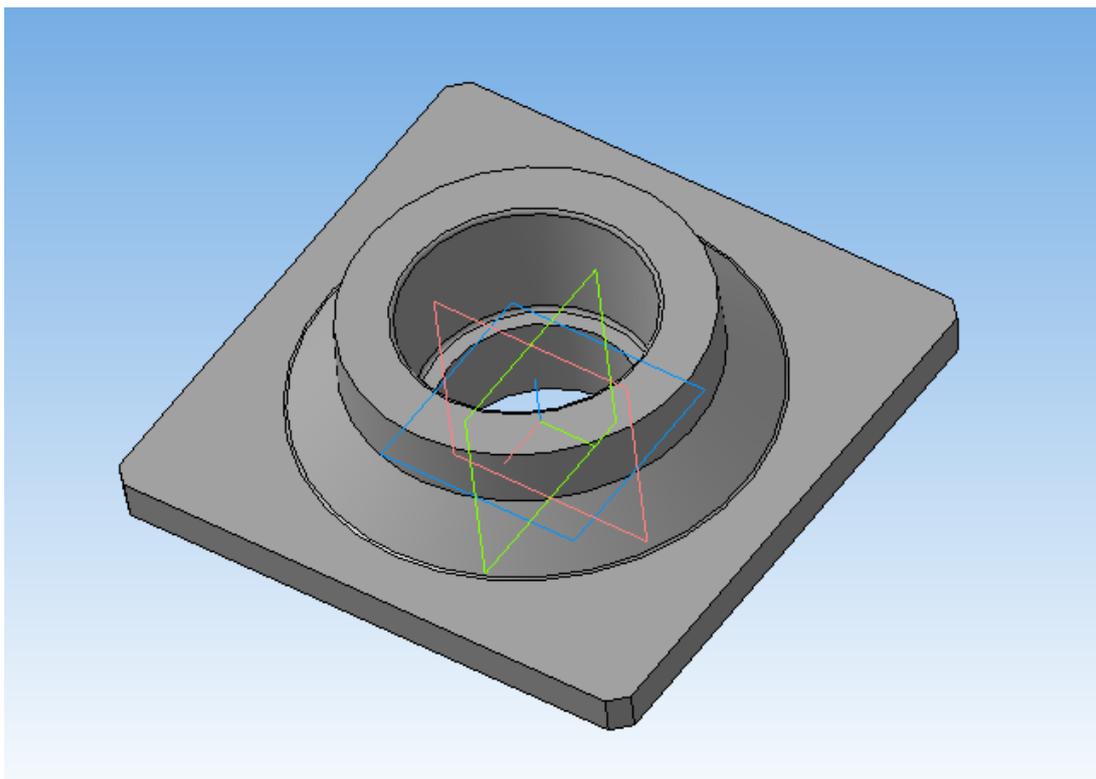


Рисунок 1

СКМ «Полигон» позволяет провести отработку наиболее важных технологических параметров не на реальной отливке, а на ее компьютерной модели, что существенно снижает затраты на проектирование и доводку литейной технологии.

На предварительном этапе была построена исходная геометрическая модель отливки и формы в САД-системе «КОМПАС-3D V13». Затем в системе HyperMesh получены конечные элементы сетки отливки и формы (рис. 2).

Работа в «Полигоне» начиналась с модуля «Мастер-3D». Главная задача этого модуля – импортировать конечно - элементную модель, созданную с помощью внешнего генератора сеток, проверить и при необходимости поправить ее, назначить типы объемов и проиндексировать конечные элементы и границы объемов и, наконец, сохранить модель в формате «Полигона».

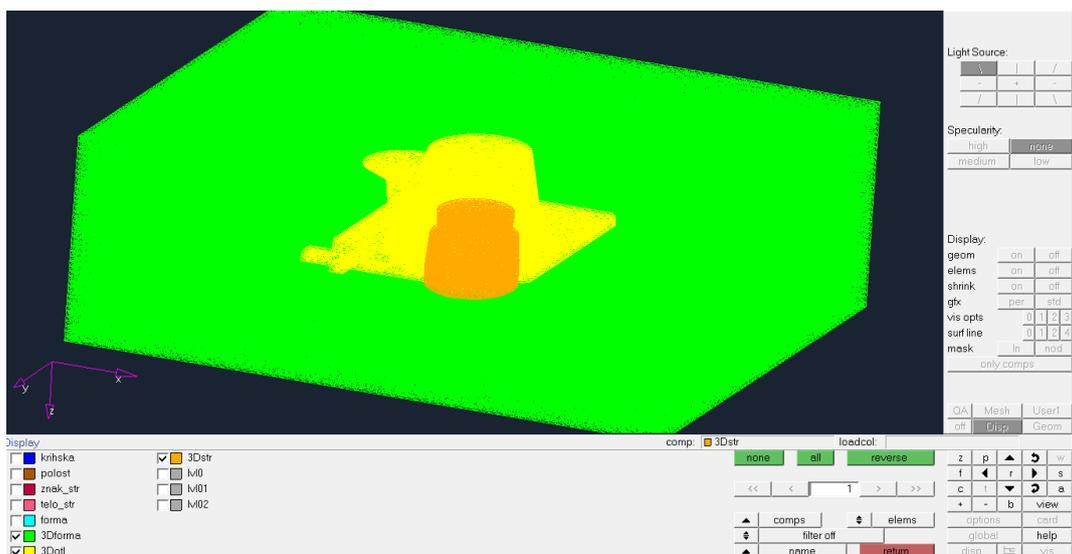


Рисунок 2

После чего было необходимо физически верно сориентировать модель, потому что вектор силы тяжести в расчетах «Полигона» всегда направлен противоположно оси Y.

Программа «Эйлер-3D» является процессорным модулем системы компьютерного моделирования литейных процессов. Она предназначена для проведения совместного гидродинамического и теплового расчета при заливке. Работа в «Эйлер-3D» осуществлялась в несколько этапов:

1. Заполнение рабочей таблицы.
2. Загрузка всех необходимых исходных параметров.
3. Собственно расчет и визуализация его результатов.
4. Сохранение результатов расчетов.

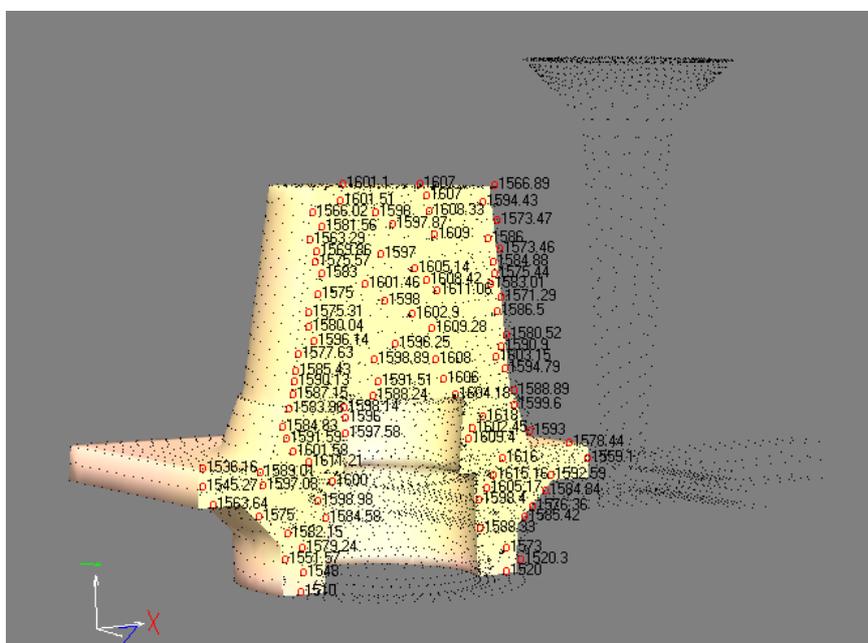


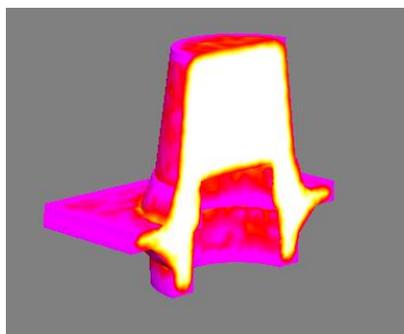
Рисунок 3

В результате данного расчета появляется возможность моделировать процесс заполнения формы жидким металлом, а также получить начальное распределение температурных полей в отливке (рис.3) и форме, которое может быть использовано при тепловых расчетах в модуле «Фурье», что значительно повышает достоверность.

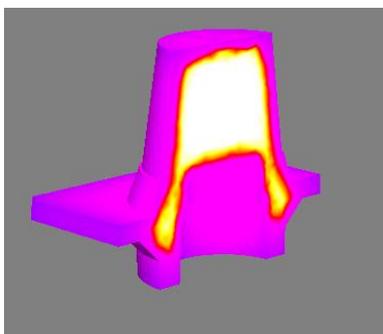
Следующим этапом моделирования являлось выполнение расчетов в модуле «Фурье-3D». Главная задача этого модуля – выполнение численного расчета температурных полей отливки и формы, фазовых полей отливки, пористости и раковин в отливке.

Работа в «Фурье» осуществлялась в несколько этапов:

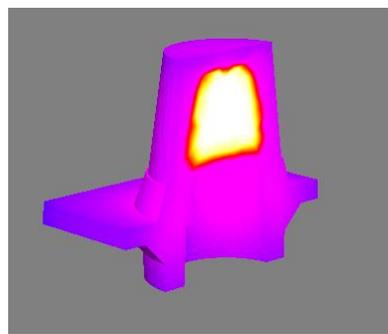
1. Загрузка всех необходимых исходных параметров.
2. Собственно расчет и визуализация его результатов.
3. Сохранение результатов расчетов.



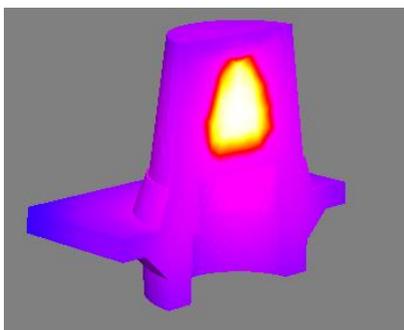
5 секунд



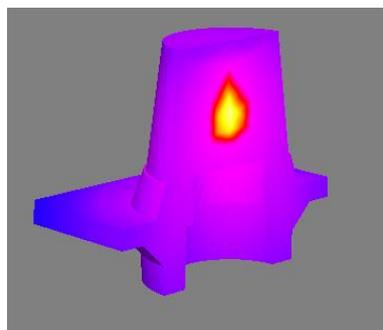
20 секунд



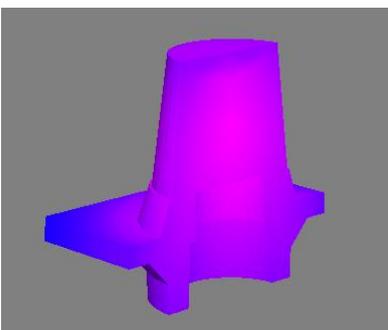
40 секунд



60 секунд



80 секунд



98 секунд

«Фурье» запускается нажатием на соответствующую кнопку в окне оболочки системы. Для того чтобы загрузить исходные данные, следует нажать на кнопку «Загрузка Исходных Данных» на «Панели Рабочих кнопок», вследствие чего откроется диалоговое окно «Исходные Данные для расчета».

Работу в области обязательных данных следует начать с односторонних разделов «отливка» и «форма». В каждом из них расположены три поля ввода:

- Нач.Т верх, °С – начальная температура в верхней точке, в градусах Цельсия;
- Нач.Т низ, °С – начальная температура в нижней точке, в градусах Цельсия;
- Т среды, °С – температура среды, в градусах Цельсия.

Под Нач.Т понимается температура в момент окончания заполнения полости формы жидким металлом. В нашем случае начальная температура в верхней точке отливки равна 1607 °С, в нижней – 1510 °С, а температура формы была равна температуре окружающей среды – 20 °С.

В разделах «отливка» и «форма» были установлены флажки «Запись файла», означающие, что результаты расчетов соответствующих температурных полей будут сохранены в виде отдельных файлов

Справа от описанных разделов размещается «шаг/конец расчета». Был задан шаг равным 5 с, а конец расчета - температурой солидуса.

Далее был определен ряд файлов, в которых программа нашла необходимые данные для расчета и сохранения результата (Файл результатов, Файл геометрии, Файлов свойств сплава

и формы и Файл теплопередачи). На этом подготовка обязательных исходных данных была завершена.

Поскольку нас интересовала не только тепловая, но и усадочная задача, следовало ввести ряд дополнительных параметров, необходимых для расчета макро- и микропористости. Для ввода данных воспользовались кнопкой «Ввод Данных по Пористости».

Правее расположены флажки «Запись файла Пористости» и «Запись Давления (для МИКРО)», которые позволяют задать или отказаться от записи результатов расчета в виде отдельных файлов.

Ниже расположено поле ввода, в котором была указана величина внешнего давления при формировании отливки в МПа. В нашем примере рассматривалось литье при атмосферном давлении, поэтому в поле ввода было внесено значение 0,1. С помощью кнопки «Файл свойств сплава» через стандартное окно загружался файл с усадочно-фильтрационными свойствами сплава.

В заключение работы с окном «Данные для расчета Пористости» подтверждаем ввод исходных данных нажатием на кнопку «Ввод». Для запуска расчета следует воспользоваться выпадающим списком пункта меню «Расчет». Картинка в рабочем поле претерпит некоторые изменения

На фоне общего охлаждения отливки в процессе затвердевания образуются тепловые узлы (рис.4), в которых возможно образование пористости и усадочных раковин.

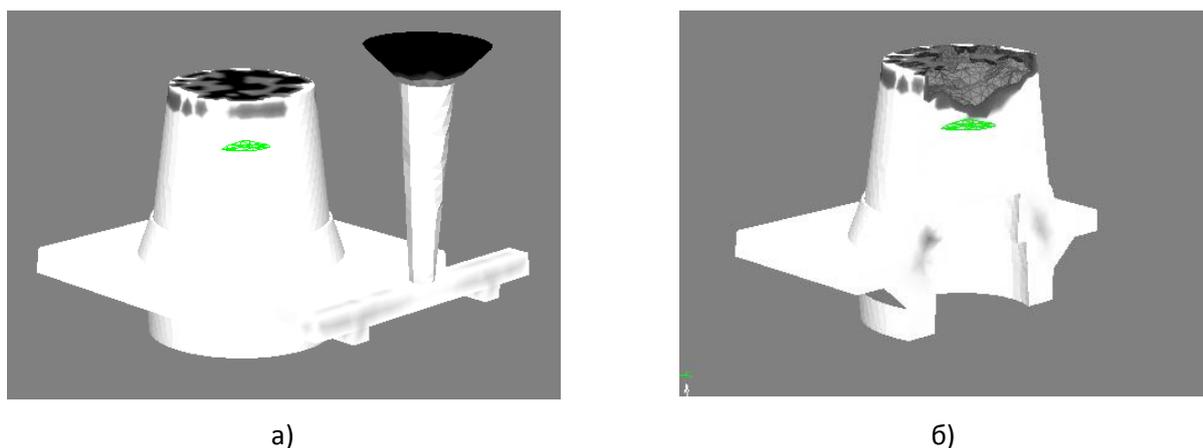


Рисунок 5

Как следует из рисунков 5а, 5б, (окончание расчета) усадка сконцентрирована в прибыли, а в рабочей зоне отливки имеется лишь незначительная пористость, не превышающая 0,5%.

#### РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК ПРИ ЛИТЬЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ФОРМЫ С ПРИМЕНЕНИЕМ СИСТЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Трофимов А.Е. – студент, Кемкин А.А. – студент, Марширов И.В. – к.т.н., доцент  
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

В литейном производстве представляет интерес опыт по внедрению сквозной САЕ-САЕ-САМ технологии для проектирования и изготовления отливки и модельной оснастки. Суть этого подхода заключается в том, что технолог работает с компьютерной моделью отливки – на её основе происходит построение элементов литейной технологии, её анализ, моделирование всех процессов происходящих при заливке и кристаллизации,

проектирование элементов оснастки и, наконец, создание управляющих программ для обработки на станках с ЧПУ.

Это значительно сокращает производственный цикл. А объемные модели также находят применение и на этапах, следующих за производством. С их помощью удобно разрабатывать интерактивную техническую и эксплуатационную документацию, маркетинговые материалы и презентации. Таким образом, на базе объемной модели возможна организация сквозной технологии проектирования, что обуславливает настоящую техническую революцию в работе инженеров. Современные компьютерные системы повышают эффективность проектирования в разы. С их помощью предприятие может создать цифровой прототип изделия и тем самым сократить количество ошибок, уменьшить число физических опытных образцов и затраты на производство, ускорить выпуск изделий на рынок.

В представленной работе приведены результаты процесса разработки литейной технологии для отливки «Водило». Данная отливка изготавливается из алюминиевого сплава АК9ч литьем в кокиль. Для построения геометрической модели отливки использована САД-система SolidWorks. Моделирование литейных процессов выполнялось посредством применения САЕ-системы «LVMFlowCV» (Разработчик – ЗАО НПО МКМ, г. Ижевск).

Система LVMFlowCV удобна и достаточно проста в эксплуатации. Ее интерфейс полностью лежит в рамках стандарта интерфейса Windows. Терминология меню и диалогов привычна и понятна для специалиста, работающего в литейном производстве. Меню системы продублировано панелью инструментов с иконками, довольно точно отражающими суть инструмента и позволяющими сократить число операций при работе с системой.

Применение LVMFlowCV позволяет оптимизировать режимы заливки сплава и затвердевания отливки, а также параметры литниково-питающей системы.

Результаты моделирования можно сохранять автоматически для дальнейшего просмотра и создания архива технологических решений. На каждую отливку заводится «паспорт» в который записываются все параметры каждого моделирования. Результаты расчета функций можно сохранять в 2D и 3D видах.

В LVMFlowCV имеется три расчетных модуля:

- Затвердевание
- Заливка,
- Заливка и Затвердевание

В модуле «Затвердевание» форма изначально считается мгновенно заполненной расплавом и моделируется процесс затвердевания сплава. В основе модели лежит неравновесная теория кристаллизации многокомпонентного сплава.

В модуле «Заливка» моделируется заполнение формы расплавом, которое рассматривается, как течение вязкой жидкости с учетом процессов теплопередачи. Течение описывается уравнениями Навье-Стокса. Для изучения движения в расплаве посторонних (шлаковых) частиц в пакете предусмотрена возможность моделирования движения шарообразных частиц заданного радиуса и плотности. Одновременное моделирование процессов заполнения формы расплавом и его затвердевание осуществляется в модуле «Заливка и Затвердевание».

В каждом отдельном модуле процессы тепломассопереноса описываются замкнутой динамической системой уравнений, основанных на законах сохранения энергии, импульса, массы, уравнений состояния многокомпонентных сплавов, которые решаются на прямоугольной сетке методом Control Volume (CV) с автоматическим выбором шага интегрирования по времени.

Проведение нами нескольких этапов компьютерного моделирования процессов заполнения формы расплавом и его затвердевание в модуле «Заливка и Затвердевание» позволило скорректировать параметры литниково-питающей системы и разработать технологию получения отливки «Водило» без дефектов усадочного происхождения.

Окончательные результаты моделирования представлены на рисунках 1 и 2.

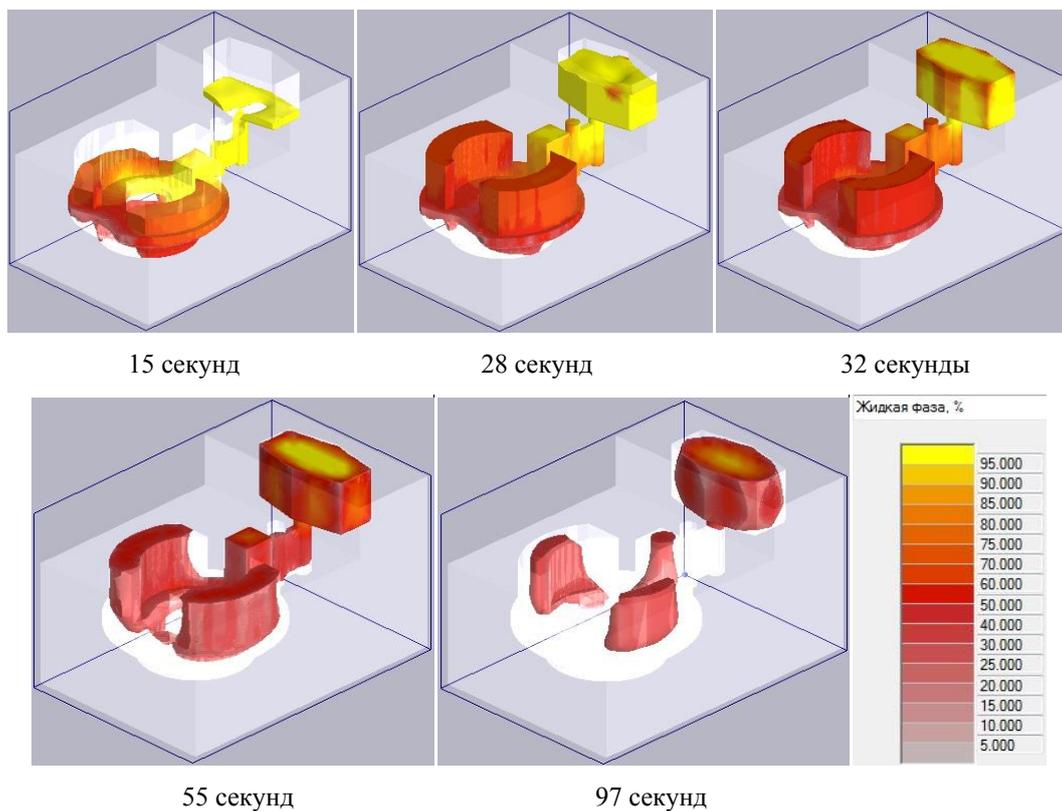


Рисунок 1 – Распределение жидкой фазы

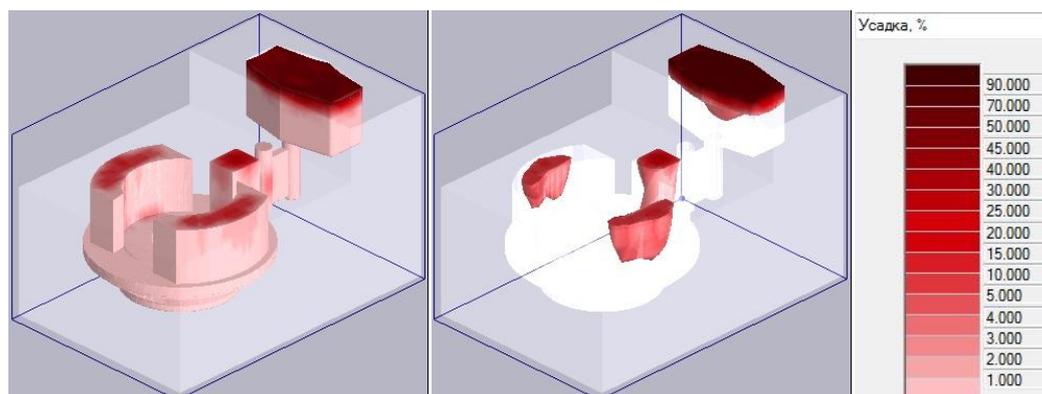


Рисунок 2 – Результат моделирования усадочных процессов

Таким образом, применение СКМ «LVMFlowCV» позволяет еще на стадии проектирования технологического процесса выполнить оптимизацию литниково-питающей системы с целью получения качественных отливок.

#### ИЗМЕНЕНИЕ ПОТРЕБЛЯЕМОЙ МОЩНОСТИ В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ

Шнейдер А.А. – аспирант, Григор А.С. – к.т.н., доцент, Марков В.А. – д.т.н., профессор  
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

В процессе оборота песчано-глинистой смеси (ПГС) происходит структурирование ее зернового состава. Причем количественный рост размера зерна определяется не только основными технологическими параметрами процесса: соотношением смесь / металл; температура заливки; степень уплотнения смеси; рецептура смеси; количество и масса стержней в отливках, но и системой смесеприготовления, то есть ее способностью

стабилизировать рост зерна или способностью возвращать зерновой состав ПГС к размерам зерна песка освежения.

Таким образом, можно сформулировать концепцию процесса селективного перемешивания компонентов ПГС, целью которой является создание в рабочем пространстве смесителя таких условий, при которых крупные фракции зерновой основы подвергаются более интенсивным силовым воздействиям, чем мелкие. В результате селективного воздействия рабочих органов смесителя на компоненты смеси будет обеспечено подвижное равновесие между процессами измельчения и укрупнения зерновой основы ПГС, в пределах, обеспечивающих получение качественных форм и отливок с требуемой чистотой поверхности.

Реализовать данную концепцию селективного перемешивания предлагается в бескатковом центробежном смесителе, принципиальная схема которого представлена на рисунке 1.

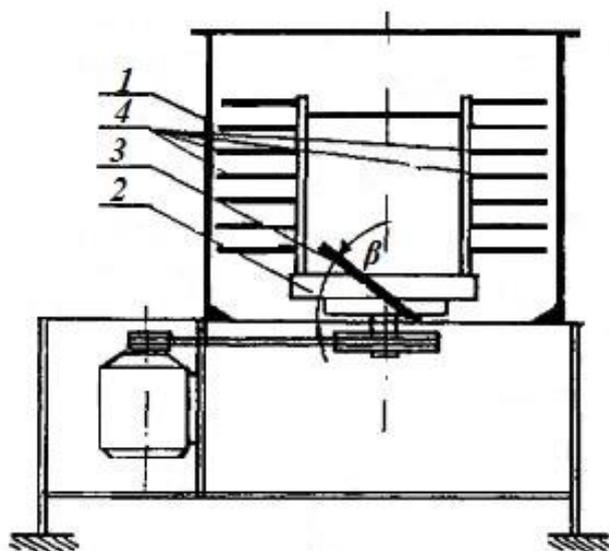


Рисунок 1 – Принципиальная схема смесителя для селективного перемешивания компонентов ПГС: 1 – борт чаши; 2 – ротор; 3 – плужок; 4 – рассекатели

При вращении ротора (2) с определенной угловой скоростью ( $\omega$ ), плужок (3) выбрасывает поток смеси, частицы смеси в зависимости от размера получают разные траектории движения. Частицы с размером  $d_k$  и меньше переходят во взвешенное состояние и попадают в зону действия рассекателей (4), а частицы с размером больше  $d_k$  после фрикционного движения по борту чаши (1) опускаются вниз и попадают в зону действия плужка. Крупные частицы при многократном движении по плужку и борту чаши измельчаются, дезагрегируются, а их поверхности механоактивируются. После дезагрегации частицы переходят во взвешенное состояние и перемешиваются в зоне действия рассекателей [1], [2].

Согласно рабочей гипотезы процесса селективного перемешивания, переход потока смеси во взвешенное состояние должен сопровождаться снижением энергозатрат смесителя. В этой связи, для количественной оценки эффекта перехода потока смеси во взвешенное состояние была принята регистрация потребляемой мощности смесителем в процессе перемешивания.

Изменение потребляемой мощности измерялось непосредственно на электродвигателе привода с помощью самопишущей системы на основе ваттметра. Скорость вращения ротора измерялась на валу привода с помощью тахометра.

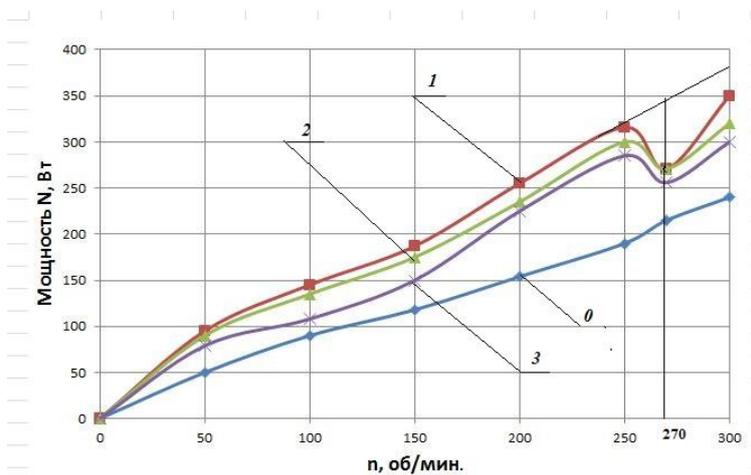


Рисунок 2 – Влияние скорости вращения ротора( $n$ ) и угла атаки плужков на потребляемую мощность ( $N$ ) бескаткового центробежного смесителя: 0 –  $N$  холостой ход; 1 –  $N$  при угле наклона плужков  $\beta=41^\circ$ ; 2 –  $N$  при  $\beta=30^\circ$ ; 3 –  $N$  при  $\beta=45^\circ$ .

Для оценки изменения потребляемой мощности на перемешивание, была предварительно измерена мощность холостого хода смесителя ( $N_{xx}$ ). В исследуемой области скоростей вращения ротора ( $n = 100-300$  об/мин) изменение потребляемой мощности холостого хода (рис. 2,3) носит линейный характер, определяемое зависимостью:

$$N_{xx} = 0.34 \cdot n.$$

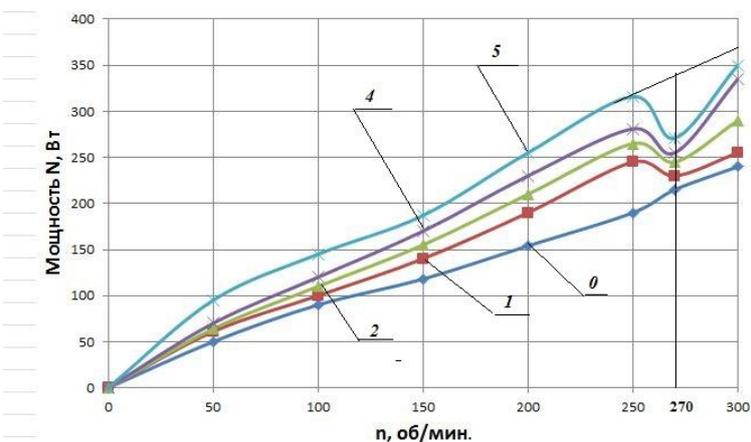


Рисунок 3 – Влияние скорости вращения ротора ( $n$ ) на потребляемую мощность ( $N$ ) электродвигателя бескаткового центробежного смесителя :0 –  $N$  холостой ход; 1 –  $N$  при массе замеса 1 кг; 2 –  $N$  при 2 кг; 3 –  $N$  при 3 кг; 4 –  $N$  при 4 кг.

Анализ результатов исследований (рис.2,3) показывает, что в интервале скоростей от 100 до 225 об/мин потребляемая мощность при перемешивании смеси также имеет практически линейный характер, только с разными углами наклона к оси абсцисс.

На кривых 1; 2; 3, соответствующих углам атаки плужка  $\beta = 41^\circ$ ;  $30^\circ$ ;  $45^\circ$ , в интервале скоростей 265-275 об/мин (рис. 2), наблюдается прогиб в сторону уменьшения энергозатрат ( $\Delta N$ ). Дальнейшее повышение скорости свыше 275 об/мин начинает новый подъем потребляемой мощности.

Из анализа кривых на рисунке 2 видно, что при  $\beta=41^\circ$  наблюдается наибольшее снижение энергозатрат, в зависимости от массы смеси ( $Q$ ) и углов наклона плужков снижение энергозатрат ( $\Delta N_2$ ). На рисунке 3 из анализа графиков следует, что увеличение потребляемой мощности увеличивается с повышением массы смеси.

Таким образом, экспериментально подтверждено качественное изменение характера движения потока смеси при его переходе во взвешенное состояние по снижению энергозатрат.

Снижение энергозатрат свидетельствует об изменении характера движения организованного потока смеси в рабочем пространстве смесителя, а именно, переход частиц смеси во взвешенное состояние.

#### Список литературы:

1 Исследование процесса селективного перемешивания единых песчано-глинистых смесей в центробежном бескатковом смесителе [Текст] /В.А. Красичков // Литейное производство. – 2004. – №1. -С.32-35.

2 Разработка рабочего процесса селективного перемешивания бескаткового центробежного смесителя [Текст] / В.А. Марков, А.А. Шнейдер, А.С. Григор // Ползуновский альманах. – 2014. – №2. -С.112-114

### ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ПЕЧИ ЭМС-5,7-60М

Кондрик В. В., Мазко К. А. – студенты, Левшин Г. Е. – д.т.н., проф.

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

Актуальность и новизна. Предложенные в 2013 г. электромагнитные индукционные плавильные тигельные печи (ЭМ-печи) создают горизонтальный магнитный поток двумя обращенными друг к другу полюсами изогнутого магнитопровода U- или С-образной формы, между которыми расположены тигель и витки электрической катушки (ЭК), охватывающие магнитопровод. При повороте U-образного магнитопровода на  $90^\circ$  он становится С-образным [1, 2]. Методика проектирования и расчета основных электрических, магнитных и тепловых параметров этих печей отсутствует [3-5]. Это относится и к определению необходимой емкости  $C$  конденсаторной батареи (КБ), применяемой обычно для повышения коэффициента мощности  $\cos\varphi$  при индуктивной нагрузке [4, 5].

Постановка задачи и методика. Для получения данных об их работе, необходимых при проектировании и расчете, изготовили экспериментальную ЭМ-печь ЭМС-5,7-60М (рис. 1) с U-образным магнитопроводом и многослойной ЭК из 60 витков многожильного медного

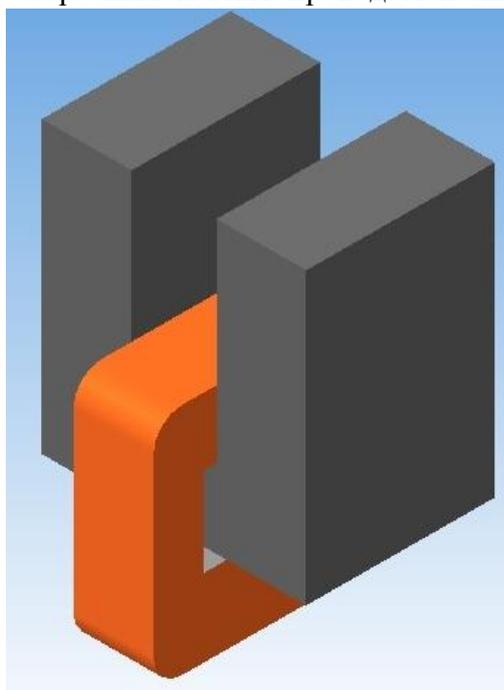


Рисунок 1 – ЭМ-печь

обмоточного провода в эмалевой изоляции общей площадью сечения  $30,5 \text{ мм}^2$ . ЭК длиной  $l_{\text{ЭК}}=8,5 \text{ см}$  намотана вручную на диэлектрический каркас. Площадь сечения  $S_{\text{ЭК}}$  окна ЭК  $280 \text{ см}^2$ , а рабочий объем  $V_p$  межполюсного пространства печи  $5,7 \text{ дм}^3$ .

Для изучения влияния емкости  $C$  промышленных конденсаторов на параметры ЭМ-печи их банки объединяли в батарею (КБ) и подключали параллельно ЭК. Ее электрическую емкость  $C$  повышали увеличением числа банок конденсаторов. ЭМ-печь питали переменным током ( $f=50 \text{ Гц}$ ) от сети напряжением  $U_{\text{ЭК}}=380 \text{ В}$ . Измеряли активное сопротивление ЭК  $R_a$ , токи общий  $I_{\text{общ}}$ , ЭК  $I_{\text{ЭК}}$  и конденсаторной батареи  $I_{\text{КБ}}$ . При  $C=0$   $I_{\text{общ}}=I_{\text{ЭК}}$ .

По результатам измерений без КБ вычисляли и другие параметры: магнитодвижущую силу (МДС) ЭК  $I_{\text{ЭК}}w$ , плотность тока  $j$ , полную  $S$ , активную  $P$  и индуктивную  $Q_L$  мощности, полное  $z$ , активное  $R_a$  (проверочно) и индуктивное  $X_L$  сопротивления, коэффициент мощности  $\cos\varphi$ , индуктивность  $L_{\text{ЭМ}}$  ЭМ-печи, активный  $I_a$  и индуктивный  $I_L$  токи, активное  $U_a$

и индуктивное  $U_L$  напряжения, напряженность поля  $H_{ц}$  в центре ЭК по известным формулам [4]:  $S=U_{ЭК}I_{ЭК}$ ;  $j=I_{ЭК}/S_{пр}$ ;  $z=U_{ЭК}/I_{ЭК}$ ;  $R_a=\rho L_{пр}/S_{пр}$ ;  $X_L=\sqrt{z^2-R^2}$ ;  $\cos\varphi=R_a/z$ ;  $\sin\varphi=X_L/z$ ;  $P=S \cos\varphi$ ;  $Q_L=S \sin\varphi$ ;  $L_{эм}=X_L/2\pi f$ ;  $I_a=I_{ЭК}\cos\varphi$ ;  $I_L=I_{ЭК}\sin\varphi$ ;  $U_a=U_{ЭК}\cos\varphi$ ;  $U_L=U_{ЭК}\sin\varphi$ ,  $H_{ц}=I_{ЭК}w/l_{ЭК}$ . Кроме того, рассчитывали предложенные нами критерии энергоёмкости: магнитной  $K_M=I_{ЭК}w/V_p$  и электрической  $K_э=S_{ЭК}/V_p$ .

Результаты. Получили расчетом (без КБ) значения следующих основных параметров:  $r=0,039$  Ом,  $z=2,734$  Ом,  $\cos\varphi=0,01426$ ,  $\sin\varphi=0,99989$ ,  $X_L=2,7337$  Ом,  $I_a=1,982$  А,  $I_L=138,986$  А,  $L_{эм}=0,008707$  Гн,  $P=753,5$  Вт. Другие важные данные помещены в таблице 1 и на графиках зависимости токов  $I_{общ}$ ,  $I_{ЭК}$  и  $I_{кб}$  от емкости КБ (рис. 2). Графики аппроксимировали уравнениями квадратичной функции:  $I_{ЭК} = -0,0000000006C^2 + 0,0194C + 139,35$  (с достоверностью  $R^2 = 0,8192$ ) и  $I_{общ} = -0,0000005C^2 - 0,1536C + 138,98$  ( $R^2 = 0,9956$ ) и линейной  $I_{кб} = 0,1105C + 2,191$  ( $R^2 = 0,9398$ ).

Таблица 1 – Параметры печи ЭМС-5,7-60М при 380 В с разной емкостью КБ

Параметр	без КБ	с КБ			
		55,8	48	39,5	46
$I_{общ}$ , А	139	55,8	48	39,5	46
$I_{ЭК}$ , А	139	150,1	149	155	152
$I_{кб}$ , А	-	100,5	103	147	152
$I_{ЭК}w$ , А	8340	9000	8940	9300	9120
$I_{ЭК}w/V_p$ , А/дм <sup>3</sup>	1463,16	1579	1568,4	1631,6	1600
$H_{ц}$ , А/см	981,2	1059	1052	1094	1073
$L_{эм}$ , Гн	0,008707	0,00807	0,00812	0,00781	0,00796
$S_{пит}$ , кВА	52,82	21,2	18,24	15	17,48
$S_{ЭК}$ , кВА	52,82	57	56,6	58,9	57,76
$S_{ЭК}/V_p$ , кВА/дм <sup>3</sup>	9,267	10	9,93	10,3	10,13
$\cos\varphi$	0,01426	0,0457	0,330	-0,308	-0,0734
$tg\varphi$	70,127	21,895	2,867	-3,093	-13,57
$C$ , мкФ	-	801	1117	1216	1390

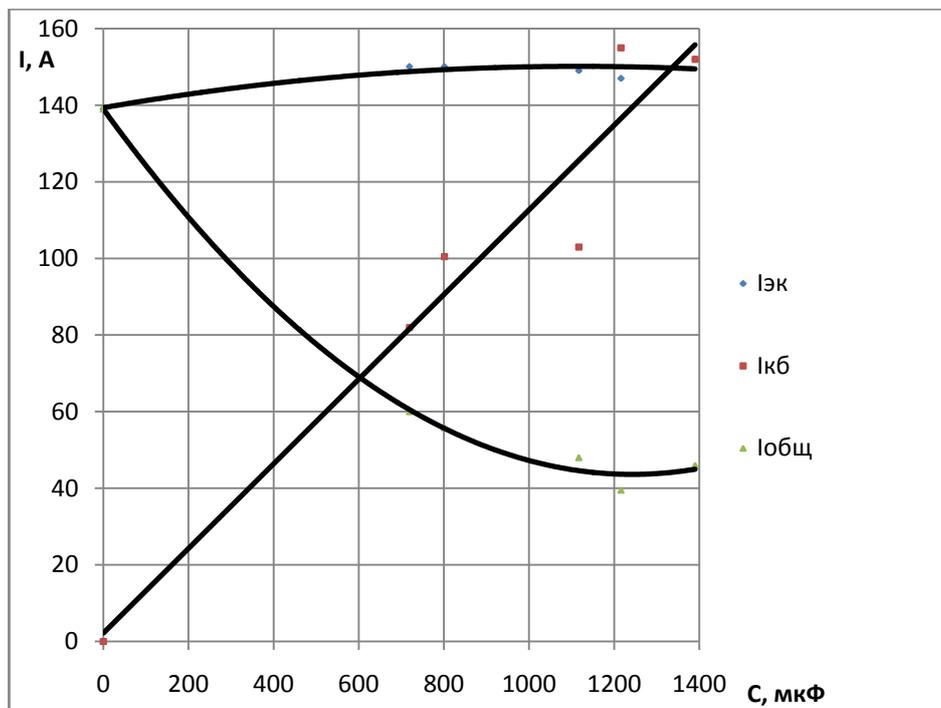


Рисунок 2 – Зависимости токов  $I_{ЭК}$ ,  $I_{общ}$  и  $I_{кб}$  от номинальной ёмкости  $C$  КБ

**Обсуждение.** Их анализ показывает увеличение значительное тока  $I_{кб}$  (с 0 до 152 А) и  $\cos\varphi$  (с 0,01426 до 0,330), заметное тока  $I_{эк}$  (со 139 до 155 А) и весьма существенное уменьшение тока  $I_{общ}$  (в 3,5 раза) и связанной с ним потребляемой из сети мощности  $S_{пит}$ . Другие параметры изменяются менее заметно. Из таблицы, графика  $I_{общ}=f(C)$  и уравнения аппроксимации можно видеть, что минимальное значение тока  $I_{общ}$  наблюдается при емкости  $C$  около 1200 мкФ. Равенство токов  $I_{эк}$  и  $I_{кб}$  наблюдается при пересечении их графиков, соответствующем величине емкости около 1310 мкФ.

В опытах использовали старые конденсаторные банки, фактическая емкость которых отличается от номинальной, указанной в таблице и рисунке. Поэтому для уточнения величины фактической емкости находили тангенс угла  $\varphi_{кб}$  при  $C=801, 1117, 1216$  и  $1390$  мкФ по формуле  $tg\varphi_{кб}=tg\varphi - \frac{C \cdot 314 \cdot U_{общ}^2}{P}$ . [4]. По рассчитанным значениям  $tg\varphi_{кб}$  определяли  $\cos\varphi$ . Из табл. 1 можно видеть, что  $tg\varphi$  уменьшает, а  $\cos\varphi$  увеличивает свое значение с повышением емкости и при емкости  $C$  более 1117 мкФ они меняют знак. Уменьшение  $tg\varphi$  описывается линейным уравнением  $tg\varphi = -0,0602C + 70,084$ . Граничным условием для смены знака является  $\cos\varphi=1$ .

Для повышения  $\cos\varphi$  с 0,01426 до 1,0 необходимую максимальную ёмкость  $C$  КБ оценили из условия резонанса токов, когда  $X_L = X_C = 2,7337$  Ома; а  $X_C = \frac{1}{2\pi f C}$ . [4]. Это позволяет приближенно определить  $C = \frac{1}{2\pi f X_C} = 1163,2$  мкФ. Особо отметим, при  $\cos\varphi=1$  активная мощность  $P$  равна полной мощности  $S$ .

Для повышения же  $\cos\varphi$  до минимального рекомендуемого значения 0,9 ( $\varphi=25^\circ 42'$  и  $tg\varphi_{кб}$  0,4813) необходима емкость [4]  $C = \frac{P}{314 U_{общ}^2} \cdot (tg\varphi - tg\varphi_{кб}) = 1156,5$  мкФ.

#### Выводы.

1. Несмотря на использование старых банок конденсаторов большой емкости удалось уменьшить величину тока питания  $I_{общ}$  до 39,5 А и потребляемой из сети мощности  $S_{пит}$  до 15 кВА при токе в ЭК 155 А и мощности 58,9 кВА. Это позволило расплавить в этой печи силумин и латунь.

2. Для еще большего снижения величины тока питания  $I_{общ}$  и потребляемой из сети мощности  $S_{пит}$  и обеспечения рекомендуемого  $\cos\varphi=0,9 - 1,0$  необходимо более тщательно подбирать емкость КБ в пределах 1156,5 – 1163,2 мкФ.

3. Расчетная емкость КБ 1163,2 мкФ при  $\cos\varphi=1$  ненамного меньше определенной экспериментально 1200 мкФ, что позволяет использовать эту формулу при проектировании новых печей.

#### Список литературы

1. Пат. 2539490 РФ, МПК F27B14/06. Электромагнитная индукционная тигельная плавильная печь с U-образным магнитопроводом и горизонтальным магнитным потоком [Текст] / Левшин Г. Е., Попов Н. А. Патентообладатель АлтГТУ. – 2013111013/02; заявл. 12.03.2013; опубл. 20.01.2015.

2. Пат. 2536311 РФ, МПК F27B14/06. Электромагнитная тигельная плавильная печь с S-образным магнитопроводом и горизонтальным магнитным потоком [Текст] / Левшин Г. Е., Сергеев С. Ю. Патентообладатель АлтГТУ. – 2013111013/02; заявл. 12.03.2013; опубл. 20.12.2014.

3. Левшин Г. Е., Кульдяйкин Д. С., Левагин А. В. Развитие индукционной тигельной плавки в печах промышленной частоты. /Актуальные проблемы в машиностроении. Матер. 1 международн. научно-практич. конф. – Новосибирск, 2014. – С. 33-32.

4. Иванов И. И., Соловьев Г.И., Фролов В. Я. Электротехника и основы электроники: Учебник. – Спб.: «Лань», 2012. – 736 с.

5. Индукционные тигельные печи: Учебное пособие /Л. И. Иванова, Л. С. Грובה, Б. А. Сокунов, С. Ф. Сарапулов. – Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2002. – 87 с.

## РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ПЕЧИ ЭМС-5,7-60М

Кондрик В. В., Мазко К. А. – студенты, Левшин Г. Е. – д.т.н., проф.

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

В 2013 г. предложены индукционные плавильные тигельные электромагнитные печи (ЭМ-печи), создающие горизонтальный магнитный поток. Они имеют изогнутый магнитопровод U- или С-образной формы с двумя обращенными друг к другу полюсами, между которыми расположены тигель и витки электрической катушки (ЭК), охватывающие магнитопровод. При повороте U-образного магнитопровода на  $90^\circ$  он становится С-образным [1, 2]. Методика проектирования и расчета основных электрических, магнитных и тепловых параметров этих печей отсутствует [3-5]. Поэтому была изготовлена экспериментальная печь ЭМС-5,7-60М, в которой расплавлены силумин и латунь, и измерены ряд параметров, которые позволили разработать методику расчета и других параметров. В одном из опытов параллельно ЭК печи подключали конденсаторную батарею (КБ).

**Исходные данные.** 1. Число витков ЭК  $w=60$ , сечение медной жилы витка ЭК  $S_{ж}=30,326 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$ , длина  $l_{ж}=67 \text{ м}$ ; удельное сопротивление меди  $\rho=0,0178 \cdot 10^{-6} \text{ Ом}\cdot\text{м}$ , активное сопротивление жилы  $r_{ж}=0,039 \text{ Ома}$ , площадь сечения окна ЭК  $S_{ок} = 0,0327 \text{ м}^2$ , а ее длина  $l_{ЭК}=0,085 \text{ м}$

2. Напряжение питания  $U_{общ}=380 \text{ В}$  и токи  $I_{общ}=I_{ЭК}=139 \text{ А}$  (без КБ).

4. При номинальной емкости КБ  $C_{кб}=1390 \text{ мкФ}$  и  $U_{общ}=380 \text{ В}$  достигнуты примерное равенство токов ЭК и КБ  $I_{ЭК} \approx I_{кб} \approx 152 \text{ А}$ , плотность тока  $j=5 \text{ А/мм}^2$ , уменьшение  $I_{общ}$  до  $46 \text{ А}$ .

**Расчет проводили по формулам [4, 5].**

1. Полное сопротивление ЭМ-печи  $z=U_{общ}/I_{общ}=380/139=2,734 \text{ Ома}$ .

2. Коэффициент мощности  $\cos\varphi=r/z=0,039/2,734=0,0142$ , а угол  $\varphi=89^\circ 11'$ .

3. Активный ток  $I_a=I_{общ} \cdot \cos\varphi=139 \cdot 0,01426=1,982 \text{ А}$ .

4. Индуктивное сопротивление ЭМ-печи  $X_L=\sqrt{z^2 - r^2}=\sqrt{2,734^2 - 0,039^2}=2,7337 \text{ Ома}$ .

5.  $\sin\varphi=X_L/z=2,7337/2,734=0,99989$ , а по таблицам Брадиса –  $0,9999$ .

$\text{tg}\varphi=X_L/r=2,7337/0,039=70,077$ , а по таблицам Брадиса –  $70,1533$ .

6. Индуктивный ток  $I_L=I_{общ} \cdot \sin\varphi=139 \cdot 0,9999=138,986 \text{ А}$ .

7. Полная мощность  $S=U_{общ} \cdot I_{общ}=380 \times 139=52820 \text{ ВА}=52,82 \text{ кВА}$ .

Активная мощность  $P=S \cdot \cos\varphi=52,82 \times 0,01426=0,753 \text{ кВт}$  или проверочно  $P=I_{общ}^2 \cdot r=139^2 \cdot 0,039=19321 \cdot 0,039=753,5 \text{ Вт}$ .

8. Расход энергии на нагрев ЭК  $Q_T=P \cdot t=0,753 \text{ кВт} \cdot 1 \text{ ч}=0,753 \text{ кВт}\cdot\text{ч}$  или проверочно  $Q_T=I^2 \cdot r \cdot t=139^2 \cdot 0,039 \cdot 1=262,4 \cdot 1=0,753 \text{ кВт}\cdot\text{ч}$ .

9. Тепло, выделяемое ЭК,  $Q_T=P \cdot t=264 \cdot 3600 \text{ с}=950,4 \text{ кДж}$  или  $4,186 \cdot 950,4=227 \text{ ккал}$ .

10. Магнитодвижущая сила (МДС) ЭК (с КБ)  $I_{ЭК}w=152 \times 60=9120 \text{ А}$ .

11. Напряженность магнитного поля в центре ЭК  $H_{ц}=I_{ЭК}w/l_{ЭК}=9120/0,085=1073 \text{ А/см}$ .

10. Индуктивность ЭМ-печи:  $L_{эм}=U_{общ}/314 I_{общ}=2,734/314=0,008707 \text{ Гн}$ .

Индуктивность же ее ЭК

$$L_{ЭК} = \frac{\mu_0 \mu_i w^2 S}{l_{ЭК}} = \frac{12,57 \cdot 10^{-7} \mu_i \cdot 60^2 \cdot 0,0327}{0,085} = 45252 \cdot 10^{-7} \times 0,3847 = 0,00174087 \mu_i \text{ Гн}$$

Из равенства  $L_{эм} = \mu_i L_{ЭК}$  можно оценить магнитную проницаемость материала магнитопровода  $\mu_i=0,008707/0,00174087=5$ .

11. Для получения угла сдвига фаз требуемой величины при  $\varphi \rightarrow 0$  емкостная ветвь должна иметь ток емкостной  $I_c = I_{кб}$ , равный разности реактивных составляющих токов потребителя до компенсации угла сдвига фаз  $I_{рп}$  и после компенсации угла сдвига фаз  $I_p$  путем подсоединения параллельно потребителю (ЭК) КБ необходимой емкости  $C_{кб}$ :  $I_c = I_{рп} - I_p$ . Из векторной диаграммы эти токи можно определить через активную составляющую тока потребителя  $I_a$ :  $I_{рп}=I_a \text{tg}\varphi$  и  $I_p=I_a \text{tg}\varphi_{кб}$ .

Тогда  $I_c = I_a(\text{tg}\varphi - \text{tg}\varphi_{кб})=1,982(70,127 - 0,3286)=1,982 \times 69,798=138,34 \text{ А}$ .

Здесь тангенсы углов  $tg\varphi$  и  $tg\varphi_{кб}$  до и после подключения КБ находили при значениях  $\cos\varphi=0,01426$  и  $\cos\varphi_{кб}=0,95$  по таблицам Брадиса – 70,153 и 0,3286, соответственно.

12. Необходимую максимальную ёмкость  $C_{кб}$  для повышения  $\cos\varphi$  с 0,01426 до 1,0 определили из условия резонанса токов, когда  $X_L = X_C = 2,7337$  Ома; а  $X_C = \frac{1}{2\pi f C}$ . Это позволяет определить  $C = \frac{1}{2\pi f X_C} = \frac{1}{314 \cdot 2,7337} = 0,00318/2,7337 = 1163,2$  мкФ. Особо отметим, при  $\cos\varphi_{кб}=1$  активная мощность  $P$  равна полной мощности  $S$ .

13. Необходимую же ёмкость  $C_{кб}$  для повышения  $\cos\varphi$  с 0,01426 до рекомендуемого значения 0,95, когда угол  $\varphi_{кб}=18^\circ 11'$ , определили по формуле:

$$C_{кб} = P(tg\varphi - tg\varphi_{кб}) / 314U^2 = 753(70,127 - 0,3286) / 314 \times 380^2 = 1159,1 \text{ мкФ.}$$

Это заметно меньше общей номинальной емкости  $C=1390$  мкФ использованной в опыте батареи из трех старых промышленных конденсаторов.

Представляет научный и практический интерес оценка эффективности этой батареи с повышенной номинальной емкостью (по сравнению с определенной расчетом).

1. Сначала найдем тангенс угла  $\varphi_{кб}$  при  $C=1390$  мкФ

$$tg\varphi_{кб} = tg\varphi - \frac{C \cdot 314 \cdot U_{общ}^2}{P} = 70,127 - (0,001390 \times 314 \times 380^2) / 753 = -13,57.$$

2. При таком значении  $tg\varphi_{кб} = -13,57$  угол  $\varphi_{кб} \approx -85^\circ 47'$  (по таблицам Брадиса), а  $\cos\varphi_{кб} \approx -0,0735$ . Увеличение  $\cos\varphi$   $0,0735/0,01426 = 5,15$  раз, что очень мало!

3. Для повышения  $\cos\varphi_{кб}$  хотя бы до 0,9 (когда угол  $\varphi_{кб} = 25^\circ 42'$ ) и  $tg\varphi_{кб}$  до 0,4663, необходима емкость  $C = \frac{P}{314U_{общ}^2} \cdot (tg\varphi - tg\varphi_{кб}) = \frac{753}{314 \cdot 380^2} (70,127 - 0,4663) = 1156,3$  мкФ.

4. При емкости  $C \approx 1390$  мкФ активный ток  $I_a = I_{общ} \cdot \cos\varphi = 139 \times (-0,0735) = -10,22$  А, а активная мощность  $P = S \cos\varphi = 52,82 \times (-0,0735) = -3,882$  кВт.

5. При емкости же  $C = 1126,5$  мкФ и  $\cos\varphi = 0,9$  активный ток  $I_a = I_{общ} \cdot \cos\varphi = 139 \times 0,9 = 125,1$  А, а активная мощность  $P = S \cos\varphi = 52,82 \times 0,9 = 47,54$  кВт.

6. Для резонанса токов должны быть равны индуктивные и емкостные проводимости (сопротивления) [4]:  $b_L = 1/2\pi f L$ ,  $b_C = 2\pi f C$ , т. е.  $b_L = b_C$ , а частота  $f = f_p$ . Круговую резонансную частоту можно посчитать по формуле

$$\omega_p = \sqrt{\frac{1}{LC}} \cdot \sqrt{\frac{L/C - r_{эк}^2}{L/C - r_{каб}^2}} = \sqrt{\frac{1}{0,0011632 \times 0,008707}} \cdot \sqrt{\frac{0,008707}{0,0011632} - 0,0392} = 314,18556.$$

Откуда  $f_p = \omega_p / 2\pi = 314,18556 / 6,28 = 50,02955$  Гц.

Здесь  $r_{каб}$  - активное сопротивление медных подводящих кабелей от КБ к печи длиной 2 м.

#### Список литературы

1. Пат. 2539490 РФ, МПК F27B14/06. Электромагнитная индукционная тигельная плавильная печь с U-образным магнитопроводом и горизонтальным магнитным потоком [Текст] / Левшин Г. Е., Попов Н. А. Патентообладатель АлтГТУ. – 2013111013/02; заявл. 12.03.2013; опубл. 20.01.2015.

2. Пат. 2536311 РФ, МПК F27B14/06. Электромагнитная тигельная плавильная печь с S-образным магнитопроводом и горизонтальным магнитным потоком [Текст] / Левшин Г. Е., Сергеев С. Ю. Патентообладатель АлтГТУ. – 2013111013/02; заявл. 12.03.2013; опубл. 20.12.2014.

3. Левшин Г. Е., Кульдяйкин Д. С., Левагин А. В. Развитие индукционной тигельной плавки в печах промышленной частоты. /Актуальные проблемы в машиностроении. Матер. 1 международн. научно-практич. конф. – Новосибирск, 2014. – С. 33-32.

4. Иванов И. И., Соловьев Г.И., Фролов В. Я. Электротехника и основы электроники: Учебник. – Спб.: «Лань», 2012. – 736 с.

5. Индукционные тигельные печи: Учебное пособие /Л. И. Иванова, Л. С. Грובה, Б. А. Сокунов, С. Ф. Сарапулов. – Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2002. – 87 с.

## ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ И КОНСТРУКЦИИ КАСКАДНОГО БАРАБАННОГО СМЕСИТЕЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО ДЕЙСТВИЯ ДЛЯ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Шнейдер А.А. – аспирант, Григор А. С – к.т.н., доцент, Марков В. А. – д.т.н., профессор  
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

На сегодняшний день существует большое количество конструктивно разнообразных смесителей для приготовления формовочных смесей. Наиболее широкое распространение в литейных цехах получил катковый смеситель системы Симпсона, представляющий собой нормальный смешивающий бегуны периодического действия, содержащий горизонтальный корпус, выполненный в виде неподвижной чаши с центральным вертикальным валом, связанным с приводом.

Недостатком смесителя является низкая эффективность перемешивания вследствие низкой степени механоактивации и дезагрегации оборотной смеси, так как организованный поток смеси перемещается рабочими органами в горизонтальной плоскости, при этом сила веса смеси остается пассивной и на ее преодоление требуются значительные энергозатраты. Кроме того, продолжительность смешивания одного замеса в нормальных смешивающих бегунах, включая время загрузки дозаторами и разгрузки замеса, достаточно велика и составляет для единой формовочной смеси 3...5 минут.

Для повышения эффективности перемешивания вследствие обеспечения результативной дезагрегации и механоактивации компонентов оборотной смеси в процессе приготовления высокопрочных формовочных смесей и достижения требуемой технологической готовности формовочной смеси предлагается использовать каскадный барабанный смеситель непрерывного действия.

Каскадный барабанный смеситель непрерывного действия содержит: горизонтальный цилиндрический вращающийся на опорных катках, связанных с приводом, корпус, внутри которого размещены рабочие органы, цилиндрический корпус выполнен в виде двух секций с самостоятельными приводами имеющих возможность вращения с разными угловыми скоростями и установленных соосно на единой раме. Первая секция выполнена меньшим диаметром с разгрузочными отверстиями, входящими во вторую секцию. Рабочие органы, установленные в первой секции, выполнены в виде несвязанных стержней-катков, а рабочие органы, установленные во второй секции, выполнены в виде ряда катков-плужков, шарнирно закрепленных с помощью рычагов на горизонтальной оси.

Повышение эффективности перемешивания объясняется разделением корпуса смесителя на две секции, оборудованные отдельными приводами, с разными рабочими органами. В первой секции обеспечивается дезагрегация и механоактивация компонентов оборотной смеси за счет движения потока смеси в вертикальной плоскости в связи, с чем сила веса смеси становится активной силой процесса смесеприготовления и более тесного контакта зерен смеси и рабочих органов смесителя, а во второй секции осуществляется основной процесс смесеприготовления для достижения требуемой технологической готовности формовочной смеси.

После одновременного включения электродвигателей и производится подача сухих компонентов вибрлотком в первую секцию смесителя. Сухие компоненты смеси попадают в секцию 1 и перемешиваются между движущимися стержнями-катками, где происходит их интенсивное перетирание и перемешивание за счет большого объема смеси, одновременно находящегося под действием стержней-катков. При этом в процессе перетирания элементарного объема смеси участвуют три поверхности, а именно поверхности двух рядом расположенных стержней-катков и внутренняя поверхность секции 1, что обеспечивает эффективную дезагрегацию и механоактивацию компонентов оборотной смеси.

Объемы смеси, попадающие в зону действия стержней-катков, в которой расположены разгрузочные отверстия, под действием центробежной силы и давления стержней-катков

пересыпаются через разгрузочные отверстия небольшими порциями, размеры которых зависят от ширины разгрузочного отверстия и диаметра стержня-катка.

При выходе из вращающейся секции 1 компоненты смеси попадают в рабочее пространство вращающейся секции 2 и соответственно в зону действия катков. Одновременно по трубопроводу подаются жидкие компоненты, и в зоне действия катков, где происходит формирование сдвиговых деформаций в слое смеси перед катком и сжатие слоя смеси под катком. Далее слой смеси под катком срезается плужками. Срезанный слой смеси под действием собственного веса движется вниз и в пространстве между смежными катками и за счет вращения корпуса секции 2 вновь попадает под катки. В процессе работы возможно увеличение слоя смеси под катком (попадание кусочков стержней, сплески и т.п.), каток имеет возможность увеличивать зазор относительно внутренней поверхности секции 2 за счет шарнирного крепления. В процессе работы возможно переуплотнение смеси под катком, в результате чего увеличивается нагрузка на плужок, который может переместиться под действием слоя смеси. При перемещении плужка и кронштейна за счет тяги, каток также перемещается с увеличением зазора между внутренней поверхностью секции 2 и катком, что приводит к снижению давления на смесь и устраняет ее переуплотнение. Готовая смесь через разгрузочные отверстия выводится из смесителя и через разгрузочное устройство направляется для дальнейшего использования.

#### ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПАУНДА НА ОСНОВЕ БЕНТОНИТА И НАНОДИСПЕРСНОГО ПИРОУГЛЕРОДА

Григор А.С. – к.т.н., доцент, Ковылин С.Ю. – директор ОП ООО «Полимет»\*,

Сорокина А.С. – студентка, Марков В.А., д.т.н. профессор

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

\* ОП ООО «Полимет» (г. Тольятти, г. Барнаул)

Комплексный формовочный материал позволяет поучить единую или облицовочную формовочную смесь со стабильными физико-механическими свойствами, удовлетворяющими нормам производства мелких отливок из чугуна (показатели испытаний смотреть ниже). Кроме того, компаунд дает хороший противопригарный эффект за счет входящего в его состав нанодисперсного пироуглерода, имеющего высокий выход (около 100 %) так называемого «блестящего углерода». Данный компаунд значительно дешевле известно комплексной противопригарно-противоужименной добавки БЛЕСКОЛ-П и имеет свои экономические, производственные и экологические конкурентные преимущества.

Предлагаемый компаунд для приготовления песчано-глинистых смесей состоит из следующих компонентов:

1. Хакасский бентонит прочносвязующий, с высокой термохимической устойчивостью, активированный кальцинированной содой марки П<sub>1</sub>Т<sub>1</sub>А по ГОСТ 28177-89. Технические свойства бентонита приведены в таблице 1.

В химический состав Хакасского бентонита входят следующие компоненты: SiO<sub>2</sub> – 58,35...65,69 %; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 17,07...18,86 %; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 2,26...5,44 %; FeO – 0,87...4,85 %; CaO – 1,55...3,3 %; MgO – 2,43...3,38 %; Na<sub>2</sub>O – 0,91...1,36 %; K<sub>2</sub>O – 0,97...1,94 %; TiO<sub>2</sub> – 0,57...0,87 %; P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> – 0,08...0,16 %; SO<sub>3</sub> – 0,02...0,10 %; прочие полиминеральные примеси – 5,8...8,14 %.

2. Технический углерод (нанодисперсный пироуглерод, НДПУ) марок П 324 ГОСТ 7885-86 и N330 ASTM D1765.

Таблица 1 – Технические свойства бентонита марки П<sub>1</sub>Т<sub>1</sub>А

№	Показатель	Результаты испытаний
1	Предел прочности при сжатии, МПа	0,096...0,115
2	Предел прочности при разрыве в зоне конденсации, МПа	0,0028...0,0038
3	Термическая устойчивость, ед.	0,82...0,93
4	Ситовой анализ: остаток на сите № 04 К остаток на сите № 016 К	0,1...0,3 2,0...2,4
5	Массовая доля влаги, %	7...10
6	Водопоглощение	7,8...8,2
7	Коллоидальность, %	88...98
8	Концентрация обменных катионов, (мг-экв)/100 сухой глины	66,3

Нанодисперсный пироуглерод марок П 324 и N 330 – печной, активный, получается при термоокислительном разложении жидкого углеводородного сырья, с высоким показателем дисперсности и средним показателем структурности. Технические свойства пироуглерода марок П 324 и N 330 приведены в таблице 2. В элементарный состав пироуглерода П 324 и N 330 входят: углерод – 97,5...98,5 %, водород – 0,3 %, кислород – 0,6...1,1 %, сера – 0,6...1,1 %.

Таблица 2 – Технические свойства нанодисперсного пироуглерода марок П 324 и N 330

№	Показатель	Результаты испытаний	
		П 324	N 330
1	Удельная геометрическая поверхность, м <sup>2</sup> /г	75...82	76...88
2	Йодное число, г/кг	84	82
3	Средний диаметр частиц, нм	36...42	28...36
4	рН водной суспензии	7...9	7...8
5	Зольность, %, не более	0,45	0,5
6	Абсорбция масла, ·10 <sup>-5</sup> м <sup>3</sup> /кг	100	102
7	Насыпная плотность, кг/м <sup>3</sup>	340	380

Компаунд готовят методом совместной механоактивации компонентов в центробежно-планетарной мельнице при равном соотношении мелящих тел и активируемого материала. Экспериментально установлено, что оптимальным временем механоактивации следует принять время около 150 секунд при динамической перегрузке 30g.

Формовочные смеси, приготовленные с добавками компаунда, подвергали испытаниям на прочность на сжатие в сыром состоянии, газотворность, газопроницаемость по стандартным методикам. Также с помощью специальных технологических проб и установок определяли вероятность образования пригара на отливках из чугуна.

Испытания показали, что формовочные смеси обладают свойствами удовлетворяющими нормам производства отливок из чугуна:

1. газотворность формовочной смеси составляет 4,45...7,15 см<sup>3</sup>/г;
2. газопроницаемость формовочной смеси составляет 157...293 ед;
3. прочность на сжатие в сыром состоянии 0,90...0,95 МПа · 10<sup>-1</sup>
4. Удельная работа по удалению пригара 0...8,7 КДж/м<sup>2</sup>

Для сравнения результатов эксперимента параллельно проводили аналогичные испытания формовочной смеси приготовленной с известной комплексной противопригарно-

противоужиминной добавкой «БЛЕСКОЛ-П» ТУ 032224-004-55083680-03. Технические свойства добавки «БЛЕСКОЛ-П» приведены в таблице 3.

Таблица 3. – Технические свойства комплексной противопопригарно-противоужиминная добавки «БЛЕСКОЛ-П»

№	Показатель	Результаты испытаний
1	Выход блестящего углерода, %	13,0...15,0
2	Влажность, масс. %	не более 5,5
3	Летучие, %	35...45
4	Сера, не более, %	0,6
5	Средний размер зерна, мм	0,15...0,18

Испытания показали:

1. газотворность формовочной смеси составляет 8,65...11,05 см<sup>3</sup>/г;
2. газопроницаемость формовочной смеси составляет 173...285 ед;
3. прочность на сжатие в сыром состоянии 0,83...0,88 МПа·10<sup>-1</sup>
4. Удельная работа по удалению пригара 0...11.2 КДж/м<sup>2</sup>

При испытании смесей с БЛЕСКОЛом-П на газотворность наблюдалось обильное выделение дым. Это обусловлено сгоранием угля, который составляет основу БЛЕСКОЛа-П.

Применение компаунда в составе формовочной песчано-глинистой смеси позволяет получить на поверхности зерна смеси плотную термостойкую адгезивную оболочку, которая мешает непосредственному контакту зерна и расплавленного металла, что позволяет использовать в качестве зерновой основы более дешевый речной песок.

Цена компаунда по материалам, электроэнергии составляет 10500 рублей за тонну.

Расход компаунда на тонну годного литья 21,5 килограмм. В то время как расход БЛЕСКОЛа-П составляет 20 кг на тонну годного литья, но применение БЛЕСКОЛа-П требует постоянного добавления бентонита на освежение.

При использовании традиционного молотого угля в качестве антипригарной добавки затраты формовочных материалов на тонну годного литья составят 1455,7 рублей без учета удаления пригара. При использовании компаунда 774 рублей на тонну годного литья. Применение компаунда исключает добавки бентонита на освежение. При использовании БЛЕСКОЛа-П 1242,3 рублей на тонну годного литья.

## МЕХАНИЧЕСКАЯ ДЕЗАГРЕГАЦИЯ КОМПОНЕНТОВ ФОРМОВОЧНЫХ И СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ

Григор А.С. – к.т.н., доцент

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

Одним из направлений в обеспечении литейного производства качественными песками является их механическая дезагрегация из отработанных формовочных и стержневых смесей. Возможность многократного использования восстановленного песка позволяет реализовать малоотходную технологию формообразования и существенно снизить затраты на производство, в месте с тем, процессы очистки сыпучих материалов являются очень энергоемкими и неэкологичными, поэтому затраты на энергоносители и природоохранные мероприятия являются одними из основных статей расхода в обогащительном производстве. Кроме того, развитие средств механической дезагрегации стимулируется ростом цен на свежие формовочные пески, постоянным увеличением стоимости их транспортировки, ужесточением санитарных норм на хранение сыпучих материалов, а также повышением затрат на утилизацию отработанных смесей.

Известно, что после механической дезагрегации горелой формовочной смеси (ФС) остаток составляет 12...15 % от исходного количества. Этот остаток подлежит вывозу и

дальнейшей утилизации. В некоторых литейных цехах машиностроительных заводов этот остаток только жидкостекольной стержневой смеси достигает 35 т. в сутки. Продукт механической дезагрегации представляет собой высококачественное сырье, используемое в стержневом отделении в качестве свежего формовочного песка. Кроме того, из горелой ФС чисто механическим способом в отдельную фракцию выделяют бентонит с углеродсодержащим материалом (УСМ), которые добавляют в циркуляционную систему ФС, заменяя свежий бентонит и УСМ.

После выбивки из опок обратная смесь поступает на механическую дезагрегацию, в процессе которой происходит магнитная сепарация, охлаждение, просев через полигональное сито и другие технологические операции по подготовке единой песчано-глинистой смеси. В некоторых литейных цехах размер ячейки полигонального сита составляет 10X10 мм. Сито с таким размером ячеек не может обеспечить не попадания в единую смесь зёрен крупных фракций и их конгломератов, что приводит к возникновению ряда литейных дефектов.

Кроме того, развитие средств механической дезагрегации стимулируется ростом цен на свежие формовочные пески, постоянным увеличением стоимости их транспортировки, ужесточением санитарных норм на хранение сыпучих материалов, а также повышением затрат на утилизацию отработанных смесей.

Для механической дезагрегации и приготовления песчано-глинистой смеси можно использовать специальный смеситель с рабочими органами типа «стержни-катки». Вращение корпуса смесителя с угловой скоростью  $n = 40$  об/мин обеспечивает дезагрегацию обратной смеси, то есть измельчение её зернового состава с полной ликвидацией крупных фракций и конгломерата зёрен ФС (так называемого горошка). За счёт более тесного контакта рабочих смесителя с компонентами ФС происходит более равномерное распределение глинистого связующего и УСМ, или комплексных добавок вокруг зёрен песка, что оказывает качественное влияние на формирование свойств ФС.

Практикой установлено, что при увеличении угловой скорости, числа и рабочих органов смесителя усиливается его дезагрегирующее действие на дисперсный материал. Благодаря этой особенности появилась идея о создании машины для механической дезагрегации зерновой основы песчано-глинистой и жидкостекольной смеси. Это обусловлено тем, что основное количество кварцевых песков в отрасли идет на изготовление жидкостекольных смесей различного назначения, с использованием которых производится треть всех отливок.

При дезагрегации жидкостекольных смесей происходит оттирка жидкого стекла с зёрен песка в виде пыли, которая удаляется через специальную вентиляционную систему. Выход зёрен песка осуществляется через отверстия с регулируемым размером ячейки для необходимой фракции песка.

Как выше сказано, после удаления стержней на основе жидкого стекла их остатки утилизируются, но благодаря применению разрабатываемой машины восстановление песка после использования может достигать 100 %. Это даёт возможность перехода к безотходному производству и как следствие экономии материальных средств на исходное сырьё.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ДЕЗАГРИГАЦИИ ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТИПА СМЕСИТЕЛЯ

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

В процессе оборота песчано-глинистой смеси (ПГС) происходит структурирование её зернового состава. Причем количественный рост размера зерна определяется не только основными технологическими параметрами процесса, такими как соотношение смесь/металл; температура заливки; степень уплотнения смеси; рецептура смеси; количество и масса стержней в отливках, но и системой смесеприготовления, то есть её способностью

стабилизировать рост зерна или способностью возвращать зерновой состав ПГС к размерам зерна песка освежения.

В этой связи можно ввести понятие критерия качества смесеприготовления, как способность системы обеспечивать дезагрегацию зерновой основы оборотной смеси до уровня песка освежения. Качественным смесеприготовлением можно считать в том случае, когда смеситель обеспечивает дезагрегацию (измельчение) зернового состава и не допускает рост крупных фракций. Таким образом, зерновой состав оборотной смеси является показателем качества формовочной смеси и, соответственно, качества поверхности отливок.

На основе результатов исследований отдельных фракций зернового состава смеси, можно выделить в ПГС несколько типов зерен, полученных в результате многократных ее оборотов в производственном цикле, такие как монозерно, блочное зерно, агрегатированное зерно и конгломерат зерен. Результаты исследования процесса дезагрегации компонентов оборотной смеси позволили установить, что в результате деформаций сдвига происходит частичная оттирка адгезивной оболочки и вскрытие поверхности зерна кварцевого 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. Таким образом, снятые с поверхности зерен частицы адгезивной оболочки переходят в мелкую фракцию.

В качестве объекта исследования была выбрана оборотная смесь (ОС) после заливки чугуна марки СЧ-20, в которой преобладающей является фракция 04 составляющая 36,8 % от всей массы смеси. Также после ситового анализа содержание фракций 1,6 и 2,5 составило 0,4% и 0,05 % соответственно. Хотя в песке освежения преобладает фракция 02. Исследуемая ОС подвергалась дезагрегации в лабораторном бескатковом смесителе с варьированием времени перемешивания. Для качественной оценки эффективности процесса дезагрегации параллельно проводилось сухое перемешивание ОС в катковом смесителе и 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 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 ОС в бескатковом центробежном смесителе происходит непосредственный более тесный контакт рабочих органов с зёрнами оборотной смеси. Тем самым, позволяя частицам связующего равномерно распределиться на поверхности зерна.

Исследования режимных параметров лабораторного бескаткового центробежного смесителя позволили установить, что стабильным режимом их работы будет скорость вращения ротора  $n = 270$  об/мин, которая была взята за основу для проведения экспериментов.

Количественное изменение зернового состава ОС наступает уже после 30 секунд дезагрегации. Преобладающей фракцией при 1,5 минуты перемешивания в бескатковом центробежном смесителе становится фракция 02 с содержанием ОС 32,4 % от массы. Количественное изменение зернового состава ОС после 1,5 минуты перемешивания в бескатковом центробежном смесителе соответствуют 9 минутам перемешивания в катковом и 6 минутам перемешивания в барабанном смесителе, 27,8 % и 30,4 % соответственно. Под действием рабочих органов смесителей происходит измельчение крупных зерен ОС, в том числе и конгломерата зерен и за счет этого происходит прирост мелких фракций, а также ОС достигает уровня песка освежения. Дальнейшая дезагрегация в бескатковом центробежном смесителе так же является более преимущественной перед аналогичными процессами в катковом и барабанном смесителях и имеет положительные результаты.

В заключение следует отметить, что подготовка ПГС в центробежном бескатковом смесителе требует меньше электроэнергии и затрат времени на перемешивание, повышает физико-механические свойства готовой ПГС, а так же позволяет снизить расход свежих связующих материалов.

## АНАЛИЗ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ СОРТОВЫХ ПРОФИЛЕЙ В ЗАКРЫТЫХ КАЛИБРАХ

Басова Е.М., Герман С.В. - аспиранты, Чупахин Д.М. – студент,

Поксеваткин М.И. – к.т.н., профессор

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

Сортовой прокат широко применяется в машиностроении, строительстве и других отраслях промышленности.

В условиях рыночной экономики большое значение приобретает повышение конкурентоспособности выпускаемой продукции, определяемой рациональным соотношением «цена-качество». Перед отечественной металлургической промышленностью стоит задача не столько выход на внешний рынок, сколько защита собственного рынка от импортной продукции.

Производить конкурентоспособную продукцию можно, только обладая современными технологическими процессами. Основой технологического процесса производства является способ обработки металлов давлением.

Формирование окончательных формы, размеров, структуры и механических характеристик осуществляется на этапе реализации процессов холодной обработки, где возможна вариантность применения схем деформации. Так, например, в производстве круглых профилей и проволоки имеется альтернатива использования методов холодной сортовой прокатки, волочения через монолитную волоку и роликового волочения.

Современное производство базируется на применении традиционного способа волочения в монолитных волоках (фильерах), преимущества которого заключаются в простоте и отлаженности технологического процесса, наличии разнообразного серийно выпускаемого оборудования [1]. Волоченые изделия отличаются большой точностью геометрических форм и высоким качеством поверхности. Закрытый очаг деформации при волочении способствует всестороннему сжатию и гидродинамической подаче смазки. Вместе с тем, этот способ имеет и ряд существенных недостатков, связанных с неблагоприятными условиями трения на контакте металла и деформирующего инструмента. Следствием является увеличение энергозатрат, необходимость тщательной подготовки поверхности металла к волочению и применения дорогостоящих технологических смазок. Для волочения в монолитной волоке характерно однопоточное течение металла и постоянное действие растягивающих напряжений в очаге деформации, что способствует потери пластических свойств, делая процесс волочения многоциклическим и затратным [2].

Однако наиболее перспективным и получающим в последнее время все большее развитие является волочение в роликовых волоках. Возрастающий интерес к роликовым волокам связан, прежде всего, с повышением эффективности процесса за счет замены трения скольжения в монолитных волоках трением качения в роликовых волоках [3]. Так при волочении проволоки через роликовые волоки деформация сдвига мала, что положительно влияет на однородность структуры. Остаточные напряжения в поверхностном слое небольшие, что предохраняет изделие от коробления и трещин. Антифрикционные свойства такой проволоки повышаются. Уменьшающиеся растягивающие напряжения в очаге деформации, улучшают схему напряженного состояния и позволяют деформировать металл с пониженными пластическими свойствами. Применяя роликовую волоку можно интенсифицировать процесс волочения, т.е. максимально увеличить степень суммарной деформации. Необходимо также отметить, что проволока, протянутая через роликовую волоку имеет равномерное распределение твердости по сечению [4].

Однако, пониженная жесткость волоочильных клеток, сложность их конструкции и регулировки, большая вероятность возникновения дефектов на поверхности формируемого профиля в виде «усов», образуемых в результате затекания металла в зазоры между контактными поверхностями смежных роликов, сдерживают более широкое применение роликовых волок при производстве сортовых профилей [3].

Низкий уровень использования волочения в роликовых волоках связан с недостаточной точностью изделий, получаемых с применением существующего оборудования. Для совершенствования и построения новых эффективных процессов производства необходимо создание соответствующего технологического оборудования. Таким оборудованием являются роликовые волоки бесстанинного типа, однако их использование сдерживается отсутствием методик проектирования.

Преимущества роликовых волок бесстанинного типа перед существующими аналогами заключается в высокой жесткости калибра, обеспечивающей требуемую точность получаемых изделий, и компактности разработанных конструкций, которая позволяет использовать существующее волоочильное оборудование без существенной реконструкции.

Кроме того, разработанные конструкции роликовых волок позволяют создавать разнообразные двух- и трехступенчатые компоновочные схемы волочения с применением монолитных волок:

- роликовая волока – роликовая волока;
- роликовая волока – монолитная волока;
- монолитная волока – роликовая волока;
- роликовая волока – роликовая волока – монолитная волока, что обеспечивает использование преимуществ обеих разновидностей волочения.

Наиболее эффективной является трехступенчатая схема деформации с применением трехроликовых калибров в одном проходе (рисунок 1). Формирование предчистовых размеров шестигранного профиля из круглой заготовки осуществляется в трехроликовых калибрах первой 2 и второй 3 ступени деформации, построенных по системе: треугольник – треугольник с поворотом вокруг оси волочения на угол  $60^{\circ}$ . Чистовые размеры готового изделия формируются в монолитной волоке 4 третьей ступени деформации одного прохода.

Преимущество данной схемы заключается в равномерном распределении обжатий между первыми ступенями деформации, что обеспечивает повышение физико-механических свойств металла готового изделия. Система построения калибров первых двух ступеней деформации треугольник – треугольник делает ее малочувствительной к выбору диаметра исходной заготовки, а суммарная деформация (достигающая 40-45%) ограничивается требованиями к физико-механическим свойствам готового изделия. Противонапряжение, создаваемое деформацией металла на первых двух ступенях формоизменения заготовки, обеспечивает повышение стойкости монолитной волоки и значительное снижение энергозатрат [5].

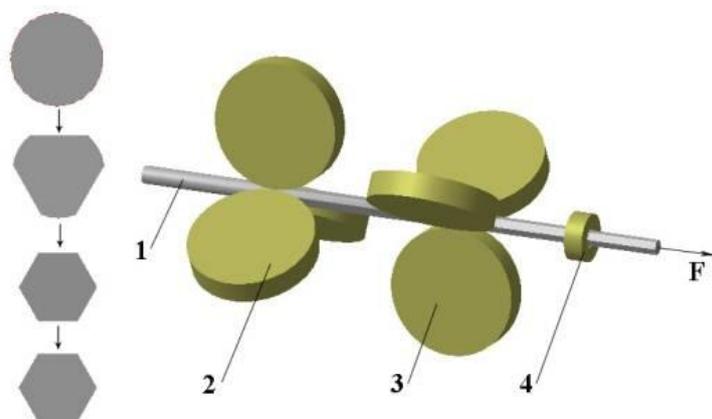


Рисунок 1 - Схема трёхступенчатого деформирования за один проход:  
1 – заготовка; 2 – трехроликовый калибр первой ступени деформации;

3 - трехроликовый калибр второй ступени деформации; 4 – монолитная волока.

На основании анализа известных способов получения сортовых профилей разработан эффективный способ прокатки в закрытых калибрах с использованием компенсационных полостей. Способ позволяет исключить образование дефектов в виде заусенцев и снизить трудоемкость процесса.

#### Выводы

1. При реализации известных способов получения сортовых профилей на поверхности профиля образуются дефекты в виде заусенцев, удаление которых повышает трудоемкость и снижает эффективность процессов.
2. Предложен способ получения сортовых профилей с использованием компенсационных полостей, исключающих образование дефектов.

#### Список литературы

1. Досліджен няефективності способів волочіння сталевого дроту / Харитонов В.А., Галлямов Д.Е. // Вісник НТУ «ХП». Серія: Новірішення у сучасних технологіях.-Харків: НТУ «ХП». -2012. – № 46(952).-С.193-197.
2. Манякин, А.Ю. Повышение эффективности технологических процессов производства проволоки на основе совершенствования деформационных режимов волочения [Текст]: дис. канд.тех.наук: 05.16.05: защищена 2006г./ Манякин Андрей Юрьевич. – М., 2006. – 134 с. Библиограф.: с. 55-104.
3. Моделирование продольного профиля очага деформации в монолитной волоке / М.И. Поксеваткин, Е.М. Басова, С.В. Герман // Теоретические и практические вопросы науки XXI века: сборник статей Международной научно-практической конференции (28 ноября 2014 г, г.Уфа). в 2 ч. Ч.2. / - Уфа: РИО МЦИИ ОМЕГА САЙНС, 2014. – С. 78-80.
4. Сравнительный анализ схем деформации при получении проволоки из литой заготовки и стружки латуни/ А.А. Арефьев, В.А. Наседкин, К.Н. Фоменко // Совершенствование технологий цветных металлов: сборник статей VII Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых (19 апреля 2011 г., г. Красноярск)/ - Красноярск: Сибирский федеральный университет, 2011. – С.228-230.
5. Славин В.С. Комбинированная технологическая схема производства калиброванного шестигранного проката / В.С. Славин, С.М. Вершигора, В.С. Пантелеев // Жур. Сталь.-2007. № 2. – с.91-93.

#### РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЕДИНИЧНЫХ ОБЖАТИЙ МЕТАЛЛА В МОНОЛИТНОЙ ВОЛОКЕ

Басова Е.М. - аспирант, Герман С.В. - аспирант, Поксеваткин М.И. – к.т.н., профессор,  
Чупахин Д.М. – студент

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

В процессе волочения в монолитной волоке при прохождении металла через очаг деформации заготовка в каждом поперечном сечении подвергается радиальным обжатиям, распределение которых по длине очага деформации характеризует режим волочения и непосредственно связано с профилем деформирующего конуса инструмента.

Применяемые, обычно, монолитные волокнистые материалы с прямолинейной образующей деформирующего конуса (рисунок 1) создают крайне неблагоприятный режим распределения радиальных обжатий по длине очага деформации, что существенно снижает качество продукции и производительность процесса волочения, повышает износ инструмента.

Основными недостатками монолитных волок являются возникновение больших сил трения в калибре волоки, вызывающих повышенные износ калибра и усилия волочения, значительную неравномерность деформации металла заготовки по длине деформирующего конуса с достижением пиковых обжатий в точке на границе деформирующего и

калибрующего участков калибра. Поэтому, одним из важных направлений улучшения условий формирования сортового профиля в монолитной волоке является определение единичных (частных) обжатий металла в монолитной волоке с прямолинейной образующей деформирующего конуса.

Принцип определения частных единичных радиальных обжатий, сформулированных в работе [1] применительно к процессу пилигримовой прокатки может быть использован для расчета обжатий в монолитной волоке с прямолинейной образующей деформирующего конуса.

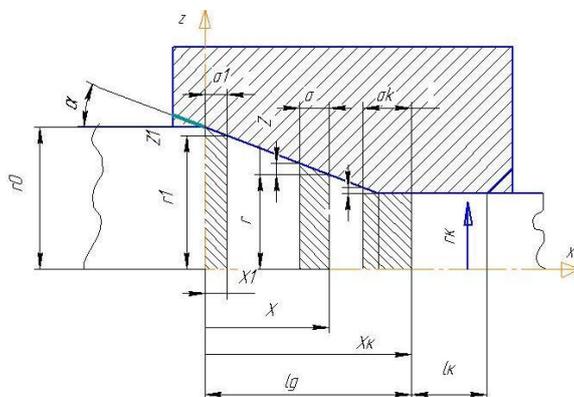


Рисунок 1 - Продольный профиль очага деформации монолитной волоки с прямолинейной образующей деформирующего конуса.

Согласно этому принципу для определения единичных обжатий в каком-либо сечении очага деформации необходимо взять другое сечение, удаленное от первого на расстояние, при котором объем металла заготовки, заключенный между сечениями, равен объему металла, смещаемого за один оборот валков.

Применительно к процессу волочения шаг смещаемого в очаге деформации металла, заключенного между сечениями  $x$  и  $x-\delta$  (рисунок 1), предпочтительно взять за единицу времени.

Тогда объем смещаемого металла в единицу времени находят по исходным данным:

$$V_0 = \pi \cdot r_0^2 \cdot V_B, \quad (1)$$

где  $V_0$  – объем смещаемого в единицу времени металла, мм<sup>3</sup>/сек;

$r_0$  – исходный радиус заготовки, мм;

$V_B$  – скорость волочения, мм/сек.

Абсолютное обжатие ( $z$ ) в любом сечении  $x$  (рис. 1) равно:

$$z = \delta \cdot \operatorname{tg} \alpha, \quad (2)$$

где  $\delta$  – шаг смещаемого объема металла в единицу времени, мм;

$\alpha$  – угол конусности деформирующего участка  $l_g$ , мм.

Относительные единичные обжатия ( $\varepsilon$ ) в любом сечении  $x$ :

$$\varepsilon = z/r, \quad (3)$$

где  $r$  – величина радиуса заготовки в сечении  $x$ , мм.

В любом сечении  $x$  деформируемого участка  $l_g$  (рис. 1) текущие значения радиуса ( $r$ ) заготовки и относительного единичного обжатия ( $\varepsilon$ ) равны:

$$r = r_0 - x \cdot \operatorname{tg} \alpha; \quad (4)$$

$$\varepsilon = z/(r_0 - x \cdot \operatorname{tg} \alpha). \quad (5)$$

Объем металла между сечениями  $x$  и  $x-\delta$  ( $V_x$ ) определяется как объем прямого усеченного конуса:

$$V_x = V_0 = \frac{\pi \cdot \delta}{3} [(r+z)^2 + (r+z) \cdot r + r^2]. \quad (6)$$

С учетом формул (2) и (4) выражение (6) примет вид:

$$V_0 = \frac{\pi \cdot z}{3 \operatorname{tg} \alpha} [(r_0 - x \cdot \operatorname{tg} \alpha + z)^2 + (r_0 - x \cdot \operatorname{tg} \alpha + z)(r_0 - x \cdot \operatorname{tg} \alpha)(r_0 - x \cdot \operatorname{tg} \alpha)^2]. \quad (7)$$

Формула (7) с учетом выражения (1) преобразуется в уравнение для определения абсолютных единичных обжатий в любом сечении  $x$  участка  $l_g$  (рис.1):

$$z = \frac{r_0^2 \cdot V_b \cdot \operatorname{tg} \alpha}{[z^2/3 + (r_0 - x \cdot \operatorname{tg} \alpha + z)(r_0 - x \cdot \operatorname{tg} \alpha)]} \quad (8)$$

Решая уравнение (8) получены данные, которые свидетельствуют о крайне неравномерном распределении единичных обжатий по длине очага деформации; они достигают пиковых значений на границе деформируемого ( $l_g$ ) и калибруемого ( $l_k$ ) участков заготовки (рис.1).

Рациональное распределение единичных радиальных обжатий может быть достигнуто построением соответствующего продольного профиля деформирующего конуса монолитной волокни на основе равенства единичных радиальных обжатий по длине очага деформации с учетом коэффициента упрочнения деформируемого металла.

#### Вывод

1. Результаты расчетов показали крайне неравномерный характер распределения единичных (частных) обжатий по длине обжимаемого участка заготовки.

#### Список литературы

1. Целиков А.И., Ирошников А.Н. Сталь. Вопросы трубного производства / А.И. Целиков – М.: Металлургиздат. 1940, 162 с.
2. Тетерин П.К., Тетерин Г.П., Поксеваткин Д.М. Определение частных обжатий по длине зоны деформации при планетарно-винтовой прокатке /П.К. Тетерин, Г.П. Тетерин, Д.М. Поксеваткин // Журнал Кузнечно-штамповочное производство. – 1995. - № 7. - с. 23-25.

### К ВОПРОСУ ФОРМИРОВАНИЯ СОСТАВНЫХ ДЕТАЛЕЙ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

Герман С.В. – аспирант, Басова Е.М. – аспирант, Поксеваткин М.И. – к.т.н., профессор,  
Шарыго Е.А. - студент

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

Способ получения составных деталей кузнечно-прессовой сваркой всегда находил применение благодаря своей простоте выполнения и пониженной энергоемкости. Однако, более широкое его использование осложнено из-за отсутствия надежных методов и технологических приемов по защите и удалению различных оксидов и других адсорбатов с контактных поверхностей свариваемых элементов изделия.

Кузнечно-прессовая сварка, осуществляемая штамповкой, прокаткой, волочением, ковкой основана на образовании неразъемного соединения при участии механизмов механического сцепления, межатомных связей, диффузии и других малоизученных физико-химических процессов взаимодействия твердых тел при сближении их контактных поверхностей до возникновения межатомной связи. Для установления степени адсорбционной активности адсорбатов нужны надежные методы оценки. Для удаления оксидов и других адсорбатов с поверхности свариваемых заготовок обычно используют механический способ (снятие адсорбатов), термический (нагрев) и химический (разрушающий) с помощью флюсов.

На поверхности соединяемых деталей образуются наслоения, препятствующие получению бездефектного соединения. Первый слой – это оксидная пленка, на ней слой адсорбированных газовых молекул, затем пленка адсорбированных водяных молекул и, наконец, завершающий слой – адсорбированные жировые молекулы. Их размер относительно весьма велик. Поперечник молекул воды -  $3 \cdot 10^{-8}$  см, длина жировых молекул достигает  $1 \cdot 10^{-5}$  см. Соответственно этим размерам и толщина жировых наслоений самая значительная [1].

В известном способе получения неразъемного соединения заготовок пластическим деформированием применен технологический прием механического удаления адсорбатов в процессе внедрения холодной стержневой заготовки в нагретую до ковочной температуры другую заготовку, не менее чем вдвое большего диаметра (рисунок 1) [2].

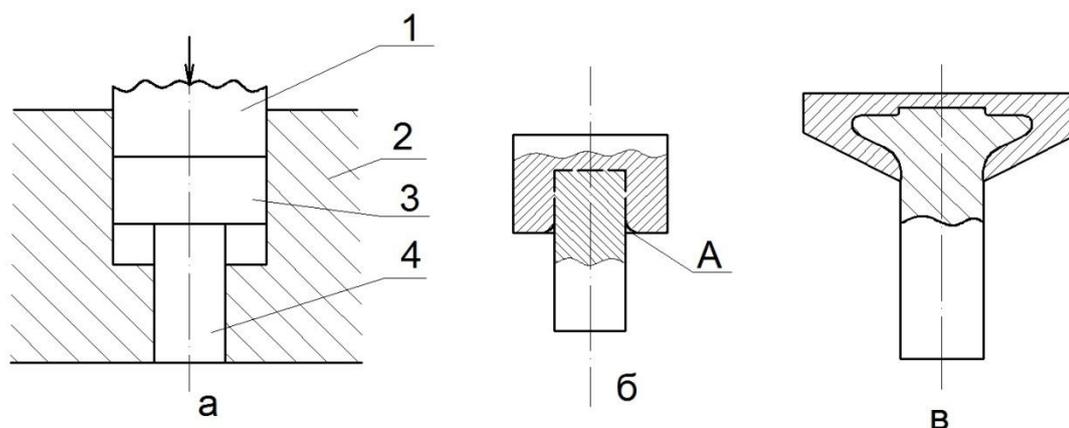


Рисунок 1 – Схемы образования неразъемного соединения заготовок:

а – исходное положение объектов; б – момент внедрения стержневой заготовки в головную заготовку (сборка заготовок); в – отштампованная сборная поковка (клапан ДВС).  
Здесь: 1 – пуансон; 2 – матрица; 3 – головная заготовка; 4 – стержневая заготовка

Использование этого способа позволяет получать сборные неразъемные изделия, однако, качество соединения невысокое. Основная причина в том, что при внедрении стержневой заготовки 4 в головную заготовку 3 (рисунок 1, а) неизбежно образуется утяжина А, на поверхности которой остаются не снятые кромкой формируемого в головной заготовке 3 отверстия оксиды и другие адсорбаты. Кроме того, на торце стержневой заготовки также сохраняются не удаленные адсорбаты. Это обстоятельство снижает качество получаемых составных изделий.

Существует необходимость в более эффективных способах объемной штамповки, прокатки и т.д., позволяющие полнее удалять адсорбаты с контактных поверхностей соединяемых заготовок, создавать методы активирования поверхностных слоев заготовок, способы сборки заготовок с образованием поверхностей скольжения посредством вязкого разрушения металла в процессе внедрения стержневой заготовки в головную, что существенно повышает межатомную активность свариваемых поверхностей, а значит, качество получаемых составных изделий.

#### Выводы

Приведен анализ пониженного качества получаемых пластическим деформированием неразъемных изделий; намечены пути повышения их качества.

#### Список литературы

1. Сварка давлением. Кочергин К.А. Л., «Машиностроение», 1972 г. 216 стр. Табл. 10. Илл. 106. Библ. 27 назв. – С. 78-85.
2. Пат. 2056209 Российская Федерация, МПК В 21К 1/22. Способ получения составных деталей. Поксваткин М.И., Осолков А.И., Перетьяко В.Н. и др. Опубл. 20.03.96. Бюл. №8.

## ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ СОСТАВНЫХ КЛАПАНОВ ДВС ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

Герман С.В. – аспирант, Басова Е.М. – аспирант, Поксеваткин М.И. – к.т.н., профессор,  
Шарыго Е.А. – студент

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

Широкое использование ДВС различного назначения на протяжении длительного периода позволило отработать их конструкции, материалы и методы термоупрочнения для впускных и выпускных клапанов, которые в основном обеспечивают надежность и долговечность эксплуатации двигателей. В качестве материалов для изготовления клапанов ДВС обычно применяют специальные марки сталей, а также титановые сплавы для уменьшения массы клапанов, что позволяет избежать повышенных нагрузок в звеньях механизмов привода клапанов.

Высокий уровень температурных напряжений в головке клапана и в зоне перехода и ускоренное разрушение клапанов вследствие больших перепадов температур достигающих 150-200 °С в радиальном направлении в головке клапана и 200-300 °С в осевом направлении в зоне перехода от головки клапана к стержню. Таким образом, самым уязвимым местом в клапане ДВС является место соединения головки клапана со стержнем клапана [1, 2].

Известен способ [3] изготовления клапана двигателя внутреннего сгорания из жаропрочного титанового сплава, включающий в себя несколько трудоемких и энергоемких операций, в том числе несколько способов нагрева с последующим охлаждением. Также известен способ [4] изготовления клапана ДВС, включающий изготовление полого стержня с образованием на торце со стороны соединения с тарелкой клапана отбортовки и тарелки клапана, затем сборку заготовок и сварку с использованием спеченного материала. В известном способе получения неразъемного соединения заготовок пластическим деформированием [5] применен технологический прием механического удаления адсорбатов в процессе внедрения холодной стержневой заготовки в нагретую до ковочной температуры другую заготовку, не менее чем вдвое большего диаметра.

Все вышеперечисленные способы имеют общий недостаток: их использование не позволяет получить соединение высокого качества, по разным причинам, включающим в себя наличие оксидов и других адсорбатов на поверхности соединяемых деталей.

Сложность при изготовлении клапанов ДВС заключается в том, что условия работы клапанов диктуют довольно жесткие требования к материалам и качеству. Использование монометаллических клапанов не оправдывает себя из-за высокой себестоимости, а применение сварки не обеспечивает получение высокого качества в месте соединения, что ведет к преждевременному выходу двигателя внутреннего сгорания из строя. Таким образом, наиболее перспективным и экономически целесообразным способом изготовления клапанов ДВС остается штамповка, которая позволяет использовать различные материалы для тарелки и стержня клапана, не увеличивая стоимости процесса изготовления.

Однако, получение качественных составных изделий пластическим деформированием предварительно собранной неразъемной заготовки 1 (рисунок 1) требует установление рациональных термомеханических параметров процесса формообразования, обеспечивающие монотонность кинематики течения металла в очаге деформации. В противном случае возможно взаимное смещение микрообъемов металла по контактными поверхностям а и б неразъемного соединения элементарных заготовок 2 и 3 (рисунок 1).

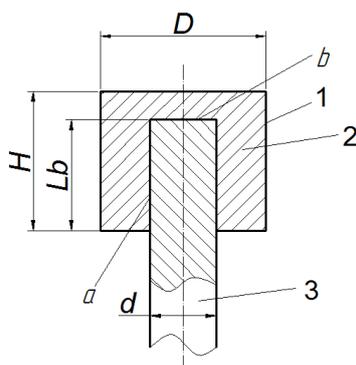


Рисунок 1 – Сборная неразъемная заготовка (1), состоящая из элементарных заготовок: головной (2) и стержневой (3)

Требуемое качество составных стержневых заготовок достигается обеспечением продольной устойчивости собранных заготовок и монотонности течения металла при их совместном деформировании.

С положением о монотонности протекания процесса пластической деформации связано представление об оптимальном формоизменении металла. Условия монотонного протекания процесса деформации сформулированы Г.А. Смирновым-Аляевым [6]:

1 – совпадение главных осей скоростей деформации с одними и теми же материальными частицами волокон металла;

2 – неизменность за весь процесс вида малой деформации при переходе из предшествующей стадии в текущую.

Учитывая вышесказанное можно сделать вывод, что для образования составных клапанов ДВС пластическим деформированием высокого качества достаточно спроектировать принципиальную модель реализации монотонного течения металла при формообразовании изделий из сборных заготовок.

#### Список литературы

1. Конструирование и расчет на прочность поршневых и комбинированных двигателей. Под ред. А.С. Орлина, М.Г. Круглова. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение. 1984. С. 247-250, 258.

2. Райков И.Я., Рывтинский Г.Н. Конструкция автомобильных и тракторных двигателей. М.: Высшая школа. 1986. С. 115-119.

3. Клапан двигателя внутреннего сгорания, способ его изготовления и жаропрочный титановый сплав для него [Текст]: пат. 2244135 Рос. Федерация: МПК F 01 L 3/02, С 22 С 14/00, С 22 F 1/18 / Борбашов В.М., Дрогалин К.О., Москвичев Ю.П., Панин В.И.; заявитель и патентообладатель ООО «Компоненты двигателя», ЗАО «Межотраслевое юридическое агентство «Юрпромконсалтинг». - №2003101680/02; заявл. 23.01.2003; опубл. 10.01.2005, Бюл. №1. – 23 с.

4. Verfahren zur Herstellung eines Ventils DE 3929534; В 21 К1/22; Keck, Volker, Dipl.-Ing., 7000 Stuttgart, DE; Hora, Pavel, Dipl.-Ing., 7014 Kornwestheim, DE; Conradt, Walter, Dipl.-Ing., 7160 Gaildorf, DE; Anmelder Mercedes-Benz Aktiengesellschaft, 7000 Stuttgart, DE; P 3929534.6; Anmeldetag 06.09.89; Offenlegungstag 28.03.91

5. Пат. 2056209 Российская Федерация, МПК В 21К 1/22. Способ получения составных деталей. Поксеваткин М.И., Осколков А.И., Перетяцько В.Н. и др. Опубл. 20.03.96. Бюл. №8.

6. Смирнов-Аляев, Г.А. Механические основы пластической обработки металлов [Текст] / Г.А. Смирнов-Аляев. – М.: Машиностроение, 1968. – 272 с.

## ПРОЕКТ АВТОМАТИЧЕСКОГО УСТРОЙСТВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ СТЕРЖНЕВЫХ ЗАГОТОВОК.

Чупахин Д.М. – студент, Резниченко С.В. – студент, Поксеваткин М.И. – к.т.н., профессор  
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Устройство находится на стадии проектирования и предназначено для получения высококачественных мерных стержневых заготовок. Работа устройства основана на использовании такого явления как усталостное разрушение металла.

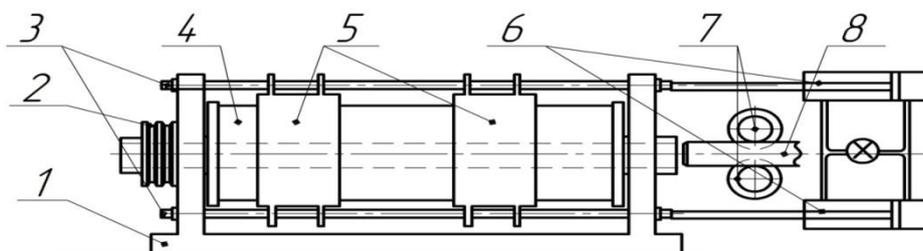


Рисунок 1 – Общая схема устройства автоматической резки  
высококачественных мерных заготовок.

Устройство состоит: станина 1, шкив ременной передачи 2, направляющие колонки нажимных колец 3, ротор 4, нажимные кольца 5, пневмоцилиндры 6, механизм подачи прутка 7, пруток 8.

Во время работы устройства электродвигатель работает непрерывно. Работа начинается с включения механизма подачи прутка 7, после чего пруток 8 подается на заданную длину в полость вращающегося ротора 4, который оснащен системой державок. Далее срабатывает золотник пневмоцилиндров 6, которые через направляющие колонки 3 толкают нажимные кольца 5. Нажимные кольца представляют собой два закрепленных на колонках кольца, охватывающих ротор 4. Каждое кольцо имеет внутренний рабочий конусный профиль, который при движении кольца справа налево обеспечивает движение державок внутри ротора 4 по направлению к продольной оси прутка 8. Державка с клиновым роликом расположенным перпендикулярно оси прутка в плоскости разделения и жестко закрепленным в корпусе ротора, под действием нажимного кольца внедряет ролик нареза V-образную канавку. Державка с шариком под действием нажимного кольца воздействует на консольный конец прутка, создаёт круговой знакопеременный изгибающий момент, с периодически чередующимися напряжениями растяжения и сжатия вызывают внутризеренную сдвиговую деформацию в плоскости разделения прутка, что обуславливает образование гладких торцевых поверхностей мерной заготовки, перпендикулярных ее продольной оси. После отделения прутка снова срабатывают пневмоцилиндры, в обратную сторону. Цикл повторяется. Весь рабочий процесс устройства автоматизирован.

Полученные длинномерные заготовки имеют торцевые фаски и гладкие торцевые поверхности, перпендикулярные продольной оси. Таким образом, рассмотренное устройство позволяет существенно повысить качество длинномерных заготовок, получаемых из прутка.

К основным преимуществам устройства относятся: простота в наладке и эксплуатации, высокое качество заготовок, небольшие габариты, низкая себестоимость относительно аналогов, низкий коэффициент ремонтной сложности, не требует высококвалифицированного обслуживающего персонала.

Недостатки устройства будут выявлены во время опытной эксплуатации и циклов испытаний.

## Литература

1. Патент 25081 РФ МПК В26Д2/16(2006.01). Способ разделения прутка на длинномерные заготовки. //М.И. Поксеваткин, К.Ю. Дунаев, Д.М. Поксеваткин. Оpubл. 2014. – Бюл.№6.

2. Моделирование процесса резки стержневых заготовок на основе усталостного разрушения металла. Поксеваткин М.И., Чупахин Д.М., Резниченко С.В. Москва. Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением, № 8, 2014, с. 34-38

## ТОЧНАЯ РАЗРЕЗКА ПРУТКА НА МЕРНЫЕ ЗАГОТОВКИ

Чупахин Д.М. – студент, Резниченко С.В. – студент, Поксеваткин М.И. – к.т.н., профессор Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Процесс резки прутка на точные мерные заготовки основан на использовании явления усталостного разрушения металла.

Для получения качественных мерных заготовок с фасками и гладкими торцевыми поверхностями использовано явление усталостного разрушения металла. С этой целью прутки 1, разрезанные на мерные заготовки 2, зажимают усилием  $Q$ . Затем, посредством клинового инструмента 3 в плоскости разделения формируют V – образную канавку с одновременным приложением нажимного усилия  $P_H$  к консольному концу мерной заготовки (рис. 1).

При этом деформирующее ( $P_d$ ) и нажимное ( $P_H$ ) усилия располагают односторонне относительно прутка в общей продольной радиальной плоскости ротора 4, вращающегося вокруг продольной оси прутка 1.

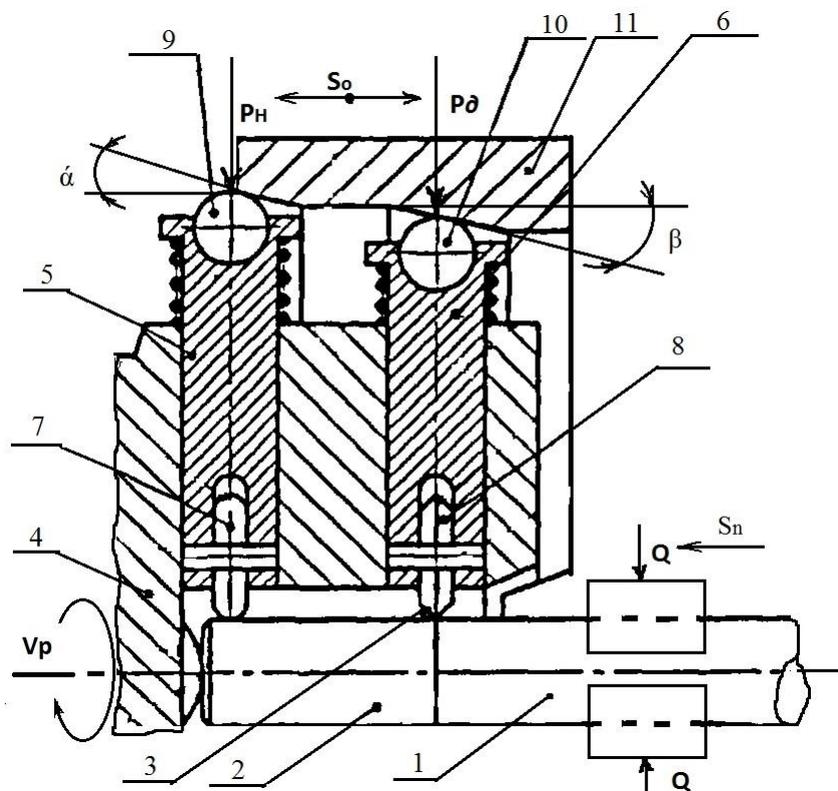


Рисунок 1 – схема устройства для разделения прутка на мерные заготовки.

В корпусе ротора 4 размещены нажимная 5 и деформирующая 6 державки, в которых установлены ролики 7 и 8, и шарики 9 и 10, передающие усилия нажимной обоймы 11 при продольном ее перемещении, роликам 7 и 8. Рабочими поверхностями обоймы 11 являются скосы с углами  $\alpha$  и  $\beta$  (рис. 1).

В процессе разделения прутка 1 на заготовки, возникает знакопеременный изгибающий момент, вызывающий образование в плоскости разделения прутка напряжения растяжения и сжатия. Их значения изменяются от величины предела упругости ( $\sigma_y$ ) металла в начале внедрения клинового инструмента 8 до величины не менее значения предела текучести ( $\sigma_m$ ) металла на сдвиг к моменту отделения мерной заготовки 2 от прутка 1 (рис.1).

Представленная схема процесса разделения прутка на мерные заготовки протекает в две стадии: 1 – разрушение металла путем сдвига и 2 – разрушение металла посредством отрыва (хрупкое разрушение).

В первой стадии проявлением усталостного разрушения является образование микротрещин в внутризеренной микропластической деформации сдвига [1], которые далее образуют магистральную трещину с возникновением поверхности усталостного разрушения металла в плоскости концентрации напряжений, т.е. в плоскости разделения прутка, ослабленной V – образной канавкой. Во второй стадии разрушение металла сдвигом переходит в разрушение отрывом атомных плоскостей, которое должно происходить при напряжении  $\sigma_p \approx 2$  МПа.

Качество торцевой поверхности полученной данным способом заготовки, являющейся поверхностью усталостного разрушения металла, непосредственно связано с величиной нажимного усилия ( $P_H$ ), прилагаемой к консольному концу мерной заготовки. Превышение этого усилия до величины  $P_{изг}$  может привести к потере продольной устойчивости заготовки и ее изгибу в средней части. Это явление недопустимо, так как нарушает упорядоченные процессы сдвиговой деформации в поликристаллах, образования микротрещин и их слияния в единую поверхность усталостного разрушения металла.

Поэтому при реализации процесса разделения металла необходимо обеспечить условие продольной устойчивости заготовки:

$$P_H \ll P_{изг}. \quad (1)$$

Наименьшая нагрузка, при которой возникает продольный изгиб стержня, определяется по формуле Эйлера для упругого продольного изгиба:

$$P_{изг} = \pi^2 \frac{I \cdot E}{l^2}. \quad (2)$$

Проверку на изгиб можно осуществить также с использованием соотношения [4]:

$$\frac{1}{\rho} = \frac{M}{E \cdot I} = \frac{P_H \cdot l}{2EI}, \quad (3)$$

Где  $\rho$  – радиус изгиба стержня, а  $1/\rho$  – его кривизна; при кривизне близкой к нулю, продольная устойчивость заготовки обеспечивается.

Поэтому при реализации процесса разделения металла необходимо обеспечить условие продольной устойчивости заготовки.

#### Вывод

1. Предложен процесс разделения прутка на точные мерные заготовки, основанный на явлении усталостного разрушения металла, позволяющий получать гладкие поверхности разделения прутка перпендикулярные продольной оси заготовки.

#### Литература

1. Патент 25081 РФ МПК В26Д2/16(2006.01). Способ разделения прутка на длинномерные заготовки. //М.И.Поксеваткин, К.Ю. Дунаев, Д.М.Поксеваткин. Оpubл. 2014. – Бюл.№6.

2. Колмогоров, В.Л. Напряжения, деформации, разрушение /В.Л.Колмогоров. – М.: Металлургия, 1970. – 229с.

3. Моделирование процесса резки стержневых заготовок на основе усталостного разрушения металла. Поксеваткин М.И., Чупахин Д.М., Резниченко С.В. Москва. Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением, № 8, 2014, с. 34-38

## ИССЛЕДОВАНИЕ УПЛОТНЯЕМОСТИ РАЗЛИЧНЫХ СМЕСЕЙ ПРИ УДАРНОМ ПРЕССОВАНИИ.

Марков И.Г. - студент, Ильиных Е.С. - инженер, Бобров Е.А. - студент,  
Москалев В.Г. - к.т.н., доцент

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

Для сравнения взяли три различные формовочные смеси и проверили их на уплотняемость высокоскоростным ударным прессованием. Массу и скорость груза взяли согласно рекомендации представленной в работе [1]  $m = 9,6$  кг,  $V = 7$  м/с. Оснастка: опока круглая, диаметром 0,16 мм и высотой 0,2 м и стальную подмодельную плиту.

### **Испытуемые смеси:**

*Смесь 1.* Смесь для лабораторных исследований, состоящая из свежих формовочных материалов. Формовочная смесь имеет следующий состав: кварцевый песок марки 5К<sub>3</sub>О302 – 91%, бентонит марки П1Т1А – 5%, вода – 4 %.

Технологические свойства:

1. Прочность на сырое сжатие –  $0,4 \cdot 10^3$  Па (0,4 кгс/см<sup>2</sup>);
2. Газопроницаемость – 151 ед;

*Смесь 2.* Единая формовочная смесь для мелких и средних отливок [2], имеющая следующий состав: оборотная смесь с завода «АЗА» - 93 %, кварцевый песок марки 5К<sub>3</sub>О302 – 5%, бентонит марки П1Т1А – 2 %, вода – 4%.

1. Прочность на сырое сжатие –  $0,36 \cdot 10^3$  Па (0,36 кгс/см<sup>2</sup>);
2. Газопроницаемость – 131 ед;

*Смесь 3.* Единая формовочная смесь для мелких и средних отливок [2], имеющая следующий состав: оборотная смесь применяемая в лаборатории кафедры «МТиО»- 93 %, кварцевый песок марки 5К<sub>3</sub>О302 – 5%, бентонит марки П1Т1А – 2 %, вода – 4%.

1. Прочность на сырое сжатие –  $0,32 \cdot 10^3$  Па (0,32 кгс/см<sup>2</sup>);
2. Газопроницаемость – 117 ед;

Все данные занесены в таблицу 1 (для плотности) и 2 (для твердости), графически показано на рисунке 1 и 2. Твердость определяли с помощью твердомера, а плотность с помощью специального металлического шупа.

Контроль параметров плотности и твердости ввели в трех точках по высоте формы: лад, центр, контрлад. Для надежности каждый эксперимент повторяется по три раза. При помощи инструментов компьютерного анализа проводят проверку полученных данных (строят линию тренда и проверяют параметр  $R^2$ ).

Таблица 1 – Плотность различных формовочных смесей при уплотнении ВСП.

Номер опыта	Высота падения, м	Скорость груза, м/с	Масса груза, кг	Плотность $\delta$ , кг/м <sup>3</sup>					
				лад		центр		контрлад	
				Значение	Среднее	Значение	Среднее	Значение	Среднее
1	2,5	7	9,6	Смесь 1					
				1640	1643	1692	1674	1711	1727
				1622		1684		1729	
				1668		1645		1742	
2	2,5	7	9,6	Смесь 2					
				1598	1607	1625	1646	1694	1713
				1602		1671		1715	
				1621		1644		1731	
3	2,5	7	9,6	Смесь 3					
				1611	1551	1623	1624	1702	1689
				1523		1638		1668	
				1518		1612		1699	

Таблица 2 – Твердость различных формовочных смесей при уплотнении ВСП.

Номер опыта	Высота падения, м	Скорость груза, м/с	Масса груза, кг	Твердость Т, ед					
				лад		центр		контрлад	
				Значение	Среднее	Значение	Среднее	Значение	Среднее
1	2,5	7	9,6	Смесь 1					
				80	79	81	82	85	84
				81		83		83	
76				82		84			
2				Смесь 2					
				77	77	82	80	85	83
				78		80		82	
76				78		82			
3				Смесь 3					
	74	74,3	77	76,3	83	81			
	74		76		79				
75	76		81						

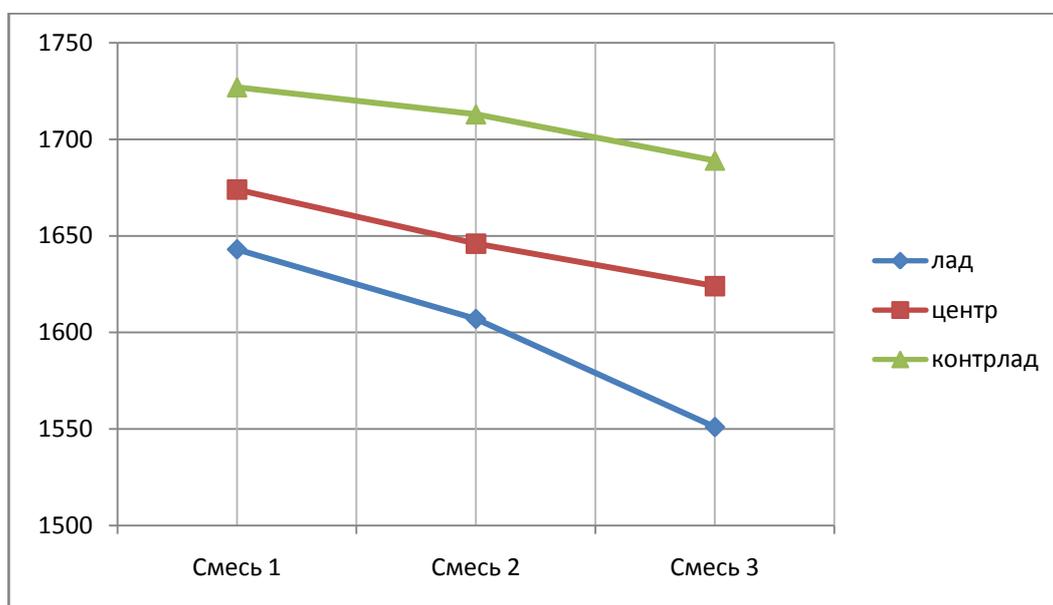


Рисунок 1 – Распределение плотности по высоте формы у различных смесей

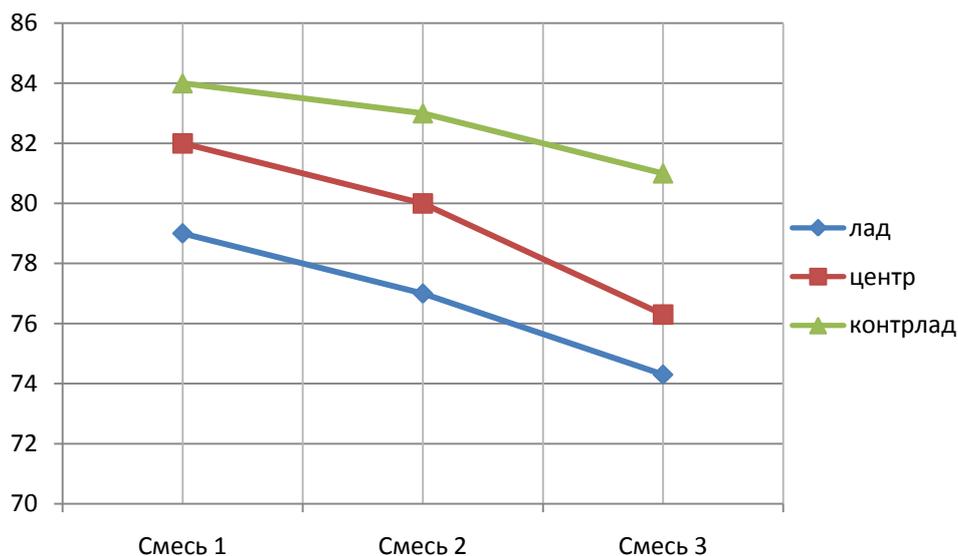


Рисунок 2 – Распределение твердости по высоте формы у различных смесей

Анализируя полученные данные, что плотность и твердость как на ладе так и на контрладе снижаются, начиная от смеси 1 и заканчивая смесью 3. Общая картина снижения этих характеристик была предсказуема, исходя из полученных технологических параметров смесей. Так как прочность и твердость смеси в какой то степени зависят от прочности на сырое сжатие. Согласно [3] газопроницаемость так же связана с прочностью на сырое сжатие, а значит и с твердостью и плотностью. Проведенные эксперименты показали, что смесь 1, которую использовали при проведении экспериментов и нахождении влияния различных факторов на процесс уплотнения ничуть не хуже единой формовочной смеси используемой для изготовления мелких и средних отливок при формовке по сырому [2]. Смесь 3, у которой в качестве оборотной составляющей была использована формовочная смесь с кафедры «МТиО» показала не удовлетворительные результаты (плотность на ладе ниже 1600 кг/м<sup>3</sup>), что говорит о ее низком качестве. Для повышения качества смеси 3 необходимо провести ее регенерацию, либо уменьшить в ее составе долю оборотной смеси и увеличить долю освежителей. Тем самым, не только повысили ее технологические характеристики, но и получили необходимую плотность и твердость по ладу формы.

Так же в ходе эксперимента убедились, что высокоскоростное ударное прессование показывает хорошее качество уплотнения в независимости от вида и состава смеси. Помимо этого, так же убедились в том, насколько состав формовочной смеси может влиять на процесс ее уплотнения.

#### Список литературы

1. Матвеев И. В. Динамическое и импульсные процессы и машины для уплотнения литейных форм [Текст] / И. В. Матвеев, А.З. Исагулов, А.А. Дайукер. – Алматы: Гылым (Наука), 1998.-345с.
2. Справочник по чугуному литью [Текст] Н. Г. Гиршович и др.- Л: Машиностроение, 1978.-758 с.
3. Матвеев И. В. Скоростное прессование форм [Текст] /И. В. Матвеев // Литейное производство.-1981.-№12.-с.20-21.

## РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

Гребенщиков А.С., студ. гр. ЛП-01, Мустафин Г.А. - к.т.н., доцент,  
Мустафина Т.В. - инженер

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

Одним из специальных способов литья является литье в металлические формы - кокили. В настоящее время литью в кокиль принадлежит весьма важная роль в производстве машиностроительных заготовок. Возможности данного способа литья позволяют решать многие задачи повышения эффективности и качества продукции в сфере литейного производства. К ним относятся снижение материалоемкости отливок, повышение коэффициента использования металла, снижение массы и повышение эксплуатационных показателей деталей, увеличение производительности и улучшение условий труда.

Одним из условий успешного применения кокилей в литейном производстве является обеспечение высокого уровня их стойкости. Этот показатель определяется числом заливок, которое выдерживает кокиль до выхода из строя и зависит от свойств его рабочей стенки. Увеличение срока службы кокилей позволяет снизить себестоимость отливок и повысить их качество, обеспечить стабильность технологического процесса при современном уровне механизации производства.

Большой практический интерес для повышения долговечности кокилей представляет процесс получения при заливке заготовки для кокиля диффузионных слоев на основе боридов железа, обладающих, как известно, высокой твердостью, износостойкостью и теплостойкостью.

Для изучения влияния борирования на свойства чугунного кокиля были изготовлены экспериментальные образцы. Для этого произведено насыщение внутренней и внешней поверхностей литого чугунного полого цилиндрического образца из порошковой смеси, состоящей из карбида бора и буры в герметичном контейнере (рис. 1). Борирование проводилось в двух печах при температурах  $970^{\circ}\text{C}$  и  $700^{\circ}\text{C}$ . Было проведено 4 цикла, каждый из которых состоял из выдержки в течение 40 минут при  $970^{\circ}\text{C}$  и выдержке в течение 15 минут при  $700^{\circ}\text{C}$ . Далее контейнер охлаждался на воздухе и подвергался термообработке: нормализация при  $890^{\circ}\text{C}$  в течение одного часа, охлаждение на воздухе до  $300^{\circ}\text{C}$  и отпуск при  $650^{\circ}\text{C}$  в течение одного часа с последующим охлаждением на воздухе. Все высокотемпературные процессы проводились без распаковки контейнера.

Одновременно, такому же режиму термообработки подвергался неборированный образец, также изолированный в контейнере.

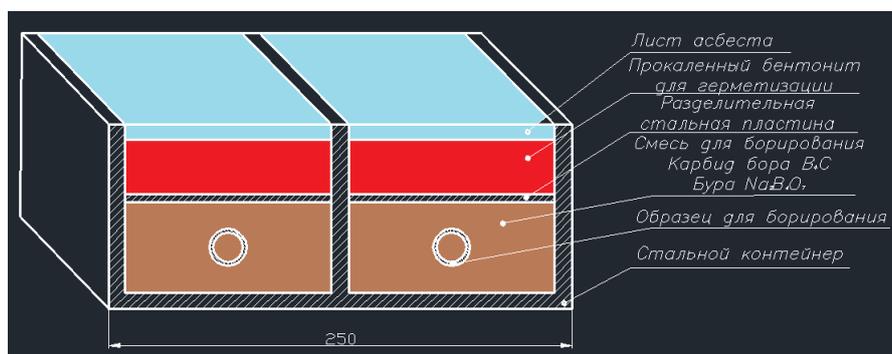


Рисунок 1– Контейнер для ТО и ХТО

Подготовленные образцы (очищенные от окалины и обезжиренные) помещались в контейнер на постель из смеси для борирования из карбида бора (90%) и буры  $Na_2B_4O_7$  (10%). Предварительно во внутреннюю часть образца набивалась эта же смесь. Смесь для борирования предварительно прокаливалась при температуре  $T = 400^{\circ}\text{C}$  в течение полутора

часов для удаления химически связанной воды. Затем в контейнер поверх смеси с образцом укладывалась стальная пластина (пластина является разделителем между смесью для борирования и бентонитом), поверх пластины засыпался бентонит, который уменьшал приток воздуха в зону борирования. Смесь для герметизации (бентонит) предварительно прокаливали при  $T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение двух часов. Поверх смеси для герметизации укладывали лист асбеста.

Все образцы перед борированием и ТО были испытаны на специальной реологической установке. На этой установке определялся прогиб образцов при температурах эксплуатации кокиля в зависимости от величины и времени действия нагрузки.

Образцы (борированный и термообработанный) были повторно исследованы на реологической установке после насыщения и термообработки. Результаты исследований приведены на рисунке 2.

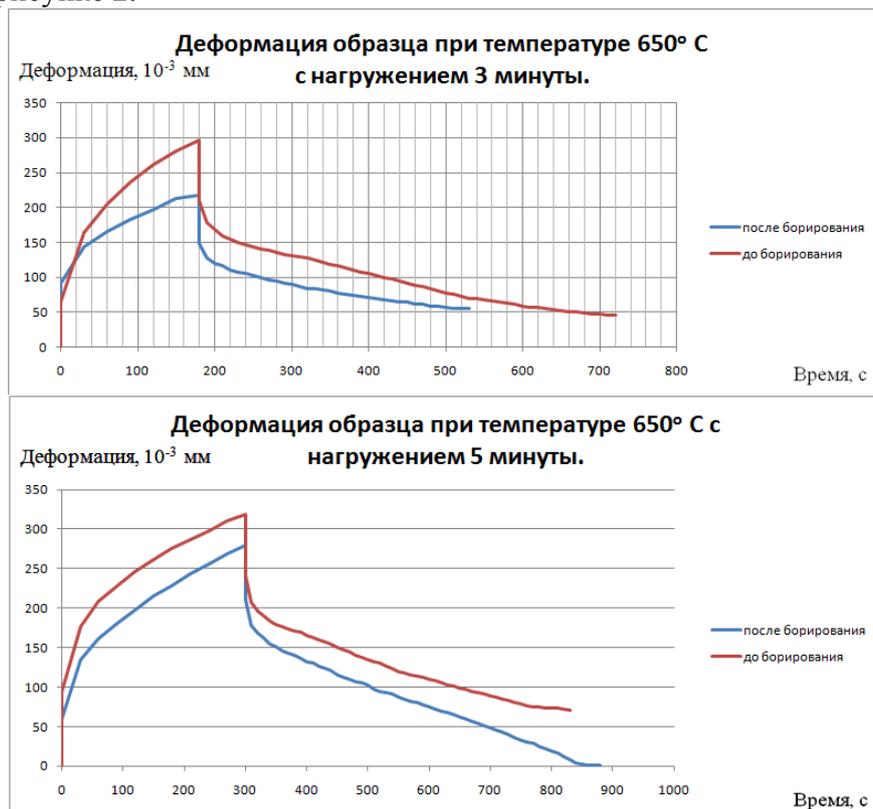


Рисунок 2 – Зависимость прогиба образцов от времени действия постоянной нагрузки

Как следует из рисунка, борирование значительно уменьшает величину как суммарных, так и остаточных деформаций (нижние кривые). Уменьшение остаточных деформаций приводит к уменьшению напряжений в стенке кокиля после каждой заливки, что несомненно будет благоприятно сказываться на долговечность многоразовых металлических форм из чугуна.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОТЫ ФОРМЫ НА УПЛОТНЯЕМОСТЬ ПРИ УДАРНОМ ПРЕССОВАНИИ.

Марков И.Г. - студент, Ильиных Е.С. - инженер, Бобров Е.А. - студент,  
Москалев В.Г. - к.т.н., доцент

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

Как известно из работы [2] рекомендованная высота уплотнения при статическом прессовании равно 250 – 300 мм, при увеличении высоты опоки сверх приведенных значений в форме наблюдается недоуплотнение нижних слоев смеси, в том числе и смеси в карманах.

При динамическом-ударном уплотнении возможно применение опок и большей величины. К примеру, в работе [1] формовали модель размером 430 мм в опоке высотой 750 мм и получили твердость по ладу и контрладу 76 и 85 единиц соответственно. Плотность же по ладу составила 1654 кг/ м<sup>3</sup> и контрладу 1742 кг/м<sup>3</sup>, что по сравнению со статическим прессованием является более равномерным распределением плотности и твердости по высоте формы. Для проведения эксперимента была разработана опока высотой 450 мм , с помощью которой постарались изучить параметры уплотнения на разных высотах. Для проверки взяли четыре высоты 100 мм, 200 мм, 300 мм, 400 мм. Удар по смеси наносится непосредственно грузом, масса которого равна 2,5 массы смеси. Скорость фиксированная - V = 7 м/с, согласно рекомендациям, изложенным в работе [1].

Состав испытуемой смеси кварцевый песок марки 2К<sub>2</sub>О<sub>1</sub>02 – 91%, бентонит марки П1Т1А – 5%, вода – 4%.

Технологические свойства испытуемой смеси:

1. Прочность на сырое сжатие –  $36 \cdot 10^3$  Па (0,36 кгс/см<sup>2</sup>);
2. Газопроницаемость – 147 ед;
3. Текучесть – 95 %.

Полученные экспериментальные данные по плотности заносятся в таблицу 1, а по твердости в таблицу 2.

По полученным данным строят графики влияния высоты формы на распределение плотности и твердости, рисунки 1 и 2, соответственно.

Таблица 1. Плотность формовочной смеси при изменении высоты формы.

Номер опыта	Высота опоки, м	Масса смеси, кг	Масса груза, кг	Плотность $\delta$ , кг/м <sup>3</sup>					
				лад		центр		контрлад	
				Значение	Среднее	Значение	Среднее	Значение	Среднее
1	0,1	1,7	6,4	1628	1643	1659	1667	1720	1727
				1643		1684		1740	
				1657		1658		1722	
2	0,2	3,4	9,6	1634	1631	1649	1650	1722	1724
				1617		1637		1719	
				1641		1662		1731	
3	0,3	5,1	12,8	1628	1620	1648	1648	1713	1726
				1624		1663		1734	
				1607		1654		1732	
4	0,4	6,8	19,2	1587	1596	1652	1635	1740	1726
				1601		1633		1722	
				1603		1621		1717	

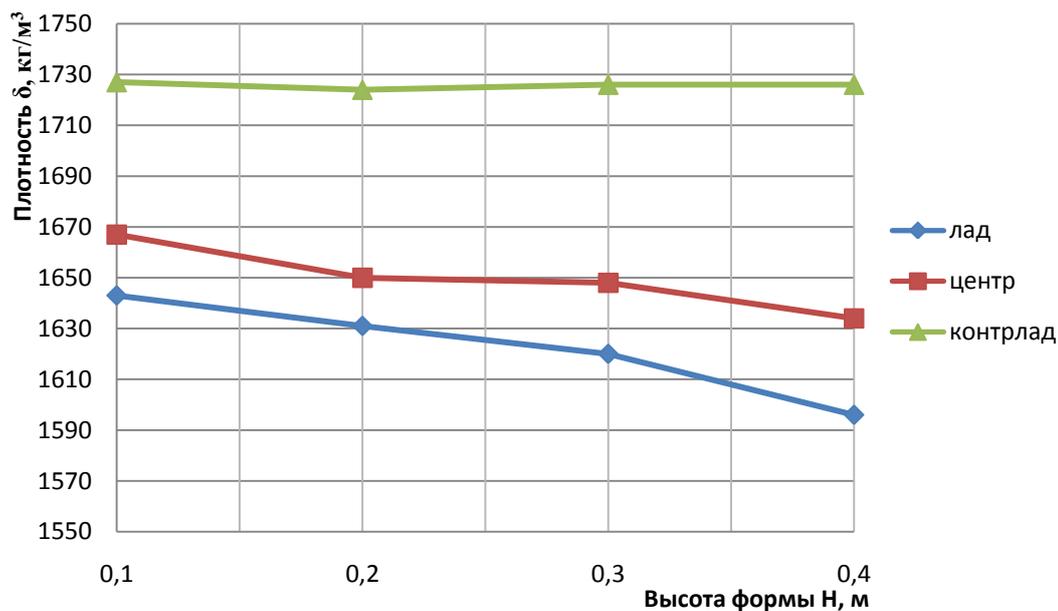


Рисунок 1 – Распределение плотности в зависимости от высоты формы.

Контроль параметров плотности и твердости вводится в трех точках по высоте формы: лад, центр, контрлад. Для надежности каждый эксперимент повторяется по три раза. При помощи инструментов компьютерного анализа проводится проверка полученных данных.

Таблица 2. Твердость формовочной смеси при изменении высоты формы.

Номер опыта	Высота опоки, м	Масса смеси, кг	Масса груза, кг	Твердость T, ед					
				лад		центр		контрлад	
				Значение	Среднее	Значение	Среднее	Значение	Среднее
1	0,1	1,7	6,4	86	86	86	87	87	88,3
				85		88		89	
				87		87		87	
2	0,2	3,4	9,6	86	84,6	87	86,3	89	88
				84		88		88	
				84		84		87	
3	0,3	5,1	12,8	83	83,3	84	84,6	87	87,6
				82		85		89	
				85		85		87	
4	0,4	6,8	19,2	84	82,6	85	83,6	89	87,3
				81		85		85	
				83		83		88	

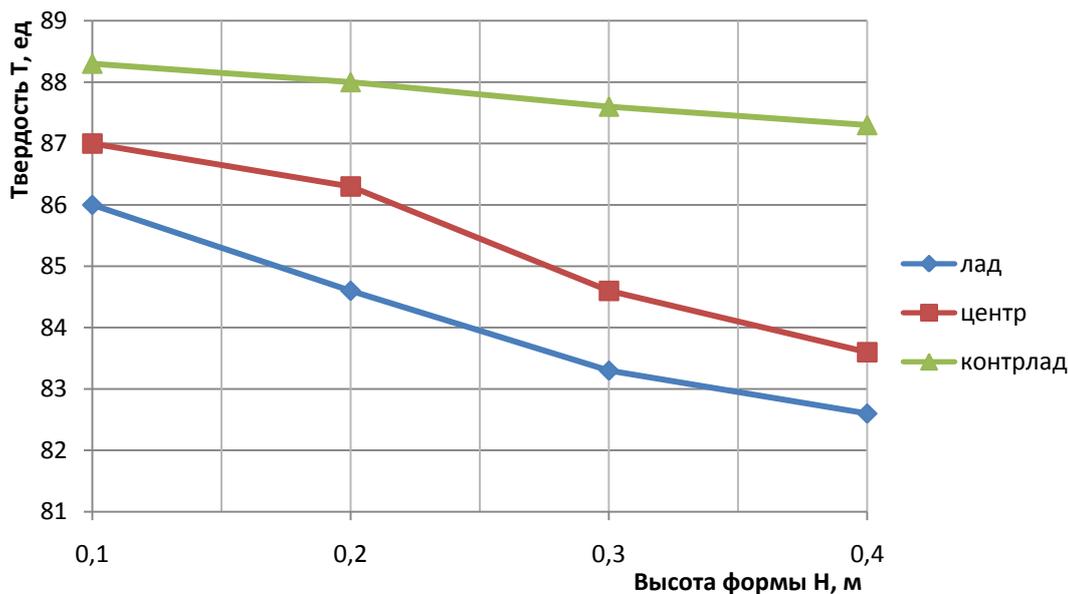


Рисунок 2 - Распределение твердости в зависимости от высоты формы

Как видно из рисунков 1 и 2 плотность и твердость по ладу и центру формы при увеличении высоты формы падает, это связано со множеством факторов. Плотность по контрладу практически не изменяется, это связано с тем, что уплотнение каждой опоки проводится при соблюдении рекомендованных в работе [1] параметров скорости и массы груза. Твердость же по контрладу падает незначительно ( $\pm 1$ ), что вполне можно принять за погрешность и говорить о том, что твердость по контрладу не падает, а тоже постоянна.

#### Список литературы

1. Матвеев И. В. Динамическое и импульсные процессы и машины для уплотнения литейных форм [Текст] / И. В. Матвеев, А. З. Исагулов, А. А. Дайукер. – Алматы: Гылым(Наука), 1998.-345с.
2. Матвеев И. В. Скоростное прессование форм [Текст] /И. В. Матвеев // Литейное производство.-1981.-№12.-с.20-21.

### ПРИЧИНЫ ОБРАЗОВАНИЯ КАРБИДОВ ХРОМА В ЗЕРНИСТОМ БЕЙНИТЕ СТАЛИ 24Х2НАЧ

Базарнова А.А. – студент, Свищенок В.В.- к.т.н., доцент, Иванайский А.А. - к.т.н., доцент,  
Иванайский Е.А. - к.т.н., доцент  
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

В исследованиях [1-5] обнаружено, что в сталях близких по составу к стали 24Х2НАЧ может формироваться своеобразная промежуточная структура зернистой морфологии. Данную структуру наименовали зернистым бейнитом. Зернистый бейнит в основном состоит из трёх структурных составляющих. Это: две простые структурные составляющие – структурно свободная  $\alpha$ -фазы и остаточный аустенит, и сложная структурная составляющая, являющаяся механическую смесь бейнитной  $\alpha$ -фазы и глобулярных карбидов. Зернистый бейнит формируется в условиях непрерывного охлаждения при начале распада аустенита в верхнем интервале промежуточной области.

Методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг был определён состав и тип карбидной фазы зернистого бейнита. Исследование фольг было проведено по инициативе профессор Чепрасов Д.П. в лаборатории кафедры физики Томского государственного архитектурно строительного университета под руководством

профессора Козлова Э.В. Проведенное исследование методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг однозначно доказало наличие карбидов в исследуемой структуре. Обнаружено, что карбидная фаза в основном состоит из карбидов хрома  $(Fe,Cr)_{23}C_6$  округлой формы. Причины образования спецкарбида не объяснены.

Целью настоящей работы было комплексное исследование фазового состава зернистого бейнита стали 24X2HAч методами:

- 1) оптической микроскопии
- 2) рентгеноструктурного анализа
- 3) просвечивающей электронной микроскопии реплик.

Образцы для исследования изготавливали из прутка стали 24X2HAч следующего химического состава (вес. %): C-0,31%; Cr-1,2%; Ni-2,5%; Mn-0,65%; Si-0,37%; PЗМ-0,04%. Структуру зернистого бейнита получали методом торцевой закалки по методике изложенной в [4]. После торцевой закалки от  $880^{\circ}C$  на образце делали продольный шлиф, на котором для дальнейшего исследования выбирали участок с максимальной долей зернистого бейнита в структуре.

Анализ полученной структуры и термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита стали 24X2HAч [3] показывает, что ее формирование шло при скорости охлаждения в пределах  $2,0 - 2,50$  C/c. Микроструктура выбранного участка состоит из 30-40% структурно-свободной  $\alpha$ -фазы, и механической смеси. Основой последней является бейнитная  $\alpha$ -фаза в которой присутствуют отличающиеся по размерам глобулярные включения. Включения в основном не имеют ориентировки в расположении, но распределены не равномерно. В отдельных участках видны скопления мелких включений. Часть мелких включений, по-видимому, являются карбидами, что, косвенно, подтверждается травлением щелочным раствором пикрата натрия. Определённая доля структурно-свободной  $\alpha$ -фазы состоит из феррита, образовавшегося при распаде части аустенита выше промежуточной области. Некоторая доля структурно-свободной  $\alpha$ -фазы, состоит из мезоферрита образовавшимся на начальном безкарбидном этапе промежуточного превращения (мезоферрит[5]).

Рентгеноструктурное исследование показало, что в структуре наряду с  $\alpha$ -фазой присутствует и остаточный аустенит ( $\gamma$ -фаза). Количество остаточного аустенита 10%, содержание углерода в остаточном аустените составляет 1,3%, то есть многократно превышает его среднее содержание в стали. Таким образом, часть видимых в промежуточной структуре включений должны быть остаточным аустенитом.

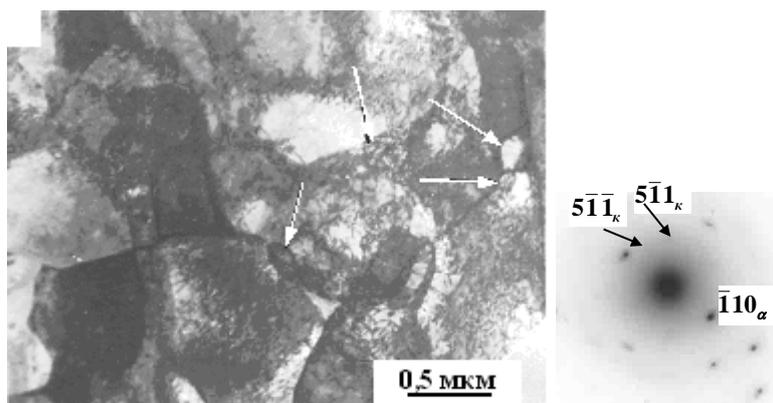


Рисунок 1. Электронная микроскопия фольги исследуемой структуры. Карбиды  $M_{23}C_6$  отмечены стрелками (из отчёта Козлова Э.В.).

Электронная микроскопия реплик, снятых с исследуемой структуры подтверждает наличие механической смеси состоящей из матрицы и значительно отличающихся по размерам глобулярных включений. Очевидно, что более крупные глобулярные включения являются остаточным аустенитом, а мелкие карбидами. Мелкие включения в основном

присутствуют в виде обособленных скоплений. Эти участки и являются зернистым бейнитом – механической смесью бейнитной  $\alpha$ -фазы и глобулярных карбидов.

Однако это предположение не бесспорно. Так литературные данные (кроме наших исследований) о возможности образования глобулярных карбидов в процессе промежуточного превращения отсутствуют, в то время как имеются данные об образовании безкарбидных промежуточных структур. Это давало основание оппонентам говорить, что глобулярные карбиды на самом деле являются мелкодисперсными глобулями остаточного аустенита.

Проведенное исследование методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг однозначно доказало наличие карбидов в исследуемой структуре. Обнаружено, что карбидная фаза в основном состоит из карбидов хрома  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$  округлой формы (рисунок 1). Выявлено, что остаточный аустенит присутствует в основном в виде отдельных зерен. В структуре также присутствует некоторое количество высокоуглеродистого мартенсита.

Результаты определения типа основного карбида присутствующего в структуре неожиданны, не соответствующие имеющимся научным представлениям о карбидной фазе низколегированных сталей и нуждаются в объяснении, которых нет в отчёте Козлова Э.В. По имеющимся на сегодняшний день представлениям карбиды хрома  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$  не должны образовываться в исследуемой стали. Тип образующегося карбида зависит от содержания в стали хрома и углерода (никель не участвует в карбидообразовании). Анализ диаграммы состояния  $\text{Fe} - \text{Cr} - \text{C}$  показывает, что при имеющемся в исследуемой стали содержании углерода 0.31% для образования карбида необходимо присутствие в аустените более 10 % хрома, в то время как в стали имеется только 1,2 %. Предположительно присутствие карбида  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$  в исследуемой структуре можно объяснить тем, что на начальных стадиях промежуточного превращения наряду с перераспределением углерода происходит и перераспределение хрома. Углерод перераспределяется от фронта фазовой  $\gamma - \alpha$  перекристаллизации, а хром наоборот перераспределяется к фронту. В результате на фронте перекристаллизации аустенит оказывается обедненным углеродом и обогащенным хромом. Из аустенита такого состава и происходит выделение глобулярных карбидов хрома. В результате аустенит становится низкоуглеродистым и претерпевает  $\gamma - \alpha$  превращение.

#### Выводы

Исследованная структура представляет собой совокупность структурных составляющих образующихся последовательно из аустенита в процессе его непрерывного охлаждения. В структуре присутствует 30-35 % структурно-свободной  $\alpha$ -фазы (феррит и мезоферрит), образовавшейся на начальной безкарбидной стадии распада. Остальная часть структуры является сложной механической смесью основой которой (матрицей) является бейнитная  $\alpha$ -фаза. В матрице в виде включений различной дисперсности присутствует зернистый бейнит (обособленная механическая смесь бейнитной  $\alpha$ -фазы и мелкодисперсных глобулярных карбидов). В матрице так же присутствуют включения мартенсита и остаточного аустенита.

Основную долю карбидной фазы составляет карбид хрома  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ , образование которых обусловлено тем, что на фронте перекристаллизации  $\gamma - \alpha$  аустенит оказывается обедненным углеродом и обогащенным хромом.

#### Список литературы

1. Свищенко В.В. Строение и механизм формирования зернистого бейнита // Труды Алтайского Государственного Технического Университета им. И.И. Ползунова - Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 1995. - С. 44-50
2. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Строение и механизм формирования зернистого бейнита в стали 20Х2НАЧ // МиТОМ. 1997. №9. С.6-9.
3. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Скоростной диапазон образования зернистого бейнита при распаде аустенита стали 20Х2НАЧ // МиТОМ. 1998. № 5. С. 17-19.

4. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Влияние температуры аустенитизации стали 20X2H4ч на строение бейнита // МиТОМ. 1999. № 11. С. 15-17.
5. Свищенко В.В., Чепрасов Д.П., Антонюк О.В. Образование мезоферрита и зернистого бейнита в низкоуглеродистой низколегированной стали // МиТОМ. 12004. № 8. С. 7-11.
6. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.

## ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА ПЕРВУЮ КРИТИЧЕСКУЮ ТОЧКУ СТАЛИ 24X2H4Ч

Кривошеев С.Е. – студент, Свищенко В.В.- к.т.н., доцент, Иванайский А.А. - к.т.н., доцент,  
Иванайский Е.А. - к.т.н., доцент,  
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Целью настоящей работы было исследование влияния различных исходных структур на критическую точку  $A_{C1}$  (первую критическую точку) стали 24X2H4ч. В качестве варьируемых факторов были выбраны три следующих исходные структуры: классическая феррито-перлитная структура, структура зернистого бейнита и структура зернистого перлита, полученная высоким отпускком зернистого бейнита.

Первая структура взята для сравнения, как хорошо изученная.

Вторая структура (зернистый бейнит) является сложной малоизученной структурой, карбидная фаза которой, как неожиданно оказалось для таких сталей как 24X2H4ч, является специальным карбидом  $(Fe,Cr)_{23}C_6$ , а не цементитом. Между тем, известно, что специальные карбиды хрома оказывают сильное влияние на положение первой критической точки [1]. Если у стали 24X2H4ч с исходной структурой зернистого бейнита температура первой критической точки будет выше температуры такой же точки при исходной феррито-перлитной структуре, значит в зернистом бейните действительно присутствуют спецкарбиды.

Третья структура (зернистый перлит) взята для определения типа её карбидной фазы. Если первая критическая точка при этой структуре будет такой же, как и у феррито-перлитной, значит, карбидной фазой зернистого перлита является цементит. Если же первая критическая точка при этой структуре будет такой же, как при исходной структуре зернистого бейнита, значит, карбидной фазой зернистого перлита будет спецкарбидом.

Зернистый бейнит является малоизученной структурой, которая была обнаружена в стали 20X2H4ч и описан в работах [2-6]. Зернистый бейнит в основном состоит из трёх структурных составляющих. Это: две простые структурные составляющие – структурно свободная  $\alpha$ -фазы и остаточный аустенит, и сложная структурная составляющая, являющаяся механическую смесь бейнитной  $\alpha$ -фазы и глобулярных карбидов. Зернистый бейнит формируется в условиях непрерывного охлаждения при начале распада аустенита в верхнем интервале промежуточной области.

Методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг был определён состав и тип карбидной фазы зернистого бейнита. Исследование фольг было проведено по инициативе профессор Чепрасов Д.П. в лаборатории кафедры физики Томского государственного архитектурно строительного университета под руководством профессора Козлова Э.В. Проведенное исследование методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг однозначно доказало наличие карбидов в исследуемой структуре. Обнаружено, что карбидная фаза в основном состоит из карбидов хрома  $(Fe,Cr)_{23}C_6$  округлой формы. Причины образования спецкарбида не объяснены.

Образцы для исследования изготавливали из прутка стали 24X2H4ч следующего химического состава (вес. %): С-0,31%; Cr-1,2%; Ni-2,5%; Mn-0,65%; Si-0,37%; PЗМ-0,04%. Требуемые структуры получали методом торцевой закалки по методике изложенной в [5]. После торцевой закалки от 880°C на образце делали продольный шлиф, на котором для дальнейшего исследования выбирали участки со структурой зернистого бейнита и

структурой феррита и перлита. Эти участки отрезали в виде шайб от исходного образца. Шайба со структурой зернистого бейнита была разрезана на две части, и в одной из этих частей 4-х часовым отпуском при температуре  $680^{\circ}\text{C}$  была получена структура зернистого перлита (по методике предложенной в [2]).

Для исследования полученных структур использовались следующие методы:

- 1) оптическую микроскопию;
- 2) рентгеноструктурный анализ;
- 3) просвечивающая электронная микроскопия реплик;
- 4) дифференциальный термический анализ на приборе «DEREVATOGRAPH».

Микроструктура зернистого бейнита приведена на рисунке 1. Анализ полученной структуры и термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита стали 24Х2НАч [4] показывает, что ее формирование шло при скорости охлаждения в пределах  $2,0 - 2,5^{\circ}\text{C/s}$ . Микроструктура выбранного участка состоит из 30-40% структурно-свободной  $\alpha$ -фазы, и механической смеси. Основой последней является бейнитная  $\alpha$ -фаза в которой присутствуют отличающиеся по размерам глобулярные включения. Включения в основном не имеют ориентировки в расположении, но распределены не равномерно. В отдельных участках видны скопления мелких включений. Часть мелких включений, по-видимому, являются карбидами, что, косвенно, подтверждается травлением щелочным раствором пикрата натрия. Определённая доля структурно-свободной  $\alpha$ -фазы состоит из феррита, образовавшегося при распаде части аустенита выше промежуточной области. Некоторая доля структурно-свободной  $\alpha$ -фазы, состоит из мезоферрита образовавшимся на начальном безкарбидном этапе промежуточного превращения (мезоферрит [6]).

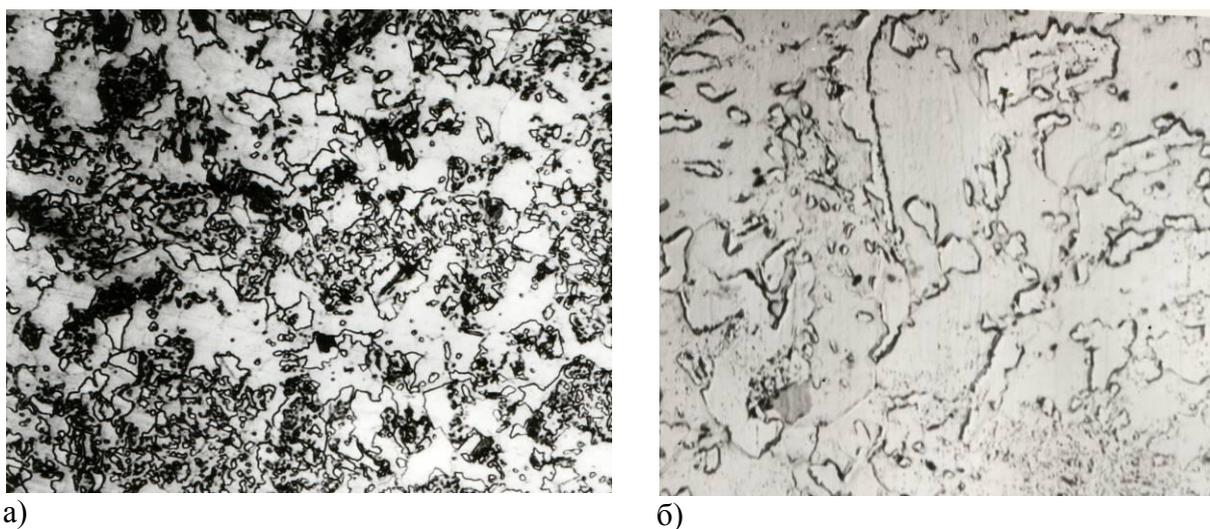


Рисунок 1. Структуры зернистого бейнита. а) оптическая микрофотография исследуемой структуры  $\times 800$ ; б) электронная микроскопия реплик, снятых с исследуемой структуры  $\times 5000$

Рентгеноструктурное исследование показало, что в структуре наряду с  $\alpha$ -фазой присутствует и остаточный аустенит ( $\gamma$ -фаза). Количество остаточного аустенита 10%, содержание углерода в остаточном аустените составляет 1,3%, то есть многократно превышает его среднее содержание в стали. Таким образом, часть видимых в промежуточной структуре включений должны быть остаточным аустенитом.

Электронная микроскопия реплик, снятых с образца со структурой зернистого бейнита (рисунок 1б, 1в) подтверждает наличие механической смеси состоящей из матрицы и значительно отличающихся по размерам глобулярных включений. Очевидно, что более крупные глобулярные включения являются остаточным аустенитом, а мелкие карбидами. Мелкие включения в основном присутствуют в виде обособленных скоплений. Эти участки

и являются зернистым бейнитом – механической смесью бейнитной  $\alpha$ -фазы и глобулярных карбидов.

Проведенное исследование методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг показало, что карбидная фаза зернистого бейнита в основном состоит из карбидов хрома  $(Fe,Cr)_{23}C_6$  округлой формы.

Дифференциальный термический анализ образцов с выбранными исходными структурами проведенный на приборе «DEREVATOGPH» позволил определить критические точки и построить кривые нагрева образцов.

Образец с феррито-перлитной структурой имел первую критическую точку в районе  $730...735^{\circ}C$ . Кривая нагрева образца в этом интервале температур имела выраженную ступеньку. Эти результаты соответствуют классическим представлением о перлитном превращении.

Образец со структурой зернистого бейнита имел первую критическую точку от  $750^{\circ}C$ . На кривой нагрева нет выраженной ступеньки, а только перегиб, идущий с колеблющимся углом вплоть до температуры аустенизации ( $835^{\circ}C$ ). Эти результаты соответствуют представлением о перлитном превращении стали с карбидами  $M_{23}C_6$  [1].

Образец со структурой зернистого перлита дал результаты близкие к образцу со структурой зернистого бейнита.

#### Выводы

В стали 24X2HAc исходная структура влияет на температуру первой критической точки. При исходной структуре зернистого бейнита, температура первой критической выше на  $15^{\circ}C$ , чем при исходной феррито-перлитной структуре. Это обусловлено тем, что в структуре зернистого перлита основную долю карбидной фазы составляют карбиды хрома.

#### Список литературы

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Машиностроение, 1983. 526 с.
2. Свищенко В.В. Строение и механизм формирования зернистого бейнита // Труды Алтайского Государственного Технического Университета им. И.И. Ползунова - Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 1995. - С. 44-50
3. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Строение и механизм формирования зернистого бейнита в стали 20X2HAc // МиТОМ. 1997. №9. С.6-9.
4. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Скоростной диапазон образования зернистого бейнита при распаде аустенита стали 20X2HAc // МиТОМ. 1998. № 5. С. 17-19.
5. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Влияние температуры аустенитизации стали 20X2HAc на строение бейнита // МиТОМ. 1999. № 11. С. 15-17.
6. Свищенко В.В., Чепрасов Д.П., Антонюк О.В. Образование мезоферрита и зернистого бейнита в низкоуглеродистой низколегированной стали // МиТОМ. 12004. № 8. С. 7-11.

### ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА ОБРАЗОВАНИЯ ГЛОБУЛЯРНЫХ КАРБИДОВ В ЗЕРНИСТОМ БЕЙНИТЕ

Чупахин Д.М. – студент, Свищенко В.В.- к.т.н., доцент, Иванайский А.А. - к.т.н., доцент,  
Иванайский Е.А. - к.т.н., доцент

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

Промежуточная структура конструкционной стали с карбидами глобулярной формы, получившая название зернистый бейнит, впервые была описана в работе [1]. Целью данной работы была разработка стали повышенной обрабатываемости методами точной штамповки в сочетании с высокими эксплуатационными свойствами после упрочняющей термообработки. Результатом работы была сталь 24X2HAc и новая технология термической обработки проката на оптимальную для холодной штамповки структуру зернистого перлита. Сталь 24X2HAc с 1984 по 1992 годы в значительных объёмах производилась на Донецком металлургическом заводе по ТУ 14-1-3779-84. Состав стали был подобран так,

чтобы в полосовом прокате непосредственно после прокатки формировалась структура зернистого бейнита с карбидами глобулярной формы. После высокого отпуска такая структура зернистого бейнита трансформировалась в зернистый перлит. Недостатком стали было то, что её состав был технологически «привязан» к прокатному стану ДМЗ.

Наличие в промежуточной структуре карбидной фазы глобулярной формы не соответствовало научным представлениям того времени (время создания стали 24X2НАч). И в настоящее время структура зернистого бейнита остаётся недостаточно изученной, и нет однозначно доказанного механизма формирования карбидов глобулярной формы. В работах [1-2] в целом определены условия и предложен предположительный механизм формирования зернистого бейнита, в работах [3-6] предложенный механизм был дополнен. Кратко предложенный механизм заключается в следующем. Превращение должно начинаться в верхнем интервале промежуточной области. Превращение начинается с быстрого (стремительного) образования большого количества структурно свободной бейнитной  $\alpha$ -фазы, названной мезоферритом. Углерод в аустените перераспределяется от фронта  $\gamma$ - $\alpha$  превращения, в результате чего не превращённый аустенит обогащается углеродом (многократно выше его среднего содержания в стали) и приобретает всё большую устойчивость. На определённом этапе превращения структура состоит из мезоферрита, блокировавшего (окаменевшего) не превращённый аустенит, и этого заблокированного не превращённого аустенита, приобретшего вид островковых включений. Возникающие в процессе превращения объёмные изменения вызывают наклёп включений аустенита, что, как считалось и создаёт условия для его распада на механическую смесь, содержащую глобулярные карбиды. В результате, в зависимости от концентрации углерода в аустените, часть его распадается на механическую смесь бейнитной  $\alpha$ -фазы и глобулярных карбидов (собственно зернистый бейнит), другая часть претерпевает мартенситное превращение, и определённая часть остаётся не превращённой и присутствует в конечной структуре в виде остаточного аустенита.

Целью настоящей работы было уточнение механизма образования глобулярных карбидов в зернистом перлите.

Образцы для исследования изготавливали из прутка стали 24X2НАч следующего химического состава (вес. %): С-0,31%; Cr-1,2%; Ni-2,5%; Mn-0,65%; Si-0,37%; PЗМ-0,04%. Требуемую структуры зернистого бейнита получали методом торцевой закалки по методике изложенной в [5]. После торцевой закалки от 880°С на образце делали продольный шлиф, на котором для дальнейшего исследования выбирали участки со структурой зернистого бейнита. Для исследования полученной структуры использовали следующие методы:

- 1) оптическую микроскопию;
- 2) рентгеноструктурный анализ;
- 3) просвечивающая электронная микроскопия реплик.

Анализ термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита стали 24X2НАч [4] показывает, что формирование структуры бейнита зернистой морфологии шло при скорости охлаждения в пределах 2,0 – 2,5° С/с. Микроструктура выбранного участка состоит из 30-40% структурно-свободной  $\alpha$ -фазы, и механической смеси. Основой последней является бейнитная  $\alpha$ -фаза в которой присутствуют отличающиеся по размерам глобулярные включения. Включения в основном не имеют ориентировки в расположении, но распределены не равномерно. В отдельных участках видны скопления мелких включений. Часть мелких включений, по-видимому, являются карбидами, что, косвенно, подтверждается травлением щелочным раствором пикрата натрия. Определённая доля структурно-свободной  $\alpha$ -фазы состоит из феррита, образовавшегося при распаде части аустенита выше промежуточной области. Некоторая доля структурно-свободной  $\alpha$ -фазы, состоит из мезоферрита образовавшимся на начальном безкарбидном этапе промежуточного превращения.

Рентгенограмма исследуемой структуры зернистого бейнита приведена на рисунке 1. Рентгеноструктурное исследование показало, что в структуре наряду с  $\alpha$ -фазой присутствует

и остаточный аустенит ( $\gamma$ -фаза). Количество остаточного аустенита 10%, содержание углерода в остаточном аустените составляет 1,3%, то есть многократно превышает его среднее содержание в стали. Таким образом, часть видимых в промежуточной структуре включений должны быть остаточным аустенитом.

Электронная микроскопия реплик, снятых с образца со структурой зернистого бейнита подтверждает наличие механической смеси состоящей из матрицы и значительно отличающихся по размерам глобулярных включений. Очевидно, что более крупные глобулярные включения являются остаточным аустенитом, а мелкие карбидами. Мелкие включения в основном присутствуют в виде обособленных скоплений. Эти участки и являются зернистым бейнитом – механической смесью бейнитной  $\alpha$ -фазы и глобулярных карбидов.

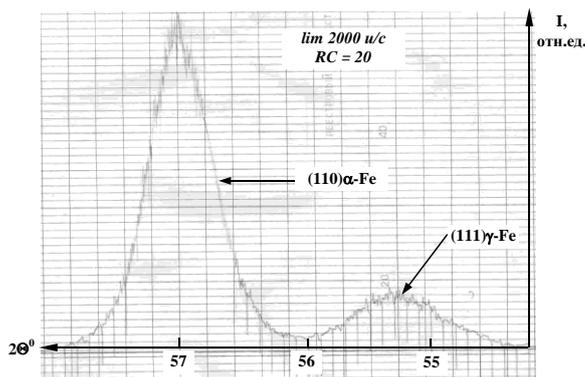


Рисунок 1 - Рентгенограмма, снятая на Fe K $\alpha$  излучении, с исследуемой структуры.

Для объяснения причин образования в зернистом бейните карбидов глобулярной формы было обращено внимание на работу [7]. В данной работе показано, что основным типом карбида в зернистом бейните стали 24X2HAc является карбид хрома M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и объяснены причины его образования. Это резко поменяло существующие научные представления о типе карбидной фазы в конструкционных сталях с относительно не высоким содержанием хрома. Ранее считалось, что в таких сталях могут быть только карбиды цементитного типа, которые при распаде аустенита обычно и выделяются в пластинчатой форме. Карбиды же хрома обычно выделяются в глобулярной форме [8], что и обуславливает наблюдаемую глобулярную форму карбида в зернистом бейните стали 24X2HAc.

#### Выводы

В зернистом бейните стали 24X2HAc глобулярная форма карбидной фазы в основном обусловлена тем, что при распаде аустенита выделяется карбиды хрома, а не цементитные карбиды.

#### Список литературы

1. Свищенко В.В. Разработка сталей повышенной обрабатываемости и технологии их предварительной сфероидизирующей термической обработки для тяжело нагруженных деталей машин, изготавливаемых точной чистовой вырубкой // Автореферат на соискание учёной степени к.т.н. Москва. 1985. 19с.
2. Свищенко В.В. Строение и механизм формирования зернистого бейнита // Труды Алтайского Государственного Технического Университета им. И.И. Ползунова - Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 1995. - С. 44-50
3. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Строение и механизм формирования зернистого бейнита в стали 20X2HAc // МиТОМ. 1997. №9. С.6-9.
4. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Скоростной диапазон образования зернистого бейнита при распаде аустенита стали 20X2HAc // МиТОМ. 1998. № 5. С. 17-19.
5. Кремнев Л.С., Свищенко В.В., Чепрасов Д.П. Влияние температуры аустенитизации стали 20X2HAc на строение бейнита // МиТОМ. 1999. № 11. С. 15-17.

6. Свищенко В.В., Чепрасов Д.П., Антонюк О.В. Образование мезоферрита и зернистого бейнита в низкоуглеродистой низколегированной стали // МиТОМ. 2004. № 8. С. 7-11.
7. Свищенко В.В., Чепрасов Д.П., Иванайский А.А., Иванайский Ж.А. Фазовый состав зернистого бейнита стали 24Х2НАч // Ползуновский альманах. 2004. №4. С. 108-110.
8. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Машиностроение, 1983. 526 с.

### МИКРОСТРУКТУРА БОРИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ

Корх В.П. - студ. гр. ЛП-01, Мустафин Г.А., - к.т.н., доцент, Мустафина Т.В. - инженер Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Для контроля микроструктуры борированных в порошке образцов для реологических исследований совместно с ними в контейнер были помещены образцы-свидетели, такого же сечения, что и основные образцы. Металлографические исследования образцов-свидетелей проводились с помощью оптического микроскопа ММР-4 и твердомера ПМТ-3.

На внутренней поверхности полых борированных образцов образовался слой меньшей толщины (135-150 мкм), чем на внешней поверхности (180 мкм). Слои сплошные, стабильные по толщине по всей поверхности образца. Каждый слой состоит из боридов Fe<sub>2</sub>B, борного цементита и насыщенной бором  $\alpha$ -фазы (рис. 1,2).



Рисунок 1 - Микроструктура внутреннего борированного слоя

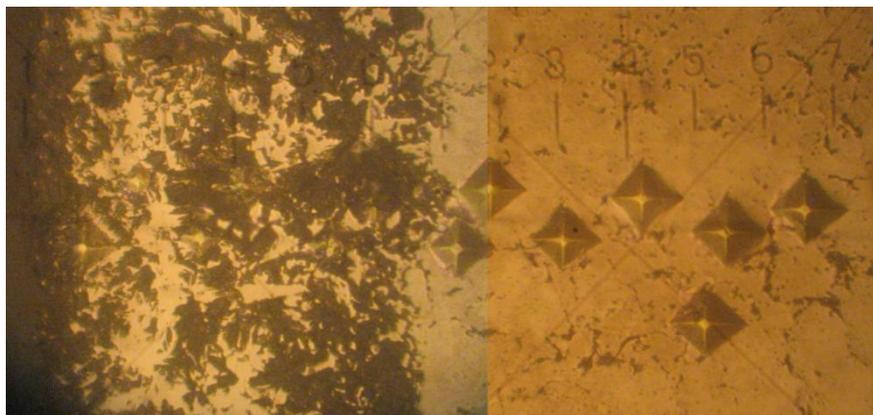


Рисунок 2 - Микроструктура внешнего борированного слоя

Также были произведены исследования микротвердости образцов-свидетелей. Микротвердость измерялась от насыщаемой поверхности вглубь образца в трех сечениях шлифа. По средним значениям микротвердости были построены графики зависимости микротвердости от расстояния укола индентора от поверхности. Так как слой состоит из небольших по площади элементов фаз, то не выявлено значений микротвердости отдельных фаз слоя. Выявлено среднее значение микротвердости слоя и среднее значение микротвердости основного металла, также не являющегося однородным (состоит из металлической матрицы и графитовых включений). Исследования микротвердости

подтверждают результаты металлографического исследования – граница слоев находится на глубине 150-180мкм от поверхности (рис. 3).

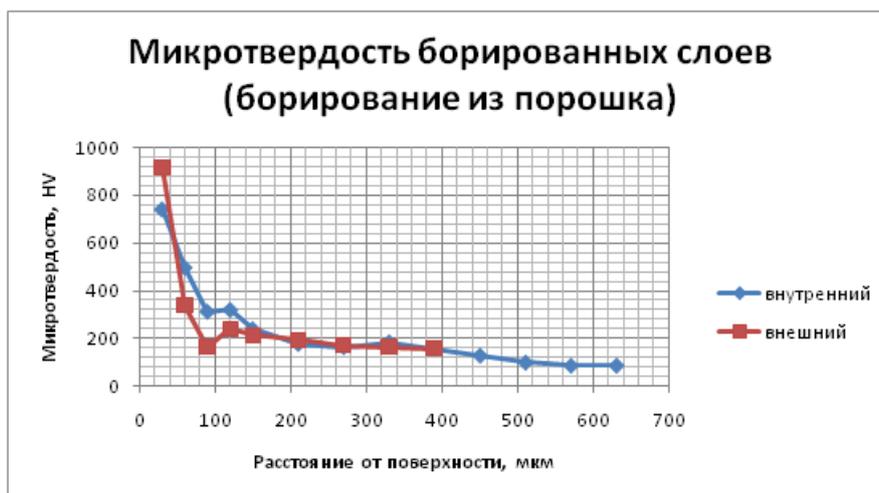


Рисунок 3 – Микротвердость борированных слоев

Также были исследованы образцы насыщенные бором из обмазки при заливке чугуна в экспериментальную форму (рис. 4).

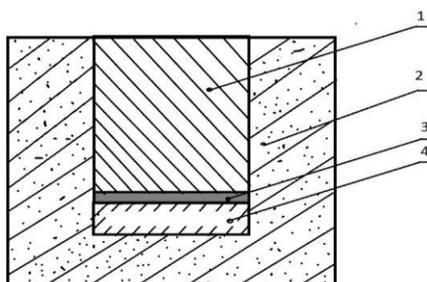


Рисунок 4 – Экспериментальная форма для борирования: 1 – отливка из серого чугуна; 2 – песчано-глинистая форма; 3 – обмазка; 4 – стержень.

После выбивки и очистки отливки из неё был вырезан элемент для металлографического исследования, дающий наиболее полную информацию о насыщении поверхности на глубине до 10 мм и об изменении толщины слоя по радиусу отливки в соответствии с рисунком 5.

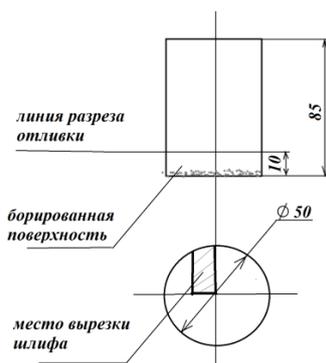


Рисунок 5 – Образец для исследования микроструктуры

При макроанализе выявлен, а затем подтвержден микроанализом, непрерывный борированный слой с преобладающей по длине шлифа толщиной 1,5-2 мм, и отдельными участками с меньшей толщиной (минимальный слой 650мкм), состоящий из крупных кристаллов боридов железа и зон ледебуритной эвтектики (рис. 6). Включения  $\alpha$ -фазы и графита в ледебуритной эвтектике отсутствуют. На отдельных участках эвтектики наблюдаются крупные кристаллы первичного бористого цемента. Зона столбчатых

боридов отсутствует, вследствие возможного подплавления слоя при высокой температуре заливки.



Рисунок 6 - Совмещенный снимок полученного борированного слоя

При исследовании микротвердости было выбрано минимальное сечение борированного слоя толщиной 650 мкм. Высокое значение микротвердости на глубине 250 мкм подтверждает, что в указанной зоне действительно находится крупный кристалл (толщиной 30 мкм и длиной 500 мкм) борида железа  $Fe_2B$ . Исследование микротвердости также подтверждает глубину борированного слоя. Резкое снижение микротвердости происходит на глубине 650 мкм (рис 7).



Рисунок 7 - Микротвердость после заливки

Выводы: Исследования показали, что упрочненный слой полученный поверхностным легированием из обмазки имеет на порядок большую глубину (1-2мм против 150-180 мкм, при насыщении из порошка при печном нагреве) при несколько меньшей твердости. Структура упрочненного при литье слоя значительно отличается от борированного слоя полученного классическим способом: на поверхности отливок образуется эвтектический слой (литая боридная эвтектика) в котором не наблюдается ярко выраженной зоны столбчатых боридов. Следует отметить, что такая структура определяет более высокий комплекс механических свойств упрочненного слоя за счет снижения уровня внутренних напряжений и более благоприятного сочетания твердости и пластичности. Микротвердость слоев полученных в процессе литья несколько ниже, чем у слоев получаемых методами химико-термической обработки, однако, это компенсируется увеличением пластичности, что позволяет использовать литые диффузионно-упрочненные детали при повышенных ударных нагрузках без опасности скалывания слоя.

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ  
ПОЛУЧЕНИЯ ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ  
ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ-МАГНИЙ-ЦЕРИЕВОЙ ЛИГАТУРЫ

Козленков М.В. - студент, Марширов И.В. - к.т.н., доцент  
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (г. Барнаул)

Основными факторами регулирования литой структуры и уровня физико-механических и эксплуатационных характеристик высокопрочного чугуна являются: качество исходного расплава, режимы модифицирования, химический состав и скорость затвердевания металла в отливках.

При проведении исследований выплавку исходного расплава чугуна проводили в индукционной тигельной печи с емкостью тигля 120 кг с кислой футеровкой. В качестве шихтовых материалов использовали: передельный чугун, ферросилиций марки ФС75, возврат собственного производства, отходы углеродистой стали. Сфероидизирующее модифицирование проводили в разливочном ковше лигатурой ЖНМГЦ. Температура перегрева расплава перед выпуском в разливочный ковш составляла 1430-1480 °С. Экспресс-контроль исходного и модифицированного чугуна осуществляли по виду излома технологической пробы, заливаемой, соответственно, из печи после расплавления шихты и из разливочного ковша после обработки расплава модифицирующе-рафинирующей смесью.

На основе проведенного анализа по влиянию химического состава (С, Si, Mn) на структуру и свойства чугуна с шаровидным графитом рекомендован следующий состав чугуна перед модифицированием: углерод – 3,3-3,6%; кремний – 2,3-2,7%; марганец – 0,3-0,5%; содержание фосфора и серы – менее, соответственно 0,1 и 0,02%.

При этом для получения шаровидной формы графита остаточное содержание магния в чугуне должно быть в пределах 0,03-0,07. Учитывая, что коэффициент усвоения магния при использовании вышеуказанной лигатуры неизвестен, на начальном этапе исследований количество магнийсодержащей лигатуры варьировалось в пределах (0,6-1,0%) от массы заливаемого в ковш расплава чугуна. При этом также на дно ковша совместно с лигатурой помещали ФС75 в качестве графитизирующего модификатора и фтористый кальций – как рафинирующую добавку.

Анализ данных по опытным плавкам показывает, что при обработке расплава чугуна сфероидизирующим модификатором в количестве 0,8% в структуре чугуна содержится лишь 20% шаровидного графита, а 80% – вермикулярного графита. Увеличение количества вводимой в расплав лигатуры ЖНМГЦ до 1,0% позволяет стабильно обеспечивать 100% шаровидной формы графита.

В литом состоянии структура металлической основы, определяемая в соответствии ГОСТ 3443-87, на образцах после механических испытаний, состояла из 80% феррита и 20% перлита, после термической обработки (нормализации) – из 95 % перлита и 5 % феррита.

При этом полученный высокопрочный чугун с шаровидным графитом имел следующие показатели механических свойств: в литом состоянии – предел прочности  $\sigma_b = 585$  МПа, условный предел текучести  $\sigma_{02} = 420$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 7,0$  %, твердость по Бринеллю = 2070 МПа. После термической обработки –  $\sigma_b = 865$  МПа,  $\sigma_{02} = 670$  МПа,  $\delta = 3,4$  %, НВ = 2850 МПа.

Таким образом, использование в качестве сфероидизирующего модификатора жезезо-никель-магний-цериевой лигатуры позволяет обеспечить в соответствии с требованиями ГОСТ 7293-85 получение в литом состоянии высокопрочного чугуна с шаровидным графитом марки ВЧ 50, а после термической обработки – ВЧ 80.

При разработке технологического процесса производства отливок из чугуна с шаровидным графитом большое внимание уделяется проектированию литниково-питающих систем (ЛПС). Питание отливок из ЧШГ в форме производится с учетом объемных изменений, имеющих место при кристаллизации чугуна. Характерной особенностью чугунов по сравнению со сталью является тот факт, что процесс затвердевания в форме сопровождается увели-

чения объема и для ЧШГ эта величина в 3-4 раза больше, чем для ЧПГ. Для стали присуща послойная кристаллизация, ЧШГ склонен к объемной кристаллизации, ЧПГ имеет комбинированный тип кристаллизации

В связи с этим расчет элементов литниковой системы, определение места подвода металла к отливке, определение количества и размеров прибылей для отливок из чугуна с шаровидным графитом имеют специфические особенности. Данные особенности литейных свойств ЧШГ были учтены при разработке технологических процессов изготовления ряда отливок сельхозмашиностроения.

При этом при проведении работы, наряду с применением известных методик расчета литниково-питающих систем, для прогнозирования качества достаточно сложных по конфигурации отливок была использована система компьютерного моделирования «Полигон».