ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 8 август 2014

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А., д.т.н., проф.
КОЛЕСНИКОВ А.Г., д.т.н., проф.

Зам. Главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И., к.т.н.
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., к.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯКОВЛЕВ С.С., д.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing.habil., prof.
ТУТМАН Т., Dr.Yur.
ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ЛУТОВИНИНА О.Н.
СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Молчанова В.А., Акутин А.А., Изотов В.А. Анализ работы основных типов литниково-питающих систем при получении ответственных отливок из алюминиевых сплавов методом литья по выплавляемым моделям 3

Болдырев Д.А., Сафронов Н.Н. О синергетическом подходе к понятию "качество чугуна в отливках" 6

Олефиренко Н.А., Овчинников В.В. Технология восстановления коленчатых валов компрессоров фреона 10

Кузнечно-штамповочное производство

Александров С.Е., Пирумов А.Р. Толщина слоя интенсивных пластических деформаций вблизи поверхности трения в процессах выдавливания и волочения 15

Назарян Э.А., Аракелян М.М., Симонян А.С. Анализ процесса изгиба двухслойного листового пакета 19

Антонюк Ф.И., Малышев А.Н., Логутенкова Е.В. Деформирующие силы при формообразовании фланцев на стержнях закрытой осадкой с выдавливанием 24

Прокатно-волочильное производство

Арюлин С.Б., Халипов И.В. Определение профиля опорного валка маятникового прокатного стана 31

Материаловедение и новые материалы

Гуреева М.А., Грушко О.Е. Влияние легирующих добавок кальция на структуру и фазовый состав слитков сплавов системы Al–Mg–Si 36

Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А. Технология послойного электронно-лучевого синтеза порошковых изделий в вакууме 40

Информация

Леушин И.О., Чистяков Д.Г. Определение предельного ресурса чугунных деталей стеклоформ на основе планирования полного факторного эксперимента 46

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2014

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

№ 8 August 2014

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
SEMENOV E.I.

Chairman Assistants:
DEMIN V.A.
KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
CRUK A.T.
LAVRINENKO V.Yu.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

This issue prepared with assistance of specialists:
LUTOVININA O.N.
SERIKOVA E.A.

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Molchanova V.A., Akutin A.A., Izotov V.A. Analysis of work of main types of gating systems in obtaining of critical castings from aluminum alloys by investment casting . . . 3
Boldyrev D.A., Safronov N.N. Synergistic approach to notion of "quality of cast iron in castings" . . . 6
Olefirenko N.A., Ovchinnikov V.V. Technology for restoration of crankshafts of freon compressors . . . 10

Forging and Stamping Production

Aleksandrov S.E., Pirumov A.R. Thickness of layer of intensive plastic deformations near friction surface in processes of exstrusion and drawing . . . 15
Nazaryan E.A., Arakelyan M.M., Simonyan A.S. Analysis of bending process of two-layer sheet package . . . 19
Antonyuk F.I., Malyshev A.N., Logutenkova E.V. Deforming forces in forming of flanges on rods by operation upsetting with forward extrusion . . . 24

Rolling and Drawing Production

Aryulin S.B., Khalipov I.V. Definition of profile of backing roll of pendulum rolling mill . . . 31

Physical Metallurgy and New Materials

Gureeva M.A., Grushko O.E. Influence of alloying additions of calcium on structure and phase composition of ingots of alloys of system Al–Mg–Si . . . 36
Rudskoy A.I., Kondrat'ev S.Yu., Sokolov Yu.A. Technology of layerwise electron-beam synthesis of powder products in vacuum . . . 40

Information

Leushin I.O., Chistyakov D.G. Determination of limiting resource of glass-molds cast iron details by planning full factoring experiment . . . 46

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2014

УДК 621.74.041

В.А. Молчанова, А.А. Акутин, В.А. Изотов
(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)

Анализ работы основных типов литниково-питающих систем при получении ответственных отливок из алюминиевых сплавов методом литья по выплавляемым моделям

Приведены результаты экспериментов, проведенных в производственных условиях, на наличие вида и расположения дефектов в отливках с различными типами литниковых систем. Сделан сравнительный анализ.

Ключевые слова: литниковая система; дефекты; направленное затвердевание; заполнение; литейная форма; методика.

The experiment results made in working conditions allowed determining the presence type and location defects in the castings with different types of gating systems are presented. The comparative analysis is performed.

Keywords: gating system; defects; directional solidification; filling; mould; method.

Одним из требований, предъявляемых к отливкам газотурбинных двигателей из алюминиевых сплавов, является высокая плотность. В отливках должны отсутствовать газовая пористость, окисная плена, а также усадочная пористость и рыхлота.

Образование последних двух видов дефектов зависит от интервала кристаллизации сплавов и в результате низкой теплопроводности керамической оболочковой формы вызывает проблемы, которые пытаются решить обеспечением направленного затвердевания (назначением технологических напусков и установкой, где это возможно, прибылей, которые иногда утепляют поверх оболочковой формы обмоткой теплоизоляционным материалом).

Однако такие технологические решения не всегда обеспечивают достаточную плотность отливок, поэтому готовые отливки подвергают горячему изостатическому прессованию, но это приводит к увеличению продолжительности процесса и возрастанию затрат. Кроме того, данным методом можно исправить дефекты отливок с ограниченным размером пор, остальные отливки бракуют.

В связи с этим рассмотрим вопрос обеспечения направленного затвердевания отливок в форме. Процесс начинается на стадии заполнения расплавом литейной формы, и именно движение расплава оказывает существенное влияние на ход процесса затвердевания отливки. Оба эти процесса тесно взаимосвязаны между собой и происходят одновременно.

В работе Г.И. Тимофеева (Механика сплавов при кристаллизации слитков и отливок. М.: Металлургия, 1977. 160 с.) отмечено, что возникающие струйно-циркуляционные потоки расплава в период заполнения и конвективные потоки по окончании заполнения формы могут создавать условия для температурного поля со значительным перепадом температурного градиента в теле затвердевающей отливки, либо выравнивать его.

Движение расплава в полости формы определяется выбором положения отливки в форме и места подвода. Интенсивность движения задается размерами литниковой системы.

Рис. 1. Модельный блок с различными литниковыми системами

Оптимальный выбор места подвода и типа литниково-питающих систем (ЛПС), а также параметров литья (температуры заливки и формы, скорости заполнения) ведет к значительному снижению образования усадочных дефектов в отливках.

Существующие методики выбора типа ЛПС, разработанные для стального и жаропрочного литья, и расчета ее параметров для литья по выплавляемым моделям (ЛВМ) основаны, как правило, на обеспечении направленного затвердевания без учета влияния стадии заполнения (метод вписанных сфер, приведенных толщин), что приводит к локальным перегревам различных частей формы и обратной ликвации).

Разработка новых методик расчета параметров ЛВМ с учетом процесса заполнения требует дополнительных исследований гидравлических и тепловых процессов при заданных условиях литья.

В данной работе исследовали влияние четырех основных типов ЛПС, применяемых при ЛВМ (верхняя, нижняя, вертикально-щелевая, ярусная) на образование дефекта "рыхлота".

Полость литейной формы представляла собой пластину размерами 200×90×5 мм, моделирующую стенку отливки постоянного сечения.

Модельный блок (рис. 1) состоял из центрального стояка с чашей, к которому с четырех сторон вертикально припаивали модели пластин с помощью питателей толщиной 4 мм: одна пластина – с верхним питателем, вторая – с нижним, третья – с вертикально-щелевым, четвертая – с четырьмя: верхним, нижним и двумя средними на одинаковом расстоянии по высоте друг от друга и керамических стяжек.

Изготовление керамической оболочковой формы, плавку и заливку в вакууме из алюминиевого сплава (примерным аналогом является сплав АК7) осуществляли по типовому технологическому процессу в ОАО "НПО "Сатурн" (г. Рыбинск). Температура заливки сплава составляла 700 °С.

Полученные отливки в виде пластин подвергали рентгенодефектоскопии, результаты которой представлены на рис. 2.

Так как все отливки имеют одинаковые размеры и получены в одной форме, то параметры заливки и

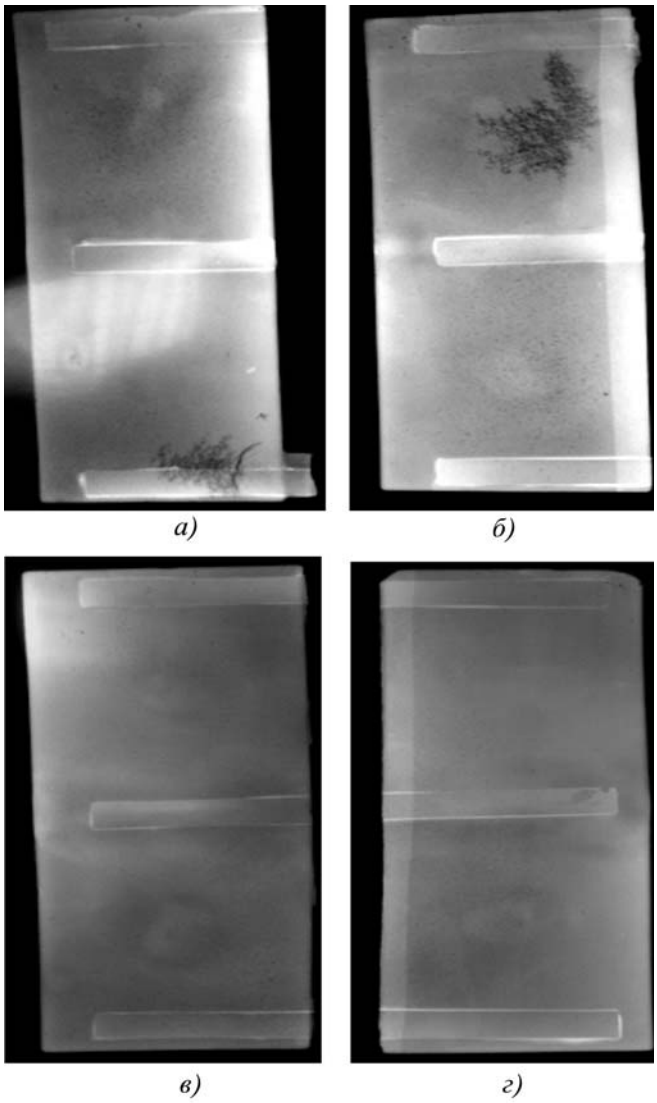


Рис. 2. Рентгеновские снимки отливок:
а – с нижним подводом металла; *б* – с верхним подводом металла; *в* – с ярусным подводом металла; *г* – с щелевым подводом металла

условия затвердевания были для всех отливок одинаковыми. Но процесс заполнения, а следовательно, и процесс затвердевания, происходили по-разному.

При подводе расплава снизу заполнение происходило в подзатопленный уровень достаточно длительное время с созданием интенсивных циркуляционных потоков сразу на выходе из питателя, что привело к локальному перегреву и образованию при затвердевании рыхлот в этом месте (см. рис. 2, *а*).

При подводе расплава сверху (в данном случае использовали верхний боковой подвод) струя под постепенно меняющимся углом (в связи с изменением напора) падает в полость формы достаточно длительное время, тем самым локально перегревая участок формы, соответствующий верхней траектории движения струи. Рыхлота находится вверху отливки и повторяет эту траекторию чуть более рассредоточено, так как угол падения струи изменялся.

В нижней и средней части отливки концентрированных рыхлот не наблюдается вследствие того, что беспорядочно падающие струи создают перемешивание расплава и выравнивают температурное поле (см. рис. 2, *б*).

При ярусном подводе каждый из четырех питателей интенсивно работает кратковременно, не успевая локально прогреть форму. Три питателя испытывают достаточно быстро падение расхода из-за начала работы следующего, расположенного за ним, верхнего питателя, поэтому и рыхлот в данной отливке нет (см. рис. 2, *в*).

При использовании вертикально-щелевой системы на всем протяжении по высоте щелевого питателя идет спокойное заполнение полости формы расплавом по мере его подъема в стояке (при применении колодца оно было бы еще более спокойным).

На каждом небольшом своем участке вертикальный щелевой питатель работает относительно интенсивно очень небольшой промежуток времени, т.е. это ярусная литниковая система при стремлении количества ее питателей к бесконечности. Следовательно, перегревов в форме и рыхлот в отливке не обнаружено (см. рис. 2, *г*).

Предположим, что с увеличением ширины полости формы вероятность образования рыхлот на выходе из питателей ярусной и щелевой систем тоже возрастет из-за увеличения длины пробега расплава и, следовательно, длительной интенсивной работы (относительно большой расход расплава) питателя (или участка щелевого питателя), что приведет к локальному перегреву формы.

Анализ результатов эксперимента по выбору ЛПС в условиях ЛВМ для получения авиационных отливок из алюминиевых сплавов показал, что к этому вопросу следует подходить не только с точки зрения питания отливки во время ее затвердевания, но и с учетом влияния процесса заполнения рабочей полости формы расплавом на качество получаемой отливки. При этом следует избегать образования локальных мест перегрева в протяженных стенках отливки, по возможности исключив заполнение полости формы только используя концентрированный нижний или верхний подвод расплава.

Рассредоточенный (разветвленный) подвод расплава, в том числе с применением ярусной или вертикально-щелевой литниковой системы в совокупности с обеспечением спокойного (без интенсивного перемешивания расплава) заполнения формы, а также обеспечение направленного затвердевания позволят получить более плотные по структуре отливки.

Таким образом, можно сделать вывод о необходимости выбора и разработки методики расчета исполняемых размеров литниковой системы, условий для изготовления качественных алюминиевых отливок методом ЛВМ, получаемых в вакууме, без последующих дорогостоящих операций для предупреждения брака в отливках разных конфигураций. Поэтому необходимо проведение ряда экспериментов по созданию единой методики, позволяющей исключить возможность появления дефектов на стадии заполнения и затвердевания отливок.

Валентина Анатольевна Молчанова;
Алексей Анатольевич Акутин, канд. техн. наук;
Владимир Анатольевич Изотов, д-р техн. наук,
iva_111k@mail.ru

УДК 669.131

Д.А. Болдырев *(Исследовательский Центр ОАО "АВТОВАЗ", г. Тольятти),*
Н.Н. Сафронов *(Набережночелнинский институт Казанского (Приволжского) федерального университета)*

О синергетическом подходе к понятию "качество чугуна в отливках"

С использованием подходов синергетики предпринята попытка описать механизм влияния обработки чугуна модифицирующим материалом на его состояние в расплаве и отливке. Сделана попытка рассмотрения литейной технологии приготовления расплава чугуна и его модифицирующей обработки как синергетической системы. В параметрической форме представлена схема производства отливок из высокопрочного чугуна в песчано-глинистых формах со стержнями как наиболее технологически сложная. Показано, что при исследовании литейных процессов, характеризующихся большим набором параметров, оказывающих влияние на качество литья, понятие "качество чугуна в отливках" следует рассматривать в зависимости от конкретного типа чугуна с определенной формой графитных включений.

Ключевые слова: синергетический подход; графитизирующий эффект; параметры литейных процессов; качество чугуна в отливках; серый чугун; высокопрочный чугун; чугун с вермикулярным графитом.

Using the conceptual approaches of synergetics attempted to describe the effect mechanism of cast iron processing modifying material at its state of melt-casting. Attempt is made to review the foundry technology of preparation of melt cast iron and its modifying treatment as synergetic system. In parametric form, the schema for the production of castings of ductile cast iron in sandy-argillaceous moulds with cores as the most technologically sophisticated. Shows that the study of casting processes, characterized by large set of parameters that influence the quality of the casting, the notion of "quality of cast iron in castings" should be considered depending on the specific type of cast iron with certain form of graphite inclusions.

Keywords: synergistic approach; graphitizing effect; foundry processes; quality of cast iron in castings; grey cast iron; nodular cast iron; vermicular graphite iron.

Синергетический подход выявляет новую ситуацию, в которой условия возникновения коллективных (кооперированных) состояний элементов обусловливают сильную неустойчивость системы. В случае графитных чугунов стабильность системы характеризуется возникновением центров зарождения графита и кристаллизацией металлического расплава.

Новая ситуация для серого чугуна обусловливается концентрационной неоднородностью по кремнию (локальный градиент концентрации), возникновением новых границ раздела и подложек для роста графита.

Для высокопрочного чугуна дополнительным фактором новой ситуации является концентрационная неоднородность по магнию (локальный градиент концентрации).

При сильной неустойчивости даже малое случайное отклонение, в том числе и целенаправленное, может резко усиливать эффект воздействия и приводить к макроизменениям в системе, например усиление графитизирующего эффекта, перевод графита в новое морфологическое состояние, изменение его формы, варьирование соотношения перлит:феррит (П:Ф) в микроструктуре чугуна.

В расплаве чугуна, являющегося материальной неживой системой, объединение элементов (кремний, магний, добавки), способствуя возникновению устойчивой структуры металлической матрицы с заданным соотношением фаз П:Ф и графита определенной формы, не сказывается на природе самих элементов. Для реализации синергетических процессов требуется достаточно высокий уровень энергетической подпитки системы.

В случае расплава чугуна при его модифицировании предусматривается запас по температуре, нивелирующий ее падение в связи с растворением модификатора. Кроме того, необходимо также возбуждение активности элементов системы сверх той меры, которую они проявляют в стационарном состоянии.

Примером этого является кремний в расплаве чугуна. При вводе его в составе шихтового материала кремний не будет проявлять модифицирующего действия, однако введение его в расплав чугуна перед заливкой в литейные формы вызывает стимулирующий графитообразование эффект.

Последний способ ввода кремния в расплав чугуна будет обусловливать потенциальное его отклонение от среднего уровня концентрационной флуктуации. При этом очень высокую вероятность возникновения новых функциональных элементов в системе, например карбида кремния в расплаве чугуна, т.е. сверхсильная флуктуация элементов по сравнению с прежними порогами отклонений становится нормой.

Подобные новые функциональные узлы способны возникать благодаря распространению поля активности отдельных старых элементов (в расплаве чугуна, например углерод, кремний), а также группировке, суммированию и умножению их действия. Инициаторами указанных действий в расплаве чугуна являются вносимые извне в систему вещественные компоненты, обладающие резонирующими, каталитическими свойствами.

При вхождении в систему новых элементов и, как следствие, развитии в ней новых процессов возможны два типа реакции старой системы:

– отторжение новых элементов;

– выживание и размножение новых элементов с одновременным возникновением нового режима функционирования системы.

При рассмотрении системы в виде расплава чугуна имеет место третий тип реакции старой системы – растворение (поглощение) новых элементов (кремний, графитизирующие добавки, магний) и переход системы на качественно новый уровень (изменение структуры чугуна).

Модель синергетической системы фиксирует процесс самопроизвольной организации как зависимый от определенного типа взаимодействия системы со средой. Данное взаимодействие имеет открытый характер и устанавливает обмен между системой и средой потоками вещества, энергии и информации.

В первом случае имеется в виду обработка расплава чугуна модификаторами, во втором – подвод к расплаву чугуна тепловой энергии, в результате которой повышается его температура, в третьем – особенности реакции старой системы, связанные с наследственностью, обусловленной предысторией шихтовых материалов.

При этом система за счет резких флуктуаций, дающих макроскопический эффект, приобретает диссипативную структуру – форму динамической организации, выходящей за рамки динамики хаоса и обнаруживающую законы неклассической термодинамической эволюции [1].

Наличие такой структуры свидетельствует о возможности некоторого пребывания системы в далеком от равновесия состоянии. Для расплава чугуна нарушается равновесие по концентрации кремния и магния. Диссипация означает рассеивание беспорядка системы в окружающую среду с одновременным ростом внутренней упорядоченности некой глобальной ситуации, обладающей неравновесностью, в которой пребывает расплав чугуна, после введения модификатора [1].

Упорядоченность в данном случае проявляется через наложение ограничений на уровень флуктуаций. При этом для системы, находящейся в неравновесном состоянии, предопределен выбор одной из нескольких ветвей последующей эволюции [2], т.е. один из многих аттракторов. В данном случае происходит повышение числа концентрационных неоднородностей, и их влияние становится по терминологии Г. Хакена (Информация и самоорганизация. Макроскопический подход к сложным системам. М., 1991. С. 49) информатором, или параметром будущего порядка.

Литейная технология получения заготовок может быть рассмотрена как сложная синергетическая система. Оптимизация параметров литейных процессов, объединенных в синергетическую систему, связана с большим набором параметров, которые могут быть взаимосвязаны и действовать в противоположных направлениях.

Качество чугуна в отливках – это результат производственного процесса, который зависит, с одной стороны, от химического состава чугуна, эффективности применяемого модификатора, температурных факторов и свойств применяемых формовочных и стержневых смесей, а с другой – от показателей структуры и свойств чугуна.

Наиболее сложным процессом является производство отливок из высокопрочного чугуна в песчано-глинистые формы со стержнями. Рассмотрим схему указанного процесса в параметрической форме. Результативные показатели качества в данном случае представляются в виде обобщенной системы уравнений:

$$\begin{cases} Y = F_1(H,\ A_{\text{мод}},\ t_{\text{п}},\ t_{\text{з}},\ S_f,\ S_{st}) \\ Y = F_2(\sigma_{\text{в}},\ \text{НВ},\ \delta,\ \text{ССГ},\ \text{Пд}), \end{cases}$$

где Y – комплекс показателей качества отливки из высокопрочного чугуна при литье в песчано-глинистые формы со стержнями.

Первое уравнение показывает функциональную связь комплексного показателя качества чугунной отливки с рядом технологических параметров, суть которых в развернутом виде приведена ниже:

$$H = f(\mathrm{C}, \mathrm{Si}, \mathrm{Mn}, \mathrm{P}, \mathrm{S}, \mathrm{Cr}, \mathrm{Ni}, \mathrm{Sn}, \ldots, \mathrm{Mg}_{\text{ост}}),$$

где H – химический состав чугуна в отливке;

$$A_{\text{мод}} = K_{\text{в.ф}}\, K_{\text{д.ф}}\, M_{\mathrm{Si}} \sum_{i=1}^{n} K_i^{\text{а}} \frac{C_i}{C_{\text{опт}}},$$

где $A_{\text{мод}}$ – показатель эффективности работы модификатора;

$K_{\text{в.ф}}$ – коэффициент, зависящий от доминирующей величины фракции модификатора;

$K_{\text{д.ф}}$ – коэффициент, зависящий от диапазона фракций модификатора;

M_{Si} – доля содержания кремния в модификаторе;

$K_i^{\text{а}}$ – коэффициент активности i-го элемента в модификаторе;

C_i – концентрация i-го элемента в модификаторе;

$C_{\text{опт}}$ – концентрация i-го элемента, обеспечивающая максимальную эффективность модификатора.

$t_{\text{п}}$ – температура расплава перед выпуском из печи;

$t_{\text{з}}$ – температура заливки расплава в формы;

$$S_f = f(\sigma_{\text{сж}}, \text{Ос}, \text{Уп}, W, K, \text{ППП}),$$

где S_f – свойства формовочной песчано-глинистой смеси:

$\sigma_{\text{сж}}$ – предел прочности на сжатие;

Ос – осыпаемость;

Уп – уплотняемость;

W – влажность;

K – газопроницаемость;

ППП – показатель потерь при прокаливании (показатель содержания органики в смеси);

$$S_{st} = f(\sigma_{\text{р}}, K, G),$$

где S_f – свойства стержневой песчано-глинистой смеси:

$\sigma_{\text{р}}$ – предел прочности на разрыв;

G – живучесть.

Второе уравнение показывает функциональную связь комплексного показателя качества чугуна в отливках с характеристиками прочности ($\sigma_{\text{в}}$), твердости (НВ), пластичности (δ), а также структуры – степени сфероидизации графита (ССГ) и дисперсности перлита (Пд).

Таким образом, синергетический подход может быть применен при исследовании литейных процессов, характеризующихся большим набором параметров, оказывающих влияние на качество литья. При этом практический смысл понятия "качество чугуна в отливках" следует рассматривать в зависимости от конкретного типа чугуна с определенной формой графитных включений. Проведем анализ этого положения на примере следующих чугунов.

СЧ – серый чугун с пластинчатой формой графита. Его особенность заключается в том, что при любой структуре металлической основы (ферритная, феррито-перлитная, перлитная) этот вид чугуна имеет практически нулевое относительное удлинение на разрыв.

На практике, как правило, применяют серый чугун с перлитной структурой, обеспечивающей ему наилучшие показатели по прочности и износостойкости (марки СЧ25–СЧ35).

Таким образом, качество СЧ определяется состоянием его металлической основы. Повышение качества СЧ будет обусловлено дисперсностью перлита (параметр Пд), которая зависит от параметра H и в первую очередь от концентрации таких легирующих элементов, как Mn, Sn, Cu и Ni.

Качество чугуна СЧ в отливках определяется также морфологией графита, допустимое распределение которого укладывается в три типа: A – равномерно распределенное; B – розеточное и D – без преимущественного направления (переохлажденное).

Из них только распределение графита типа A обеспечивает наилучшие технологические и физические свойства чугуна и наименьшее снижение механических свойств металлической основы из-за наличия в ней графитных включений.

Остальные типы распределения графита свидетельствуют о неэффективном графитизирующем модифицировании расплава чугуна ($A_{\text{мод}}$).

ВЧ – высокопрочный чугун с шаровидным типом графита. Однако данное определение чугуна обеспечить на практике не представляется возмож-

ным ввиду того, что сложно достичь такого состояния, чтобы весь графит имел идеальную шаровидную форму. Поэтому определение чугуна как высокопрочного с практической точки зрения основывается на том, что степень сфероидизации графита должна быть не менее 90 %.

В некоторых случаях в высокопрочных чугунах допускается снижение содержания шаровидного графита до 80 %, например, при повышенных температурах заливки из-за высокой сложности конструкции получаемой отливки и/или для марки ВЧ50.

При этом для достижения требуемых прочностных характеристик необходимо повышать количество перлитной составляющей в структуре чугуна. Это достигается, например, введением перлитизирующих микролегирующих добавок в виде марганца, меди, олова (параметр *H*).

Качество ВЧ в отливках при получении требуемой марки подразумевает достижение правильного баланса между соотношением П:Ф и степенью сфероидизации графита (ССГ) в структуре чугуна. Это означает также, что при одном и том же химическом составе (параметр *H*) прочность чугуна, являющейся функцией $\sigma_в = f(\text{П:Ф}, \text{ССГ})$, будет идентичной в двух следующих случаях:

ССГ = 80 %, соотношение П:Ф = 30:70;

ССГ = 90 %, соотношение П:Ф = 20:80.

ЧВГ – чугун с вермикулярным графитом. Содержание вермикулярного графита в нем должно быть не менее 60 %. Нижний предел по содержанию вермикулярного графита в структуре чугуна обусловлен достаточно узким диапазоном $Mg_{ост}$ = = 0,15...0,25 %, при котором возможно получить чугун ЧВГ.

Таким образом, повышение качества чугуна ЧВГ заключается в увеличении содержания вермикулярного графита в результате использования специальных способов, например, встречное модифицирование – совместное применение магнийсодержащего модификатора и титана, применение РЗМ в сочетании с низкомагниевыми модификаторами и др.

В ряде случаев из-за трудностей получения в структуре чугуна требуемого количества вермикулярного графита, когда определяющими являются только механические свойства, может быть использован чугун со смешанным типом графита (ЧСГ).

Например, отливку детали "коллектор выпускной" мод. 2123 "Niva-Chevrolet" изготовляют в ОАО "АВТОВАЗ" из чугуна марки ВЧ40. Однако вследствие того, что для этой отливки регламентируются только механические свойства и соотношение перлита и феррита в металлической матрице, можно считать данную марку чугуна как ЧСГ40, так как для нее соотношение шаровидного и вермикулярного графита не оговаривается.

Таким образом, сделана попытка рассмотрения физико-химического состояния расплава чугуна (в то числе после его модифицирования) с позиций синергетики, предполагающая дальнейшее совершенствование, уточнение и развитие предложенного подхода.

Технология получения литых заготовок представлена как сложная синергетическая система, выделены и описаны ее основные, ключевые параметры.

Сделан вывод о возможности использования синергетического подхода к расплаву чугуна с учетом применения понятия "качество чугуна в отливках" для каждого типа графитизированного конструкционного чугуна (серый чугун, чугун с вермикулярным графитом, высокопрочный чугун).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пригожин И., Стенгерс И.** Порядок из хаоса. Новый диалог человека с природой. М.: КомКнига, 2005. 296 с.

2. **Болдырев Д.А., Давыдов С.В., Сканцев В.М.** Основные принципы экономической оценки эффективности внедрения новых типов модификаторов в чугунолитейном производстве // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 9. С. 9–16.

Денис Алексеевич Болдырев, д-р техн. наук,
DA.Boldyrev@vaz.ru;
Николай Николаевич Сафронов, д-р техн. наук

УДК 621.791.1

Н.А. Олефиренко, В.В. Овчинников
(Московский государственный индустриальный университет)

Технология восстановления коленчатых валов компрессоров фреона

Представлены результаты исследований влияния электродуговой металлизации на структуру и свойства коленчатых валов вагонных компрессоров фреона. Приведены результаты металлографических исследований и испытаний на износ.

Ключевые слова: коленчатый вал; металлизация; электродуговая металлизация; структура покрытия; адгезия покрытия; износостойкость.

The results of studies of the influence of electric arc metallization on the structure and the properties of the crankshafts of the carriage compressors of freon are represented. The results of metallographic examinations and wear tests are given.

Keywords: crankshaft; metallization; electric arc metallization; structure of coating; adhesion of coating; wear resistance.

Введение. На дорогах Российской Федерации основная часть купейных вагонов и вагонов-ресторанов оборудована установками кондиционирования воздуха типа МАВ-II. Система кондиционирования воздуха в вагоне состоит из устройств вентиляции, отопления, охлаждения и автоматического управления.

К устройствам вентиляции относятся центробежный сдвоенный вентилятор с электродвигателем, нагнетательный воздуховод с вентиляционными решетками типа "мультивент", рециркуляционный воздуховод, фильтры и решетки для забора наружного воздуха.

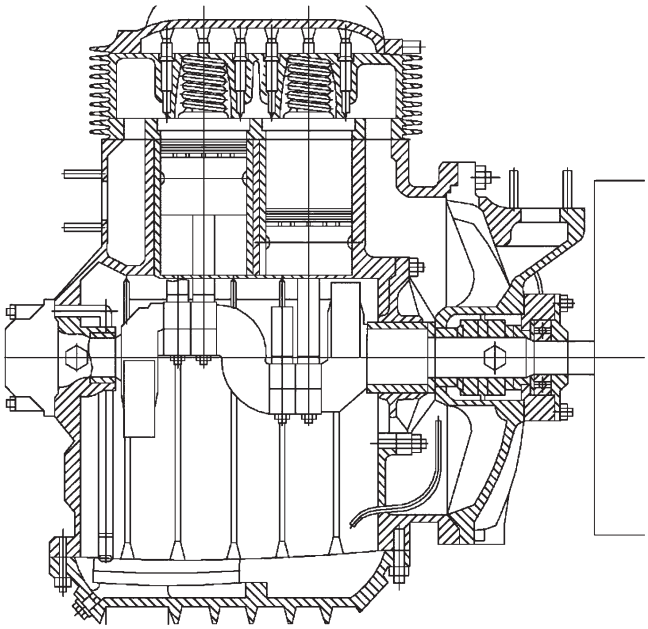


Рис. 1. Компрессорный агрегат пассажирского вагона

Вагонный кондиционер состоит из компрессорного агрегата, конденсаторного агрегата, воздухоохладителя, щита с приборами и из необходимых регулирующих и предохранительных устройств.

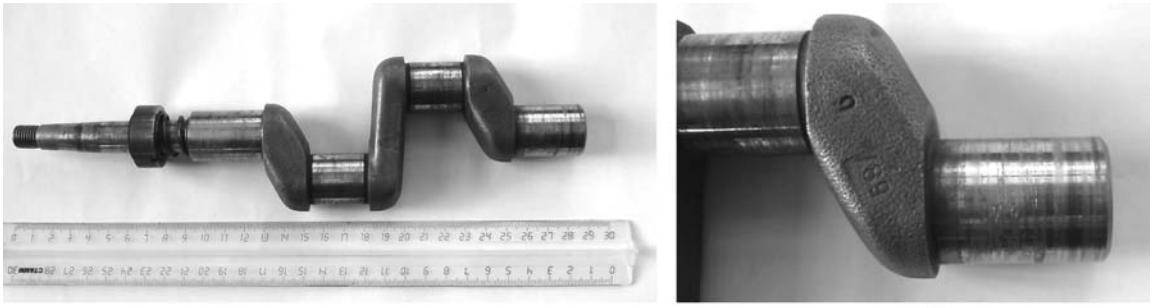
Четырехцилиндровый компрессор МАБ2 тип V с У-образным расположением цилиндров (рис. 1) оснащен устройством для приподнятия клапанов для регулирования производительности.

В зависимости от выбора или расхода холода в вагоне компрессор может работать на одно-, двух- или четырехцилиндровом режиме. Управление устройством для приподнятия клапанов осуществляется паром хладагента с нагнетательной стороны холодильной установки. Четыре цилиндра диаметром 80 мм расположены V-образно под углом 60° в двух рядах.

Система охлаждения состоит из компрессора с электродвигателем, конденсатора, охлаждаемого вентилятором с электродвигателем, ресивера, испарителя-воздухоохладителя с влагоотделителем и терморегулирующих вентилей. Базовой деталью компрессора является коленчатый вал (рис. 2, *а*).

Во время эксплуатации шейки коленчатых валов компрессоров изнашиваются. При ремонте компрессоров коленчатые валы с изношенными шейками (рис. 2, *б*) заменяются на новые. Демонтированные коленчатые валы необходимо восстанавливать.

Наиболее распространенным методом восстановительного ремонта коленчатых валов является напыление. Напыление применяют для нанесения металлических или металлоподобных слоев толщиной от десятков нанометров до сотен микрометров на металлические детали различного размера.



а) *б)*

Рис. 2. Коленчатый вал компрессора (*а*) и внешний вид изношенной шейки (*б*)

Сущность процесса заключается в нанесении покрытия на поверхность детали с помощью высокотемпературной скоростной струи, содержащей частицы наплавленного металла, осаждающиеся на основном металле при ударном столкновении с его поверхностью.

При напылении не происходит расплавление поверхности основного металла, покрытие образуется из отдельных расплавленных или близких к этому состоянию частиц, которые при столкновении с поверхностью основного металла расплющиваются, образуя тонкий слой, механически сцепленный с поверхностью основного металла [1–2].

Наиболее приемлемым и дешевым методом восстановления коленчатых валов газотермическим напылением является *электродуговая металлизация* (ЭДМ). Затраты на ремонт ЭДМ в 2,5–6 раз ниже, чем другими методами газотермического напыления.

Сущность способа заключается в нанесении покрытий путем распыления воздухом двух расходных электропроводных проволок, между которыми возбуждается дуговой разряд. Струя сжатого воздуха эвакуирует с электродов частицы расплавленного металла и переносит их на обрабатываемую поверхность. Схема электродугового распыления приведена на рис. 3.

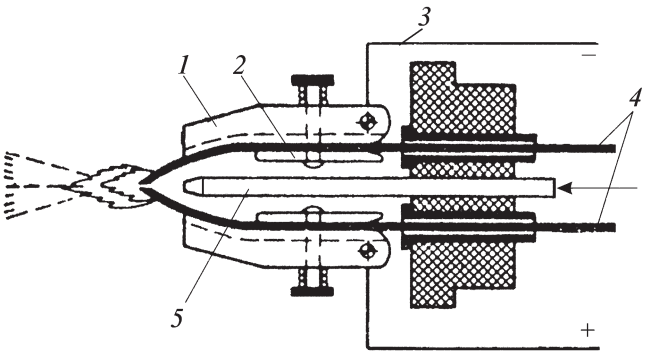


Рис. 3. Схема электродугового распылителя:
1 – направляющие пластины; *2* – прижимные планки; *3* – подвод электротока; *4* – электроды; *5* – воздушное сопло

Несмотря на многочисленные исследования по электродуговой металлизации, остаются до конца нерешенными проблемы – скорость и окисление диспергированного металла в гетерофазном потоке.

Целью работы является исследование влияния скорости потока напыляемых частиц на выходе из металлизатора, введения в поток аэрозольного флюса и марки электродной проволоки на структуру и свойства покрытия, напыленного на подложку из стали 45.

Методика проведения исследований. Для электродуговой металлизации применяли установку, состоящую из вращателя с патроном для закрепления образцов, электродугового металлизатора с источником питания дуги постоянного тока, механизмом крепления кассет с проволокой и ее подачи в металлизатор и блоком управления параметрами процесса (рис. 4).

Для металлизации использовали металлизатор ЭМ-17. Нанесение слоя покрытия проводится во вращателе (токарном станке), обеспечивающим равномерное вращение детали со скоростью 40...150 об/мин и продольное перемещение металлизатора вдоль напыляемой детали со скоростью 80...120 мм/мин.

Для питания электрической дуги металлизатора применяли источник питания постоянного тока, имеющий жесткую вольтамперную характеристику, с номинальным током 500 А (ВДУ-506).

Для металлизации в зависимости от условий работы и необходимой твердости наносимого слоя покрытия использовали проволоки диаметром 1,6...2,0 мм марок 12Х18Н10Т, 40Х13, Св.08ГА, 50ХФА, 15ГСТЮЦА, Х20Н80, 30ХГСА, Х15Н60 и др.

Напыление покрытия осуществляется до необходимых размеров, с учетом технологического припуска на механическую обработку 0,5...0,7 мм на

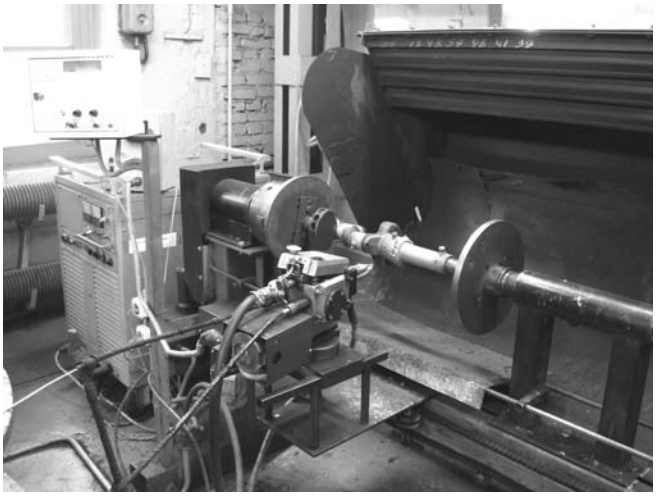


Рис. 4. Установки для электродуговой металлизации коленчатых валов компрессоров фреона

сторону и усадку покрытия после полного остывания (0,15...0,20 мм на диаметр). Промежуток времени между операциями подготовки и напыления не должен превышать 1,0...1,5 ч при температуре окружающего воздуха не ниже +15 °С. В противном случае операцию подготовки поверхности детали под напыление следует повторить.

Прочность сцепления покрытия с подложкой определяли по штифтовому методу [3]. Сущность метода заключается в определении разрушающей нагрузки при вытягивании штифта силой, направленной по нормали к торцовой плоскости штифта, на которую нанесено покрытие.

Твердость покрытия по Роквеллу измеряли на твердомере ТЭМП-2.

Метод определения износостойкости покрытия основан на сравнительной оценке триботехнических характеристик (линейный и весовой износ, коэффициент трения, интенсивность изнашивания) стали и сплавов при сухом трении. Использовали стандартные образцы, на рабочую поверхность которых наносили покрытие, износостойкость которого требуется определить. Удельная нагрузка 2,5...15,0 МПа при осевой силе $P_{max} = 750$ Н.

Металлографический анализ структуры напыленных слоев проводили с помощью оптической микроскопии при увеличении от 100 до 500 раз. Применяли оптический металлографический микроскоп Axio Vert A1 фирмы Carl Zeiss. Съемку микроструктуры проводили с помощью специальной видеокамеры, встроенной в микроскоп, преобразующей подаваемое на нее изображение от микроскопа в цифровой сигнал, который затем обрабатывался с помощью специального программного обеспечения на компьютере и выводился на экран монитора с возможностью сохранения снимков.

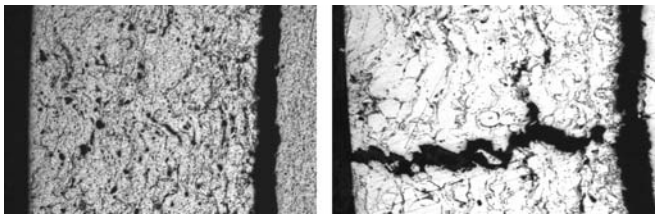


Рис. 5. Отслоение покрытия от подложки и дефекты внутри слоя покрытия при электродуговой металлизации стали 45 проволокой 50ХФА. ×100

Результаты исследований и их обсуждение. По данным металлографического анализа структуры покрытий, полученных на стали 45 с помощью ЭДМ, покрытие имеет высокую пористость и низкую адгезию, так как скорость полета частиц напыляемого материала на таком расстоянии значительно снижается. Наблюдаются отслоение покрытия от подложки, а также образование трещин в слое покрытия (рис. 5).

Возможными причинами возникновения указанных дефектов являются окисление подложки, перегрев материала покрытия, высокие внутренние напряжения в напыленном слое, неравномерная подача напыляемого материала.

Для решения проблемы снижения отрицательного влияния окисления выполнены исследования и модернизация металлизатора с использованием металлокарботермических процессов – *аэрозольного флюсования* (АФ).

Сущность АФ заключается в том, что в факел диспергированного металла при ЭДМ вводится аэрозоль, представляющий собой водный раствор различных веществ. При растворении веществ в воде происходит их предварительная диссоциация:

$$Na_2CO_3 + H_2O \leftrightarrow NaHCO_3 + NaOH. \qquad (1)$$

Попадая в зону высокой температуры электрической дуги и факела диспергированного металла, предварительно диссоциированный карбонат натрия подвергается термической диссоциации:

$$\begin{aligned} &NaHCO_3 \rightarrow Na + OH + CO_2 \\ &2CO_2 \rightarrow 2CO + O_2 \\ &FeO + CO = Fe + CO_2 \\ &2CO \rightarrow 2C + O. \end{aligned} \qquad (2)$$

Далее, контактируя с расплавленным железом, образуются твердые фазы:

$$Fe + C \rightarrow FeC \text{ (цементит)}$$

и

$$2Fe + C \rightarrow Fe_2C \text{ (карбид)}.$$

Таким образом, в процессе АФ происходят карботермический процесс и упрочнение железа. При АФ используются и другие составы веществ для получения аналогичного эффекта, например, при растворении алюмогидрида лития (алюмотермический процесс).

Для экспериментальных исследований по АФ использовали гидродиспергатор, представляющий собой стальной цилиндр, в котором с помощью сжатого воздуха диспергируется (измельчается до туманного состояния) водный раствор флюса; гетерофазный поток направляется в электрическую дугу металлизатора, где и происходит диссоциация раствора и другие фазовые превращения.

Для исследования АФ были использованы флюсы, содержащие вещества, растворимые в воде, например бура ($Na_2B_4O_7$), борная кислота (H_3BO_3), карбамид (NH_2CON_2), нитрат хрома ($Cr(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$), карбонат ($K_2CO_3 \cdot 10H_2O$) и др.

Максимальная адгезионно-когезионная прочность ЭМ-покрытия в результате металлотермического воздействия флюса, содержащего гидрид лития ($LiAlH_4$), составляет 55...57 МПа, что на 50 % выше прочности покрытия, нанесенного без АФ.

Микротвердость также зависит от состава флюса. Наличие во флюсе бороазотоуглеродосодержащих веществ – $Na_2B_4O_7$, $(NH_2)_2CO$, $C(NO_3)_3$ обеспечивает наиболее высокое значение микротвердости 700...850 HV при использовании присадочного материала 50ХФА.

Металлографические исследования покрытий, полученных электродуговой металлизацией с аэрозольным флюсованием, показали высокое качество сцепления покрытия с подложкой и отсутствие дефектов в пределах напыленного слоя (рис. 6).

Расплавление электрической дугой металла, диспергирование сжатым воздухом со сверхзвуковой скоростью на предварительно подготовленную поверхность изделия называется *сверхзвуковой электродуговой металлизацией* (СЭМ).

При СЭМ через два канала непрерывно с одинаковой скоростью подаются две проволоки диаметром 1,6...2,4 мм, между концами которых возбуждается дуга и происходит расплавление проволоки. Расплавленный металл подхватывается сверхзвуковой струей сжатого воздуха, истекающего из сопла металлизатора, диспергируется и переносится на подложку.

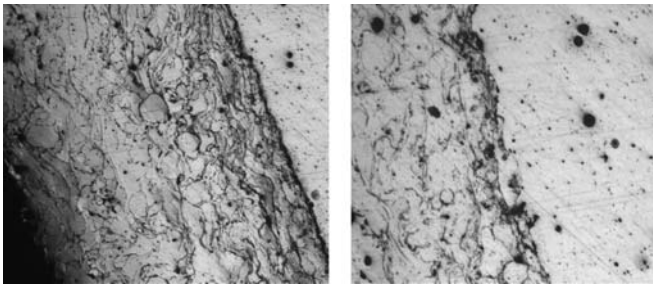


Рис. 6. Микроструктура напыленного покрытия, полученного электродуговой металлизацией с аэрозольным флюсованием. ×100

Диспергирование расплавленного металла осуществляется сжатым воздухом. Для повышения физико-механических свойств покрытий разработано специальное сверхзвуковое сопло, рассчитанное на давление воздуха в интервале 5,5...7,0 атм. (557,287...709,275 кПа) и обеспечивающее скорость истечения воздуха 460...520 м/с.

В качестве напыляемого материала использовали порошковую проволоку ПП-ТП-2. Результаты исследований свойств покрытий в зависимости от скорости истечения воздуха из распылительной головки приведены в таблице.

Как следует из таблицы, адгезия покрытия с увеличением скорости истечения воздуха (следовательно, и скорости истечения металлизационной струи) повышается, а пористость покрытия снижается.

При истечении воздуха с дозвуковой скоростью размер расплавленных частиц в среднем составляет 200 мкм (рис. 7, *а*). С ростом скорости истечения воздуха до 2 М (где М – число Маха) размер частиц на 90 % составляет 30...80 мкм. Микроструктура покрытия претерпевает значительные изменения при увеличении скорости полета частиц (рис. 7, *б*).

Из микроструктурного анализа видно, что при дозвуковых скоростях истечения воздуха микроструктура покрытия крупнозернистая, с большим

Зависимость свойств покрытий от скорости истечения воздуха

Параметр	Расчетная скорость истечения воздуха из сопла, м/с		
	230	372	520
Твердость, HRC	50,6	53,0	50,0
Адгезия, МПа	29,6	34,8	40,3
Пористость, %	12,1	6,9	3,9

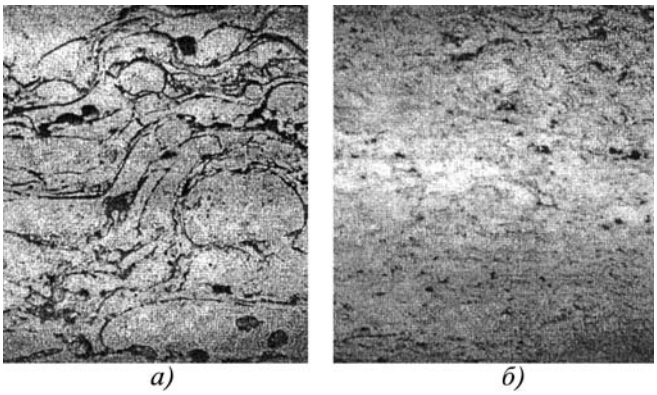


Рис. 7. Микроструктура образцов, напыленных дозвуковой металлизацией (*а*) и СЭМ (520 м/с) (*б*). ×100

количеством пор. Отмечаются частицы сферической формы, которые напор воздуха не разбил на мелкие, и которые из-за низкой скорости полета успели остыть до их столкновения с напыляемой поверхностью. Большинство частиц вытянутой, деформированной формы.

По мере увеличения скорости истечения воздуха покрытия имеют все более тонкую микроструктуру и количество пор уменьшается. Глобулярных частиц в микроструктуре не обнаружено. Все частицы подверглись значительной пластической деформации. По всей толщине покрытия частицы имеют равномерную структуру, что свидетельствует о стабильности процесса. Переходная зона плотная. Исследованиями фазового состава выявлено, что в покрытии на границе раздела наблюдается оксид кремния.

На рис. 8 представлены результаты испытаний покрытия на прочность сцепления с подложкой в зависимости от марки напыляемой проволоки. Прочность сцепления определяется как отношение разрушающей нагрузки к площади торцовой поверхности штифта. При испытаниях использовали образцы подложки из стали 45 с диаметром штифта 6,5 мм. Оборудование для испытаний: универсальная машина для механических испытаний "LF-100KN".

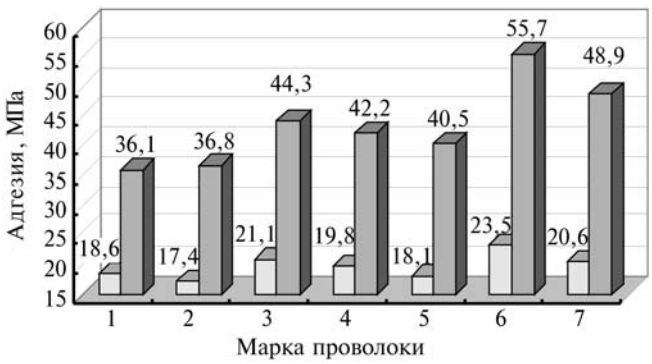


Рис. 8. Прочность сцепления покрытия с подложкой из стали 45, определенная по штифтовому методу, в зависимости от марки проволоки:
1 – 12Х13; 2 – 12Х18Н10Т; 3 – Х20Н80; 4 – 08ГА; 5 – 20Х13; 6 – 50ХФА; 7 – 15ГСТЮЦА; А – без аэрозольного флюсования; Б – с аэрозольным флюсованием

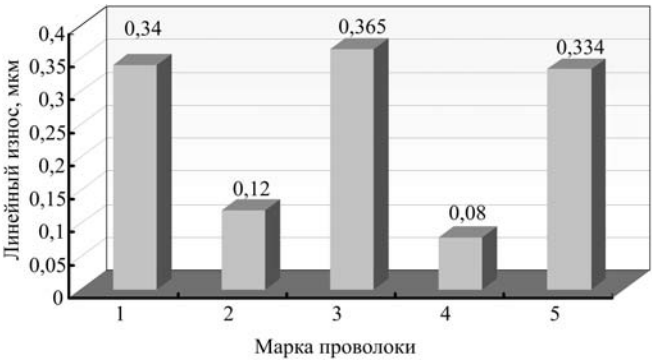


Рис. 9. Линейный износ напыленных образцов:
1 – 12Х13; 2 – Х20Н80; 3 – 08ГА; 4 – 50ХФА; 5 – 15ГСТЮЦА

Полученные результаты испытаний показали, что наиболее высокую прочность сцепления покрытия с подложкой имеет покрытие, выполненное с использованием электродной проволоки 50ХФА.

При испытаниях на износ (рис. 9) наиболее высокой износостойкостью обладали покрытия, полученные электродуговой металлизацией с применением электродных проволок марок Х20Н80 и 50ХФА.

Выводы

1. Применение сверхзвуковой электродуговой металлизации в сочетании с аэрозольным флюсованием обеспечивает существенное (до 50 %) повышение адгезионно-когезионной прочности покрытий при электродуговой металлизации и микротвердости до уровня азотирования.

2. В условиях сухого трения наиболее высокой износостойкостью обладают образцы, напыленные проволоками Х20Н80 и 50ХФА.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Влияние** структурно-фазового состава комплексно-легированного наплавленного металла на триботехнические характеристики деталей подвижного состава / Д.Н. Абраменко, О.С. Яковлева, Н.В. Павлов, Р.Д. Бакаева // Сварочное производство. 2010. № 5. С. 44–46.

2. **Олефиренко Н.А., Овчинников В.В.** Восстановление деталей систем кондиционирования подвижного состава железнодорожного транспорта электродуговой металлизацией // Научная перспектива. 2011. № 12. С. 71–73.

3. **Пузряков А.Ф.** Теоретические основы технологии плазменного напыления: учеб. пособие для студентов вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 375 с.

Никита Андреевич Олефиренко;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru

УДК 539.374

С.Е. Александров *(Учреждение Российской академии наук Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН),*
А.Р. Пирумов *(Московский государственный университет приборостроения и информатики)*

Толщина слоя интенсивных пластических деформаций вблизи поверхности трения в процессах выдавливания и волочения*

Выполнен сравнительный анализ формирования слоя интенсивных пластических деформаций в процессах плоского и осесимметричного выдавливания или волочения с использованием подхода, основанного на коэффициенте интенсивности скорости деформации. Предложена экспериментальная программа для проверки подхода, не требующая точного определяющего уравнения.

Ключевые слова: трение; слой интенсивной пластической деформации; коэффициент интенсивности скорости деформации; выдавливание; волочение.

Comparative study of the formation of the layer of intensive plastic deformation in processes of plane strain and axisymmetric extrusion or drawing is performed with the use of the approach based on the strain rate intensity factor. Experimental program to verify the approach without knowing the exact constitutive equation is proposed.

Keywords: friction; layer of intensive plastic deformation; strain rate intensity factor; extrusion; drawing.

Во многих процессах обработки металлов вблизи поверхности контакта с инструментом образуется тонкий слой, свойства которого значительно отличаются от свойств основного материала.

Обзор процессов, в которых наблюдается возникновение такого слоя, а также механизмов, приводящих к его появлению и развитию, приведен в работе B.J. Griffiths (Mechanisms of white layer generation with reference to machining and deformation processes // Trans. ASME. J. Trib. 1987. V. 109. P. 525–530). В качестве одного из основных механизмов в этой работе выделяется интенсивная пластическая деформация.

Большинство исследований, связанных с формированием указанного слоя, относится к процессам со снятием стружки (резание, шлифование и т.д.), например [1, 2] и обзор литературы, выполненный в этих работах.

Однако слой с сильно измененными свойствами возникает также вблизи поверхностей трения в традиционных процессах обработки металлов давлением [3–8]. В [5] использована теория размерностей для формулировки уравнений, позволяющих теоретически прогнозировать толщину этого слоя, предполагая, что основной механизм его формирования – интенсивная пластическая деформация.

Все предложенные уравнения включают в себя коэффициент интенсивности скорости деформации. По определению [9] коэффициент интенсивности скорости деформации следует из асимптотического представления эквивалентной скорости деформации ξ_{eq} в окрестности поверхности максимального трения, которое имеет вид

$$\xi_{eq} = \frac{D}{\sqrt{s}} + o\left(\frac{1}{\sqrt{s}}\right) \text{ при } s \to 0, \qquad (1)$$

где s – расстояние по нормали до поверхности максимального трения; D – коэффициент интенсивности скорости деформации; o – символ порядка.

Доказательство асимптотического представления (1) для модели идеальножесткопластического несжимаемого материала, подчиняющегося произвольному гладкому условию текучести, независящему от среднего напряжения, дано в [9]. В этом случае закон максимального трения определяется

* Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ-12-01-92002-ННС_а и НШ-1275.2014.1.

условием, что при проскальзывании удельные силы трения равны пределу текучести при чистом сдвиге.

В [10] коэффициент интенсивности скорости деформации введен также для некоторых моделей материала, условие текучести которых зависит от среднего напряжения, а в [11] – для некоторых вязкопластических материалов.

Одно из уравнений для определения толщины слоя интенсивных пластических деформаций вблизи поверхностей трения, предложенное в [5], имеет форму

$$\frac{dh}{dt} = \alpha\, D h^{1/2}, \qquad (2)$$

где h – толщина слоя интенсивных пластических деформаций вблизи поверхности трения; d/dt – производная по времени, которая формально вычисляется как материальная производная, предполагая, что производная от h по нормали к поверхности трения равна нулю; α – безразмерный коэффициент, постоянный для данного материала.

Экспериментальную проверку уравнения (2) можно разбить на две части. Во-первых, необходимо установить, что функциональная форма достаточно точно отражает процесс формирования слоя интенсивных пластических деформаций. Во-вторых, необходимо найти коэффициент α для исследуемого материала.

В [5] определено, что $\alpha = 6{,}17$ для латуни. При этом использованы экспериментальные данные по выдавливанию в условиях плоскодеформированного состояния.

В данной работе предложена методика экспериментальной оценки точности уравнения (2) без определения коэффициента α.

Рассмотрим процессы плоского и осесимметричного выдавливания (или волочения) через достаточно длинную матрицу. В случае плоского выдавливания матрица образована двумя плитами, угол между которыми равен 2β. Рабочая поверхность осесимметричной матрицы имеет вид конуса с углом при вершине 2γ.

Оба процесса схематически показаны на рис. 1. Начальная толщина полосы в процессе плоского выдавливания обозначена $2H_0$, а конечная – $2H_1$. Начальный радиус прутка в процессе осесимметричного выдавливания обозначен R_0, а конечный – R_1.

В случае установившихся процессов уравнение (2) принимает вид

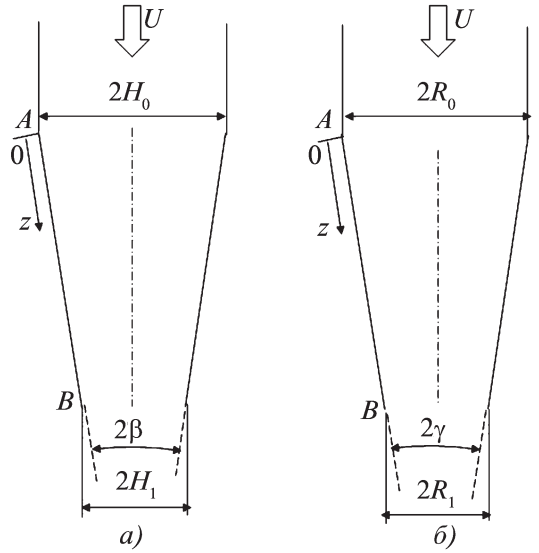


Рис. 1. Геометрические схемы процессов плоского (*а*) и осесимметричного (*б*) выдавливания или волочения

$$u\,\frac{dh}{dz} = \alpha\, D h^{1/2}, \qquad (3)$$

где z – расстояние от входа в пластическую зону (т. A на рис. 1) до произвольной точки поверхности трения; u – проекция вектора скорости на ось z.

Решение для процесса плоского выдавливания строится в полярной системе координат $(r,\ \varphi)$. Поверхности матрицы определяются уравнениями $\varphi = \pm\beta$.

Решение для процесса осесимметричного выдавливания строится в сферической системе координат $(\rho,\ \theta,\ \varphi)$. Поверхность матрицы определяется уравнением $\theta = \gamma$.

В обоих случаях принимается классическая теория идеальножесткопластического тела, основанная на условии текучести Мизеса и ассоциированном законе течения. На поверхности матриц действует закон максимального трения.

Очевидно, что $dz = -dr$ и $u = -u_r\big|_{\varphi=\beta}$ в процессе плоского выдавливания и $dz = -d\rho$ и $u = -u_\rho\big|_{\theta=\gamma}$ в процессе осесимметричного выдавливания, где u_r – радиальная скорость в полярной системе координат и u_ρ – радиальная скорость в сферической системе координат.

Тогда уравнение (3) принимает форму:

в процессе плоского выдавливания:

$$(u_r\big|_{\varphi=\beta})\frac{dh_p}{dr} = \alpha\, D_p\, h_p^{1/2}; \qquad (4)$$

в процессе осесимметричного выдавливания:

$$(u_\rho\big|_{\theta=\gamma})\frac{dh_a}{d\rho}=\alpha\, D_a\, h_a^{1/2}, \qquad (5)$$

где h_p, D_p и h_a, D_a – толщина слоя интенсивных пластических деформаций и коэффициент интенсивности скорости деформации в процессе плоского и осесимметричного выдавливания соответственно.

Коэффициенты интенсивности скорости деформации и радиальные скорости не зависят от толщины слоя интенсивных пластических деформаций. Поэтому, интегрируя (4) и (5) с учетом условия, что толщина слоя интенсивных пластических деформаций равна нулю на входе в очаг деформации, найдем

$$2h_{pf}^{1/2}=\alpha\int_{r_A}^{r_B}\frac{D_p}{(u_r\big|_{\varphi=\beta})}dr; \qquad (6)$$

$$2h_{af}^{1/2}=\alpha\int_{\rho_A}^{\rho_B}\frac{D_a}{(u_\rho\big|_{\theta=\gamma})}d\rho, \qquad (7)$$

где h_{pf}, h_{af} – толщины слоя интенсивных пластических деформаций в окончательном изделии после плоского и осесимметричного выдавливания соответственно; r_A, r_B и ρ_A, ρ_B – координаты точек A и B в процессе плоского и осесимметричного выдавливания соответственно.

Величины r_A, r_B, ρ_A и ρ_B определяют из геометрических соображений (см. рис. 1):

$$r_B=\frac{H_1}{\sin\beta};\quad r_A=\frac{H_0}{\sin\beta};\quad \rho_B=\frac{R_1}{\sin\gamma};\quad \rho_A=\frac{R_0}{\sin\gamma}. \qquad (8)$$

Исключая величину α в уравнениях (6) и (7), получаем

$$h_{af}^{1/2}=h_{pf}^{1/2}\int_{\rho_A}^{\rho_B}\frac{D_a}{(u_\rho\big|_{\theta=\gamma})}d\rho\left(\int_{r_A}^{r_B}\frac{D_p}{u_r\big|_{\varphi=\beta}}dr\right)^{-1}. \qquad (9)$$

Таким образом, если величина h_{pf} известна из эксперимента, то, используя теоретическое решение для каждого процесса, величину h_{af} вычисляем по формуле (9). Величину h_{af} также можно определить экспериментально. Тогда сравнение этой величины и величины, следующей из (9), позволяет оценить точность функциональной зависимости (2).

Если длина матрицы достаточно велика, то процесс выдавливания с хорошей точностью описывается решениями для течения пластической массы через бесконечные каналы. В частности, используя такие решения в условиях плоскодеформированного и осесимметричного состояния, коэффициент интенсивности скорости деформации вычислен в [12].

Окончательные выражения для коэффициента интенсивности скорости деформации и радиальной скорости на поверхности трения в случае плоского течения имеют вид

$$D_p=\sqrt{\frac{2}{3}}\,\frac{B}{(rc)^{3/2}};\quad u_r\big|_{\varphi=\beta}=-\frac{B}{rc}, \qquad (10)$$

где B – постоянная интегрирования, значение которой несущественно для целей настоящего исследования; величина c зависит от β. Эта зависимость определена в [12] численным методом и в интервале $0{,}15\le\beta\le1{,}48$ с высокой точностью представлена функцией

$$c=-0{,}353+0{,}926\,\beta^{-1}+0{,}0075\,\beta^{-2}. \qquad (11)$$

Окончательные выражения для коэффициента интенсивности скорости деформации и радиальной скорости на поверхности трения в случае осесимметричного выдавливания имеют вид:

$$D_a=-\frac{\sqrt{6}\,U_0}{\rho^{5/2}\sqrt{2w+2\sqrt{3}-\operatorname{ctg}\gamma}};\quad u_\rho\big|_{\theta=\gamma}=\frac{U_0}{\rho^2}, \qquad (12)$$

где $U_0<0$ – постоянная интегрирования, значение которой несущественно для целей настоящего исследования; величина w зависит от γ. Эта зависимость определена в [12] численным методом и в интервале $0{,}086\le\gamma\le1{,}48$ с высокой точностью представлена функцией

$$w=-0{,}407+0{,}965\gamma^{-1}+0{,}002\gamma^{-2}. \qquad (13)$$

Из (10) и (12) следует

$$\int_{r_A}^{r_B}\frac{D_p}{(u_r\big|_{\varphi=\beta})}dr=\frac{2\sqrt{2}}{\sqrt{3}\sqrt{c}}(\sqrt{r_A}-\sqrt{r_B});$$

$$\int_{\rho_A}^{\rho_B}\frac{D_a}{(u_\rho\big|_{\theta=\gamma})}d\rho=\frac{2\sqrt{6}}{\sqrt{2w+2\sqrt{3}-\operatorname{ctg}\gamma}}(\sqrt{\rho_A}-\sqrt{\rho_B}). \qquad (14)$$

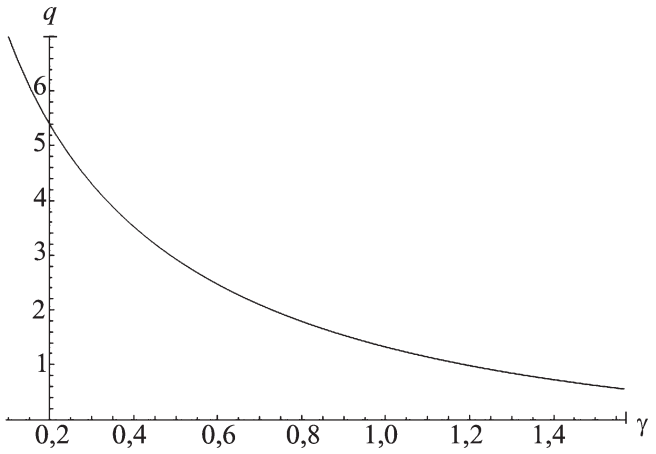


Рис. 2. Зависимость величины *q* от угла раствора матрицы γ

Подставляя (14) в (9), найдем

$$\frac{h_{af}}{h_{pf}} = \frac{9c\,(\sqrt{\rho_A} - \sqrt{\rho_B})^2}{(2w + 2\sqrt{3} - \mathrm{ctg}\,\gamma)\,(\sqrt{r_A} - \sqrt{r_B})^2}. \qquad (15)$$

Для заданных геометрических параметров матриц обоих процессов уравнения (8), (11), (13) и (15) определяют связь между h_{af} и h_{pf}.

В качестве примера рассмотрим частный случай $H_0 = R_0$, $H_1 = R_1$, $\gamma = \beta$. В этом случае уравнение (15) упрощается и принимает форму

$$q = \frac{h_{af}}{h_{pf}} = \frac{9c}{(2w + 2\sqrt{3} - \mathrm{ctg}\,\gamma)}. \qquad (16)$$

Очевидно, что величина q зависит от γ. Эта зависимость, вычисленная с помощью (11) и (13), показана на рис. 2, из которого видно, что q может быть больше или меньше единицы.

Если $q < 1$, то толщина слоя интенсивной пластической деформации вблизи поверхности трения после осесимметричного выдавливания меньше, чем после выдавливания в условиях плоскодеформированного состояния. Однако в большей части рассмотренного интервала $q > 1$. Чем меньше значение γ, тем больше величина q.

При малых значениях угла γ предсказываемая толщина слоя интенсивной пластической деформации после осесимметричного выдавливания значительно превосходит толщину этого слоя после процесса выдавливания в условиях плоскодеформированного состояния.

Таким образом, соответствующий эксперимент может быть использован для проверки теории [5].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Modeling** of white and dark layer formation in hard machining of AISI 52100 bearing steel / D. Umbrello, A.D. Jayal, S. Caruso, O.W. Dillon, I.S. Jawahir // Mach. Sci. Technol. 2010. V. 14. P. 128–147.

2. **Experimental** research material characteristics effect on white layers formation in grinding of hardened steel / X. Huang, Z. Zhou, Y. Ren, C. Mao, W. Li // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2013. V. 66. P. 1555–1561.

3. **Kajino S., Asakawa M.** Effect of "additional shear strain layer" on tensile strength and microstructure of fine drawn wire // J. Mater. Process. Technol. 2006. V. 177. P. 704–708.

4. **Трунина Т.А., Коковихин Е.А.** Формирование мелкодисперсной структуры в поверхностных слоях стали при комбинированной обработке с применением гидропрессования // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2008. № 2. С. 71–74.

5. **Александров С.Е., Грабко Д.З., Шикимака О.А.** К определению толщины слоя интенсивных деформаций в окрестности поверхности трения в процессах обработки металлов давлением // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2009. № 3. С. 72–78.

6. **Formation** of ultra-fine copper grains in copper-clad aluminum wire / T.T. Sasaki, R.A. Morris, G.B. Thompson, Y. Syarif, D. Fox // Scripta Mater. 2010. V. 63. P. 488–491.

7. **Толщина** слоя интенсивных пластических деформаций в окрестности поверхности трения при осадке цилиндра плоскими бойками / С.Е. Александров, Д. Вилотич, Е.А. Лямина, Л. Шиджанин // Прикладная механика и техническая физика. 2011. Т. 52. № 3. С. 190–195.

8. **Hirsch T.G.K., Rocha A.D.S., Nunes R.M.** Distortion analysis in the manufacturing of cold-drawn and induction-hardened components // Metallurg. Mater. Trans. 2013. V. 44A. P. 5806–5816.

9. **Alexandrov S., Richmond O.** Singular plastic flow fields near surfaces of maximum friction stress // Int. J. Non-Linear Mech. 2001. V. 36. № 1. P. 1–11.

10. **Александров С.Е., Лямина Е.А.** Сингулярные решения при плоском пластическом течении материалов, чувствительных к среднему напряжению // Доклады РАН. 2002. Т. 383. № 4. С. 492–495.

11. **Александров С.Е., Лямина Е.А.** О возможности введения коэффициента интенсивности скорости деформации в вязкопластичности // Актуальные проблемы механики: механика деформируемого твердого тела / отв. ред. Р.В. Гольдштейн; Ин-т проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН. М.: Наука, 2009. С. 313–326.

12. **Alexandrov S.** The strain rate intensity factor and its applications: a review // Mater. Sci. Forum. 2009. V. 623. P. 1–20.

Сергей Евгеньевич Александров, д-р физ.-мат. наук;
Александр Ремальевич Пирумов, канд. техн. наук,
alpirumov@mail.ru

УДК 621.983

Э.А. Назарян, М.М. Аракелян, А.С. Симонян *(Ереванский государственный университет)*

Анализ процесса изгиба двухслойного листового пакета

Проведен анализ изгиба моментом двухслойного листового пакета в условиях плоской деформации с учетом деформационного упрочнения. Получены приближенные аналитические зависимости для максимальных радиальных сжимающих напряжений и относительного смещения радиуса нейтральной поверхности внутреннего слоя. Показана возможность увеличения допустимой степени деформации и уменьшения относительного радиуса изгиба внутреннего слоя.

Ключевые слова: молибденовый лист; изгиб; напряжение; деформационное упрочнение; нейтральный радиус.

The analysis of bending by moment of two-layer sheet package in plane strain conditions, taking into account the strain hardening is performed. Approximate analytical dependences for the largest radial compressive stress and the relative displacement of the radius of the neutral surface of the inner layer are received. The possibility for increasing of permissible degree of deformation and reduce of relative radius of curvature of the inner layer is shown.

Keywords: molybdenum sheet; bending; stress; strain hardening; neutral radius.

Введение. Молибден является одним из наиболее перспективных металлов для создания жаропрочных конструкций, применяемых в различных отраслях техники.

Изделия, изготовленные из молибденовых сплавов, работают в условиях высокой температуры, радиационного облучения, в высокоскоростных плазменных и газовых потоках, в контакте с агрессивными средами и расплавами.

В энергетических системах космических аппаратов при высокотемпературной кристаллизации из расплава тугоплавких диэлектриков эти изделия работают в контакте с жидкими металлами и их парами при температуре до 2000 °С [1]. В этих процессах контейнеры, изготовленные из листового молибдена, работают в контакте с расплавом при температуре 2100 °С [2].

Жаропрочные конструкции из листового молибдена в большинстве случаев являются изделиями типа тонкостенных оболочек, которые в настоящее время изготовляют изгибом с применением пламенного нагрева в атмосфере воздуха в сочетании со сваркой [3, 4].

Согласно ГОСТ 17431–72 и "Product specification plasee" (Molybdenum Sheet PH-IHF 012, date of issue: 2011-08-02) молибденовые листы толщиной 0,25...0,65 мм, применяемые при изготовлении жаропрочных конструкций, имеют следующие механические свойства: предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 590 МПа (60 кгс/мм^2), предел прочности $\sigma_в$ = 690 МПа (70 кгс/мм^2), относительное удлинение $\delta \approx 5$ %.

Указанные параметры, определенные по испытаниям на одноосное растяжение, в первом приближении позволяют оценить способность данного материала к формообразованию также в условиях сложного напряженного состояния.

Одним из основных показателей листового металла, деформируемого в условиях пластического изгиба, является минимальный относительный радиус, который определяют из условия равенства максимальных относительных деформаций при линейном растяжении и окружных деформаций растяжения наружного слоя [5]. Из этого равенства, без учета надавливания слоев друг на друга, вычисляют минимальный относительный радиус $(r/t)_{\min} \geq (1-\delta)/2\delta$ (где r, t – внутренний радиус изгиба и толщина листа соответственно).

Расчеты показали, что для листового молибдена $(r/t)_{\min} \geq 9{,}5$, т.е. при дальнейшем уменьшении относительного радиуса на наружной стороне изгибаемого молибденового листа окружные деформации растяжения достигнут предельного значения, и произойдет разрушение.

По технологическим рекомендациям [5], минимальные значения относительного радиуса изгиба в зависимости от направления проката устанавливают в пределах $1 \leq (r/t)_{\min} \leq 2$, что значительно меньше допустимого значения для листового молибдена.

Ресурсные испытания жаропрочных изделий показали, что они выходят из строя из-за разрушения в местах сварки, а их широкое применение сдерживается еще сильной окисляемостью молиб-

дена при повышенных температурах, в связи с чем процессы выращивания тугоплавких монокристаллов проводят в условиях высокого вакуума ($5 \cdot 10^{-5}$ мм рт.ст.) [2].

Следовательно, разработка новых способов и технологий формообразования жаропрочных изделий из листового молибдена, обеспечивающих требуемые конструктивные и эксплуатационные показатели и предотвращающих появление микродефектов в готовых изделиях, является актуальной научно-технической проблемой.

Трудности применения традиционных общемашиностроительных технологий формообразования изделий из листового молибдена заключаются в том, что в процессах деформирования вследствие ограниченной технологической пластичности в определенных участках изделий возникают растягивающие напряжения, превышающие допустимые значения, из-за чего происходит разрушение материала и прекращается процесс формообразования.

Постановка задачи и анализ напряженного состояния. Одним из возможных вариантов формообразования листового молибдена является его деформирование в условиях двухслойного листового пакета, состоящего из внутреннего, молибденового слоя и наружного слоя, из листовой стали с высокими показателями технологической пластичности [6].

При формообразовании двухслойного листового пакета со стороны наружного слоя на листовой молибден действуют контактные напряжения, препятствующие росту окружных растягивающих напряжений и способствующие увеличению допустимых степеней деформаций.

Очевидно, что контактные напряжения должны зависеть от механических свойств и толщины наружного слоя. Количественная оценка этих напряжений вследствие неопределенности полей напряжений в общем случае формообразования тонкостенных оболочек является достаточно трудной задачей, поэтому в статье рассмотрен наиболее простой случай формообразования – пластический изгиб моментом двухслойного листового пакета.

Проведем анализ изгиба моментом широкого двухслойного листового пакета, состоящего из внутреннего, молибденового слоя толщиной t_1 и наружного, стального слоя толщиной t_2 (рис. 1).

Примем, что изменение кривизны срединной поверхности листового пакета происходит в условиях плоской деформации. Заменим влияние наружного слоя радиальными контактными напряжениями и рассмотрим пластическое равновесие молибденового слоя при совместном действии изгибающего момента и радиальных контактных напряжений (рис. 2).

Из рис. 2 следует, что для соблюдения условия равновесия при наличии радиальных контактных напряжений необходимо, чтобы по толщине листа в продольном направлении действовала сжимающая нагрузка N, влияние которой должно отражаться на перераспределении напряжений по толщине и расположении нейтральной поверхности.

При этом доля толщины, в которой окружные напряжения имеют отрицательные значения, должна увеличиться и стать больше половины толщины листа, а нейтральная поверхность должна смещаться в сторону наружной поверхности, что приведет к уменьшению деформации окружного растяжения наружного слоя и увеличению допустимых степеней деформаций.

Действие продольной сжимающей нагрузки N может быть выражено через условное, среднее по толщине, сжимающее напряжение σ_0, на основе чего устанавливается взаимосвязь между радиальными контактными и условными напряжениями $\sigma_k = \sigma_0 t_1 / R$.

Анализ напряженного состояния проведем без учета влияния поперечных сил на поле напряже-

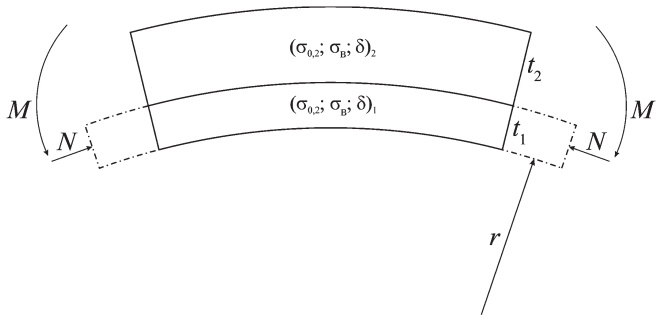


Рис. 1. Схема изгиба двухслойного листового пакета

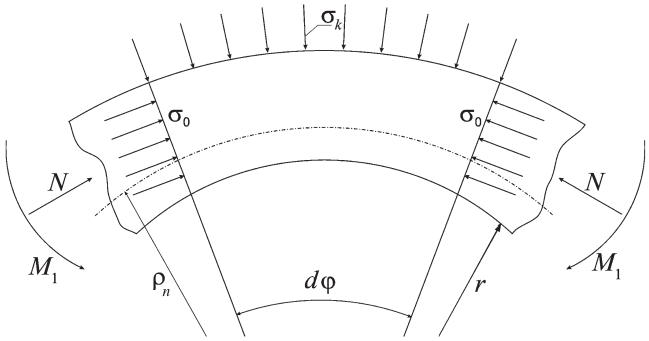


Рис. 2. Схема изгиба моментом и продольной нагрузкой

ний, а деформационное упрочнение учитываем степенной зависимостью напряжения текучести от эквивалентной деформации [5, 7]:

$$\sigma_s = A\varepsilon^n, \qquad (1)$$

где A, n – параметры деформационного упрочнения, зависящие от механических свойств деформируемого материала и определяемые из соотношений $n = \ln(1+\delta)$; $A = \sigma_в e^n n^{-n}$ [5, 7, 8].

Согласно [5], примем, что эквивалентные деформации в (1) приближенно могут быть заменены истинными (логарифмическими) деформациями растяжения (сжатия) в окружном направлении $\varepsilon_\theta = \pm \ln(\rho/\rho_n)$ (где ρ, ρ_n – радиус кривизны рассматриваемого элемента и нейтральной поверхности соответственно).

Уравнение равновесия в полярной системе координат с учетом уравнения пластичности по гипотезе постоянства максимальных касательных напряжений ($\sigma_\rho - \sigma_\theta = \pm\sigma_s$) и зависимости (1) приводится к дифференциальному уравнению

$$\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho} = \pm A\left(\pm\ln\frac{\rho}{\rho_n}\right)^n, \qquad (2)$$

где знак "+" относится к зоне окружного растяжения, а знак "–" – к зоне окружного сжатия.

Интегрирование уравнения (2) с использованием граничных условий, по которым $\sigma_\rho = \sigma_k$ при $\rho = R$ и $\sigma_\rho = 0$ при $\rho = r$, приводит к следующим зависимостям:

для зоны растяжения:

$$\left.\begin{aligned}
\sigma_\rho &= -\frac{A}{n+1}\left[\left(\ln\frac{R}{\rho_n}\right)^{n+1} - \left(\ln\frac{\rho}{\rho_n}\right)^{n+1}\right] - \sigma_k,\\
\sigma_\theta &= A\left(\ln\frac{\rho}{\rho_n}\right)^n - \frac{A}{n+1}\times\\
&\times\left[\left(\ln\frac{R}{\rho_n}\right)^{n+1} - \left(\ln\frac{\rho}{\rho_n}\right)^{n+1}\right] - \sigma_k;
\end{aligned}\right\} \qquad (3)$$

для зоны сжатия:

$$\left.\begin{aligned}
\sigma_\rho &= -\frac{A}{n+1}\left[\left(\ln\frac{\rho_n}{r}\right)^{n+1} - \left(\ln\frac{\rho_n}{\rho}\right)^{n+1}\right],\\
\sigma_\theta &= -A\left[\left(\ln\frac{\rho_n}{\rho}\right)^n + \frac{A}{n+1}\left(\ln\frac{\rho_n}{r}\right)^{n+1} -\right.\\
&\left.-\frac{A}{n+1}\left(\ln\frac{\rho_n}{\rho}\right)^{n+1}\right].
\end{aligned}\right\} \qquad (4)$$

Зависимости (3) и (4) характеризуют изменение напряжений σ_ρ и σ_θ по толщине изгибаемого молибденового листа с учетом влияния деформационного упрочнения и радиальных контактных напряжений.

Радиус нейтральной поверхности. В [5] показано, что при изгибе широкой полосы моментом радиус нейтральной поверхности, определяемый на основе различных моделей деформируемого материала (идеально жесткопластический, идеально жесткопластический с линейным и степенным упрочнением), выражается идентичной зависимостью $\rho_n = (R\,r)^{1/2}$, на основе чего сделан вывод, что и в реальных условиях изгиба деформационное упрочнение не будет оказывать существенного влияния на положение радиуса нейтральной поверхности.

Из условия непрерывности радиальных напряжений на нейтральной поверхности при $\rho = \rho_n$ из первых зависимостей (3) и (4) следует

$$\left(\ln\frac{R}{\rho_n}\right)^{n+1} + (1+n)\frac{\sigma_k}{A} = \left(\ln\frac{\rho_n}{r}\right)^{n+1}. \qquad (5)$$

Дробность степеней полученного уравнения не позволяет преобразовать его и получить зависимость для радиуса нейтральной поверхности в виде аналитической функции. Однако из численного анализа при $1 \le r/t_1 \le 2$ и $n \le 0{,}05$ следует, что при допущении равенства типа $(\ln R/\rho)^{n+1} \approx$ $\approx (n+1)\ln(R/\rho)$ погрешность в (5) не превышает 10 %, на основе чего становится возможным получить приближенную зависимость

$$\rho_n \approx \left(R\,r\exp\frac{\sigma_k}{A}\right)^{1/2}. \qquad (6)$$

Для оценки возможного значения радиальных контактных напряжений предположим, что двухслойный листовой пакет условно деформируется как целое, а поверхность раздела слоев совпадает с нейтральной поверхностью.

Допустим далее, что пределы прочности материалов слоев приблизительно одинаковые, а показатель степени деформационного упрочнения наружного слоя намного больше, чем внутреннего слоя $n_2/n_1 >> 1$.

Решая аналогичную задачу для условно деформируемого листового пакета, можно установить

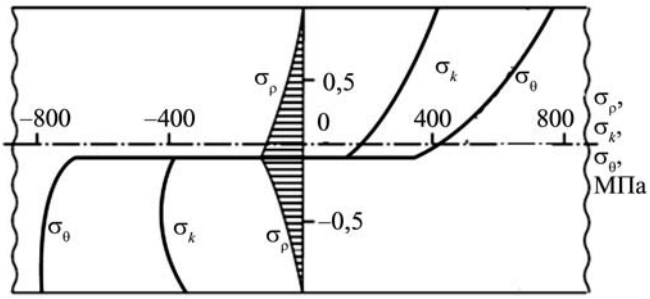


Рис. 3. Распределение напряжений при изгибе двухслойного листового пакета

распределение напряжений зависимостями (при $\sigma_k = 0$), аналогичными (3) и (4).

На рис. 3 представлено распределение напряжений при изгибе двухслойного листового пакета, условно деформируемого как целое, при относительном радиусе изгиба, равном 2,5. При определении напряжений принято, что соответствующие значения пределов прочности $\sigma_{в_1} = \sigma_{в_2} = 690$ МПа, а показатель степени в уравнении (1) для наружного слоя равен 0,2. Соответствующие параметры деформационного упрочнения рассчитаны по методике, изложенной выше.

Распределение напряжений, представленное на рис. 3, является условным как в связи с принятой моделью деформируемого материала, так и допущения об изгибе листа конечных размеров в условиях плоской деформации. Указанные условности подробно рассмотрены в работе Е.А. Попова (Основы теории листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1968. 283 с.).

Максимальное относительное значение радиальных сжимающих напряжений на нейтральной

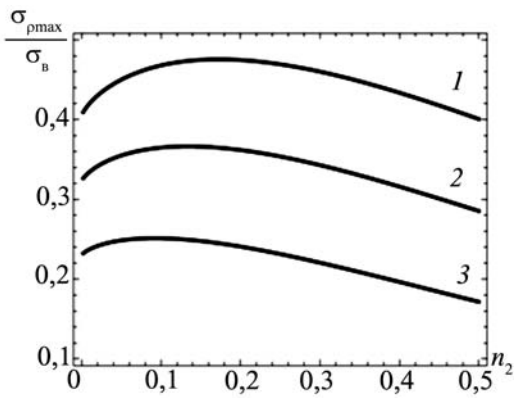


Рис. 4. Изменение безразмерных радиальных напряжений в зависимости от параметра n_2:
1 – r = 1 мм; *2* – r = 1,5 мм; *3* – r = 2,5 мм

поверхности условно деформируемого листового пакета определяют следующим образом:

$$\frac{\sigma_{\rho\,\max}}{\sigma_в} = -\frac{e^{n_2}}{n_2^{n_2}(1+n_2)}\left[\ln\left(1+\frac{t_2}{R}\right)\right]^{1+n_2}. \qquad (7)$$

Из анализа выражения (7) следует, что $\sigma_{\rho\,\max}$ зависит от параметра деформационного упрочнения наружного слоя, относительного радиуса изгиба, и имеет экстремум.

На рис. 4 приведены графики зависимости (7) при различных значениях относительного радиуса изгиба, из которых следует, что с уменьшением r расположение экстремума смещается в сторону больших величин параметра деформационного упрочнения.

При расчете численных значений обозначено $\ln\left(1+\frac{t_2}{R}\right) = h(t)$ и приняты три значения внутреннего радиуса изгиба r (1, 1,5 и 2 мм) при соответствующих толщинах слоев $t_1 = 0{,}6$ мм и $t_2 = 0{,}8$ мм.

На основе равенства $|\sigma_{\rho\,\max}| = |\sigma_k|$, подставляя (7) в (6), получаем аналитическую зависимость для радиуса нейтральной поверхности (индексы 1 и 2 относятся к внутреннему и наружному слоям соответственно):

$$\rho_n(\sigma_k) = \left\{(R\,r)\exp\frac{A_2}{(1+n_2)A_1}\left[\ln\left(1+\frac{t_2}{R}\right)\right]^{1+n_2}\right\}^{1/2}. \qquad (8)$$

Результаты и обсуждения. Относительное смещение радиуса нейтральной поверхности в сторону наружной поверхности и соответствующее увеличение допустимых степеней деформаций (уменьшение радиуса кривизны) можно оценить сопоставлением его конечного значения с исходным $\Delta\rho_n / \rho_n$ $(\Delta\rho_n = \rho_n(\sigma_k) - \rho_n)$:

$$\frac{\Delta\rho_n}{\rho_n} = \left\{\exp\frac{e^{n_2}\,n_1^{n_1}}{(1+n_2)\,e^{n_1}\,n_2^{n_2}}\left[\ln\left(1+\frac{t_2}{R}\right)\right]^{1+n_2}\right\}^{1/2} - 1. \qquad (9)$$

Подобная оценка становится возможной на основе обоснованной выше независимости радиуса нейтральной поверхности от принятой модели деформируемого материала и допущения равенства $\sigma_{в_1} = \sigma_{в_2}$.

На рис. 5 представлен трехмерный график зависимости относительного смещения радиуса нейтральной поверхности от соответствующих показателей упрочнения слоев n_1 и n_2 при заданном отно-

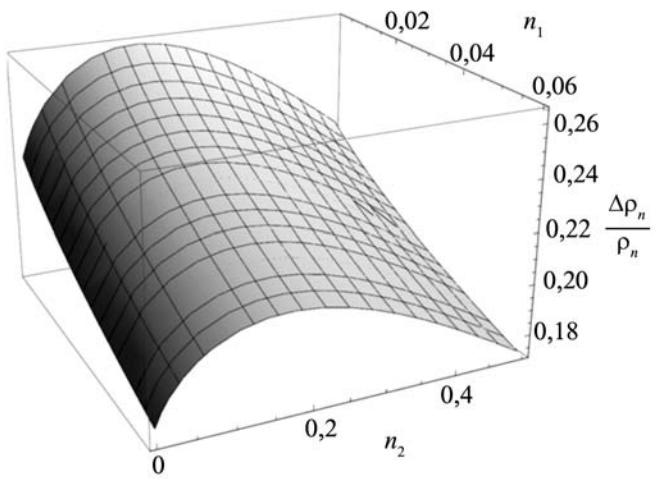


Рис. 5. Изменение радиуса нейтральной поверхности в зависимости от параметров n_1 и n_2

сительном радиусе изгиба $h(t_2) \approx 0{,}405$ ($r = 1$ мм; $t_1 = 0{,}6$ мм; $t_2 = 0{,}8$ мм).

Из анализа зависимости (9) следует, что она имеет экстремум, независящий от показателя n_1. Приравнивая результат дифференцирования (9) нулю, получаем

$$(1+n_2)\ \ln(n_2) - (1+n_2)h(t_2) + 1 = 0, \qquad (10)$$

где $\ln\left(1+\frac{t_2}{R}\right) = h(t_2)$.

По уравнению (10) при заданном $h(t_2)$ определяют значение показателя n_2, при котором зависимость (9) принимает экстремальное значение ($n_2 \approx 0{,}178$).

Из полученных результатов следует, что для наружного слоя согласно ГОСТ 1542–71 наиболее целесообразно использование тонколистовой легированной конструкционной стали общего назначения марки 25ХГСА толщиной 0,8 мм ($\sigma_в \approx 690$ МПа; $\delta \approx 0{,}18$).

Значения относительных максимальных радиальных сжимающих напряжений и смещения радиуса нейтральной поверхности в реальных условиях изгиба вследствие относительного проскальзывания слоев будут значительно меньше, чем величины, рассчитанные по зависимостям (8) и (9), поэтому допустимый относительный радиус изгиба увеличится.

Несмотря на некоторую условность проведенного анализа, полученные результаты позволяют оценить влияние различных параметров и в определенной степени управлять процессом формообразования.

Выводы

1. Проведен анализ изгиба двухслойного листового пакета в условиях плоской деформации с учетом деформационного упрочнения при отсутствии относительного проскальзывания.

2. Получены аналитические зависимости для предельных величин радиальных сжимающих напряжений, действующих на поверхности раздела слоев, и для относительного смещения радиуса нейтральной поверхности внутреннего слоя.

3. Показано, что эти зависимости имеют экстремумы, зависящие от относительного радиуса изгиба и параметров деформационного упрочнения наружного слоя.

4. Количественной оценкой установлена возможность уменьшения относительного радиуса изгиба молибденового листа, и на основе этого показан вариант выбора материала наружного слоя с заданными механическими свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Walser H., Shields J.A.** Traditional and emerging applications of molybdenum metal and its alloys // IMOA Newsletter. July 2007.

2. **Багдасаров Х.С.** Высокотемпературная кристаллизация из расплава. М.: Физматлит, 2004. 160 с.

3. **Kolarikova M., Kolarik L.** Welding of thin molybdenum sheets by EBW and GTAW // Annals of DAAAM for 2012, Proceedings of the 23-rd International DAAAM Symposium. Vol. 23. № 1. P. 1005–1008.

4. **Боголюбов Н.В., Михин И.В., Родионов В.В.** Изделия из молибдена и вольфрама для производства лейкосапфира. Тула, 2011.

5. **Попов Е.А., Ковалев В.Г. Шубин И.Н.** Технология и автоматизация листовой штамповки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. 480 с.

6. **Способ** изготовления контейнеров для выращивания монокристаллов: пат. РА, N 1828 А2, В21 Д 22 26 / Э.А. Назарян, М.М. Аракелян. 26.01.2005.

7. **Marciniak Z., Duncan J.L., Hu S.J.** Mechanics of sheet metal forming // Butterworth-Heinemann. 2002. 211 p.

8. **Hosford W.F., Caddell R.M.** Metal forming // Mechanics and Metallurgy. Cambridge University Press. 2007. 312 p.

Эрнест Агаджанович Назарян, д-р техн. наук,
enazaryan@ysu.am;
Милета Мартиросовна Аракелян,
канд. физ.-мат. наук;
Аветис Самвелович Симонян

УДК 621.777.2

Ф.И. Антонюк, А.Н. Малышев, Е.В. Логутенкова
(Калужский филиал МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Деформирующие силы при формообразовании фланцев на стержнях закрытой осадкой с выдавливанием

На основе экспериментальных исследований определены удельные силы операции холодной осадки с выдавливанием поковок типа стержень с фланцем, а также выполнено их сравнение с удельными силами прямого выдавливания.

Ключевые слова: поковки типа стержень с фланцем; удельные силы; холодная осадка с выдавливанием; прямое холодное выдавливание.

Intensities of cold upsetting with extrusion are identified on the basis of experiments. Also their comparison with the intensities of forward extrusion of forgings as rod with head is executed.

Keywords: forgings as rod with head; intensities; cold upsetting with extrusion; forward cold extrusion.

Холодная объемная штамповка (ХОШ) является одной из наиболее эффективных технологий заготовительного производства в машиностроении. Поковки, изготовляемые различными операциями ХОШ, максимально приближены по форме, точности размеров и качеству поверхности к деталям. Применение ХОШ позволяет повысить коэффициент использования материала до 85...95 % и вследствие этого в 3–5 раз снизить трудоемкость последующей обработки резанием.

Дальнейшее повышение эффективности процессов ХОШ, выполняемых на прессах, связано с сокращением числа технологических переходов путем увеличения степени формоизменения на отдельных переходах, а также созданием условий, обеспечивающих снижение удельных деформирующих сил. Последний фактор является основным ограничением области применения ХОШ и, в первую очередь, операций выдавливания.

Указанные направления совершенствования ХОШ учитывают при выборе возможного варианта технологии штамповки на прессах изделий типа стержень с фланцем.

Главным показателем технологичности таких поковок, на основании которого осуществляется выбор между высадкой и прямым выдавливанием, является отношение диаметров фланца и стержня – D/d.

При формообразовании стержней с фланцами относительно больших диаметров $D/d > 4...6$ высадкой на прессах число переходов достигает 4...6 с проведением разупрочняющей термической обработки перед каждым последующим переходом.

Таким образом, многопереходность, вытекающая из известных ограничений процесса высадки, существенно удлиняет технологический цикл, увеличивает число штампов, что снижает эффективность технологии.

Альтернативой многопереходной высадке на прессах является однопереходная технология формообразования фланцев на стержнях прямым выдавливанием. Однако процесс выдавливания характеризуется резким ростом удельных деформирующих сил с увеличением отношения диаметра фланца к диаметру выдавливаемого стержня D/d. Это отношение определяет предельное значение относительной деформации при прямом выдавливании:

$$\psi = 1 - \left(\frac{d}{D}\right)^2.$$

На практике применительно к сплавам различной прочности разработаны рекомендации допустимых степеней деформации, которые с учетом упрочнения сплава определяют удельные деформирующие силы, ограниченные экономически целесообразной стойкостью штампов [1]. Основываясь на данных рекомендациях можно определить предельное значение отношения D/d.

Например, для низкоуглеродистой стали марки 10 максимальная относительная степень деформации при прямом выдавливании не превышает 0,75...0,80, так как удельные силы при этом могут достигать 2200 МПа. Такое значение удельных сил близко к предельно допустимому (2500 МПа), что делает применение выдавливания экономически нецелесообразным и поэтому ограничивает отношение $D/d \le 2{,}23$.

Для легкодеформируемых, алюминиевых сплавов (АД1) аналогичное соотношение диаметров может достигать 3,5...4,0, однако при этом возрастает

вероятность нежелательного появления торцевых заусенцев.

Таким образом, проектируя технологию изготовления на прессах стержневых поковок с фланцами относительно больших диаметров $D/d > 4...6$ для сокращения многопереходности, присущей высадке, и снижения высоких удельных сил деформирования, свойственных прямому выдавливанию, необходимо в соответствии с рекомендациями специалистов комбинировать процессы прямого выдавливания с осадкой.

Рекомендации применительно к стальным поковкам приведены, например, в [1]. В частности, рекомендуется применять следующую технологическую схему (рис. 1): на первой операции прямым выдавливанием из исходной заготовки диаметром D_0 выдавливать стержень (отросток) с $D_0/d \le 2{,}0$ и относительной высотой головки $H_0/D_0 \le 2...3$. На второй комбинированной операции в закрытой матрице осаживать головку до требуемого размера фланца D с одновременным прямым выдавливанием некоторой части объема осаживаемой головки в стержень.

Несмотря на указанные рекомендации, особенности комбинированной операции осадки с прямым выдавливанием не исследованы и не отражены в специальной литературе. Это относится не только к силовым параметрам процесса, но и к особенностям формоизменения.

Поэтому цель выполненных исследований заключалась в следующем:

1. На основе выполненных экспериментов определить основные факторы, влияющие на удельные деформирующие силы комбинированной операции осадки в закрытой матрице с выдавливанием.

2. На основе экспериментов определить соотношение удельных деформирующих сил операции осадки с выдавливанием и операции прямого выдавливания.

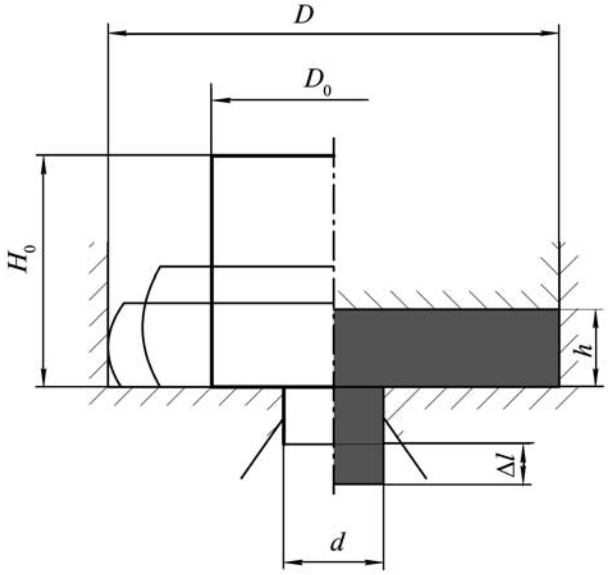


Рис. 1. Схема комбинированной операции осадки с прямым выдавливанием

Планируя эксперименты, исходили из того, что проектирование двухоперационной технологии требует учета не только характерных ограничений, присущих как операции прямого выдавливания, так и осадке с выдавливанием. Такие ограничения должны быть связаны с технологическими свойствами – деформируемостью того или иного сплава, из которого изготовляют поковку.

Поковки изготовляли из сплава АД1, который обладает высокой пластичностью и низким сопротивлением пластической деформации, поэтому на первой операции из исходной заготовки диаметром D_0 выдавливали стержни с головкой, обеспечивая следующее соотношение:

$$1{,}5 \le \frac{D_0}{d} \le 4{,}0 .$$

Так как на второй комбинированной операции головка деформируется осадкой, то условие, исключающее потерю устойчивости (изгиба), ограничивает ее относительную высоту

$$\frac{H_0}{D_0} \le k ,$$

где k – коэффициент, зависящий от типа сплава. Например, для алюминия АД1 $k = 1{,}73$, для стали 35 $k = 1{,}86$, для меди М1 $k = 3{,}0$.

Процесс осадки головки со стержнем в закрытой матрице с плоским дном состоит из двух стадий (см. рис. 1): на первой происходит свободная осадка, а на второй (когда боковая поверхность осаживаемой головки коснется вертикальных стенок матрицы) – стесненная осадка. Ее продолжительность зависит от бочкообразности осаживаемой головки. Такое искажение формы боковой поверхности зависит от относительной деформации осадки головки $E = 1 - (h/H_0)$, ее относительной высоты H_0/D_0 и условий контактного трения [2].

Обе стадии осадки головки сопровождаются незначительным выдавливанием некоторой части ее объема в стержень, увеличивая его длину (Δl). Уменьшение объема головки и удлинение стержня

следует учитывать, проектируя технологическую операцию.

Установлено, что абсолютное удлинение стержня при $D_0 / d > 1{,}5$ не зависит от объема головки и определяется относительной деформацией осадки E. В частности, определено:

$$\Delta l = a d,$$

где a – коэффициент, равный 0,32...0,34 ($E = 0{,}4$) и 0,82...0,84 ($E = 0{,}75$) для алюминия АД1 и меди М1 соответственно.

Комбинированная операция осадки с выдавливанием, протекающая с двумя степенями свободы течения материала заготовки заканчивается в момент заполнения приемника матрицы и при дальнейшем росте деформирующей силы может перейти в простую операцию с одной степенью свободы – прямое выдавливание. В этом случае удлинение стержня и перемещение пуансона связаны условием постоянства объема заготовки.

Формоизменение головки на стержне происходит в результате одновременного протекания двух процессов, поэтому оно должно оцениваться показателями, характеризующими как процесс осадки (E), так и процесс выдавливания. В последнем случае можно использовать логарифмическую (истинную) деформацию $\varepsilon = \ln (D / d)^2$ и относительную условную $\psi = 1 - (d / D)^2$. Иногда для характеристики формоизменения при прямом выдавливании применяют также коэффициент выдавливания $\lambda = (D / d)^2$.

Известно, что удельные деформирующие силы исследуемых операций зависят от относительной высоты фланца поковки. Поэтому в выполненных экспериментах учитывали этот показатель формы поковок (h / D).

Все штампуемые поковки имели одинаковый диаметр фланца ($D = 25$ мм) и различные диаметры стержня: $d = 8$ мм ($\varepsilon = 2{,}28$; $\psi = 0{,}9$); $d = 6$ мм ($\varepsilon = 2{,}85$; $\psi = 0{,}94$) и $d = 5$ мм ($\varepsilon = 3{,}22$; $\psi = 0{,}96$).

Для формообразования фланцев осадкой с выдавливанием на первой операции прямым выдавливанием изготовляли заготовки с указанными выше диаметрами стержней и различными диаметрами головок ($D_0 = 20$; 16 и 12,5). Это обеспечивало на второй операции следующие степени осадки: $E = 0{,}4$; 0,6 и 0,75. Различная высота головок позволила варьировать относительную высоту фланцев h / D в диапазоне от 0,4 до 0,06.

Для сравнения значения удельных деформирующих сил комбинированной операции и операции прямого выдавливания штамповали поковки с равными геометрическими параметрами (D, d, h). Формоизменяющим операциям предшествовала разупрочняющая термическая обработка с рекомендуемыми в справочной литературе режимами [1]. В качестве смазывающего материала для сплава АД1 применяли животный жир. Штамповку выполняли на гидравлическом прессе мод. П481А с номинальной силой 400 кН.

Деформирующую силу устанавливали по образцовому манометру (класс 0,4) с ценой деления, которая обеспечивала абсолютную погрешность силы, равную 3 кН. Для диапазона деформирующих сил, ограниченного рамками выполненного эксперимента, указанная абсолютная погрешность соответствовала относительной погрешности 1,2...1,8 %.

Зависимости удельных сил q исследуемых операций от логарифмической степени деформации выдавливания приведены на рис. 2.

Видно, что удельные деформирующие силы прямого выдавливания и осадки с выдавливанием линейно возрастают с увеличением логарифмической деформации выдавливания. Из графиков на рис. 2 также следует, что удельные силы обеих операций возрастают с повышением относительной высоты фланцев h / D.

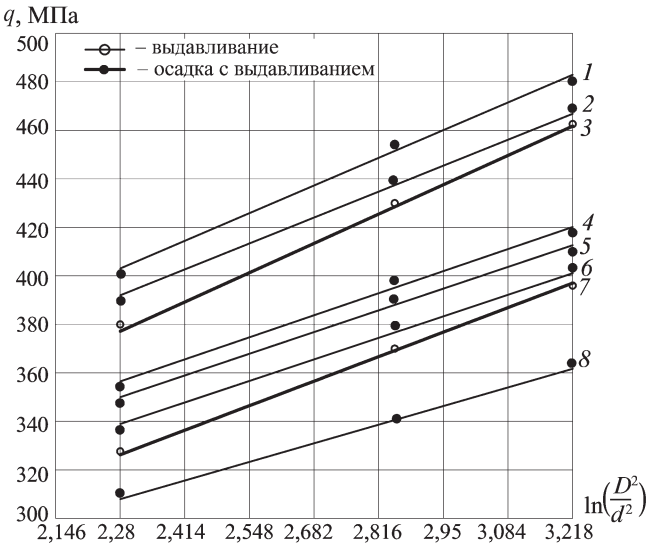


Рис. 2. Зависимость удельных деформирующих сил осадки с выдавливанием и прямого выдавливания от логарифмической деформации:
1 – $E = 0{,}75$; $h / D = 0{,}75$; *2* – $E = 0{,}6$; $h / D = 0{,}4$; *3* – $h / D = 0{,}4$; *4* – $E = 0{,}4$; $h / D = 0{,}4$; *5* – $E = 0{,}75$; $h / D = 0{,}2$; *6* – $E = 0{,}6$; $h / D = 0{,}2$; *7* – $h / D = 0{,}2$; *8* – $E = 0{,}4$; $h / D = 0{,}2$

Анализируя графики, можно заключить, что в отличие от комбинированной операции, удельные силы которой определяются совместным влиянием, как деформации осадки E, так и выдавливания ε, удельные силы прямого выдавливания зависят только от последней. Это объясняет несколько больший угол наклона соответствующих прямых к оси деформации выдавливания.

Процессы осадки с выдавливанием и прямого выдавливания при равных размерах штампуемых поковок (D, d, h) характеризуются одинаковой формой и размерами очагов деформации, которые определяются свободной поверхностью течения материала – размером d. Однако при этом их отличает различная степень упрочнения деформируемого материала в очагах деформации. Сложный характер взаимного влияния деформации осадки и выдавливания на удельную силу комбинированной операции наиболее рационально выявить на основе многофакторных экспериментов.

В целях оценки вклада степеней деформации осадки и выдавливания, а также относительной высоты фланцев в величину удельных сил осадки с выдавливанием выполнен полный факторный эксперимент (ПФЭ 2^3), в котором указанные факторы варьировались на двух уровнях: E (0,75 и 0,4); ε (3,22 и 2,28) и h/D (0,4 и 0,2).

В результате обработки данных эксперимента получена математическая модель в виде следующего уравнения регрессионного анализа:

$$q = 386 + 25E + 29\frac{h}{D} + 33\varepsilon. \qquad (1)$$

Из (1) следует, что наиболее сильное влияние на отклик – удельную силу осадки с выдавливанием – оказывает степень деформации выдавливания ε. Влияние этого фактора в 1,32 раза сильнее влияния степени деформации осадки и в 1,15 раза сильнее влияния относительной высоты фланцев. Знаки перед коэффициентами регрессии свидетельствуют о том, что с увеличением соответствующих факторов возрастает величина удельных сил.

Обработка результатов многофакторного эксперимента по методике дисперсионного анализа показала, что влиянием фактора E обусловлено 24 % дисперсии отклика, вкладом фактора h/D – 32 % и фактором степени деформации выдавливания ε – 42 %.

Как уже отмечалось, наибольший интерес представляет сравнение вклада степеней деформации осадки и выдавливания для относительно высоких $h/D = 0{,}4$ и относительно низких $h/D = 0{,}2$ фланцев.

В частности, для относительно высоких фланцев уравнение регрессионного анализа имеет вид:

$$q = 419 + 27{,}75\,E + 32{,}25\,\varepsilon. \qquad (2)$$

Из (2) следует, что влияние логарифмической степени деформации выдавливания на удельные силы комбинированной операции в 1,3 раза сильнее влияния степени осадки. Дисперсионный анализ результатов эксперимента выявил, что вклад фактора в дисперсию отклика (g) составляет 57 %, а степени осадки – 42 %.

Для относительно низких фланцев уравнение регрессионного анализа имеет следующий вид:

$$q = 357{,}75 + 22{,}75E + 30{,}0\,\varepsilon. \qquad (3)$$

В этом случае $h/D = 0{,}2$, как следует из (3), влияние степени деформации выдавливания на удельные силы в 1,33 раза сильнее влияния степени осадки. Дисперсионный анализ позволил определить, что 62 % дисперсии отклика q определяет фактор ε и лишь 36 % – степень деформации осадки головки.

Выше отмечалось, что исследуемые процессы при равенстве диаметров стержня и фланца имеют одинаковую высоту очага пластической деформации h_0, и поэтому, когда высота фланца становится меньше высоты очага пластической деформации, наступает нестационарная стадия, которая сопровождается ростом удельных сил.

Для более детального анализа характера влияния относительной высоты фланцев на удельные силы на нестационарной стадии осадки с выдавливанием выполнены эксперименты, результаты которых в виде графиков представлены на рис. 3.

Из анализа графиков следует, что с уменьшением высоты фланцев удельные силы вначале снижаются до определенной величины h/D, а затем резко возрастают. Такой характер изменения удельных сил сохраняется независимо от степени деформации выдавливания ε. Однако с ее уменьшением, как следует из сравнения графиков, минимум удельной силы соответствует большей относительной высоте фланцев.

Таким образом, на основе экспериментальных исследований выявлены основные факторы, и определен характер их влияния на удельные деформирующие силы комбинированной операции осадки с выдавливанием.

Наибольшую практическую значимость представляет знание о соотношении удельных сил пря-

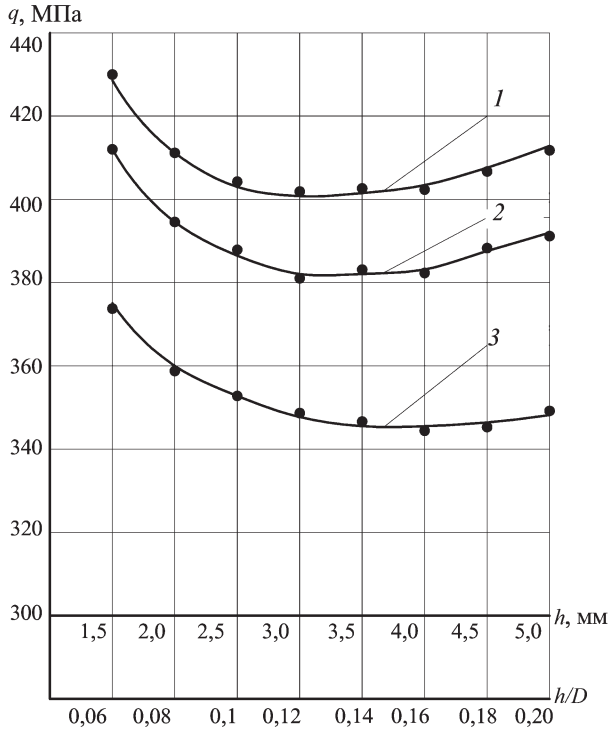


Рис. 3. Зависимость удельных деформирующих сил осадки с выдавливанием от относительной высоты фланцев на нестационарной стадии:
1 – $\varepsilon = 3{,}218$ ($d = 5$ мм); *2* – $\varepsilon = 2{,}816$ ($d = 6$ мм); *3* – $\varepsilon = 2{,}280$ ($d = 8$ мм)

мого выдавливания и осадки с выдавливанием, так как такое соотношение является одним из главных условий перехода на двухоперационную технологию, позволяющую избежать больших удельных сил прямого выдавливания с увеличением отношения диаметров фланца и стержня.

Как следует из результатов эксперимента (см. рис. 2), соотношение удельных сил исследуемых операций прежде всего зависит от степени осадки головки на комбинированной операции и значительно меньше от логарифмической степени выдавливания. Если степень деформации осадки головки E меньше 0,5, тогда удельные силы комбинированной операции меньше удельных сил прямого выдавливания на 7...10 %. При осадке со степенью деформации 0,6 удельные силы обеих операций равны и, если степень деформации достигает 0,75, тогда удельные силы комбинированной операции больше удельных сил прямого выдавливания. Такое превышение уменьшается с 14 до 7 % с увеличением логарифмической деформации выдавливания от 2,28 $(D/d) = 3{,}125$ до 3,22 $(D/d) = 5$.

Очевидно, что снижение удельных сил комбинированной операции осадки с выдавливанием по сравнению с прямым выдавливанием может быть обеспечено в результате уменьшения степени осадки головки. Это приводит к необходимости увеличения диаметра головки D_0, оформляемого прямым выдавливанием на первой операции. Такая задача при проектировании технологии требует применения расчетных зависимостей, позволяющих с достаточной для практических целей точностью оценить величину удельных деформирующих сил операции осадки с выдавливанием и прямого выдавливания.

Исследования показали, что операциям прямого выдавливания и осадки с выдавливанием присущ единый механизм деформирования заготовок, а отличия в величине удельных деформирующих сил обусловлены разной степенью упрочнения материала и не превышают 10...15 %. Исходя из этого, целесообразно для теоретического анализа силового режима применить единое решение.

С этой целью в работе [2] применили метод верхней оценки с использованием в исходной кинематически возможной модели единичных деформируемых областей.

В результате получена зависимость для расчета удельных деформирующих сил на стационарной стадии, когда высота фланца больше высоты очага пластической деформации:

$$q = \sigma_s \left[\left(2 + \frac{(2\mu + 1)(D - d)}{8\, h_0} + \frac{h_0}{2\, d} \right) \left(1 - \frac{d^2}{D^2} \right) + \frac{(2\,\mu + 1)\, h}{2\, D} \right], \quad (4)$$

где σ_s – напряжение текучести упрочняемого материала; μ – коэффициент контактного трения на рабочей поверхности штампа; h – высота исходной заготовки при выдавливании, а при осадке с выдавливанием – высота фланца.

Высоту очага пластической деформации можно определить из условия минимума удельной силы деформирования, т.е. $(\partial q / \partial h) = 0$:

$$h_0 = \frac{D - d}{2} \sqrt{\frac{d\,(2\,\mu + 1)}{D - d + d\,(2\,\mu + 1)}}\,. \quad (5)$$

Для условий выполненных экспериментов ($\mu = 0{,}1$; $D = 25$ мм) определена высота очага пластической деформации на стационарной стадии: $d = 5$ мм ($h_0 = 4{,}8$ мм); $d = 6$ мм ($h_0 = 5{,}0$ мм); $d = 8$ мм ($h_0 = 5{,}1$ мм).

Для заключительной нестационарной стадии ($h \le h_0$) выражение (4) получит вид:

$$q = \sigma_s \left[\left(2 + \frac{\mu\,(D - d)}{2\,h} + \frac{h}{2d} \right) \left(1 - \frac{d^2}{D^2} \right) + \frac{(2\mu + 1)\, h}{2\,D} \right]. \quad (6)$$

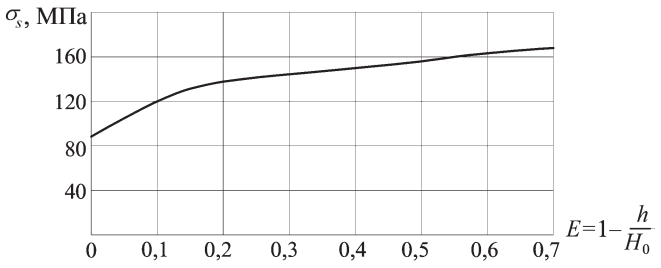


Рис. 4. Диаграмма истинных напряжений сплава АД1

Полученные формулы (4)–(6) можно применять для расчета удельных деформирующих сил двух процессов – выдавливания и осадки с выдавливанием.

При расчете удельных сил осадки с выдавливанием для определения напряжения текучести сплава АД можно пользоваться диаграммой истинных напряжений, построенной в координатах $\sigma_s - E$. В частности, в выполненных экспериментах указанную диаграмму строили по результатам стандартных испытаний на осадку цилиндрических заготовок с торцовыми выточками (ГОСТ 25.503–80) (рис. 4).

При прямом выдавливании в пластически деформируемых зонах заготовки деформации, а следовательно, и напряжение текучести неоднородны. В таких случаях особенно при относительных больших степенях деформации в расчетах применяют среднюю по объему пластической зоны величину напряжения текучести [1]. Поэтому в расчетах для выдавливания по (4) и (6) следует вместо σ_s подставлять $\sigma_{ср}$, которую определяют по формуле:

$$\sigma_{ср} = \frac{\sigma_в}{(1-\psi_ш)}\left(1 - 2\psi_ш + \frac{\lambda - 1}{2\lambda}\right), \qquad (7)$$

где $\sigma_в$ – предел прочности материала поковки (для АД1 $\sigma_в$ = 95,0 МПа);

λ – коэффициент выдавливания $(D/d)^2$;

$\psi_ш$ – относительное сужение поперечного сечения образца при растяжении в момент разрыва (для АД1 $\psi_ш = 0{,}2$).

Для условий выполненных экспериментов: для $d = 5$ мм (λ = 25, $\sigma_{ср}$ = 163,6 МПа); для $d = 6$ мм (λ = 17,36; $\sigma_{ср}$ = 162,2 МПа); для $d = 8$ мм (λ = 9,76; $\sigma_{ср}$ = 160 МПа).

Используя зависимости (4), (6) и (7), выполнили расчеты удельных деформирующих сил для операций выдавливания $q_в$ и осадки с выдавливанием $q_{ос}$ поковок, высота фланца которых соответствует как стационарной стадии $h/D = 0{,}4$, так и заключительной нестационарной $h/D = 0{,}12$ с различной относительной деформацией выдавливания ψ и степенью осадки E.

В таблице приведены данные расчета и эксперимента для двух рассматриваемых технологических операций, из которых следует, что верхние оценки удельных деформирующих сил $q_р$ двух исследуемых операций на 7...10 % больше их значений, установленных экспериментально $q_ф$. Наряду с этим удель-

Расчетные $q_р$ и фактические $q_ф$ удельные силы осадки с выдавливанием $q_{ос}$ и прямого выдавливания $q_в$

h/D	$\psi = 1-(D/d)^2$	Осадка ($q_{ос}$)				Выдавливание ($q_в$)			$\frac{q_{ос.ф}}{q_{в.ф}}$
		E	σ_s	$q_р$	$q_ф$	$\sigma_{ср}$	$q_р$	$q_ф$	
			МПа						
0,4	0,96	0,60	165	497	467	163,6	493	460	1,015
		0,75	170	512	480				1,043
	0,94	0,60	165	469	440	162,2	461	435	1,012
		0,75	170	483	459				1,055
	0,90	0,60	165	421	398	160,0	408	386	1,03
		0,75	170	433	405				1,06
0,12	0,96	0,60	165	419	390	163,6	416	385	1,013
		0,75	170	432	401				1,050
	0,94	0,60	165	403	378	162,2	398	369	1,024
		0,75	170	415	388				1,050
	0,90	0,60	165	368	340	160	358	324	1,049
		0,75	170	380	349				1,077

ные силы комбинированной операции $q_{ос}$ даже при относительно большой степени осадки (E = 0,75) превышают удельные силы прямого выдавливания $q_в$ не более чем на 6...8 %.

Выводы

1. Удельные силы комбинированной операции осадки с выдавливанием и операции прямого выдавливания поковок типа стержень с относительно большим диаметром фланца линейно возрастают с увеличением логарифмической деформации выдавливания, что свидетельствует о том, что обе операции имеют одинаковую форму и размеры очага пластической деформации.

2. Величина удельных сил комбинированной операции наряду с деформацией прямого выдавливания зависит также от степени деформации осадки головки полуфабриката, изготовленного на первой операции прямым выдавливанием. Величина удельных сил осадки с выдавливанием на 60...70 % определяется деформацией выдавливания и на 30...40 % – деформацией осадки.

3. Соотношение удельных сил прямого выдавливания и осадки с выдавливанием зависит от степени деформации осадки. Если величина последней не превышает 0,4...0,5, тогда удельные силы прямого выдавливания больше удельных сил комбинированной операции. При степени деформации осадки $E = 0{,}6$ удельные силы исследуемых операций равны, при $E = 0{,}75$ удельные силы комбинированной операции на 7...14 % превышают удельные силы прямого выдавливания.

4. Соотношение удельных сил комбинированной операции и прямого выдавливания можно регулировать, уменьшая степень деформации осадки головки на комбинированной операции путем увеличения степени деформации прямого выдавливания на первой операции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справ. В 4 т. Т. 3 Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков / под ред. А.М. Дмитриева. 2-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.

2. **Антонюк Ф.И., Логутенкова Е.В.** Определение силовых параметров процесса прямого выдавливания // Математическое моделирование сложных технических систем: тр. МГТУ № 597. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. С. 11–20.

Феликс Иванович Антонюк, д-р техн. наук,
m1@bmstu-kaluga.ru;
Александр Николаевич Малышев, канд. техн. наук;
Екатерина Владимировна Логутенкова

ООО "Издательство Машиностроение"
продолжает подписку на журнал

«ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ»

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.771.01

С.Б. Арюлин, И.В. Халипов
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Определение профиля опорного валка маятникового прокатного стана

Приведена методика определения профиля опорного валка маятникового прокатного стана, позволяющая при заданных кинематических параметрах рабочей клети получать траекторию движения рабочего валка, обеспечивающую требуемый закон обжатия прокатываемого металла.

Ключевые слова: маятниковый прокатный стан; опорный профилированный валок; закон обжатия металла; методика определения профиля валка.

The method of definition the profile of the backing roll, which allows to obtain the trajectory movement of the work roll under given kinematic parameters of the rolling mill to provide law of metal reduction is presented.

Keywords: pendulum rolling mill; profiled support roll; law of metal reduction; definition of roll profile.

Анализ различных конструкций прокатных станов периодического действия: планетарных, циклоидальных, маятниковых, показал, что большинство из них содержит различный по исполнению, но во многом схожий по своему функциональному назначению опорный элемент.

Так, например, в известных конструкциях планетарных станов такой элемент выполнен в виде приводного или холостого опорного цилиндрического валка; циклоидальный стан Фрелинга имеет несколько опорных деталей в виде опорных валков, подвижной и неподвижной опоры; станы шаговой прокатки серии ХПЛ отечественной разработки снабжены комбинацией из опорного и промежуточного роликов и опорной плиты; маятниковые станы Заксля и Соколовского имеют массивные цилиндрические опорные валки.

Наличие опорного элемента на станах периодического действия в основном обусловлено необходимостью перераспределить силовое воздействие от деформируемого металла с рабочих валков с подшипниковыми узлами, имеющими небольшие габаритные размеры на мощные опорные детали и увеличить жесткость конструкции в целом.

В некоторых станах опорный элемент является также существенным звеном в кинематике конструкции, участвующем в обеспечении вращения холостого рабочего валка и цикличности его воздействия на металл.

На планетарно-эксцентриковом полосовом стане конструкции ВНИИМЕТМАШ с помощью эксцентрикового опорного валка была успешно решена проблема устранения волнистости прокатываемой заготовки (свойственная периодической прокатке) за счет появления в траектории движения рабочего валка калибрующего участка.

В ряде публикаций [1, 2] приведены описание и конструктивные схемы маятниковых прокатных станов, в которых в качестве опорного элемента предложена сменная опорная профилированная планка, задающая закон обжатия, по которому рабочий валок деформирует прокатываемый металл.

Профиль планки имеет криволинейную поверхность, соответствующую обжимному участку, переходящую в плоскость, параллельную оси (плоскости) прокатки, соответствующую калибрующему участку.

Сменой планок с различной профилировкой при настройке стана возможно варьировать протяженностью калибрующего и обжимного участка, а также формой последнего, исходя из технологических режимов процесса прокатки.

Вопрос определения необходимой длины калибрующего участка описан в [3], взаимосвязанные параметры протяженность и форма обжимного участка выбираются в зависимости от свойств прокатываемого материала, температурных режимов процесса, подачи.

На маятниковых прокатных станах рабочие валки движутся по криволинейным замкнутым траекториям; на станах с опорными профилированными планками при прямом рабочем ходе при деформации металла валками последние перемещаются по закону, задаваемому планками, которые при этом остаются неподвижными.

В обеспечении траектории движения рабочих валков при их обратном ходе с некоторым удалением от оси прокатки (для пропуска непрерывно подающегося в зону деформации металла) принимают участие дополнительные механизмы, разводящие профилированные планки.

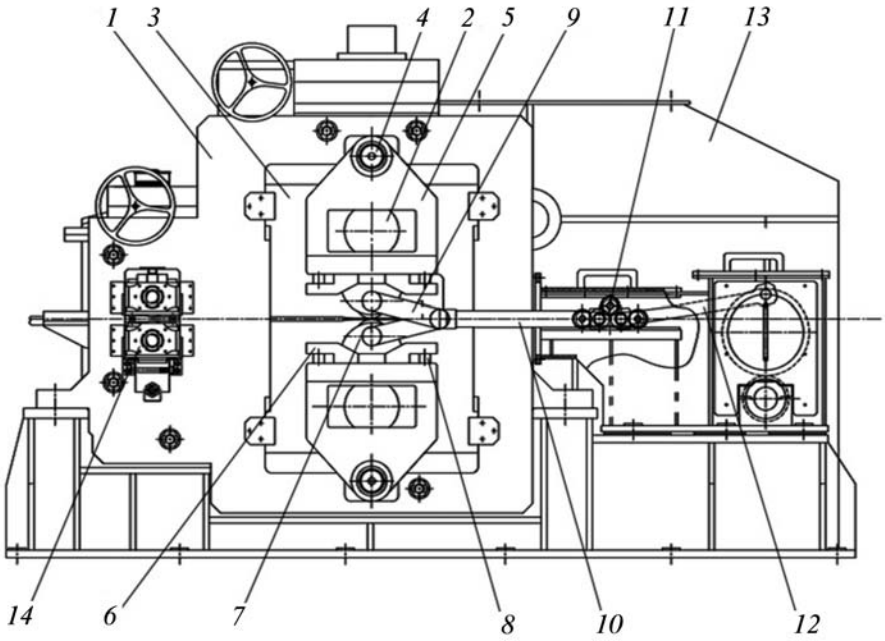


Рис. 1. Общий вид маятникового прокатного стана с опорным профилированным валком

Другим образом решается вопрос обеспечения необходимой траектории движения рабочих валков в конструкции маятникового прокатного стана с опорными профилированными валками, общий вид которого представлен на рис. 1.

На этом стане роль опорных элементов, а также элементов конструкции, обеспечивающих необходимую траекторию движения рабочих валков при их прямом и обратном ходе и задающих закон обжатия прокатываемого металла, выполняют опорные профилированные валки.

Клеть стана содержит станину *1*, в проемах которой размещены валы опорных профилированных валков *2* с подушками *3*. В подушки вмонтированы оси *4*, на концах которых свободно закреплены маятники *5*. В направляющих маятников перемещаются подвижные траверсы *6* с корпусами рабочих валков *7*.

Подвижная траверса имеет механизм уравновешивания *8*, размещенный в маятниках, с помощью которого одновременно осуществляется постоянное поджатие рабочих валков к опорным профилированным валкам.

Корпуса рабочих валков связаны с помощью пальцев с шатунами *9* механизма привода клети, который включает штоки *10*, подвижные тележки *11* и кривошипно-шатунные механизмы *12*.

Кинематическая связь, обеспечивающая синхронизацию вращения валов опорных профилированных валков и кривошипов качания маятников, осуществляется с помощью цилиндрического редуктора *13*.

Прокатываемая заготовка, получившая первоначальное обжатие в задающей клети *14*, подается по направляющим линейкам в маятниковую клеть. В процессе прокатки маятники с рабочими валками совершают колебательные движения относительно неподвижных центров качания.

При прямом (рабочем) ходе маятников рабочие валки обжимают заготовку по закону, задаваемому частью профиля опорных валков, постоянно вращающихся синхронно с валами кривошипа привода маятников, вследствие наличия между ними кинематической связи.

При обратном ходе маятников благодаря форме другой части профиля опорных валков подвижные траверсы с корпусами рабочих валков перемещаются в стороны от оси прокатки на расстояние, необходимое для того, чтобы рабочие валки, движущиеся против хода прокатки, не касались постоянно подаваемого в зону деформации металла.

Таким образом, траектория движения рабочих валков (или их центров), а следовательно, и конфигурация наружного контура зоны обжатия прокатываемой полосы зависят от выбранной формы профиля опорного валка.

Для получения прокатываемой полосы без гребешков на готовом изделии (характерном для станов периодической прокатки с круговой рабочей траекторией движения центра рабочего валка) необходимо, чтобы траектория рабочего валка в конце рабочего хода имела калибрующий участок (дви-

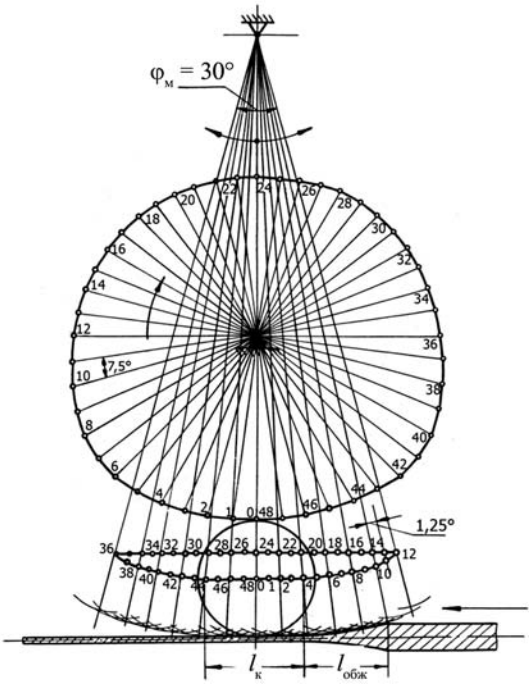


Рис. 2. Кинематика движения центра рабочего валка:
$\varphi_м$ – угловая амплитуда качания маятника; $l_к$ – длина калибрующего участка; $l_{обж}$ – длина обжимного участка

жение валка параллельно оси прокатки), что также обеспечивается формой профиля опорного валка.

Для изготовления такого профилированного опорного валка, а также возможности перехода на другой профиль опорного валка в зависимости от получения желаемой конфигурации наружного контура зоны обжатия прокатываемой полосы необходимо иметь строгую математическую зависимость между конфигурацией наружного контура зоны обжатия и формой опорного валка.

На рис. 2 приведена схема, поясняющая кинематику движения центра рабочего валка.

Конфигурация наружного контура зоны обжатия прокатываемой заготовки представляет из себя в плане кривую линию, которая может быть описана математически, в частности в соответствии с рис. 3 такая кривая в выбранной системе координат описывается уравнением

$$y = ax^2 + b,$$

где $b = \frac{h_1}{2}$; h_1 – конечная высота заготовки.

Подставляя в указанное уравнение граничные условия: при $x = l_{обж}$ $y = \frac{H_0}{2}$, где H_0 – высота ис-

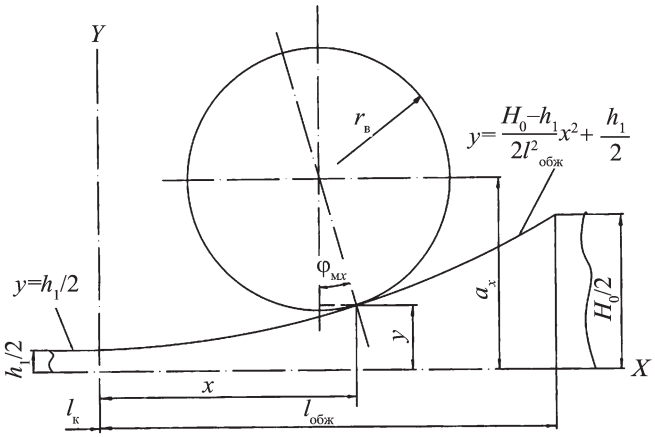


Рис. 3. Схема для определения параметра a_x

ходной заготовки, имеем $\frac{H_0}{2} = a\,l^2_{обж} + \frac{h_1}{2}$, откуда $a = \frac{H_0 - h_1}{2\,l^2_{обж}}$. Окончательно получим уравнение наружного контура на обжимном участке:

$$y = \frac{H_0 - h_1}{2\,l^2_{обж}}\,x^2 + \frac{h_1}{2}.$$

Уравнение наружного контура на калибрующем участке (в плане прямая линия) $y = \frac{h_1}{2}$. Осуществив переход от координат кривой наружного контура к координатам кривой траектории движения центра рабочего валка, находим значение текущего расстояния от центра рабочего валка до оси прокатки:

на обжимном участке

$$a_x = y + r_в \cos\varphi_{мx};$$

на калибрующем участке

$$a_x = y + r_в = \frac{h_1}{2} + r_в,$$

где $r_в$ – радиус рабочего валка; $\varphi_{мx}$ – текущее значение угла качания маятника.

Значение параметра a_x на траектории движения центра рабочего валка по окончании цикла прокатки (часть прямого рабочего хода после калибровки, обратный ход и прямой ход до касания рабочим валком металла) принципиального значения не имеет, за исключением того, что при обратном ходе должно выполняться условие:

$$a_x > \frac{H_0}{2} + r_в \cos\varphi_{мx},$$

необходимое для предотвращения касания валком непрерывно подающегося в зону деформации ме-

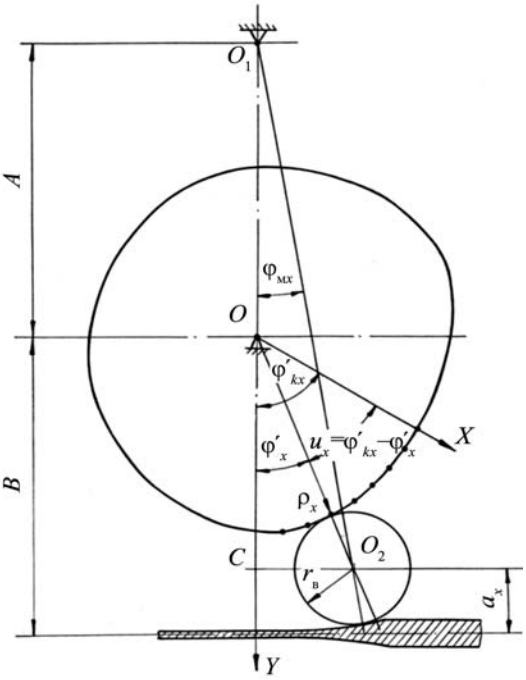


Рис. 4. Схема, поясняющая значение параметров, входящих в аналитические зависимости

талла. В любом случае эта траектория может быть математически описана или (как это изображено на рис. 2) выбрана симметричной относительно вертикальной оси, проходящей через середину калибрующего участка.

Таким образом, задаваясь параметром a_x – текущим расстоянием от центра рабочего валка до оси прокатки и рядом параметров, постоянных для выбранной схемы стана, можно определить профиль опорного валка, обеспечивающий заданную траекторию.

Этими параметрами в соответствии с рис. 4 являются:

A – расстояние от оси качания маятника до центра вращения опорного профилированного валка;

B – расстояние от центра вращения опорного профилированного валка до оси прокатки;

$r_в$ – радиус рабочего валка;

$\varphi_м$ – угловая амплитуда качания маятника (например, $\varphi_м = 30°$), двойной величине которой (двойному ходу маятника) соответствует полный оборот опорного валка в $2\pi = 360°$.

Для полного определения профиля опорного валка необходимо знать:

ρ_x – текущий радиус валка;

u_x – угловое положение радиуса ρ_x.

Определим $(O_1O_2)_x$ – текущее расстояние от оси качания маятника O_1 до центра рабочего валка O_2:

$$(O_1O_2)_x = \frac{A + B - a_x}{\cos\varphi_{мx}}.$$

При определении $\varphi_{мx}$ следует учесть, что опорный профилированный валок вращается все время

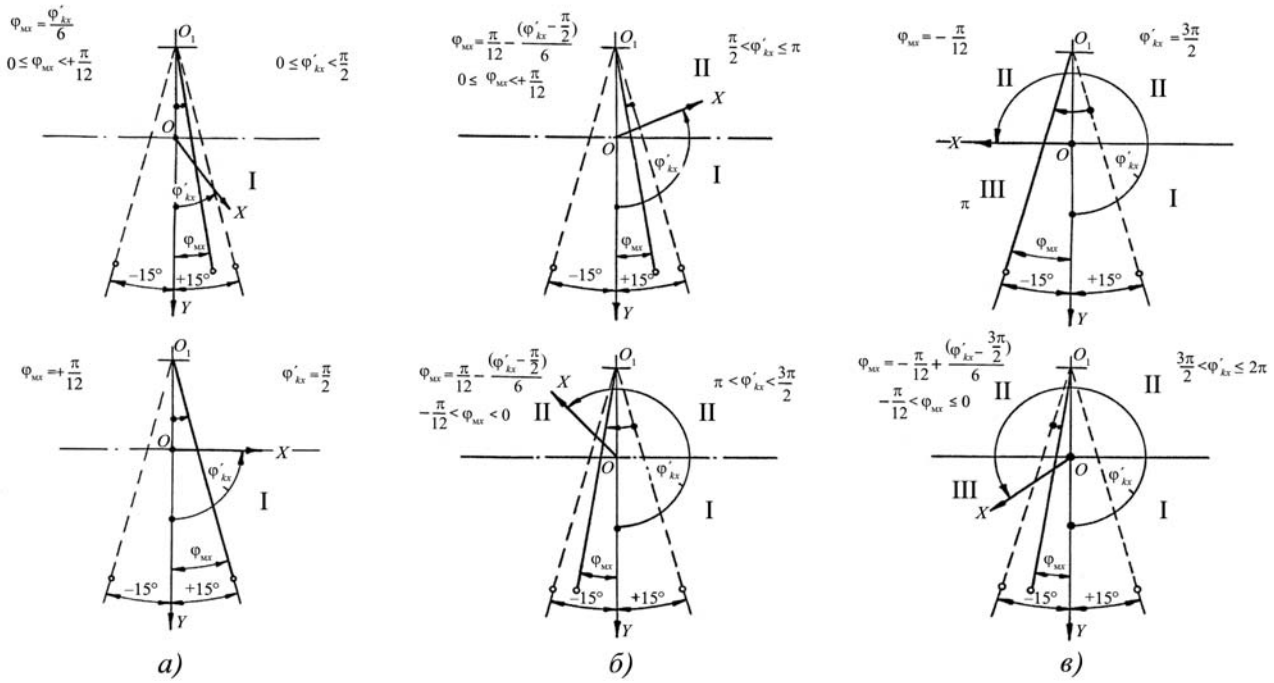


Рис. 5. Изменение $\varphi_{мx}$ на участках I (*а*), II (*б*) и III (*в*)

в одном направлении, а маятник совершает колебательное движение, и поэтому угол $\varphi_{мx}$ изменяется по участкам:

участок I:

$$\varphi_{мx} = \frac{\varphi'_{kx}}{6} \text{ при } 0 \le \varphi'_{kx} \le \frac{\pi}{2} \quad \text{(рис. 5, } a\text{)};$$

участок II:

$$\varphi_{мx} = \frac{\pi}{12} - \frac{(\varphi'_{kx} - \pi/2)}{6} \text{ при } \frac{\pi}{2} < \varphi'_{kx} < \frac{3\pi}{2} \quad \text{(рис. 5, } б\text{)};$$

участок III:

$$\varphi_{мx} = -\frac{\pi}{12} + \frac{(\varphi'_{kx} - 3\pi/2)}{6} \text{ при } \frac{3\pi}{2} \le \varphi'_{kx} \le 2\pi \text{ (рис. 5, } в\text{)},$$

где φ'_{kx} – текущий угол поворота опорного валка.

Определим $(OO_2)_x$ – текущее расстояние от центра вращения опорного валка O до центра рабочего валка O_2:

$$(OO_2)_x = \sqrt{A^2 + (O_1O_2)_x^2 - 2A(O_1O_2)_x \cos\varphi_{мx}}\,.$$

Определим ρ_x и u_x:

$$\rho_x = (OO_2)_x - r_в; \quad u_x = \varphi'_{kx} - \varphi'_x,$$

где φ'_x – текущий угол между фиксированной осью y и направлением радиуса-вектора ρ_x,

$$\varphi'_x = \arccos\frac{(OC)_x}{(OO_2)_x} = \arccos\frac{B - a_x}{\sqrt{A^2 + (O_1O_2)_x^2 - 2A(O_1O_2)_x\cos\varphi_{мx}}} = \arccos\frac{B - a_x}{\sqrt{A^2 + \left(\dfrac{A + B - a_x}{\cos\varphi_{мx}}\right)^2 - 2A(A + B - a_x)}}\,.$$

Заключение. На основании приведенной выше методики вычисления значений ρ_x – текущего радиуса опорного профилированного валка и u_x – углового положения текущего радиуса ρ_x была разработана программа, позволяющая при различных значениях кинематических параметров станов, в которых в качестве опорного элемента используется опорный профилированный валок, конструктивно обеспечивать траекторию движения центра рабочего валка (закон обжатия металла) в соответствии с выбранной формой наружного контура зоны обжатия прокатываемой полосы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Галкин М.П., Никитин Г.С., Арюлин С.Б.** Маятниковые прокатные станы // Заготовительные производства в машиностроении. 2003. № 6. С. 30–32.

2. **Арюлин С.Б., Шинкаревич Ю.П.** Исследование лабораторного маятникового стана // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 4. С. 29–34.

3. **Арюлин С.Б.** Определение длины калибрующего участка на стане периодического действия // сб. тез. докл. Всероссийской науч.-техн. конф. "Машиностроительные технологии". М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 296 с.

Сергей Борисович Арюлин,
nukmt@bmstu.ru;
Игорь Валентинович Халипов

Читайте в следующем номере:

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н., Платов С.И. Осевое напряжение и прирост средней температуры в проходе волочения с противонатяжением при различных моделях упрочнения материала проволоки

Материаловедение и новые материалы

Боровин Ю.М., Овчинников В.В., Лукьяненко Е.В., Лищук С.В. Износостойкость деталей из стали 30ХГСН2А, подвергнутых ионной имплантации после ультразвуковой обработки

Бочарова А.А. Биметаллические диски для перспективных газотурбинных двигателей

УДК 669.715

М.А. Гуреева, О.Е. Грушко *(Московский государственный индустриальный университет)*

Влияние легирующих добавок кальция на структуру и фазовый состав слитков сплавов системы Al–Mg–Si

Исследовано влияние кальция на структурообразование и механические свойства слитков сплавов типа АВ. Установлено, что введение кальция в сплав оказывает модифицирующее действие на структуру слитков и способствует повышению пластичности металла.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Mg–Si; структура слитков; модифицирование; размер зерна; пластичность.

The influence of calcium on the structurization and the mechanical properties of the ingots of alloys of the type AB is studied. It is established that the introduction of calcium into the alloy renders the modifying action on the structure of ingots and it contributes to increase in the plasticity of metal.

Keywords: alloys of system Al–Mg–Si; structure of ingots; modification; grain size; plasticity.

Введение. Формирование мелкозернистой равномерной структуры в слитках алюминиевых сплавов типа АВ системы Al–Mg–Si является одним из наиболее важных условий получения качественных полуфабрикатов.

Известны три вида модифицирования слитков:

1 – измельчение первичных зерен-дендритов и других продуктов первичной кристаллизации (применительно к деформируемым алюминиевым сплавам матричной фазы – зерен первичного твердого раствора);

2 – изменение внутреннего строения первичных зерен-дендритов;

3 – изменение структуры эвтектик в литейных алюминиевых сплавах.

В статье рассмотрен один из наиболее важных для деформируемых алюминиевых сплавов видов модифицирования – измельчение матричной фазы.

Изучено влияние кальция на структуру и свойства слитков из алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si.

Методика проведения экспериментов. Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Si выплавляли в индукционной тигельной печи типа ИПМ-500 по серийной технологии.

Расплав рафинировали флюсом ВИ-2 в раздаточной печи и из нее порционно отбирали ковшом расплав. В последний вводили присадки лигатуры Mg–14 % Ca и заливали им песчано-глинистые формы для получения стандартных образцов с рабочим диаметром 12 мм.

Параллельно исследовали сплав типа АВ без добавок кальция. Образцы для механических испытаний подвергали термической обработке в печах типа Бельвью и ПАП-4М по режиму: закалка от (530±5) °С, выдержка 0,15 ч, охлаждение в воде и искусственное старение при (170±5) °С, выдержка 10 ч, охлаждение на воздухе [1, 2].

Предел прочности и относительное удлинение образцов определяли на разрывной машине Р5 при комнатной температуре, а длительную прочность при повышенной температуре – на разрывной машине АИМА 5-2 на образцах с рабочим диаметром 5 мм по ГОСТ 10145–81.

Микроструктуру отливок изучали методом световой микроскопии ("Neophot 32") на термически обработанных образцах после травления реактивом, состоящим из 1 % азотной кислоты, 20 % уксусной кислоты, 19 % дистиллированной воды, 60 % этиленгликоля.

Результаты исследований и их обсуждение. Микроструктура слитков сплавов системы Al–Mg–Si без легирования кальцием представляет собой крупные столбчатые зерна в периферийной области и мелкозернистую структуру в центре слитка по сечению (рис. 1).

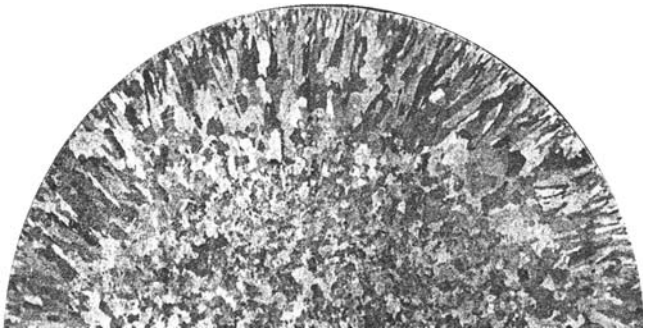


Рис. 1. Макроструктура слитков после гомогенизации из сплава системы Al–Mg–Si без добавок кальция. ×1,5

Сплавы, содержащие в качестве микролегирующего компонента кальций, имеют мелкозернистую структуру (рис. 2). Следует отметить, что эффект измельчения зерна проявляется при содержании кальция в сплаве на уровне 0,09 %. При этом самое мелкое зерно имеют слитки сплавов, содержащих 0,13...0,20 % Ca.

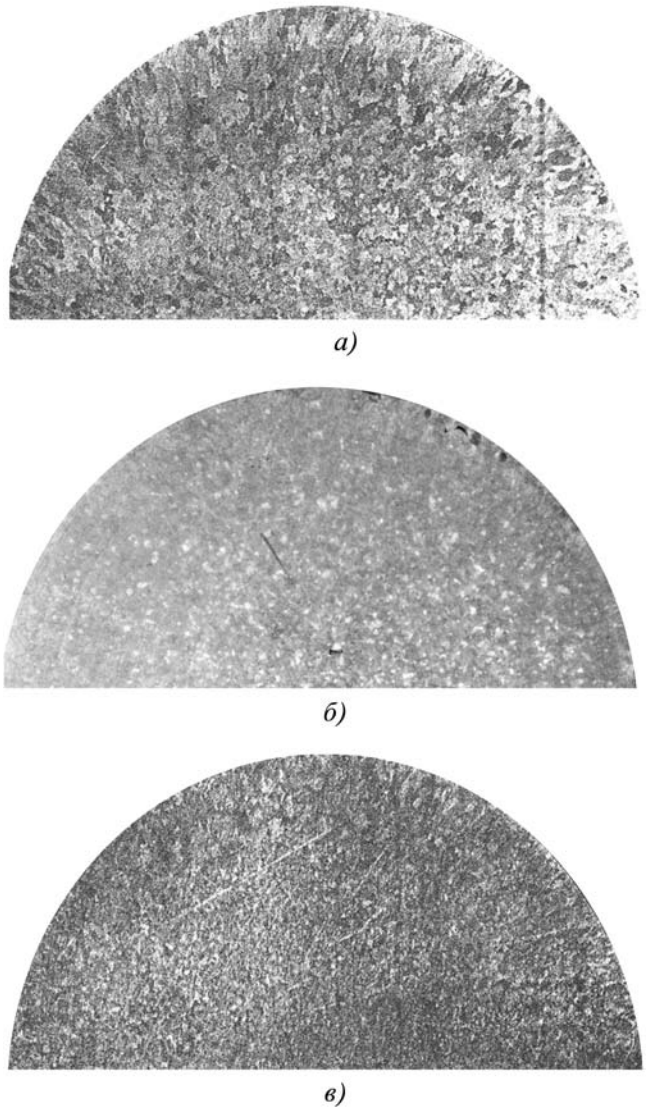


Рис. 2. Макроструктура слитков сплавов системы Al–Mg–Si с содержанием кальция 0,03 (*а*), 0,09 (*б*) и 0,20 % (*в*). ×1,5

На рис. 3 приведена микроструктура этих сплавов. В литом состоянии в исследуемых сплавах присутствуют избыточные фазы Mg_2Si и Si каплевидной формы и фазы $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ разветвленной формы, расположенные по границам дендритных ячеек и зерен. После гомогенизации фазы литейного происхождения Mg_2Si и Si в сплавах не обнаруживаются. Морфология и количество фаз $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ остаются неизменными.

Анализ микроструктуры слитков в литом состоянии показал, что общим для всех сплавов является наличие эвтектики, расположенной по границам дендритной ячейки, в состав которой входит железо, марганец, кремний, а в сплавах АВ без кальция – эвтектики (α + Si). При этом ее количество растет с повышением содержания кремния в сплаве. При наличии магния образуется Mg_2Si в дендритной форме, более темного цвета по сравне-

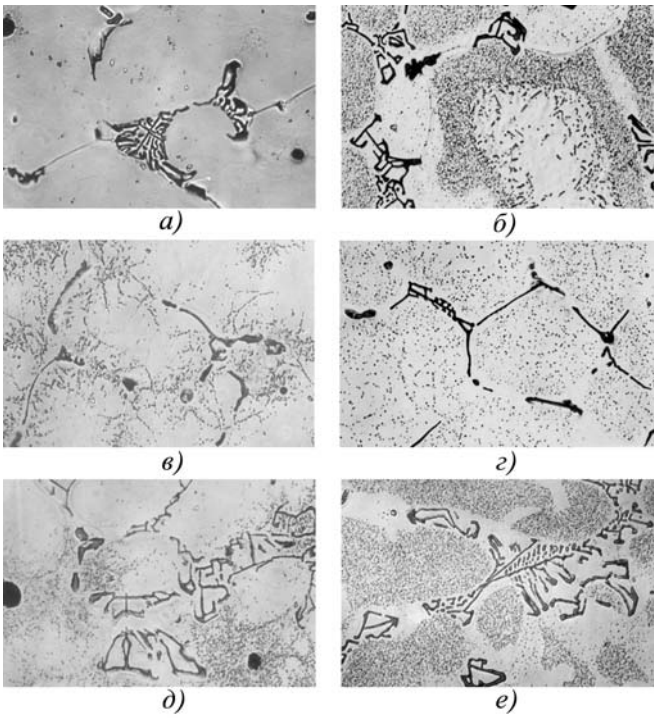


Рис. 3. Микроструктура слитков сплавов системы Al–Mg–Si после электрополировки и травления 0,5 % HF (×500):
а, *б* – сплав АВ без кальция; *в*, *г* – сплав с содержанием кальция 0,03 %; *д*, *е* – сплав с содержанием кальция 0,13 %; *а*, *в*, *д* – литое состояние; *б*, *г* – после гомогенизации 500 °С, 8 ч; *е* – после гомогенизации 570 °С, 6 ч

1. Основные характеристики фаз с кальцием в системе Al–Mg

Фаза	Прототип	Параметры решетки, нм		$T_{пл}$, °С
		a	*c*	
Al_2Ca	$MgCu_2$	0,8038	–	1079
Mg_2Ca	$MgZn_2$	0,6230	1,0120	715

нию с $Al_{15}(FeMn)_2Si$ или в каплевидной форме вместе с чистым Si (α + Si + Mg_2Si).

При гомогенизации частицы нерастворимых фаз $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ изменились по морфологии при коагуляции этих фаз. Эвтектика (α + Si + Mg_2Si) и (α + Si + $CuAl_2$) растворяется. В сплавах, легированных кальцием, выявлены вторичные выделения. В сплаве АВ металлографически они не обнаружены. Можно предположить, что это частицы чистого кремния и Mg_2Si, однако и не исключается возможность выделения $Al_{15}(FeMn)_3$.

Из анализа диаграмм состояния двойных систем кальция с магнием и алюминием, составляющих основу сплава системы Al–Mg–Si, следует, что при взаимодействии указанных компонентов могут образовываться новые фазы, находящиеся в равновесии с твердым раствором. Основные характеристики и свойства этих фаз приведены в табл. 1.

Макрофрактографическое исследование изломов образцов показало, что присадка 0,05 % Ca в сплав типа АВ системы Al–Mg–Si приводила к измельчению структуры изломов литого металла (рис. 4) [3].

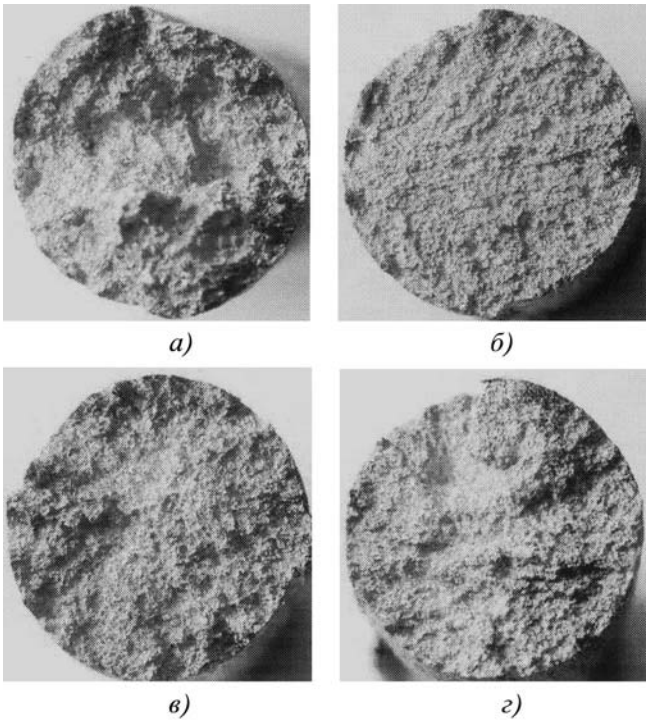


Рис. 4. Изломы образцов из слитков сплава системы Al–Mg–Si (×2,5):
а – исходный сплав типа АВ; *б* – 0,05 % Ca; *в* – 0,12 % Ca; *г* – 0,22 % Ca

Металлографическими измерениями установлено, что расстояние между осями 2-го порядка, а следовательно, и размер дендритной ячейки уменьшились в 1,5–2,0 раза (табл. 2).

2. Размеры структурных составляющих и микротвердость в образцах из сплавов системы Al–Mg–Si

Модификатор	Присадка, % расч.	Величина микрозерна (после термообработки), мкм	Расстояние между осями дендритов 2-го порядка, мкм	Микротвердость матрицы HV, МПа	
				до термообработки	после термообработки
–	–	180... 350*/260	30... 40/35	708...1169/943	826...1472/1254
Ca	0,03	180...300/230	18...20/19	657...1018/946	1189...1892/1721
	0,12	170...270/220	20...22/21	717...1028/953	1649...2446/2239
	0,22	180...300/230	18...20/19	755...1118/982	2340... 3465/3044
	0,35	190 ... 310/230	18...20/19	765...1128/980	2240...3165/2955

* В числителе приведены минимальное и максимальное значения, а в знаменателе – среднее значение.

3. Механические свойства слитков сплава системы Al–Mg–Si с легирующей присадкой кальция

Модификатор	Присадка, % расч.	Механические свойства			
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
		без термообработки		после термообработки	
–	–	174	9,7	259	11,4
Ca	0,03	182	16,4	262	17,2
	0,12	201	11,9	267	17,9
	0,22	213	17,1	275	18,7
	0,35	165	9,8	262	11,4

Дальнейшее увеличение присадки кальция незначительно огрубляло макроструктуру, но размеры дендритной ячейки практически не менялись.

Анализ значений микротвердости осей дендритов исследуемых сплавов до и после термообработки (см. табл. 2) показал, что термическая обработка по стандартному режиму способствовала повышению микротвердости матрицы и разбросу между минимальными и максимальными значениями в результате снижения однородности металла. При модифицировании кальцием микротвердость повышалась.

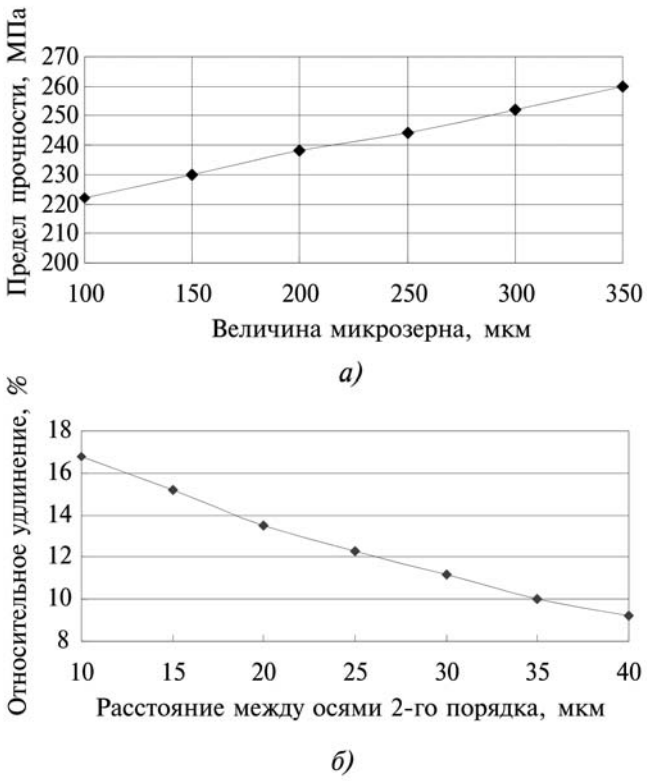


Рис. 5. Зависимость прочности (*а*) и пластичности (*б*) от величины микрозерна и расстояния между осями дендритов 2-го порядка для сплава системы Al–Mg–Si, модифицированного кальцием

Механические свойства слитков, модифицированных кальцием, превышали свойства немодифицированного металла (табл. 3).

Максимальные значения прочности получены на образцах с присадкой 0,22 % Ca. Дальнейшее повышение количества присадок приводило к снижению значений прочности слитков исследуемых сплавов.

Таким образом, добавки кальция положительно влияли на пластичность и прочность слитков сплавов системы Al–Mg–Si.

При этом получены линейные зависимости механических свойств сплава типа АВ от характеристик его структурных составляющих (рис. 5).

Получены уравнения 1-го порядка, описывающие влияние величины микрозерна d и расстояния между осями дендритов 2-го порядка K на предел прочности и относительное удлинение в сплаве системы Al–Mg–Si с добавками кальция:

$$\sigma_в = 238{,}5 + 0{,}03\,d; \quad (1)$$

$$\delta = 16{,}86 - 0{,}05\,K. \quad (2)$$

Прочность исследуемых сплавов растет, а пластичность падает с увеличением размера структурных составляющих.

Таким образом, введение в алюминиевый сплав системы Al–Mg–Si кальция уменьшает размер его структурных составляющих. Термообработка сплавов по стандартному режиму приводит к снижению химической неоднородности металла слитка и стабилизации его механических свойств.

Выводы

1. Введение в алюминиевый сплав системы Al–Mg–Si кальция уменьшает размер его структурных составляющих.

2. Термическая обработка сплавов по стандартному режиму приводит к снижению химической неоднородности металла слитка и стабилизации его механических свойств.

3. Оптимальные присадки кальция в сплав системы Al–Mg–Si составляют 0,10...0,22 %, обеспечивая повышение пластичности сплава при сохранении прочностных характеристик.

4. Избыточные присадки кальция могут приводить к неравномерному распределению интерметаллидной фазы по сечению слитка металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В.** Свариваемые алюминиевые сплавы в конструкции транспортных средств // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 3. С. 11–21.

2. **Гуреева М.А., Грушко О.Е.** Влияние термической обработки на структуру и свойства алюминиевого сплава АВ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 2. С. 23–28.

3. **Гуреева М.А., Грушко О.Е.** Легирующие добавки кальция, как фактор регулирования структуры и свойств сплавов системы Al–Mg–Si // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. № 7. С. 22–25.

Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук,
mag1706@mail.ru;
Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук

УДК 621.791.722:621.762.04

А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев
(Санкт-Петербургский государственный политехнический университет),
Ю.А. Соколов *(ООО "НТК Электромеханика", г. Ржев)*

Технология послойного электронно-лучевого синтеза порошковых изделий в вакууме

Рассмотрены технологические операции процесса синтеза изделий с помощью электронного луча. Приведены алгоритмы формирования изделия. Предложена схема синтеза крупногабаритных изделий с помощью двух электронно-лучевых пушек, обеспечивающая новые технологические возможности по синтезу многокомпонентных сплавов.

Ключевые слова: синтез изделий; технология; электронный луч; алгоритмы.

Technological operations of process of products' synthesis by use of electronic beam are considered. Algorithms of product's formation are given. The scheme of synthesis of large-sized products by means of two electron beam guns, providing new technological possibilities on synthesis of multicomponent alloy materials is offered.

Keywords: synthesis of products; processing; electronic beam; algorithms.

Разработка новых технологий порошковой металлургии позволяет шире использовать ее возможности по созданию материалов с повышенными эксплуатационными свойствами [1–3]. Важное значение среди них имеют технологии, позволяющие формировать на поверхности различных материалов слои с заданной структурой и свойствами [4–5].

Одной из наиболее перспективных является технология *синтеза изделий с помощью электронного луча* (СИЭЛ), в основу которой положена операция последовательного наплавления слоев из порошка различных сплавов, успешно зарекомендовавшая себя при изготовлении изделий авиационной и медицинской промышленности [6–9].

Создание технологии СИЭЛ, разработка принципиально нового технологического оборудования открывают новые возможности по получению изделий из порошка различного химического состава с программируемой структурой и заранее прогнозируемыми свойствами [6–9].

Процесс происходит в вакууме, что позволяет сохранить химический состав сплавов. Высокая энергия электронного пучка позволяет добиться высокой скорости плавления слоя и малого времени кристаллизации расплавленного металла. Это позволяет получить изделие с высокими механическими и теплофизическими свойствами. В качестве первичных ячеек выступают гранулы химически

активных металлов размером от нескольких десятков нанометров до микрон различных фракций, из которых формируется упаковка.

К числу важнейших вопросов, которые необходимо решить для создания технологии синтеза изделий электронным лучом, относятся:

– выбор последовательности операций;

– расчет режимов обработки поверхности электронным лучом на всех операциях.

Целью работы является разработка технологических операций и алгоритмов процесса СИЭЛ.

Описание процесса. Процесс происходит в вакуумной камере небольшого объема, в основном определяемого максимальными размерами изделия. Электронно-лучевая пушка расположена вертикально (рис. 1). Ноль электронного луча находится на оптической оси электронно-лучевой пушки. Ускоряющее напряжение пушки обычно составляет 60 кВ и является постоянной величиной в течение всего технологического процесса.

При нагревании катода *1* (см. рис. 1) до высокой температуры термоэлектронная эмиссия обеспечивает поток электронов. Срываясь с катода, электроны разгоняются электрическим полем, которое создается из-за разницы потенциалов между катодом *1* и анодом *2*.

Электростатическое поле управляющего электрода предварительно фокусирует поток электронов для возможности их прохождения через отверстие в аноде. Управляющий электрод при подаче на него отрицательного потенциала обеспечивает работу в импульсном режиме. Благодаря электромагнитному полю фокусирующей системы *3* электронный луч *5* фокусируется на слое гранул *6*. Отклоняющая система *4* за счет электромагнитного поля позволяет отклонять электронный луч *5* на заданный по программе угол.

Синтезируемое изделие *7* располагается на металлической подложке *8*. Для нанесения гранул используется каретка *9*, в которой располагается нож *10* для выравнивания гранул на поверхности. Для создания рабочего теплового режима установка может быть оснащена тепловым экраном, который располагается над подложкой.

При проведении СИЭЛ формируются две фигуры: первая геометрическая фигура – 3D-модель изделия; вторая, большей площади поперечного сечения и объема, для создания необходимых тепловых условий при получении контура изделия. Наличие одинаковой температуры гранул внутри и вне границ контура детали создает благоприятные условия для размерной обработки изделия.

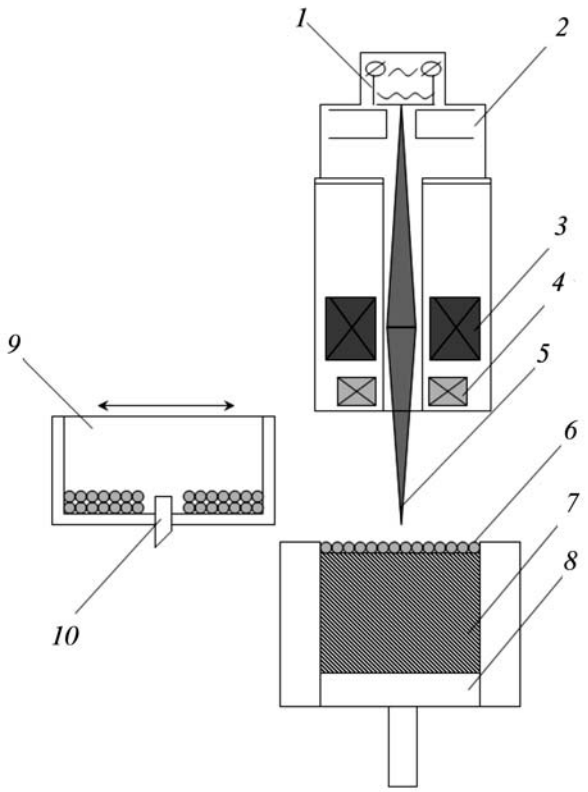


Рис. 1. Схема обработки слоя гранул электронным лучом

Электронный луч перемещается по подложке или формируемому изделию со скоростью сканирования $v_{ск}$. Это эквивалентно действию (приложению) периодической тепловой нагрузки с длительностью импульса $d_о/v_{ск}$ ($d_о$ – диаметр луча в месте его встречи с поверхностью объекта). К числу параметров оперативного управления во время технологического процесса можно отнести ток луча $I_л$, скорость сканирования луча $v_{ск}$, диаметр луча $d_о$, шаг смещения луча при сканировании поверхности $s_{см}$.

Особенности технологии. Можно выделить следующие основные этапы технологии послойного синтеза изделий:

• предварительный нагрев подложки до заданной температуры;

• формирование специальной поддержки изделия (сетки), обеспечивающей в дальнейшем легкий демонтаж изделия от подложки;

• синтез изделия, включающий в себя нанесение слоя гранул, формирование внешнего и внутреннего контуров, предварительный нагрев слоя гранул на малом токе (спекание слоя для удерживания гранул при действии электромагнитных сил при обработке слоя большими токами), плавление гранул в определённом сечении изделия.

Предварительный прогрев подложки, создающий необходимые начальные тепловые условия для проведения процесса синтеза, осуществляется сканированием электронного луча по поверхности. Необходимо выбрать способ сканирования и рассчитать параметры нагрева подложки электронным лучом до заданной температуры $T_{зад}$: ток луча, скорость сканирования луча, диаметр луча, шаг смещения луча, размеры сканируемой площади x_i и y_i (угол отклонения луча).

Основной задачей на данном этапе является достижение равномерного температурного поля по всей поверхности подложки. Одним из инструментов решения этой задачи является выбор оптимального способа сканирования поверхности обработки. Электронный луч во время обработки может сканировать поверхность несколькими способами: по строкам, по столбцам, по спирали, в случайном порядке. За время нагрева тепло источника распространяется по всей подложке.

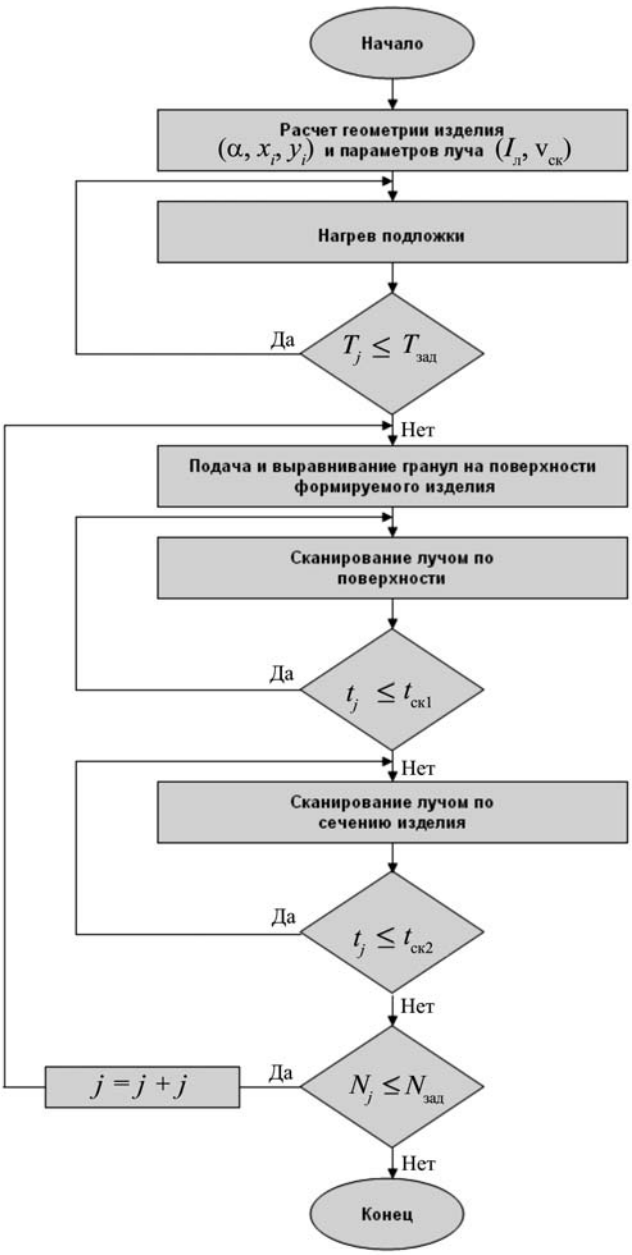


Рис. 2. Алгоритм формирования "сетки"

Этап формирования специальной поддержки необходим для облегчения последующего демонтажа изделий от подложки. Время формирования сетки зависит от размеров изделия.

Алгоритм процедуры синтеза "поддержки", приведенный на рис. 2, состоит из следующих операций:

– нанесение и выравнивание слоя гранул на поверхности подложки;

– предварительный нагрев слоя гранул до температуры, обеспечивающей спекание гранул для их лучшего удерживания на поверхности при воздействии лучом большей мощности;

– формирование внешнего и внутреннего контуров;

– плавление сечения изделия;

– сплавление гранул с предыдущим слоем изделия.

Захват гранул на поверхности осуществляется специальным ножом, перемещение которого в горизонтальной плоскости с заданной программируемой скоростью $v_н$ в течение нескольких проходов необходимо для выравнивания гранул на подложке/изделии.

В соответствии с рассчитанными режимами обработки электронный луч осуществляет обход по внутреннему и наружному контурам "поддержки".

В процессе обработки гранулы верхнего слоя могут разлетаться под воздействием электронного луча. Для предотвращения этого явления и создания необходимых тепловых условий для проведения операции плавления (постоянство температуры гранул вне и внутри контура сечения изделия) проводится операция предварительного нагрева подложки/изделия.

Операция предварительного нагрева верхнего слоя гранул до заданной температуры спекания происходит в течение времени $t_{ск1}$. Значения параметров операции предварительного нагрева необходимо рассчитать. При операции предварительного нагрева поверхности обеспечивается многократное сканирование с большой скоростью (более 10000 мм/с) с плавным нарастанием тока луча. Важно отметить, что данная операция осуществля-

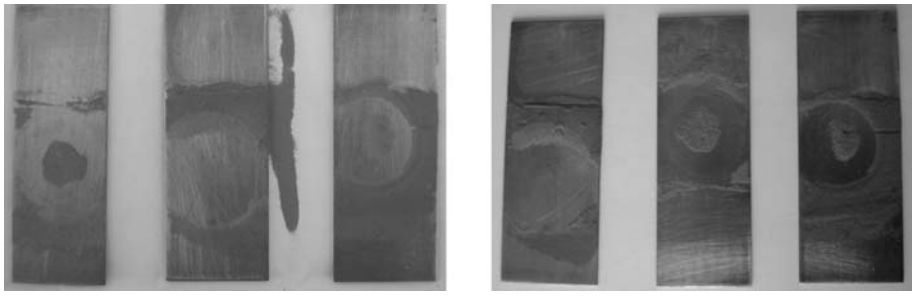


Рис. 3. Действие электронного луча на гранулы без предварительного нагрева подложки (ток луча 5 мА, ускоряющее напряжение 60 кВ)

ется при малых значениях силы тока луча (не более нескольких миллиампер), что позволяет удерживать гранулы на поверхности изделия, несмотря на действие электромагнитных сил электронного луча.

Действие электронного луча на гранулы сплава ВТ6 без предварительной подготовки изделия показано на рис. 3. Результатом данной операции является спекание слоя гранул по поверхности изделия, создание необходимых тепловых условий для проведения следующей операции – плавление гранул по заданному сечению изделия.

Численные значения параметров операции плавления, главным образом ток луча и скорость сканирования луча, существенно отличаются от предыдущей операции предварительного нагрева. Сканирование луча происходит только по сечению изделия для формирования геометрического размера в течение времени $t_{ск2}$.

Далее происходит нанесение следующего слоя гранул на поверхность синтезируемого изделия и его обработка электронным лучом по изложенному выше алгоритму. При достижении последнего номера слоя (сравнение текущего номера слоя N_i с $N_{сетки}$) процесс формирования поддержки завершается.

Следующий этап, синтез самого изделия, алгоритм которого приведен на рис. 4, начинается с расчета новых значений параметров процесса (геометрия сечения изделия x_i, y_i, x_{min}, x_{max}, y_{min}, y_{max}; угол отклонения луча, ток луча $I_л$, скорость сканирования луча $v_{ск}$). Далее, аналогично с операцией "сетка", наносим и выравниваем слой гранул на поверхности формируемого изделия.

Алгоритм формирования слоя изделия предусматривает выполнение следующих операций:

– предварительный нагрев подложки электронным лучом для спекания гранул в течение времени $t_{ск1}$;

– обход данного сечения изделия по периметру;

– плавление гранул на площади данного сечения в течение времени $t_{ск2}$.

Для каждой операции необходимо рассчитать оптимальные режимы обработки, которые практически не будут изменяться во время данной операции, так как условия термической обработки или плавки каждой элементарной ячейки одинаковые. Таким образом, отличие при синтезе различных слоев изделия заключается в основном только во времени обработки, так как геометрические размеры каждого слоя изделия могут быть разными.

Предварительный прогрев изделия, который осуществляется в течение десятков секунд ($t_{ск1}$), и последующая обработка заданного сечения в режи-

Рис. 4. Алгоритм спекания/плавления слоя гранул

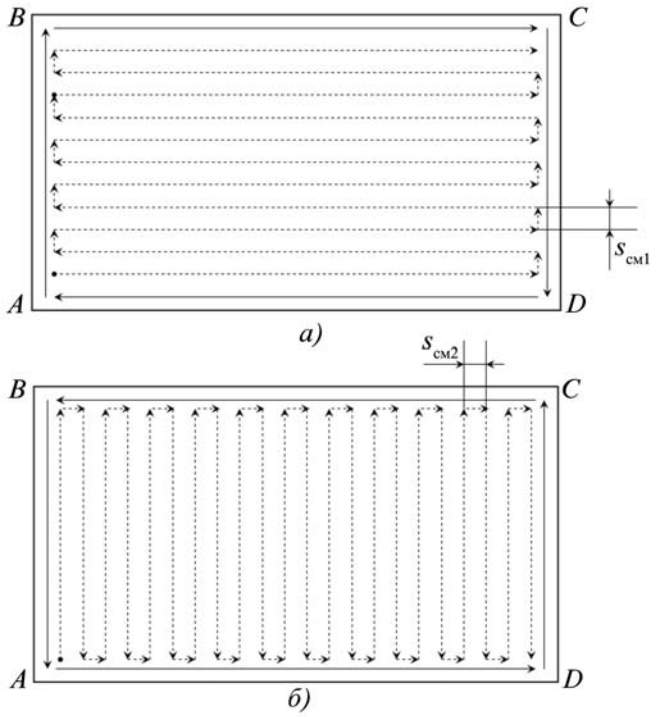


Рис. 5. Способ сканирования луча в горизонтальном (*а*) и вертикальном (*б*) направлении

ме плавления гранул позволяет сформировать очередной слой гранул в течение времени $t_{ск2}$.

При температуре гранул выше температуры плавления происходит фазовый переход из твердого состояния в жидкое, и далее, по мере перемещения луча происходит кристаллизация расплавленного участка. Плавление слоя гранул осуществлялось с регулируемой скоростью. После прохождения электронного луча над текущей областью происходит кристаллизация расплавленных гранул. Структура изделия во многом определяется временем нагрева и охлаждения слоя.

Далее следует перемещение подложки вниз на высоту слоя с учетом усадки, нанесение следующего слоя гранул, проверка на достижение заданного числа слоев $N_{зад}$, повторение процедуры формирования слоя изделия до достижения заданной высоты.

Обработка электронным лучом поверхности в режиме плавления гранул происходит последовательно по горизонтальным и вертикальным линиям. Способ сканирования луча при СИЭЛ оказывает существенное влияние не только на температурное поле в исследуемой системе, но и шероховатость поверхности.

Поэтому, например, для минимизации неровностей следует применять схему поочередного прохождения луча: сначала в горизонтальном направлении (рис. 5, *а*), а затем в вертикальном направлении (рис. 5, *б*).

Порядок обхода точек *A*, *B*, *C*, *D* при этом можно изменять. Важным параметром является шаг смещения луча при сканировании поверхности: $s_{см1}$ и $s_{см2}$.

При больших размерах синтезируемого изделия в ходе операции плавления гранул актуален вопрос минимизации тепловых деформаций по всей поверхности формируемого изделия. Для решения этой задачи можно предложить следующие способы:

– разбиение поверхности на малые фигуры (например, квадраты), сканирование поверхности по малым фигурам в случайном порядке;

– обработка поверхности двумя пушками (рис. 6).

Разбиение площади сечения изделия на малые фигуры с последующим случайным заполнением

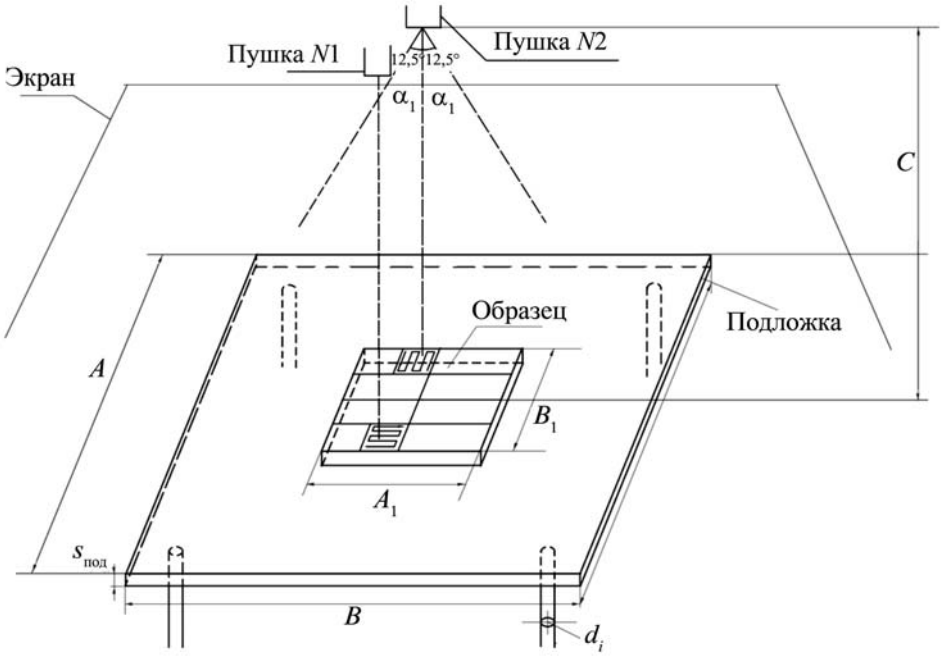


Рис. 6. Обработка поверхности двумя электронными пушками

сечения изделия малыми фигурами создает благоприятные тепловые условия при плавлении гранул в малых объемах, минимизирует деформации изделия.

К преимуществам обработки поверхности слоя гранул двумя электронными пушками следует отнести:

- возможность одновременного выбора различных способов сканирования;
- увеличение производительности синтеза изделий;
- минимизация тепловых деформаций;
- различные режимы обработки;
- новые технологические возможности по синтезу многокомпонентных сплавов;
- синтез крупногабаритных изделий.

Выводы

1. Обоснованы последовательность операций технологии синтеза изделий с помощью электронного луча (СИЭЛ) и разработаны алгоритмы синтеза "поддержки" и изделия. Технология СИЭЛ позволяет получать новые материалы с программируемой структурой из гранул различного химического состава, включая гранулы химически активных материалов.

2. Режим обработки поверхности электронным лучом должен обеспечивать условия для удержания гранул на поверхности подложки и формируемого изделия.

3. В ходе процесса СИЭЛ важным параметром является размерное формирование синтезируемого слоя, формирование управляемого сплавления текущего слоя с предыдущим. Параметры управляющей программы (ток луча $I_л$, скорость сканирования $v_{ск}$, ток фокусировки $I_ф$) оказывают определяющее влияние на программное формирование структуры изделия, а происходящие при этом структурные и фазовые превращения определяют свойства и структуру синтезируемого изделия.

4. Технология процесса СИЭЛ позволяет проводить термическую обработку не только полученного поверхностного слоя, но и непосредственно в процессе "роста" изделия, формируя тем самым программируемую структуру материала.

5. Предложена новая схема синтеза крупногабаритных изделий с помощью двух электронно-лучевых пушек, обеспечивающая минимизацию тепловых деформаций, возможность одновременного выбора различных способов сканирования, высокую производительность, широкие технологические возможности по синтезу многокомпонентных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Исследование** процесса уплотнения при ультразвуковом воздействии на увлажненную порошковую среду / А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев, В.Н. Кокорин, Н.А. Сизов // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. № 3 (178). С. 148–155.

2. **Прессование** гетерофазных увлажненных железных порошков при использовании метода интенсивного уплотнения / А.И. Рудской, В.Н. Кокорин, С.Ю. Кондратьев, В.И. Филимонов, А.В. Кокорин // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2013. № 5 (23). С. 13–20.

3. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Кокорин В.Н.** Прессование гетерофазных увлажненных порошковых металлических смесей для повышения качества высокоплотных заготовок с использованием метода интенсивного уплотнения // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2011. № 6. С. 12–16.

4. **Kondrat'ev S.Yu., Gorynin V.I., Popov V.O.** Optimization of the parameters of the surface-hardened layer in laser quenching of components // Welding International. August 2012. V. 26. №. 8. P. 629–632.

5. **Кондратьев С.Ю., Горынин В.И., Попов В.О.** Оптимизация параметров поверхностно-упрочненного слоя при лазерной закалке деталей // Сварочное производство. 2011. № 3. С. 11–15.

6. **Characterization** of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting / L.E. Murr, S.M. Gaytan, A. Ceylan, E. Martinez, J.L. Martinez, D.H. Hernandez, B.I. Machado, D.A. Ramirez, F. Medina, S. Collins, R.B. Wicker // Acta Materialia. 2010. № 58. P. 1887–1894.

7. **Electron** beam melting of Tie48Ale2Cre2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation / S. Biamino, A. Penna, U. Ackelid, S. Sabbadini, O. Tassa, P. Fino, M. Pavese, P. Gennaro, C. Badini // Intermetallics. 2011. № 19. P. 776–781.

8. **Fabrication** of Bioactive Titanium with Controlled Porous Structure and Cell Culture in Vitro / Xiang1 Li, Chengtao1 Wang, Wang Lin Wang, Wenguang1 Zhang, Yuanchao1 Li // Rare Metal Materials and Engineering. 2010. № 39. P. 1697–1701.

9. **Соколов Ю.А.** Получение композиционных материалов с программируемой структурой из гранул различного химического состава методом послойного электронно-лучевого синтеза // Металлообработка. 2013. № 3. С. 47–51.

Андрей Иванович Рудской, чл.-кор. РАН, д-р техн. наук;
Сергей Юрьевич Кондратьев, д-р техн. наук,
petroprom2013@yandex.ru;
Юрий Алексеевич Соколов, канд. техн. наук

УДК 621.74:621.78

И.О. Леушин, Д.Г. Чистяков
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Определение предельного ресурса чугунных деталей стеклоформ на основе планирования полного факторного эксперимента

Проведен анализ материала стеклоформующей оснастки, выявлены основные требования к деталям чугунных стеклоформ. На основании математической обработки данных экспериментов определены значимые факторы и рассчитаны их значения.

Ключевые слова: стеклоформа; чугун; графит; структура.

The analysis of material of glass-production equipment is carried out. The main requirements to details of cast iron glass-molds are revealed. On the basis of mathematical data processing of the experiments significant factors are defined and their values are calculated.

Keywords: glass-mold; cast iron; graphite; structure.

Введение. Стеклянную тару крупными партиями (млн шт.) изготовляют на высокопроизводительных стеклоформующих машинах, где главную роль играет металлическая стеклоформующая оснастка (пресс-формы, поддоны, горловые кольца), являющаяся формовым, определяющим конфигурацию стеклотары, комплектом (рис. 1).

Широкое распространение в качестве материала для изготовления деталей пресс-форм (стеклоформ) получили низколегированный серый чугун с пластинчатой формой графита (СЧПГ) и чугун с вермикулярной формой графита (ЧВГ). Выявлено, что наиболее предпочтительную для термоциклирования структуру рабочих слоев деталей получают литьем расплава чугуна на металлический холодильник (массой до 16 кг), предварительно помещаемый в нижнюю песчаную полуформу.

Рис. 1. Пресс-форма и горловая форма

Однако, согласно данным действующих изготовителей стеклянной тары (ОАО "Красное Эхо", Владимирская обл.; ОАО "Свет", республика Удмуртия; ОАО "Березичский стекольный завод", Калужская обл.; ООО "Каменский стеклотарный завод", Ростовская обл.; ОАО "Буньковский экспериментальный завод", Московская обл.; BRK, Великобритания), стойкость металлических форм из такого материала не превышает 550 тыс. выдерживаемых теплосмен.

Исследования стойкости деталей стеклоформ. На основании исследований [1, 2] было установлено, что термическая стойкость чугуна повышается, если структура рабочего слоя детали (1...10 мм) содержит мелкий (до 20 мкм) однородный графит шаровидной формы, максимальной сфероидизации, обладающий низкой склонностью к концентрации внутренних напряжений и выкрашиванию в процессе открытия–закрытия формового комплекта.

При этом максимальный ресурс эксплуатации пресс-форм – 0,8...1 млн теплосмен – достигается при обеспечении дифференцированной структуры чугуна: рабочий слой содержит графит шаровидной формы, промежуточный слой на глубину до 40...50 мм – гра-

1. Химический состав исследуемого чугуна, %

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mg	S	P
		Не более				Не более	
3,0...3,5	4,5...5,0	0,4	0,2	0,1	0,02...0,045	0,5	0,1

фит вермикулярной формы, наружный слой – графит пластинчатой формы, а металлической матрицей выступает легированный кремнеферрит с микротвердостью 156...210 HV.

В работе [1] были определены оптимальные химический и фазовый составы чугуна. Химический состав исследуемого чугуна представлен в табл. 1.

По результатам проведения серий плавок чугунов данного химического состава установлено, что направленное затвердевание литой заготовки обеспечивает формирование преимущественно ферритной металлической основы (с количеством перлита 8...10 %) и графитовых включений, ориентированных в направлении теплоотвода, размерами 8...10 мкм в пределах рабочего слоя заготовки (на глубину до 15 мм), 25...45 мкм в переходном слое (на глубине 15...40 мм) и крупных включений 45...120 мкм в наружном слое.

Статистические данные по стойкости отбирали по методу планирования экспериментов – полного факторного эксперимента. Для составления матрицы экспериментов использовали методику рационального планирования экспериментов, которая позволила получить эмпирические зависимости для множественной корреляции при минимуме опытов [3].

Проведенные эксперименты позволили заключить, что необходимая дифференцированная структура литья ($y(N)$ – эксплуатационная стойкость деталей, тыс. теплосмен), определяется рядом значимых факторов:

z_1 – степень ферритизации металлической основы, зависящая от химического состава выплавляемого чугуна и условий затвердевания литой заготовки, %;

$$z_1^- = \Phi 0, \quad z_1^+ = \Phi 100;$$

z_2 – степень глобуляризации графитовых включений, зависящая от полноты протекания процесса сфероидизирующего модифицирования чугуна, %;

для оценки глобуляризации графита применяли принцип расчета степени шаровидности графитовой фазы путем металлографического анализа структуры чугуна методами автоматического анализа изображения с использованием анализатора SIAMS и программных фильтров Image Expert:

$$z_2^- = 0, \quad z_2^+ = 100;$$

z_3 – величина зерен графита в рабочем слое, зависящая от скорости затвердевания расплава чугуна, мкм; чем выше скорость, тем мельче зерно (скорость затвердевания определяли по методике Г.Ф. Баландина и лимитировали 107 мм/с):

$$z_3^- = 10, \quad z_3^+ = 120.$$

Степень глобуляризации графита оценивалась анализатором изображений при навеске модификатора не менее 0,5 % мас. расплава. При этом каждый эксперимент повторялся не менее 3 раз. Применяемые в исследовании модификаторы отечественного производства приведены в табл. 2.

По результатам расчета было получено уравнение регрессии в натуральных переменных:

$$y = 388{,}75 + 51{,}25\frac{z_1 - 50}{50} - 77{,}08\frac{z_3 - 65}{55} + 27{,}92\left(\frac{z_2 - 50}{50}\right)\left(\frac{z_3 - 65}{55}\right). \quad (1)$$

Из уравнения (1) следует, что наиболее сильное влияние на эксплуатационный ресурс деталей стеклоформ оказывает фактор z_3 (знак "–" в данном случае является признаком измельченности зерна графита) – величина зерна графита в рабочем слое, так как он имеет максимальный по абсолютной величине коэффициент.

Далее по силе влияния на отклик (эксплуатационную стойкость деталей стеклоформ) следуют: z_1 – степень ферритизации металлической основы чугуна; парное взаимодействие $z_2 z_3$ – сочетание степени глобуляризации графитовых включений и их измельченности в рабочем слое. Таким образом, с увеличением

2. Сфероидизирующие модификаторы отечественного производства

Марка модификатора	Содержание основных элементов, % (Fe – основа)				
	Mg	Ca	РЗМ	Si	Al
ФСМг5	4,5...6,5	0,2...1,0	–	45...55	0,8...1,2
ФСМг7	6,5...8,5	0,2...1,0	0,3...1,0	45...55	Более 1,2
Сферомаг™611	5,7...6,3	1,0...1,5	0,8...1,2	50...55	Не более 1,2
Сферомаг™700	6,5...7,5	0,3...0,6	–	45...50	Не более 1,2

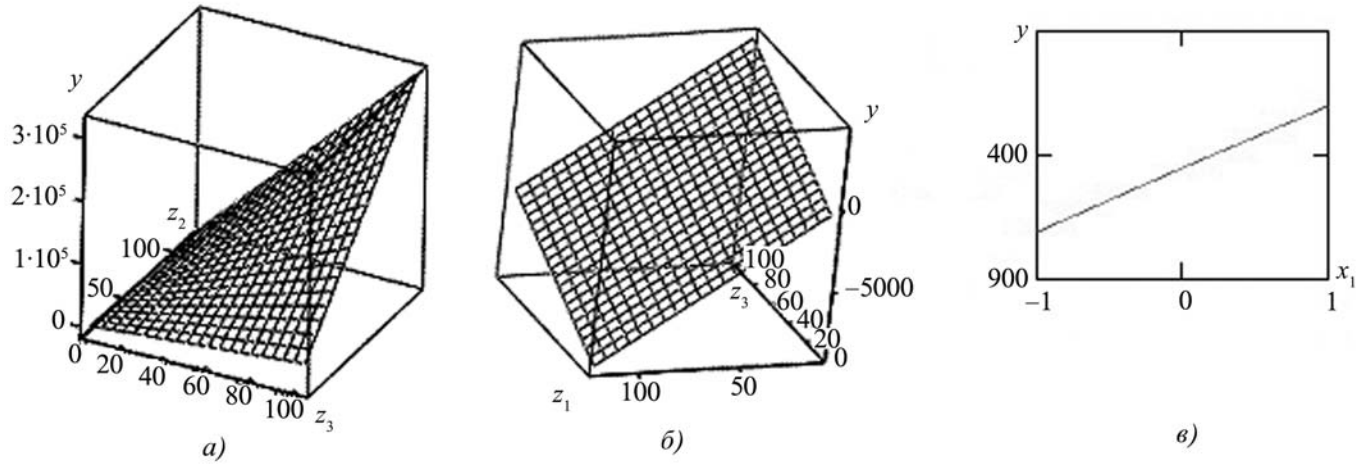


Рис. 2. Функция отклика при $z_1 = 0$ (*а*), $z_2 = 0$ (*б*) и $z_3 = 0$ (*в*)

фактора z_1, уменьшением фактора z_3 и повышением взаимодействий $z_2 z_3$ значение отклика будет возрастать (рис. 2, где x_1 – кодированная z_1-переменная).

Из результатов экспериментов и обработки полученных данных можно заключить:

1. Получение литых заготовок стеклоформ посредством литья расплава чугуна на металлический холодильник является наиболее значимым переделом при изготовлении готовых деталей стеклоформующей оснастки благодаря формированию мелкого однородного графита шаровидной формы в пределах рабочего слоя, оказывающего наибольшее влияние ($K = 77{,}08$) на стойкость пресс-форм.

2. Выбор химического состава чугуна и режимов термической обработки заготовок – ферритизирующих и графитизирующих отжигов – оказывает существенное влияние на формирование металлической матрицы и стойкость стеклоформ ($K = 51{,}25$).

3. Глобуляризация графитовых включений оказывает наименьшее действие на повышение стойкости стеклоформующей оснастки ($K = 27{,}92$), однако формирование мелкого (до 20 мкм) графита шаровидной формы в пределах рабочего слоя заготовки способствует повышению термостойкости формообразующих поверхностей деталей.

Заключение. В настоящее время, по результатам расчетных данных, осуществляются изготовление и эксплуатация деталей стеклоформ с полученной структурой в ООО "MOLD TECH" (г. Муром, Владимирская обл.) и ОАО "Свет" (г. Можга, Республика Удмуртия).

Опытным путем доказано, что сфероидизация графитовых включений – управляемый процесс, на который в комплексе оказывают влияние такие факторы, как доза вводимого глобуляризатора, скорость затвердевания расплава (в рамках действующего производства количество вводимого модификатора контролируется навесным методом, скорость затвердевания – массой наружных металлических холодильников).

Одновременно с этим при определенной навеске модификатора за счет регулирования скорости затвердевания расплава можно получить структуру с любым соотношением шаровидного, вермикулярного или пластинчатого графита на различном удалении от поверхности охлаждения (металлического холодильника) и обеспечить дифференцированное распределение структурных компонентов, требуемое для надежной эксплуатации деталей стеклоформующей оснастки. Комплекс мероприятий по формированию "трехслойной" структуры литой заготовки позволил сократить расход сфероидизирующего модификатора на 35...50 %, по сравнению с ЧВГ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Леушин И.О.** О способах управления высокоуглеродистой фазой чугуна для отливок стеклоформ, изготавливаемых на основе сплава ЧС5Ш // Вестник ЮУрГУ. Серия "Металлургия". 2013. Т. 13. № 2. С. 58–64.

2. **Леушин И.О., Чистяков Д.Г.** Оптимизация технологии производства чугунных литых заготовок стеклоформ с целью повышения эксплуатационного ресурса изделий // Технология металлов. 2014. № 1. С. 38–43.

3. **Соколовская И.Ю.** Полный факторный эксперимент. Новосибирск: НГАВТ, 2010. 36 с.

Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук,
igoleu@mail.ru;
Дмитрий Геннадьевич Чистяков

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 11.06.2014 г. Подписано в печать 29.07.2014 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Канцлер". 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.