ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 7 июль 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

Рейнталь Е.А., Лихошва В.П., Бондарь Л.А. Воздействие заглубленного газового потока на металлические расплавы . . . 3

Быковский О.Г., Самойлов В.Е., Лаптева А.Н., Бусов А.В., Воронин Д.Я. О роли шероховатости поверхности подложки на характеристики ее смачивания при плазменном напылении . . . 7

Кузнечно-штамповочное производство

Чудин В.Н. Вязкопластическое деформирование анизотропной трубы коническим инструментом . . . 13

Вяткин А.Г., Матвеев С.В. Сравнительный анализ винтовых и кривошипных прессов по критерию точности высотных размеров осаживаемых поковок . . . 17

Демьяненко Е.Г. Формообразование тонкостенных осесимметричных деталей выпуклой и вогнутой формы на основе процесса отбортовки . . . 23

Евдокимов А.К., Герасимова О.М. Дефектообразование в деталях при обратном выдавливании сплошных заготовок . . . 29

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н., Платов С.И. Влияние интенсивности деформационного упрочнения на напряженное состояние при волочении круглого сплошного профиля . . . 35

Материаловедение и новые материалы

Кангезова Е.А., Овчинников В.В. Влияние термического старения на структуру и свойства аустенитной стали 08Х18Н10Т . . . 38

Информация

Гущин В.Н., Сенопальников В.М., Чеберяк О.И., Ваганов И.В. К вопросу изготовления полых слитков малой массы . . . 47

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

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 7 July 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

Reyntal' E.A., Likhoshva V.P., Bondar' L.A. Influence of gas immersed flow on metallic melts . . . 3
Bykovsky O.G., Samoylov V.E., Lapteva A.N., Busov A.V., Voronin D.Ya. On role of surface roughness of substrate on characteristics of its wetting due to plasma spraying . . . 7

Forging and Stamping Production

Chudin V.N. Viscoplastic deformation of anisotropic pipe by conical tool . . . 13
Vyatkin A.G., Matveev S.V. Comparative analysis of screw and crank presses with accuracy criterion of upsetting forgings tall sizes . . . 17
Dem'yanenko E.G. Forming of thin-walled axisymmetric parts with convex and concave shape on basis of flanging process . . . 23
Evdokimov A.K., Gerasimova O.M. Defect formation in parts due to reverse extrusion . . . 29

Rolling and Drawing Production

Gur'yanov G.N., Platov S.I. Influence of intensity of strain hardening on stress state due to drawing of round solid profile . . . 35

Physical Metallurgy and New Materials

Kangezova E.A., Ovchinnikov V.V. Influence of thermal aging on structure and properties of austenitic steel 08Kh18N10T . . . 38

Information

Gushchin V.N., Senopal'nikov V.M., Cheberyak O.I., Vaganov I.V. On issue production of hollow ingots small weight . . . 47

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 669-154:551.482.32

Е.А. Рейнталь, В.П. Лихошва, Л.А. Бондарь
(Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев)

Воздействие заглубленного газового потока на металлические расплавы

Рассмотрены процессы образования газовых каверн в металлических расплавах. С помощью методов математического моделирования исследовано влияние заглубления сопла в жидкость и массового расхода газа на глубину каверны в расплавах.

Ключевые слова: заглубление сопла; глубина каверны; массовый расход газа.

The processes of gas cavities forming in the metal melts are considered. The effects of nozzle immersion into the liquid and gas mass flow at depth of the cavity in the melts are studied using methods of mathematical modelling.

Keywords: nozzle immersion; depth of cavity; gas mass flow.

При разработке технологии производства композиционных материалов были определены основные этапы процесса их получения, наиболее важными из которых являются нагрев дисперсных частиц источником энергии и подача их в расплавленный металл. В случае применения в качестве источника энергии сфокусированного лазерного излучения подача и нагрев дисперсного материала осуществляются через лазерное сопло в потоке защитного газа или воздуха.

Исследования динамики движения частиц в расплавах [1] показали, что для ряда материалов преимущественным является метод формирования композита с использованием заглубления лазерного сопла в расплав. При этом с жидким металлом будет взаимодействовать как поток газа, так и лазерный луч при его попадании на металл при неполном перекрывании излучения частицами.

В зависимости от плотности мощности лазерного излучения ванна расплава материала может меняться от широкой и мелкой до узкой и глубокой при кинжальном проплавлении [2]. Однако при любых энергетических режимах размеры ванны проплавления по сравнению с каверной, образованной в жидкости газовым потоком, настолько малы, что величиной дополнительной каверны, образованной вследствие воздействия лазерного луча, в данных исследованиях можно пренебречь.

Главным критерием высокого качества литого композита является равномерное распределение дисперсной фазы в матрице расплава. Такие характеристики процесса, как равномерный нагрев всего порошкового потока и рассеивание пучка частиц при выходе из сопла влияют на распределение дисперсной фазы в готовом продукте.

Поэтому определение величины и формы газовых каверн в жидкости позволяет установить пробег частицы в газовой среде до взаимодействия с расплавом, а следовательно, время воздействия лазерного луча на частицы и температуру их нагревания; максимальное рассеивание частиц после выхода из сопла до момента их попадания в расплав.

В работе поставлены следующие задачи:

• исследование влияния заглубления сопла в жидкость и массового расхода газа на форму и величину каверны;

• определение оптимального режима продувки для процесса получения литого композиционного материала.

При сравнении экспериментальных и расчетных данных, проведенных для модельной жидкости (воды) [3], сделаны выводы о хорошей сходимости результатов, полученных опытным и математическим методами. Так как исследование гидродинамического состояния расплава металла в процессе продувки газом экспериментальными методами не представляется возможным, то необходимо применение других методов, например математического моделирования.

На основе применения критерия гидромеханического подобия Рейнольдса проведены математические расчеты глубины воздушной каверны внутри расплавов меди и алюминия. При постоянных геометрических размерах установки и одинаковых значениях подаваемого массового расхода газа главным определяющим параметром в критерии подобия является коэффициент кинематической вязкости.

При попадании излучения на поверхность расплава в случае неполного перекрывания лазерного луча газопорошковым потоком, а также за счет передачи тепла расплаву нагретыми излучением частицами происходит дополнительный нагрев жидкой матрицы. При этом изменяются физические и тепловые свойства расплава. С повышением температуры выбранных металлов коэффициенты поглощения лазерного излучения с длиной волны 10,6 мкм увеличиваются, но в диапазоне температур 400...1300 К не превышают 20 %.

Учитывая, что значительная часть падающего излучения отражается, а также вследствие сложности получения справочных данных о плотностях и коэффициентах динамической вязкости и поверхностного натяжения в диапазоне температур, превышающих температуры плавления выбранных материалов, нагрев поверхности расплава в результате лазерного излучения и теплопередачи от частиц порошка не учитывали.

Поэтому для вычисления кинематической вязкости воды, алюминия и меди взяты значения плотности и динамической вязкости материалов расплавов при температуре плавления. Получены следующие значения кинематической вязкости: $\nu_{H_2O} = 8{,}92 \cdot 10^{-7}$ м^2/с; $\nu_{Al} = 8{,}69 \cdot 10^{-7}$ м^2/с и $\nu_{Cu} = 6{,}11 \cdot 10^{-7}$ м^2/с.

Расчеты проводили с учетом гидростатического давления и поверхностного натяжения материалов расплавов, значения которых также взяты при температуре плавления, без учета сжимаемости воздуха и жидкостей.

При моделировании не учитывали влияние порошкового потока на параметры каверн, поскольку массовый расход порошка может варьироваться в широких пределах. Возможно, начиная с некоторого значения расхода газопорошкового потока, глубина газовой каверны в жидкости будет существенно изменяться, что следует учитывать в дополнение к полученным результатам. Однако такие предположения требуют дальнейших исследований.

Ранее были проведены исследования фурм различных конструкций, их особенностей фокусировки газопорошковых потоков и образования газовых каверн при продувке воды. В результате сделаны выводы о целесообразности их применения в процессе получения композиционных материалов [4, 5].

В настоящих исследованиях использовали стандартное сопло (фурму) для лазерной обработки материалов с двумя каналами: основным (центральным), через который подается поток газа для защиты оптической системы лазера, и транспортирующим (боковым) для подачи порошковых материалов.

Выбор данного сопла обусловлен тем, что, несмотря на одностороннюю боковую подачу газопорошкового потока, при продувке в жидкости образуется симметричная газовая каверна, что способствует равномерному распределению частиц порошка на поверхности расплава. Также исследования показали, что выбранное сопло формирует на выходе хорошо сфокусированный газопорошковый поток, при этом не изменяя начальную концентрацию дисперсных частиц в газе [4].

Математическое моделирование проводили с использованием аналитической системы ANSYS CFX.

В ранее проведенных исследованиях [6] установлено, что при подаче на вход сопла газового потока с массовым расходом до $1{,}44 \cdot 10^{-4}$ кг/с реализуется пузырьковый режим, при котором лазерное облучение частиц является неэффективным. Газовый поток с расходом $1{,}44 \cdot 10^{-4}$ кг/с и выше стабилизирует газовую каверну в жидкости.

На основании этого определены следующие граничные условия: на центральном входе сопла массовый расход воздуха Q_{m1} составлял от $9{,}4 \cdot 10^{-5}$ до $3{,}63 \cdot 10^{-4}$ кг/с; на боковом входе – $Q_{m2} = 5 \cdot 10^{-5}$ кг/с. В начальный момент времени скорости газовой и жидкой фаз равны нулю.

Расчеты глубины газовой каверны в жидкости показали, что с понижением кинематической вязкости материала глубина газовой каверны l уменьшается (рис. 1).

При заглублении сопла до $H = 10^{-2}$ м давление газа на поверхности жидкости оказывается недостаточным для формирования глубокой каверны, вследствие чего образуется широкая, но мелкая газовая ка-

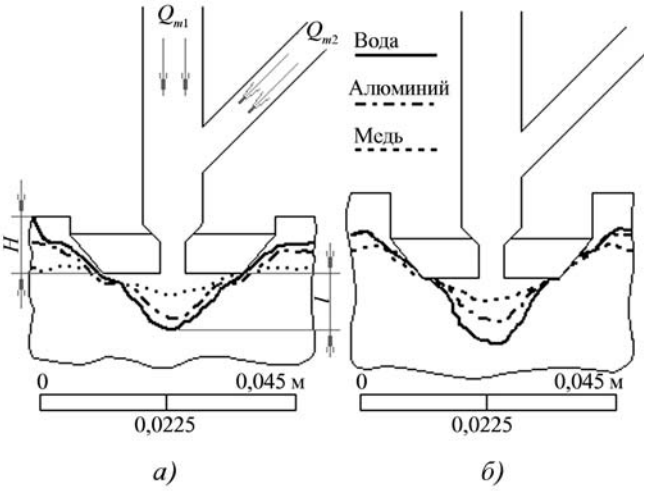


Рис. 1. Изменение газовой каверны в различных жидких средах; $Q_m = 3{,}26 \cdot 10^{-4}$ кг/с:
а – $H = 10^{-2}$ м; *б* – $H = 1{,}5 \cdot 10^{-2}$ м

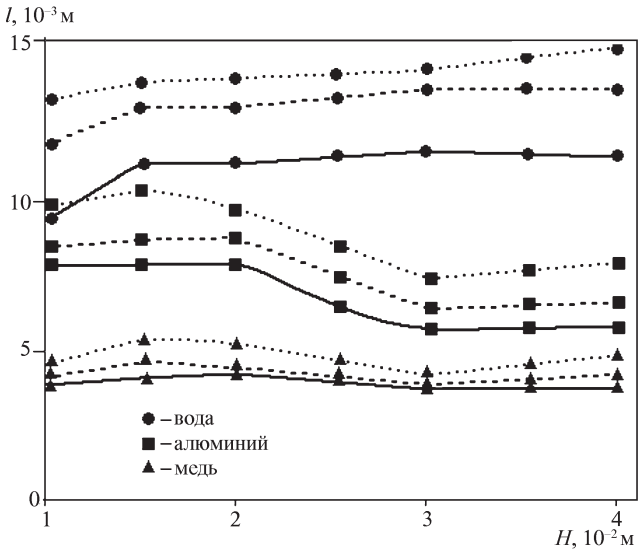


Рис. 2. Изменение глубины газовой каверны в жидких средах: —— – $Q_m = 3{,}26 \cdot 10^{-4}$ кг/с; – – – – $3{,}7 \cdot 10^{-4}$ кг/с; · · · – $4{,}13 \cdot 10^{-4}$ кг/с

верна, охватывающая стенки сопла, погруженные в жидкость. Особенно это выражено для более вязких жидкостей (см. рис. 1, *а*). По мере дальнейшего погружения сопла каверна становится у́же и глубже (см. рис. 1, *б*).

В случае воды зависимость глубины каверны l от заглубления сопла H имеет прямо пропорциональный характер (рис. 2). Для более вязких жидкостей увеличение H сначала ведет к возрастанию l. Максимальная глубина каверны достигается при заглублении сопла на $(1{,}5...2{,}0) \cdot 10^{-2}$ м (см. рис. 2) при любых значениях суммарного расхода газа $Q_m = Q_{m1} + Q_{m2}$.

Далее с повышением H глубина каверны начинает уменьшаться, что связано с увеличением давления жидкости на данном уровне погружения сопла. Для всех рассмотренных случаев критическое значение заглубления сопла составляет $H = 3 \cdot 10^{-2}$ м. Глубина каверны при этом минимальна.

Заглубление сопла свыше $3 \cdot 10^{-2}$ м вновь приводит к росту l, что объясняется перераспределением гидростатического давления жидкости относительно положения среза фурмы и газовой каверны. При повышении H давление увеличивается под каверной и над ней, что препятствует выходу воздушного потока на поверхность.

При H свыше $3 \cdot 10^{-2}$ м наибольший рост l наблюдается для более плотной жидкости – расплава меди. В реальных условиях кривые l (см. рис. 2) в этой области значений H могут иметь другой вид (спадающий характер), поскольку в данных расчетах сжимаемость воздуха не учитывали.

Таким образом, аналогия между поведением воды и расплавов при газовой продувке наблюдается только

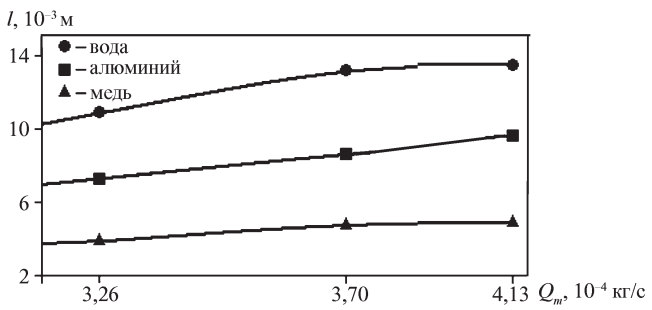


Рис. 3. Изменение глубины газовой каверны в жидких средах при оптимальном заглублении сопла $H = 1{,}5 \cdot 10^{-2}$ м

при значениях H до $2 \cdot 10^{-2}$ м. Таким образом, применение критерия гидромеханического подобия ограничивается заглублением сопла в жидкость.

Определен характер влияния изменения массового газового расхода на глубину каверны для различных жидкостей. Как для модельной жидкости (воды), так и для расплавов увеличение Q_m ведет к росту глубины l, однако прирост l становится меньше по мере увеличения вязкости жидкости.

Полученные расчетные данные позволили определить оптимальное значение заглубления сопла для разных величин газового потока: $H = (1{,}5...2{,}0) \cdot 10^{-2}$ м. При этом формируется каверна достаточной глубины и ширины. При H ниже этого значения образуется широкая каверна недостаточной глубины, а заглубление сопла свыше $2 \cdot 10^{-2}$ м приводит к уменьшению геометрических параметров каверны.

Изменение глубины каверны от массового расхода газа при оптимальном заглублении сопла показано на рис. 3.

Для большинства технологических процессов немаловажным фактором являются размеры лабораторных установок и оборудования. В связи с этим проведены математические исследования влияния граничных эффектов форм для расплавов на процесс формирования каверн. Расчеты выполнены для значения расстояния от стенок сопла до стенок формы $h = 7 \cdot 10^{-3}$ м (рис. 4).

Для воды форма каверны устанавливается сразу после начала продувки и остается постоянной во времени. С увеличением общего расхода газа каверна в воде стабильна, и только при заглублении $4 \cdot 10^{-2}$ м наблюдается небольшая нестабильность каверны вокруг стенок сопла, что не оказывает большого влияния на глубину и ширину каверны в жидкости.

Для более вязких жидкостей с увеличением глубины погружения сопла начинаются флуктуации ее формы и глубины (см. рис. 4). Такая картина обусловлена, кроме физических свойств жидкости (плотности, вязкости и поверхностного натяжения), влиянием граничных эффектов от стенок резервуара.

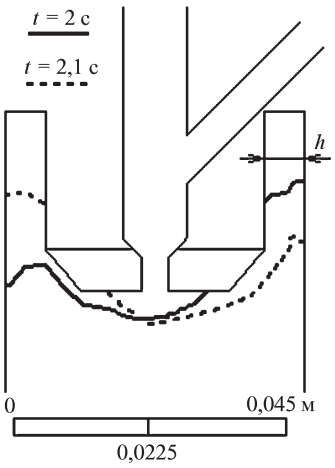


Рис. 4. Влияние граничных эффектов на форму газовой каверны в алюминии (два крайних положения); $H = 3 \cdot 10^{-2}$ м; $Q_m = 3{,}26 \cdot 10^{-4}$ кг/с

В случае алюминия и меди стабильность каверны сохраняется только при заглублении сопла до $2 \cdot 10^{-2}$ м при любых Q_m. Флуктуации формы каверны в жидких меди и алюминии при заглублении сопла свыше $2 \cdot 10^{-2}$ м происходят аналогично тому, как показано на рис. 4.

Изменение каверны из одного крайнего положения в другое происходит за очень короткий промежуток времени (0,1 с). Хотя колебания значений глубины каверны незначительны (не превышают $1{,}5 \cdot 10^{-3}$ м для алюминия и $2{,}5 \cdot 10^{-3}$ м для меди), за действительное значение l принимаем наименьшее из полученных расчетных данных.

Таким образом, применение методов математического моделирования позволило более точно описать гидродинамическое состояние расплавов при их газовой продувке, получить достоверные данные о параметрах газовых каверн и влиянии граничных условий на их изменение.

Полученные расчетные данные путем варьирования заглубления сопла в жидкость и массового расхода газа дают возможность добиться необходимой глубины газовой каверны для успешного проведения термической обработки дисперсных материалов в процессе получения композитов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Моделирование** динамики движения частицы на границе газ–жидкость и в жидких средах / В.П. Лихошва, Е.А. Рейнталь, Л.А. Бондарь, А.Н. Тимошенко // Процессы литья. 2012. № 6. С. 65–71.

2. **Бадьянов Б.Н., Давыдов В.А., Паршин С.Г.** Сварочные процессы в электронном машиностроении: учеб. пособие. Ульяновск: УлГТУ, 2007. 268 с.

3. **Воздействие** газовых потоков, подаваемых с помощью фурмы, на жидкие среды / В.П. Лихошва, Е.А. Рейнталь, Л.А. Бондарь, А.Н. Тимошенко, Л.Е. Угрин // Процессы литья. 2010. № 6. С. 64–71.

4. **Рейнталь Е.А.** Фокусировка газопорошковых потоков в лазерных фурмах / Тез. Междунар. науч.-техн. конф. "Перспективные материалы, покрытия и технологии. Предельные состояния элементов конструкций, 25–28 авг., 2011 г. Севастополь, 2011. С. 49–52.

5. **Изменение** газовой каверны при погружении фурм различных конструкций в жидкие среды / Е.А. Рейнталь, В.П. Лихошва, В.В. Савин, Л.А. Бондарь, А.Н. Тимошенко, Р.С. Надашкевич // Процессы литься. 2011. № 3. С. 14–23.

6. **Лихошва В.П.** Процессы взаимодействия лазерного излучения с дисперсными частицами в гетерогенных материалах: дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.07. К., 2005. 450 с.

Елена Александровна Рейнталь,
reintal@i.ua;
Валерий Петрович Лихошва, д-р техн. наук;
Лидия Арсентьевна Бондарь, канд. техн. наук

УДК 532.64:541.1:621.793.74

О.Г. Быковский, В.Е. Самойлов, А.Н. Лаптева, А.В. Бусов, Д.Я. Воронин
(Запорожский национальный технический университет)

О роли шероховатости поверхности подложки на характеристики ее смачивания при плазменном напылении

На специальной установке по определению поверхностных явлений методом лежащей капли проведены исследования смачивания алюминием А0, бронзой БрКмц3-1, сталями 100Х15М2Г2Р и 07Х20Н9Г7Т подложки из стали Ст3 с гладкой после прокатки и дробеструенной поверхностью. Установлено, что во всех случаях краевой угол смачивания расплавами подложек меньше на шероховатой поверхности по сравнению с гладкой, а работа когезии выше работы адгезии, вследствие чего коэффициент растекания имеет отрицательное значение.

Ключевые слова: шероховатость; краевой угол смачивания; адгезия; когезия; поверхностное натяжение; капилляр; растекание; лежащая капля; мениск.

Special unit to determine the surface phenomena by sessile drop method studied wetting A0 aluminum, bronze BrKmts3-1, steels 100Kh15M2G2R and 07Kh20N9G7T of St3 steel substrate with smooth-rolled and shot-blasting surface. Found that in all cases, the contact angle is less than the substrate melts at the rough surface compared with the smooth and the quantity of adhesion of the above cohesive thereby spreading coefficient is negative.

Keywords: roughness; contact angle; adhesion; cohesion; surface tension; capillary; spreading; sessile drop; meniscus.

Нанесение плазменных покрытий на детали машин сопровождается воздействием высокотемпературной плазменно-металлической струи на твердую подложку, когда за несколько проходов, последовательно слой за слоем формируется покрытие заданной толщины.

При этом температура струи значительно превышает температуру кипения наносимых материалов, что обусловливает не только высокую степень перегрева ее металлической составляющей, но и частичное превращение ее в парообразное состояние.

Обычно напыляемая поверхность для ее активирования подвергается предварительной механической обработке путем создания шероховатости различными способами (рис. 1).

Считается, что таким образом создаются условия для лучшего механического закрепления напыляемых частиц на поверхности, однако роль поверхностных явлений на границе раздела жидкая фаза–твердая подложка при плазменном напылении остается неясной.

Немногочисленные исследования по смачиванию подложки из кварцевого стекла с различной шероховатостью, полученной полированием и шлифованием, при сравнительно небольшой разнице в шероховатости однозначного вывода не дают, а поведение

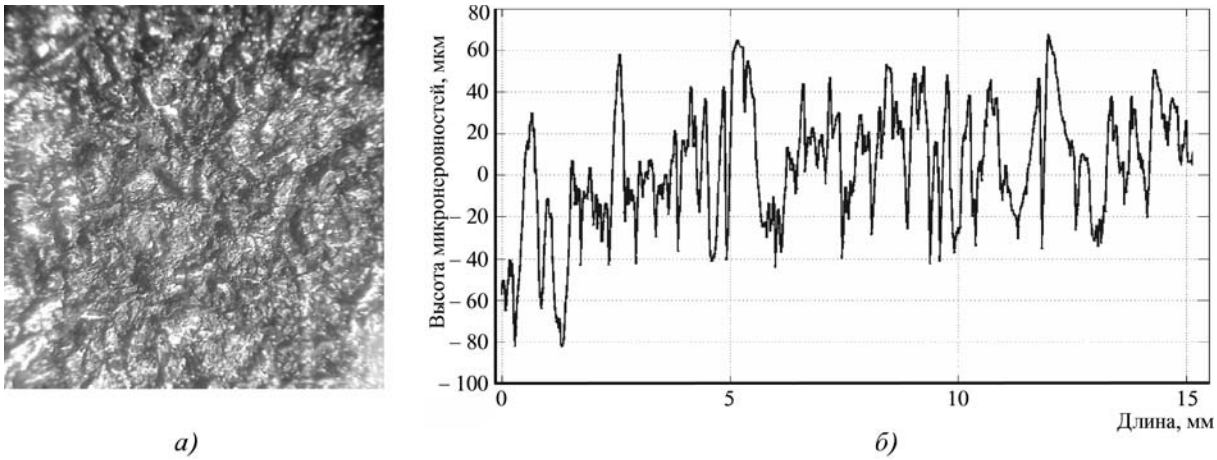


Рис. 1. Вид сверху (*а*) и профилограмма (*б*) дробеструенной поверхности стали Ст3:
а – ×25; *б* – снята профилографом – профилометром завода "Калибр" мод. 170311 с компьютерной обработкой данных

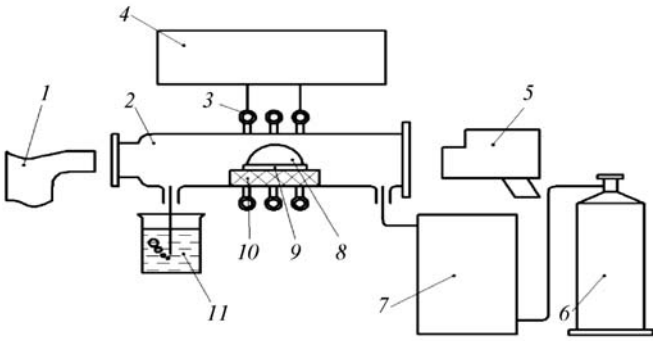


Рис. 2. Схема установки для определения поверхностного натяжения

расплава на металлической поверхности со значительной шероховатостью, полученной дробеструйной обработкой, вообще неизвестно.

Целью работы является исследование характера взаимодействия капель жидкого сплава в зависимости от состояния поверхности стальной твердой подложки: гладкой после прокатки и подвергнутой дробеструйной обработке с Rz = 90 мкм.

Исследование проводили на специальной установке для определения поверхностного натяжения методом лежащей капли (рис. 2).

Опытный образец из исследуемого материала* (см. таблицу) в виде цилиндра диаметром 7 мм и высотой 7 мм, переплавляемый в каплю *8*, ставили основанием на подложку *9* из стали Ст3 размером 20×20×2 мм, находящуюся на подставке *10* и помещали в печь из кварцевого стекла *2*. Печь герметично закрывали и пропускали через реакционную камеру *7* из баллона *6* аргон.

В целях устранения влияния состава среды на характеристики растекания проводили постоянную очистку аргона от примесей по схеме: палладиевый катализатор, в качестве геттера – медная стружка, нагретая до 500 °С с последующим осушением силикагелем, а водяной затвор *11* обеспечивал заполнение камеры аргоном и ее герметичность за счет избыточного давления в реакционной камере, что исключало также проникновение в нее водяных паров.

Нагрев подложки и опытного сплава осуществляли одновременно с помощью индуктора *3* от лампового генератора *4* на режиме: анодный ток 1,12 А; ток сетки 0,16 А; частота 440 кГц.

Специальный проектор *1* обеспечивал необходимую подсветку, а сам процесс нагрева, плавления и растекания каждого сплава на подложке фиксировали с помощью видеокамеры "Canon 500d" с постоянной скоростью 25 кадров в секунду, с последующим анализом результатов на компьютере с помощью мультимедийного плеера "Media Player Classic" и диспетчера рисунков "Microsoft Office".

Изучение характера смачивания и растекания проводили на распечатанных снимках размером 25×18 см, где четко фиксировались во времени различные ста-

Влияние материала образца на характеристики смачивания

Материал образца	θ, °	$\sigma_{ж-г}$	$A_а$	$A_к$	$K_р$, (-1)	$K_ш$
		мДж/м^2				
Бронза БрКМц3-1	28*/46	501/533	942/922	1002/1066	60/144	1,28
Алюминий А0	96/102	865/821	775/650	1730/1642	955/992	0,51
Сталь 100Х15М2Г2Р	29/32	387/368	726/680	774/736	48/56	1,02
Сталь 07Х20Н9Г7Т	24/26	686/615	1310/1169	1372/1230	62/61	1,01

* В числителе приведены значения для подложки с дробеструенной поверхностью, в знаменателе – с гладкой поверхностью.

Обозначение. $K_ш$ – коэффициент, учитывающий шероховатость.

* Приведенные материалы применяют для плазменного напыления коррозионно-стойких и износостойких поверхностей в металлургии, энергетике и электротехнике.

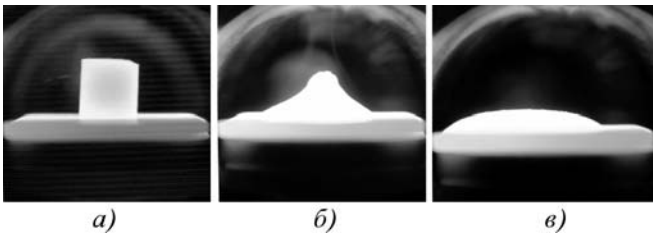


Рис. 3. Последовательность превращения образца в жидкую каплю:
а – исходное состояние; *б* – начало растекания жидкой фазы; *в* – образование жидкой капли

дии процесса (начало плавления, растекание жидкой фазы, кинетика растекания и т.п.) (рис. 3).

Краевой угол смачивания измеряли с точностью до 0,5°, а линейные размеры капли – с точностью до 0,1 мм. Во всех случаях длительность опытов была принята одинаковой для каждого сочетания сплав–необработанная подложка и сплав–дробеструенная подложка и составляла для бронзы БрКМц3-1 – 13 с, для алюминия А0 – 10 с, для стали 100Х15М2Г2Р – 15 с, для стали 07Х20Н9Г7Т – 19,8 с.

Для определения поверхностных характеристик измеряли размеры капли при достижении ею температуры $T_{пл}$ +(50...70) °С (рис. 4).

Поверхностное натяжение материала образцов на границе жидкость–газ определяли из уравнения:

$$\sigma_{ж-г} = d_э^2 \frac{1}{H} \Delta\rho\, g\,, \qquad (1)$$

где $d_э = \frac{d_1}{M}$ – экваториальный диаметр капли, см; d_1 – диаметр капли на снимке, см; $M = \frac{D}{d}$ – масштаб эксперимента; D – диаметр образца на снимке, мм; d – диаметр исходного образца, мм; $\frac{1}{H}$ – функция в зависимости от соотношения $\frac{d_1}{2h}$, выбирается в соответствии с работой (Кожевник А.Ю., Кусанов М.М., Лубман Н.М. Измерение поверхностного натяжения по размерам лежащей капли // Физическая химия. 1953. Т. XXVII. Вып. 12. С. 1887–1890); $\Delta\rho = \rho_{обр} - \rho_{Ar}$; $\rho_{обр}$ – плотность материала образца при температуре плавления, г/см^3; ρ_{Ar} – плотность аргона, г/см^3; g – ускорение силы тяжести (981 см/с^2).

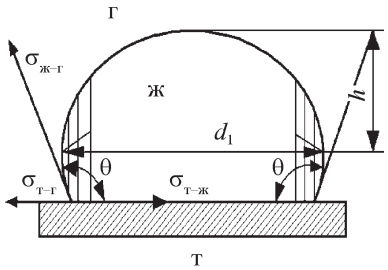


Рис. 4. Схема расположения капли на твердой подложке:
d_1 – максимальный диаметр капли; h – расстояние от максимального диаметра до вершины капли; θ – краевой угол смачивания; $\sigma_{ж-г}$ – поверхностное натяжение на границе раздела жидкость–газ; $\sigma_{т-ж}$ – поверхностное натяжение на границе раздела твердое тело–жидкость; $\sigma_{т-г}$ – поверхностное натяжение на границе раздела твердое тело–газ

Работа адгезии:

$$A_а = \sigma_{ж-г}(1 + \cos\theta)\,. \qquad (2)$$

Работа когезии:

$$A_к = 2\,\sigma_{ж-г}\,. \qquad (3)$$

Коэффициент растекания:

$$K_р = A_а - A_к = \sigma_{ж-г}(\cos\theta - 1)\,. \qquad (4)$$

Из анализа данных таблицы следует, что во всех случаях исследованные сплавы лучше растекаются на шероховатой (развитой) поверхности, чем на гладкой поверхности твердого тела. Это можно связать с тем, что поверхность, подвергнутая дробеструйной обработке, активируется в результате процессов экструзии и интрузии металла под действием механической деформации.

Таким образом, подтверждаются известные факты в теории и практике плазменного напыления порошкообразными и проволочными материалами, процессов печной пайки и других случаев взаимодействия расплавов металлов с твердыми поверхностями.

Смачивание металлическими расплавами шероховатой поверхности сопровождается увеличением фактической площади контакта жидкой фазы с твердой фазой, чего нет при контакте жидкой фазы с гладкой поверхностью твердого тела. Это увеличение отражается на изменении межфазной энергии на границе раздела твердое тело с шероховатой (развитой) поверхностью–конденсированная фаза (жидкость):

$$\sigma_{т-ж} = K_ш\, \sigma_{т-ж}\,. \qquad (5)$$

Тем самым подтверждается справедливость известного уравнения Венцеля–Дерягина $\cos\theta_ш = r\cos\theta$, которое связывает краевые углы жидкости на шероховатой $\theta_ш$ и гладкой поверхности θ с соотношением r площадей истинной поверхности шероховатого тела и ее проекции.

Поэтому для системы твердое тело–жидкость–газ, одним из компонентов которой является материал с

развитой поверхностью, уравнение Юнга–Неймана имеет вид: $\cos\theta_{ш} = K_{ш}\cos\theta$, откуда следует, что для жидкостей, хорошо смачивающих твердую поверхность ($\theta < 90°$), коэффициент $K_{ш} > 1$ и фактическая площадь контакта больше по сравнению с площадью контакта жидкой фазы с гладкой поверхностью.

Для жидкостей, плохо смачивающих твердую развитую поверхность ($\theta > 90°$), в случае лучшей смачиваемости шероховатой поверхности по сравнению с гладкой – коэффициент $K_{ш}$ будет меньше единицы (см. таблицу).

Работа адгезии всех расплавов выше у шероховатой подложки по сравнению с гладкой.

Коэффициент растекания имеет близкие значения для шероховатой и гладкой поверхности у сталей 100Х15М2Г2Р, 07Х20Н9Г7Т и алюминия А0, в то время как для бронзы БрКМц 3-1 его значение ниже. Однако во всех случаях его отрицательное значение означает, что все расплавы не растекаются полностью, а образуют на поверхности подложек линзы и только в идеальном случае, когда $\theta = 0$, коэффициент растекания также равен нулю.

При дробеструйной обработке на поверхности твердого тела образуются круговые вмятины (см. рис. 1, *а*), которые в поперечном сечении представляют собой сужающиеся каналы (капилляры) с переменными поперечными сечениями, так что жидкий расплав проникает в них, образуя устойчивый выпуклый мениск, направленный в сторону узкой части (см. рис. 1, *б*). Жидкость перемещается под действием внешнего давления, радиус кривизны уменьшается, капиллярное давление увеличивается, и она заполняет весь объем капилляра.

Рельеф дробеструйной поверхности может быть уподоблен пористому телу, где жидкая фаза расплава движется в капиллярах переменной формы, сечений и в разном направлении, при этом происходит изменение рельефа вследствие спекания, растворения частиц пористого тела в расплаве, что приводит к изменению его состава и свойств. Например, плохая смачиваемость алюминием А0 стали связана с наличием тугоплавкой и нерастворимой в алюминии оксидной пленки Al_2O_3 ($T_{пл\ Al_2O_3} \approx 2050$ °С по сравнению с $T_{пл\ Al} = 660$ °С), которая образует оболочку сферической формы, удерживающую внутри жидкий алюминий.

С учетом того, что плазменно-металлическая струя содержит перегретую металлическую составляющую, частично находящуюся в парообразном состоянии, создаются благоприятные условия для жидкофазного спекания первого слоя с шероховатой подложкой, что обеспечивается лучшим смачиванием ее частицами спекаемого материала.

Конденсация паров металла значительно облегчается, когда на поверхности имеются узкие трещины – капилляры, где смачивающая жидкость образует вогнутый мениск, над которым давление насыщенных паров ниже, чем над гладкой поверхностью. Чем лучше смачивание, тем меньше радиус вогнутого мениска, ниже пересыщение пара, необходимое для его конденсации.

Конденсированные мелкодисперсные частицы жидкости пропитывают образовавшийся каркас из спеченных более крупных фракций размером 0,100...0,315 мм [1], проникая в образовавшиеся пустоты и поры, уплотняя нанесенный слой. Нанесение последующих слоев сопровождается теми же процессами, поскольку предыдущий слой представляет собой также шероховатую поверхность. При затвердевании нанесенного слоя происходит его усадка, обусловленная действием стягивающей силы жидкой металлической прослойки при кристаллизации, поэтому чем лучше смачивание, тем больше усадка, плотнее и прочнее каждый нанесенный слой.

По-видимому, для каждой металлической подложки существует оптимальный рельеф поверхности, при котором совместное механическое и химическое взаимодействие расплава и подложки обеспечивает необходимую прочность и плотность нанесенного слоя. Так, при пескоструйной обработке и дробеструйной дробью малого диаметра (Rz=9,3 мкм) этот показатель оказался значительно ниже при плазменном напылении меди М0 на алюминий по сравнению с обработкой крупной дробью, обеспечивающей Rz = 16,6 мкм (рис. 5) [2].

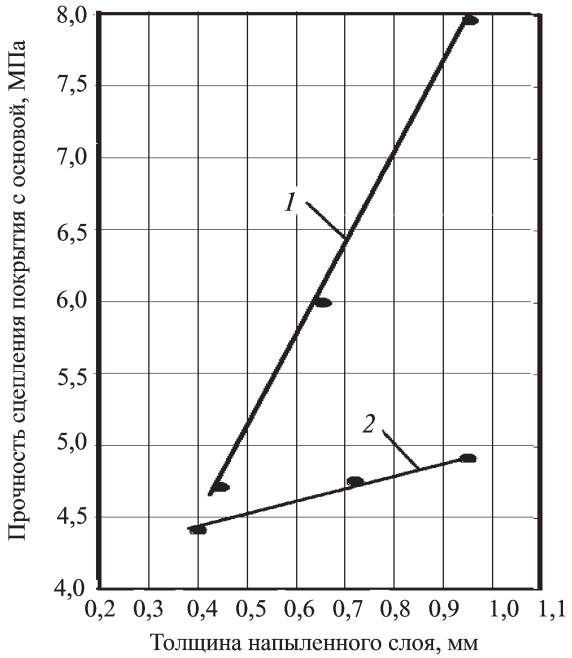


Рис. 5. Зависимости прочности сцепления покрытия с основой от толщины напыленного слоя и параметра шероховатости поверхности:
1 – Rz = 16,6 мкм; *2* – Rz = 9,3 мкм

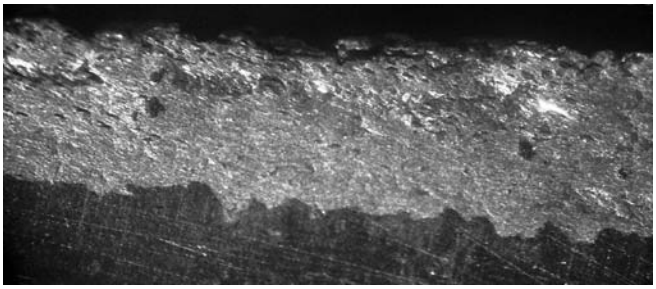


Рис. 6. Заполнение микрорельефа на стали Ст3 напыленным расплавом алюминия. ×50

Для стальных подложек оптимальный параметр шероховатости составляет Rz = 85...90 мкм [3]. В этом случае напыляемый металл в виде нитевидных микроструй различной толщины и длины под действием напорного давления и капиллярного эффекта проникает в микронеровности и поры, образуя прочный и плотный напыленный слой (рис. 6).

При плазменном напылении на границе раздела подложка–напыленный материал происходит физико-химическое взаимодействие контактирующих материалов.

В случае общей металлической основы образуется прочная однородная связь, так что при испытании на отрыв пары сталь Ст3 + сплав 100Х15М2Г2Р доля адгезионного и когезионного разрушения составляет 40 и 60 % соответственно [4].

При получении разнородной композиции, когда возникает вероятность образования на границе раздела интерметаллидных соединений, последние будут определять прочность сцепления напыленного слоя с основой. Так, при напылении на алюминиевую подложку медного слоя разрушение почти на 100 % носит адгезионный характер [2]. То же самое происходит и при напылении на сталь Ст3 алюминия А0: доля адгезионного разрушения составляет 85 %.

Выводы

1. Шероховатая поверхность стальной подложки лучше смачивается исследованными расплавами по сравнению с гладкой вследствие увеличения капиллярного давления движущейся жидкости, при котором радиус кривизны сужающегося мениска уменьшается.

2. Во всех случаях работа когезии выше работы адгезии, вследствие чего коэффициент растекания имеет отрицательное значение.

3. Коэффициент шероховатости для жидкостей, хорошо смачивающих подложку ($\theta < 90°$), больше единицы, а для жидкостей, плохо смачивающих подложку ($\theta > 90°$), в случае лучшей смачиваемости шероховатой поверхности по сравнению с гладкой всегда будет меньше единицы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Влияние** параметров режима плазменного напыления токоведущей проволокой на фракционный состав распыляемых частиц / Г.М. Русев, А.Г. Русев, В.В. Овсянников, А.Г. Быковский, А.Н. Пасько // Автоматическая сварка. 2013. № 1. С. 45–47.

2. **Плазменнодуговое** напыление меди на контактные поверхности токоподводов из алюминия / В.В. Овсянников, А.Г. Русев, Г.М. Русев, О.Г. Быковский, А.Н. Пасько // Сварщик. 2010. № 3. С. 14–15.

3. **Быковский О.Г., Лаптева А.Н., Русев Г.М.** Материалы и технология плазменного напыления деталей токоведущей проволокой // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 12. С. 19–22.

4. **Пасько А.Н., Агакишиев Р.Т., Беседенко С.В. и др.** Влияние некоторых факторов на прочность сцепления напыленных плазменных покрытий // Сварщик. 2011. № 4. С. 40–41.

Олег Григорьевич Быковский, д-р техн. наук;
Вадим Ефремович Самойлов, канд. техн. наук;
Анна Николаевна Лаптева,
lszoy@mail.ru;
Анатолий Валентинович Бусов;
Денис Ярославович Воронин

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

Н.П. АЛЕШИН

Цена 1000 р.

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

учебное пособие

2013 г. Объем 576 с. Формат 60x88 1/16
Переплет ISBN 978-5-94275-695-6

Рассмотрены дефекты сварных соединений и физические методы неразрушающего контроля, основанные на использовании различных излучений и их взаимодействий с объектами контроля. Приведены классификации и рекомендации по выбору методов неразрушающего контроля. Изложены сведения по теории, оборудованию и технологиям методов дефектоскопии различных типов сварных соединений.

Для студентов, бакалавров, магистров, подготовка которых осуществляется в области сварочного производства, а также специалистов, проходящих сертификацию по EN 437.

ПРИОБРЕСТИ КНИГУ В ИЗДАТЕЛЬСТВЕ
можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4;
по факсу: (499) 269-48-97;
по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация по телефонам:
(499) 269-52-98, 269-66-00

и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.983; 539.974

В.Н. Чудин *(Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ))*

Вязкопластическое деформирование анизотропной трубы коническим инструментом

Предложены зависимости для расчета кинематики, деформаций, напряжений, сил и сплошности материала при обжиме и раздаче труб в условиях вязкопластичности. Использованы линейное условие текучести, уравнение равновесия и уравнение кинетики несплошности для анизотропного материала.

Ключевые слова: ползучесть; напряжение; деформация; скорость деформации; давление; время.

Dependences for calculation of kinematics, strains, stress, forces and continuity of the material due to crimp and expansion of pipes in conditions of viscoplasticity are offered. The linear yield condition, the equilibrium equation and discontinuity kinetics equation for anisotropic material are used.

Keywords: creep; stress; strain; strain rate; pressure; time.

Процессы деформирования труб коническим инструментом применяют в обработке металлов давлением при операциях обжима и раздачи. Обработка может осуществляться без нагрева или с нагревом очага деформаций. Последнее характерно для высокопрочных материалов. При этом материалы проявляют вязкие свойства и существенна зависимость режимов технологии от температурно-скоростных условий обработки.

Рассмотрим расчет условий деформирования труб при обжиме и раздаче. Схемы деформирования показаны на рис. 1.

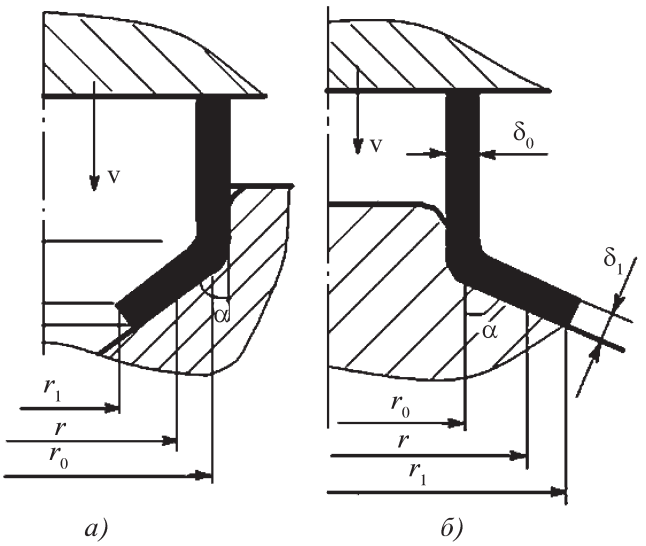


Рис. 1. Расчетные схемы:
а – обжим; *б* – раздача

В общем случае при горячей обработке состояние материала выражается уравнением [1]

$$\sigma_э = A\psi^{\eta}\,\varepsilon_э^{m}\,\xi_э^{n}, \qquad (1)$$

где $\sigma_э$, $\varepsilon_э$, $\xi_э$ – эквивалентные (интенсивности) напряжения, деформации и скорости деформаций соответственно; ψ – сплошность материала; A, m, n, η – константы.

Если вязкость не учитывается, то $n = 0$ и состоянию материала соответствует уравнение жестко-пластичности с упрочнением. При $m = 0$ состояние материала – ползучесть. Если принято $\psi = 1$, то текущая сплошность материала не учитывается.

Считаем, что напряженное состояние при обжиме и раздаче – плоское. Течение материала в зоне деформаций – радиальное. Материал заготовки принимаем трансверсально-изотропным. Кинематика в очаге деформаций выражается соотношениями

$$v_r = v\left(\frac{r_0}{r}\right)^{f}; \qquad (2)$$

$$\xi_r = \pm\frac{dv_r}{dr}, \quad \xi_\varphi = \mp\frac{v_r}{r}, \qquad (3)$$
$$\xi_z = -\xi_r - \xi_\varphi, \quad \xi_э = k\,v\,r_0^{f}\,r^{-1-f};$$

$$\varepsilon_э = \int \xi\frac{dr}{v_r} = k\left|\ln\frac{r_0}{r}\right|, \qquad (4)$$

где $f = \dfrac{R}{1+R}$; $k = \sqrt{2(2+R)/3(1+R)}$; v, v_r – скорость перемещения трубы и радиальная скорость точки в

области деформаций соответственно; r_0, r – исходный радиус трубы и радиальная координата точки в зоне деформаций соответственно; ξ_r, ξ_φ, ξ_z – компоненты скоростей деформаций; $\xi_э$, $\varepsilon_э$ – эквивалентные скорость деформаций и деформация; R – коэффициент анизотропии материала трубы.

Так как $d\xi_z = d\xi_\delta = \xi_\delta \dfrac{dr}{v_r}$, то $\varepsilon_\delta = \pm(1-f)\ln\dfrac{r_0}{r_1} = \int \dfrac{d\delta}{\delta} = \ln\dfrac{\delta_1}{\delta_0}$ и, следовательно, толщина края трубы

$$\delta_1 = \delta_0 \left(\frac{r_0}{r}\right)^{1-f}, \qquad (5)$$

где r_1 – радиус края трубы.

Для решения задачи в напряжениях необходимы условие текучести и уравнение равновесия. Запишем квадратичное условие текучести Мизеса–Хилла [1] для плоского напряженного состояния в виде

$$1 + \frac{\sigma_r}{\sigma_\varphi}\left(\frac{\sigma_r}{\sigma_\varphi} - 2f\right) = \left(\frac{\sigma_э}{\sigma_\varphi}\right)^2, \qquad (6)$$

где σ_r, σ_φ – компоненты напряжений.

Эквивалентное напряжение в условии (6) следует из уравнения состояния (1) деформируемого материала. При нелинейной вязкопластичности, учитывая выражения (3) и (4), запишем уравнение (1) в виде

$$\sigma_э = A K r^\lambda, \qquad (7)$$

где

$$K = \psi^\eta k^{m+n} (v\, r_0^f)^n \left|\ln\frac{r_0}{r_k}\right|^m; \quad \lambda = -(1+f)\, n.$$

Введем далее параметр вида напряженного состояния (параметр Лодэ–Надаи) [2]

$$\mu_\sigma = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}, \qquad (8)$$

где главные напряжения

$\sigma_1 = \sigma_z = 0$, $\sigma_2 = -\sigma_r < 0$, $\sigma_3 = -\sigma_\varphi < 0$ – обжим;

$\sigma_1 = \sigma_\varphi > 0$, $\sigma_2 = -\sigma_z = 0$, $\sigma_3 = -\sigma_r < 0$ – раздача.

При этих условиях для обжима и раздачи параметр (8) имеет вид соответственно

$$(\mu_\sigma) = 1 - 2\gamma(\sigma), \quad (\mu_\sigma) = -\frac{1+\gamma(\sigma)}{1-\gamma(\sigma)}, \qquad (9)$$

где $\gamma(\sigma) = \dfrac{\sigma_r}{\sigma_\varphi}$.

Напряжения в выражениях (9) должны быть взяты с соответствующими знаками. Совместное решение условия текучести (6) и выражений параметров вида напряженного состояния (9) определяет окружное напряжение как

$$\sigma_\varphi = \pm p\, \sigma_э, \qquad (10)$$

где

$$p = p_1 = \left[1 + \frac{1}{2}(1-(\mu_\sigma)_1\left(\frac{1}{2}(1-(\mu_\sigma)_1) - 2f\right)\right]^{-\frac{1}{2}} -$$

при обжиме;

$$p = p_2 = \left[1 + \frac{1+(\mu_\sigma)_2}{1-(\mu_\sigma)_2}\left(\frac{1+(\mu_\sigma)_2}{1-(\mu_\sigma)_2} + 2f\right)\right]^{-\frac{1}{2}} -$$

при раздаче.

Соотношение (10) является приближенным линейным условием текучести типа Сен-Венана для трансверсально-изотропного материала при плоском напряженном состоянии. Для расчета компонент напряжений в зоне деформаций используем уравнение равновесия

$$\frac{d}{dr}(\delta\sigma_r) + \frac{\delta}{r}(\sigma_r - \sigma_\varphi) = 0.$$

Примем $\delta = \delta_0$. Учитывая условие (10) , получим

$$r\frac{d\sigma_r}{dr} + \sigma_r = p\sigma_э. \qquad (11)$$

Дифференциальное уравнение (11) является неоднородным. Его решение приводит к следующему выражению для радиального напряжения:

$$|\sigma_r| = \frac{p A K r^\lambda}{1+\lambda}\left[1 - \left(\frac{r_1}{r}\right)^{1+\lambda}\right]. \qquad (12)$$

Окружное напряжение при этом определяется формулой (10).

Значения константы p принимаются в соответствии с видом процесса. Зависимости (10) и (12) позволяют рассчитать напряжения в зоне деформаций на любом этапе операций при заданном положении края заготовки r_1.

Сила операции при этом

$$P = 2\pi r_0\, \delta_0\, \sigma_r \sin\alpha, \qquad (13)$$

где σ_r – напряжение (12) при $r = r_0$.

С другой стороны, на основе энергетического метода расчета также возможна оценка силы в зависимости от текущего положения края полуфабриката. В соответствии с экстремальной теоремой пластичности сила определяется интегралом

$$P \le \frac{1}{\mathrm{v}} \int_{r_k}^{r_0} \sigma_э \, \xi_э \, \delta \, r \, dr, \qquad (14)$$

где входящие величины представлены выражениями (3), (5), (7).

Таким образом, сила зависит от степени деформации, скорости операции, анизотропии материала и угла конуса инструмента, что следует из формул (13) и (14).

Процессы деформирования сопровождаются потерей сплошности материала, что накладывает скоростные и деформационные ограничения на режимы операций. Оценку сплошности проведем по энергетической и деформационной теориям прочности и ползучести для вязкопластичного материала. Эти уравнения запишем в виде [1]

$$d\psi = -\frac{1}{A_{пр}} \sigma_э \, \xi_э \, dt; \qquad (15)$$

$$d\psi = 1 - \frac{1}{(\varepsilon_э)_{пр}} \int \xi_э \, dt, \qquad (16)$$

где сплошность $1 \ge \psi \ge 0$ при $0 \le t \le t_{кр}$; $t_{кр}$ – критическое время, определяющее возможное разрушение материала заготовки; $A_{пр}$, $(\varepsilon_э)_{пр}$ – предельная удельная работа разрушения и предельная эквивалентная деформация соответственно.

Оценим сплошность в точках максимальной деформации, т.е. в краевых точках трубы.

Запишем, что здесь

$$\varepsilon_э = k \left| \ln \frac{r_0}{r_1} \right|, \quad \xi_э = \frac{1}{t_к} \varepsilon_э; \quad \sigma_э = A \psi^{\eta} \frac{\varepsilon_э^{m+n}}{t_к^{n}}, \qquad (17)$$

где r_1, $t_к$ – конечные радиус края трубы и время операции соответственно.

Подставив выражения (17) в уравнение (15), получим

$$\psi = \left[1 - \frac{A(1-\eta)}{A_{пр}} \left(k \left| \ln \frac{r_0}{r_1} \right| \right)^{1+m+n} t_к^{-n} \right]^{\frac{1}{1-\eta}} \text{ при } \eta \ne 1; \qquad (18)$$

$$\psi = \exp\left[-\frac{A}{A_{пр}} \left(k \left| \ln \frac{r_0}{r_1} \right| \right)^{1+m+n} t_к^{-n} \right] \text{ при } \eta = 1. \qquad (19)$$

Условия $\psi = 0$ в зависимости (18) и $\psi = 0{,}1$ в (19) определяют критическое время процесса при заданной степени формообразования, т.е.

$$t_{кр} = \left[\frac{A(1-\eta)}{A_{пр}} \left(k \left| \ln \frac{r_0}{r_1} \right| \right)^{1+m+n} \right]^{\frac{1}{n}}; \qquad (20)$$

$$t_{кр} = \left[-\frac{A}{A_{пр} \ \ln 0{,}1} \left(k \left| \ln \frac{r_0}{r_1} \right| \right)^{1+m+n} \right]^{\frac{1}{n}}. \qquad (21)$$

Внесем первое из выражений (17) в уравнение (16):

$$\psi = 1 - \frac{k}{(\varepsilon_э)_{пр}} \left| \ln \frac{r_0}{r_1} \right|. \qquad (22)$$

Отсюда при $\psi = 0$ получим критический конечный радиус трубы при деформировании:

$$r_1 = r_{кр} = r_0 \exp\left(\mp \frac{(\varepsilon_э)_{пр}}{k} \right). \qquad (23)$$

Зависимости (18)–(21) применимы для материалов, сплошность которых определяется скоростным режимом операции, а зависимости (22), (23) – для материалов, сплошность которых определяется только деформацией.

Графики зависимости технологического давления от скорости для деформирования трубы из титанового сплава ВТ6С при 930 °С и алюминиевого АМг6 при 450 °С представлены на рис. 2.

Коэффициенты анизотропии этих материалов 0,95 и 0,80 соответственно. Принято r_0 = 100 мм, r_1 = 50 мм – обжим и r_1 = 200 мм – раздача; δ_0 = 4 мм; углы конусности инструмента α = 10 и 20°. В таблице приведены константы [1] уравнений (1), (15), (16).

Константы уравнений (1), (15) и (16)

Операция	A, МПа	m	n	η	$A_{пр}$, МПа	$(\varepsilon_э)_{пр}$
Обжим (ВТ6С)	$1{,}3 \cdot 10^2$	0	0,50	0,27	–	1,15
Раздача (АМг6)	$1{,}4 \cdot 10^2$	0	0,25	0,25	18,3	–

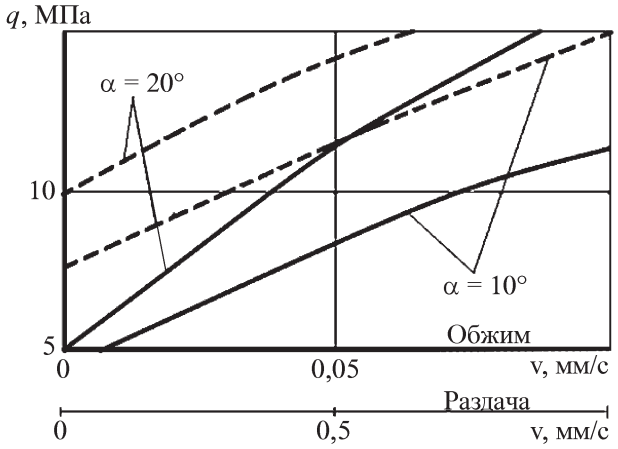


Рис. 2. График зависимости $q(v)$:
—— – обжим (ВТ6С); – – – – раздача (АМг6)

Рис. 3. Детали, изготовленные обжимом и раздачей

Зависимость силы деформирования от скорости операций, как следует из расчета и графиков, существенна. Сплошность сплава АМг6 также зависит от скорости (времени) операции. Уменьшение скорости задерживает рост несплошности. Минимальное критическое время раздачи трубы из этого сплава составило $t_к = t_{кр} = 180$ с.

Сплошность сплава ВТ6С от скорости не зависит и определяется предельной деформацией. При обжиме трубы из этого сплава конечный критический радиус обжатой части составил $r_1 = r_{кр} = 35$ мм.

На рис. 3 представлены изделия из высокопрочных алюминиевых сплавов, полученные обжимом и раздачей, а на рис. 4 – штампы к гидропрессу для обжима и

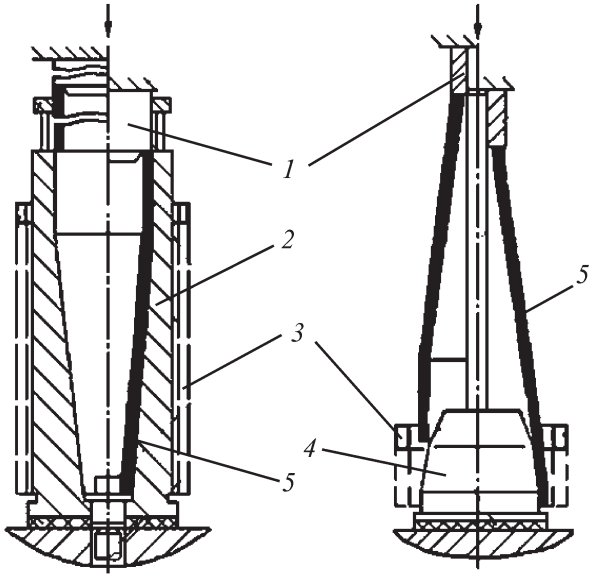


Рис. 4. Штампы для обжима и раздачи трубы:
1 – нажимной пуансон; *2* – матрица; *3* – подвижной индуктор; *4* – оправка; *5* – изделие

раздачи крупногабаритной трубы. Штампы оснащены подвижными индукционными нагревателями.

Выводы

1. При горячих процессах обжима и раздачи труб существенно влияние скорости операции на силовые параметры технологии: снижение силы происходит при уменьшении скорости.

2. Несплошность ряда материалов увеличивается при повышении степени деформации и скорости. Для других материалов несплошность определяется только степенью деформации.

3. Степень деформации может быть увеличена при снижении скорости для одной группы материалов; для другой группы материалов она от скорости не зависит.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изотермическое** формоизменение анизотропных материалов жестким инструментом в режиме кратковременной ползучести / С.С. Яковлев и др. М.: Машиностроение, 2009. 412 с.

2. **Чудин В.Н.** Растяжение отверстия в анизотропной пластине // Известия ТулГУ. Механика деформируемого твердого тела. 2004. Вып. 2. С. 44–50.

Владимир Николаевич Чудин, д-р техн. наук,
vladimir-chudin@yandex.ru

УДК 621.735.32

А.Г. Вяткин, С.В. Матвеев *(Калужский филиал Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана)*

Сравнительный анализ винтовых и кривошипных прессов по критерию точности высотных размеров осаживаемых поковок

Выполнен анализ точности осаживаемых поковок, штампуемых на винтовых и кривошипных прессах, на основе применения положений теории параметрической чувствительности и математических методов планирования факторных экспериментов. Показано, что на точность высотных размеров поковок влияет жесткость самой поковки. Определена рациональная область применения винтовых и кривошипных прессов с учетом их конструктивных особенностей и характера операции.

Ключевые слова: точность осадки; жесткость пресса; жесткость поковки; параметрическая чувствительность; коэффициент чувствительности.

Analysis of the accuracy of upsetting forgings, stamping on screw and crank presses, making use of the theory of parametrical sensitivity and mathematical methods of planning of factorial experiments is performed. It is shown that the accuracy of the height sizes of forgings depends the rigidity of forgings. Ration fled of application of screw and crank presses with regard to their design features and nature of the transaction is determined.

Keywords: accuracy of upsetting; rigidity of press; rigidity of forgings; parametrical sensitivity; sensitivity coefficient.

В заготовительном производстве при выполнении операций холодной объемной штамповки (ХОШ) применяют различные типы прессов, такие как кривошипные, гидравлические и винтовые. Номенклатура кузнечно-прессового оборудования достаточно широкая, поэтому всегда возникает проблема рационального использования конкретного типа пресса.

Любой пресс должен обеспечить необходимую силу для деформирования исходной заготовки. Способ создания этой силы для каждого конкретного типа пресса свой, однако, по утверждению Д. Эверхарта (Холодное прессование металлов: пер. с англ. М.: Машиностроение, 1968. 147 с.), различия в способе приложения нагрузки несущественны и выбор того или иного типа пресса в большинстве случаев определяется номенклатурой имеющегося оборудования на предприятии.

Одним из важнейших критериев, влияющим на выбор пресса для выполнения операций ХОШ, является достижимая точность штампуемых поковок. При учете этого фактора между разными типами прессов наблюдаются существенные различия. Причем эти различия будут определяться именно способом приложения нагрузки.

При исследовании точности штамповки необходимо разделять точность высотных размеров поковок и точность размеров, расположенных перпендикулярно направлению движения пуансона (диаметральные размеры), так как на величину их погрешностей оказывают влияние факторы, отличающиеся по своему характеру. Так, погрешность высотных размеров зависит от изменения силы деформирования ΔP, в то время как погрешность диаметральных размеров определяется точностью изготовления оснастки.

В данной работе выполнен сравнительный анализ винтовых и кривошипных прессов по критерию достижимой точности высотных размеров для определения рациональной области применения винтовых прессов.

При сравнении винтовых и кривошипных прессов по критерию точности высотных размеров поковок необходимо учитывать особенности конструкции прессов, особенности режимов работы и специфику наладки, которые влияют на параметры точности поковки.

Винтовым прессам присущ энергетический тип связи, нижнее положение ползуна устанавливается при исчерпании накопленной рабочими частями пресса кинетической энергии, расходуемой на преодоление сил трения E_f, упругую деформацию частей пресса E_C, полезную работу пластической деформации поковки A.

При наличии погрешностей технологического процесса (колебание объема исходных заготовок, их механических свойств, контактного трения в полости штампа) сила сопротивления поковки будет изменяться, что вызовет изменение упругой деформации технологической системы и, следовательно, отклонение высотных размеров поковки. Изменение силы, вызванное погрешностями технологического процесса, и, как следствие, погрешности высоты поковок, для винтовых прессов напрямую зависят от жесткости поковки d / h (где d, h – диаметр и высота поковки соответственно), и в значительно меньшей степени – от жесткости системы пресс–штамп C.

Для кривошипных прессов, которым присущ координатный тип связи, крайнее положение ползуна устанавливается при равенстве силы сопротивления поковки и силы, вызывающей деформацию упругих звеньев технологической системы пресс–штамп, заданной закрытой штамповой высотой H, высотным размером x_1 и жесткостью системы пресс–штамп C. При таких условиях точность высотных размеров поковки зависит от жесткости поковки d / h и жесткости системы пресс–штамп C.

Из работы В.А. Евстратова (Основы технологии выдавливания и конструирования штампов. Харьков: Вища школа, 1987. 144 с.) и эксплуатации кривошипных прессов следует, что повышение жесткости пресса в большинстве случаев способствует повышению точности изготовляемых поковок. Винтовые прессы имеют значительно меньшую жесткость и по критерию точности значительно уступают кривошипным прессам.

В данном случае такое утверждение не всегда верно, так как одним из главных элементов технологической системы, определяющим точность кузнечно-штамповочного оборудования, является сама поковка.

В работе Е.Н. Ланского, Ф.И. Антонюка (Влияние жесткости кривошипного пресса на точность холодной объемной штамповки в закрытых штампах // Кузнечно-штамповочное машиностроение. 1975. Вып. 9. С. 7–11) было выявлено, что критериями, определяющими точность различных операций холодной объемной штамповки, являются жесткость поковки и жесткость кривошипного пресса. Это отражает характеристику силового режима деформирования поковки.

Жесткость пресса – конструктивный параметр, определяемый номинальной силой и областью применения, изменяется в узком диапазоне. Так, для универсального кривошипного пресса с номинальной силой 1 МН его жесткость составляет 500...600 МН/м, жесткость винтового пресса с такой же номинальной силой – 140...170 МН/м.

Под жесткостью поковки понимается скорость изменения деформирующей силы в направлении перемещения деформирующей плоскости. Следует отметить, что жесткость поковки, которая зависит от ее геометрических параметров, напряжения текучести материала (с учетом деформационного упрочнения) и типа технологической операции, может изменяться в более широком диапазоне, от величин, сопоставимых с жесткостью самого пресса (закрытая штамповка), до нуля (на отдельных стадиях обратного выдавливания).

При осадке жесткость поковки в зависимости от ее геометрических параметров d / h и материала может иметь значения от величин, не превышающих 10...20 % жесткости пресса, до величины, сопоставимой с жесткостью пресса. В частности, поковка с размерами ∅25×25 мм ($d / h = 1$) из стали 45 (напряжение текучести материала σ_s = 828 МПа) имеет жесткость 17 МН/м, поковка с размерами ∅25×2,5 мм ($d / h = 10$) – 290 МН/м.

На основе применения положений теории параметрической чувствительности определим влияние различных факторов, возникающих при выполнении операции осадки, на точность высотных размеров поковок, штампуемых на кривошипных и винтовых прессах.

Согласно этой теории погрешность, вызванную влиянием первичного фактора (исходной погрешностью), можно представить в виде

$$\Delta x_{1i} = A_i \, \Delta x_i \,, \qquad (1)$$

где A_i – абсолютный коэффициент преобразования (коэффициент чувствительности) исходной абсолютной погрешности Δx_i в абсолютную погрешность исследуемого параметра Δx_{1i}.

Или, переходя к относительным величинам, формула (1) приобретает вид:

$$\delta x_{1i} = K_i \, \delta x_i \,, \qquad (2)$$

где K_i – относительный коэффициент преобразования (коэффициент чувствительности).

Определив значения A_i или K_i, можно выявить влияние исходных погрешностей на точность выходного параметра.

Рассмотрим методику определения коэффициентов A_i или K_i для операции осадки, выполняемой на кривошипном и винтовом прессах.

Важным условием возможности применения теории параметрической чувствительности является необходимость определения функции, описывающей технологический процесс, которая должна быть непрерывной и дифференцируемой в окрестности точки y_0.

Для кривошипного пресса такую функцию можно представить в виде равенства силы, действующей на упругую систему пресс–штамп $P = C(x_1 - H)$, и силы сопротивления поковки деформированию:

$$C(x_1 - H) = P(x_1, x_2, \ldots, x_i, \ldots, x_n), \qquad (3)$$

где $P(x_1, x_2, \ldots, x_i, \ldots, x_n)$ – сила сопротивления поковки деформированию, как функция параметров поковки и технологического процесса; $x_1, x_2, \ldots, x_i, \ldots, x_n$ – параметры поковки и технологического процесса.

Так как осадка выполняется при условии сохранения всего материала между деформирующими поверхностями, то функцию (3) необходимо дополнить условием постоянства объема:

$$V = V(x_1, x_2), \qquad (4)$$

где x_1, x_2 – геометрические параметры поковки; x_1 – размер, замыкаемый упругой связью (высотный размер); x_2 – так называемый компенсационный размер

(диаметральный размер), связанный с размером x_1 условием постоянства объема.

Полагая функции (3) и (4) непрерывными и дифференцируемыми при наличии только одной погрешности и после перехода к малым конечным приращениям ($dx_i \approx \Delta x_i$), получаем следующую систему линейных уравнений:

$$\left.\begin{aligned} &\left(C-\frac{\partial P}{\partial x_1}\right)\Delta x_1-\frac{\partial P}{\partial x_2}\Delta x_2=\frac{\partial P}{\partial x_i}\Delta x_i+\ldots+\frac{\partial P}{\partial x_n}\Delta x_n, \\ &\frac{\partial V}{\partial x_1}\Delta x_1+\frac{\partial V}{\partial x_2}\Delta x_2=\Delta V. \end{aligned}\right\} \quad (5)$$

Решая данную систему по методике [1], определим коэффициенты преобразования объемной погрешности исходной заготовки в погрешность высоты поковки при отсутствии других погрешностей:

$$A_V=\frac{\dfrac{\partial P}{\partial x_2}\dfrac{1}{\dfrac{\partial V}{\partial x_2}}}{C-\dfrac{\partial P}{\partial x_1}+\dfrac{\partial P}{\partial x_2}\dfrac{\partial V}{\partial x_1}\dfrac{1}{\dfrac{\partial V}{\partial x_2}}}; \quad (6)$$

$$K_V=\frac{\dfrac{\partial P}{\partial x_2}\dfrac{1}{\dfrac{\partial V}{\partial x_2}}}{C-\dfrac{\partial P}{\partial x_1}+\dfrac{\partial P}{\partial x_2}\dfrac{\partial V}{\partial x_1}\dfrac{1}{\dfrac{\partial V}{\partial x_2}}}\frac{V}{x_1}. \quad (7)$$

Винтовой пресс относится к машинам, для которых присущ энергетический тип связи, когда в конечный момент деформирования взаимное положение подвижной и неподвижной части штампа устанавливается исчерпанием накопленной кинетической энергии до начала рабочего хода.

Вся энергия, накопленная до начала рабочего хода, расходуется на пластическое деформирование исходной заготовки, упругое деформирование системы пресс–штамп и на преодоление сил трения в паре винт–гайка. Исходя из этого, необходимую энергию можно определить следующим образом:

$$E=E_f+A+E_C. \quad (8)$$

Учитывая, что $E_f=k_f(A+E_C)$ и $E_C=\dfrac{P^2}{2C}$, формула (8) приобретает вид:

$$E=(1+k_f)\left(A+\frac{P^2}{2C}\right), \quad (9)$$

где k_f – коэффициент, учитывающий потери на трение.

В результате этого функцию, описывающую технологический процесс деформирования исходной заготовки на винтовом прессе, можно представить в виде формулы (9), а с учетом того, что A и P являются функциями первичных параметров, то она приобретет следующий вид:

$$\begin{aligned} E=(1+k_f)\Bigg(&A(x_1,\ x_2,\ldots,\ x_i,\ \ldots,\ x_n)+ \\ &+\frac{P^2(x_1,\ x_2,\ldots,\ x_i,\ldots,\ x_n)}{2C}\Bigg). \end{aligned} \quad (10)$$

С учетом того, что осадка выполняется при условии сохранения всего материала между деформирующими поверхностями, то функцию (10) необходимо дополнить условием постоянства объема (4).

Полные дифференциалы функции (10) и (4) после перехода к малым конечным приращениям ($dx_i \approx \Delta x_i$) получат вид:

$$\left.\begin{aligned} &\left(C\frac{\partial A}{\partial x_1}+P\frac{\partial P}{\partial x_1}\right)\Delta x_1+\left(C\frac{\partial A}{\partial x_2}+P\frac{\partial P}{\partial x_2}\right)\Delta x_2= \\ &=-\left(C\frac{\partial A}{\partial x_i}+P\frac{\partial P}{\partial x_i}\right)\Delta x_i,\ \frac{\partial V}{\partial x_1}\Delta x_1+\frac{\partial V}{\partial x_2}\Delta x_2=0. \end{aligned}\right\} \quad (11)$$

Решая полученную систему уравнений (11) аналогично как для кривошипного пресса, получаем формулы для определения коэффициентов преобразования исходных погрешностей в погрешность высоты поковок, штампуемых на винтовом прессе:

$$A_V=\frac{\left(C\dfrac{\partial A}{\partial x_i}+P\dfrac{\partial P}{\partial x_i}\right)\dfrac{1}{\dfrac{\partial V}{\partial x_2}}}{\left(C\dfrac{\partial A}{\partial x_2}+P\dfrac{\partial P}{\partial x_2}\right)\dfrac{\partial V}{\partial x_1}\dfrac{1}{\dfrac{\partial V}{\partial x_2}}-\left(C\dfrac{\partial A}{\partial x_1}+P\dfrac{\partial P}{\partial x_1}\right)}; \quad (12)$$

$$K_V=\frac{\left(C\dfrac{\partial A}{\partial x_i}+P\dfrac{\partial P}{\partial x_i}\right)\dfrac{1}{\dfrac{\partial V}{\partial x_2}}}{\left(C\dfrac{\partial A}{\partial x_2}+P\dfrac{\partial P}{\partial x_2}\right)\dfrac{\partial V}{\partial x_1}\dfrac{1}{\dfrac{\partial V}{\partial x_2}}-\left(C\dfrac{\partial A}{\partial x_1}+P\dfrac{\partial P}{\partial x_1}\right)}\frac{V}{x_1}. \quad (13)$$

При выполнении операции осадки исходными погрешностями, влияющими на точность высотных размеров поковок, являются погрешность объема исходных заготовок ΔV и рассеяние механических свойств материала поковок $\Delta\sigma_s$ (Сторожев М.В., Середин П.И., Кирсанова С.Б.. Технология ковки и горячей штамповки цветных металлов и сплавов. М.: Высшая школа, 1967. 347 с.).

Используя полученные формулы (6), (7), (12) и (13), определим относительные коэффициенты преобразования этих погрешностей в относительную погрешность высоты поковок, осаживаемых на кривошипных и винтовых прессах.

Силу, необходимую для осадки поковки, можно определить по формуле Э. Зибеля:

$$P = \frac{\pi d^2}{4}\sigma_s\left(1+\mu\frac{d}{3h}\right), \qquad (14)$$

где μ – коэффициент контактного трения.

Условие постоянства объема исходной заготовки может быть представлено в виде

$$V = \frac{\pi d^2}{4}h = \text{const}. \qquad (15)$$

Вычислив частные производные функций (14) и (15), получим выражения для определения относительных коэффициентов преобразования K_σ и K_V при осадке на кривошипном прессе [1]:

$$K_\sigma = \frac{\frac{\pi d^2}{4h}\sigma_s\left(1+\mu\frac{d}{3h}\right)}{C+\frac{\pi d^2}{4h}\sigma_s\left(1+\mu\frac{5d}{6h}\right)}; \qquad (16)$$

$$K_V = \frac{\frac{\pi d^2}{4h}\sigma_s\left(1+\mu\frac{d}{2h}\right)}{C+\frac{\pi d^2}{4h}\sigma_s\left(1+\mu\frac{5d}{6h}\right)}. \qquad (17)$$

Работу пластического деформирования поковки можно представить как

$$A = \int_h^{h_0} P(h,\, d)\, dh\,, \qquad (18)$$

где $P(h,\, d)$ – сила деформирования как функция параметров h и d; h_0 и h – высота исходной заготовки и высота поковки в конечный момент деформирования соответственно.

Определив частные производные функции (14), (15), (17), получим выражения для определения относительных коэффициентов преобразования погрешностей $\delta\sigma_s$ и δV, в относительную погрешность высоты поковки δh при выполнении операции осадки на винтовом прессе [1]:

$$K_\sigma = \frac{C\left(\frac{\varepsilon}{1-\varepsilon}+\frac{\mu}{3}\frac{d}{h}\ln\frac{1}{1-\varepsilon}\right)+\frac{P}{h}\left(1+\frac{\mu}{3}\frac{d}{h}\right)}{C\left(\frac{1}{1-\varepsilon}+\frac{\mu}{6}\frac{d}{h}\left(2+3\ln\frac{1}{1-\varepsilon}\right)\right)+\frac{P}{h}\left(1+\frac{5\mu}{6}\frac{d}{h}\right)}; \qquad (19)$$

$$K_V = \frac{C\left(\frac{\varepsilon}{1-\varepsilon}+\frac{\mu}{2}\frac{d}{h}\ln\frac{1}{1-\varepsilon}\right)+\frac{P}{h}\left(1+\frac{\mu}{2}\frac{d}{h}\right)}{C\left(\frac{1}{1-\varepsilon}+\frac{\mu}{6}\frac{d}{h}\left(2+3\ln\frac{1}{1-\varepsilon}\right)\right)+\frac{P}{h}\left(1+\frac{5\mu}{6}\frac{d}{h}\right)}. \qquad (20)$$

Из анализа полученных формул видно, что коэффициенты K_σ, K_V, а значит и степень влияния первичных погрешностей на выходной параметр высотных размеров поковок для кривошипного и винтового пресса, зависят от жесткости системы пресс–штамп и жесткости поковки. Жесткость поковки при осадке зависит от отношения ее размеров d/h и напряжения текучести материала σ_s с учетом ее деформационного упрочнения.

Для сравнения зависимости коэффициентов K_σ, K_V от отношения d/h для кривошипного и винтового пресса представлены на рис. 1.

Графики получены в результате расчетов по формулам (16) и (17) (кривошипный пресс) и (18), (19) (винтовой пресс). Расчет выполняли для поковок d = 25 мм из стали 45 (σ_s = 828 МПа при степени деформации ε = 0,34), коэффициент контактного трения принят 0,1.

Из анализа полученных зависимостей видно, что жесткость поковки, характеризуемая отношением d/h, одинаково влияет на коэффициенты K_V и K_σ (с повышением жесткости поковки значения коэффициентов увеличиваются), однако для винтового пресса рост этих коэффициентов, начиная с $d/h = 8$, становится незначительным, в отличие от кривошипного пресса.

Особенно это характерно для коэффициента K_σ. Так, для винтового пресса увеличение K_σ при переходе с осадки поковки с относительными размерами $d/h = 8$ к $d/h = 10$ составляет 0,01, в то время как для кривошипного пресса – 0,04. Это означает, что для винтового пресса при штамповке жестких поковок ($d/h > 8$) жесткость поковок практически не влияет на точность высотных размеров.

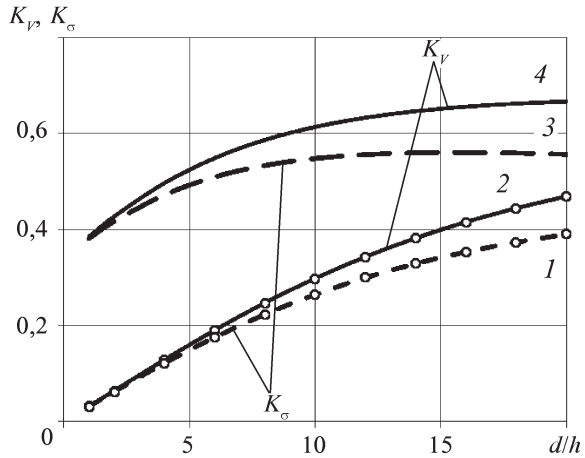


Рис. 1. Зависимости коэффициентов K_V, K_σ от жесткости поковки для кривошипного (*1*, *2*) и винтового (*3*, *4*) пресса: *1*, *2* – C = 520 МН/м; *3*, *4* – C = 150 МН/м

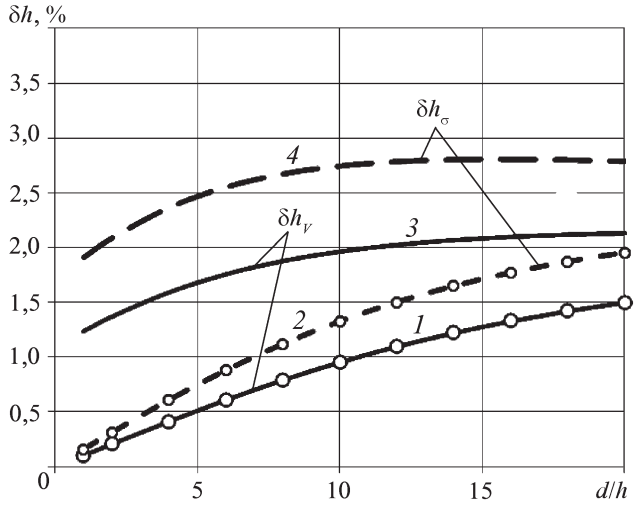


Рис. 2. Зависимости относительной погрешности высоты поковок δ *h* от жесткости поковки для кривошипного (*1*, *2*) и винтового пресса (*3*, *4*):
1, *2* – *C* = 520 МН/м; *3*, *4* – *C* = 150 МН/м

Для того чтобы определить, какую точность могут обеспечить винтовые и кривошипные прессы при осадке цилиндрических поковок, были рассчитаны относительные погрешности высоты поковок δh, вызванные объемной погрешностью исходных заготовок δV и рассеянием механических свойств материала $\delta\sigma_s$.

Расчет выполняли по формуле (2) при принятых погрешностях $\delta V = 3{,}2\,\%$ и $\delta\sigma_s = 5\,\%$ [2]. Результаты расчетов в виде графиков зависимостей относительной погрешности высоты поковок δh от их жесткости d / h представлены на рис. 2.

Очевидно, что кривошипные прессы обеспечивают более высокую точность по сравнению с винтовыми прессами, так как их жесткость значительно выше. Однако с повышением жесткости поковок различие становится менее существенным. Так, для поковок с относительными размерами $d / h = 1$ рассчитанная погрешность δh_V для винтового пресса больше погрешности для кривошипного пресса в 12,2 раза, а для поковок с $d / h = 8$ – в 2,4 раза.

Рассчитанная погрешность для поковок с относительными размерами $d / h = 8$, осаживаемых на винтовом прессе, соответствует параметрам точности, приведенным в справочнике [2] (11–12-й квалитет), т.е. для обеспечения требуемой точности высотных размеров жестких поковок ($d / h > 8$) нет разницы, на каком типе прессов их штамповать, так как достижимая точность соответствует требуемой.

Любые положительные отклонения исходных погрешностей при штамповке на кривошипном прессе вызывают его перегрузку, что может привести к заклиниванию. Причем, чем выше жесткость кривошипного пресса, тем выше риск его заклинивания [3], что вызывает необходимость снижения жесткости системы пресс–штамп посредством введения демпфирующих элементов, тогда жесткость кривошипного пресса становится сопоставимой с жесткостью винтового пресса, и, как следствие, они обеспечивают одинаковую точность. Для винтового пресса проблемы его перегрузки не существует.

На рис. 3 представлены графики зависимости относительной погрешности высоты поковок δh от их жесткости, рассчитанные для винтового пресса (*C* = 150 МН/м) и кривошипного пресса с пониженной жесткостью (*C* = 260 МН/м).

Из анализа результатов расчета видно, что для поковок с относительными размерами $d / h = 1$ рассчитанная погрешность δh_V для винтового пресса больше погрешности для кривошипного пресса с жесткостью *C* = 260 МН/м в 6,3 раза, а для поковок с $d / h = 8$ – в 1,5 раза, т.е. различие в точности высотных размеров при осадке жестких поковок ($d / h > 8$) на винтовом и кривошипном прессах практически отсутствует.

Для проверки адекватности полученных теоретических зависимостей были выполнены экспериментальные исследования.

Осуществляли осадку поковок из стали 45 (σ_s = = 828 МПа при $\varepsilon = 0{,}34$) без смазки $\mu = 0{,}1$ с конечным диаметром *d* = 25 мм и относительными размерами $d / h = 2$; 4 и 8. Осадку выполняли на кривошипном прессе КЕ2130 с номинальной силой 1000 кН и винтовом прессе Ф1730А с такой же номинальной силой. Жесткость кривошипного пресса, определенная осадкой крешеров, составляла 520 МН/м, винтового пресса – 150 МН/м. Вносилась объемная погрешность исходных заготовок изменением их высоты, которая составляла 5 %.

Результаты экспериментов в виде графиков приведены на рис. 4.

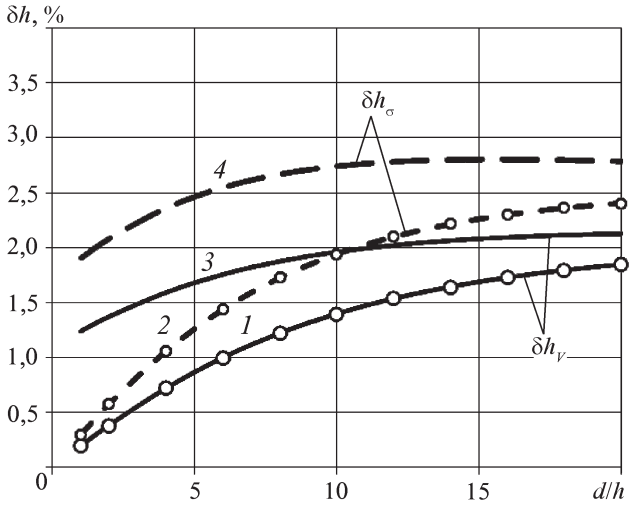


Рис. 3. Зависимости относительной погрешности высоты поковок δ *h* от жесткости поковки для кривошипного (*1*, *3*) и винтового пресса (*2*, *4*):
1, *3* – *C* = 260 МН/м; *2*, *4* – *C* = 150 МН/м

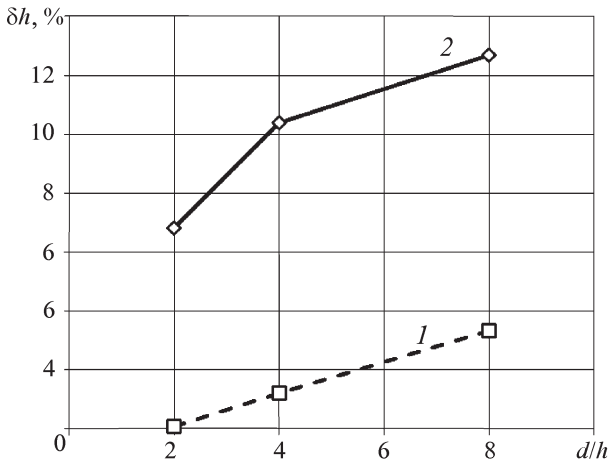


Рис. 4. Зависимости относительной погрешности высоты поковок δ*h* от жесткости поковки для кривошипного (*1*) и винтового (*2*) пресса:
1 – *C* = 520 МН/м; *2* – *C* = 150 МН/м; δV = 5 %

Анализ результатов экспериментов показал, что при осадке нежестких поковок ($d / h = 2$) наибольшую точность обеспечивает кривошипный пресс, он практически не реагирует на изменение объема исходной заготовки, однако с увеличением жесткости поковок различие между винтовым и кривошипным прессом по критерию точности высотных размеров осаживаемых поковок уменьшается.

В частности, для поковки с относительными размерами $d / h = 2$ относительные погрешности высоты для винтового и кривошипного прессов отличаются в 85 раз, в то время как для поковки $d / h = 8$ – в 4 раза. Это подтверждает выводы, полученные при теоретических исследованиях.

Кроме однофакторных экспериментов, были выполнены многофакторные эксперименты по известной методике [1] для определения факторов, оказывающих наибольшее влияние на точность осаживаемых поковок. Эксперименты выполняли на кривошипном прессе мод. KE2130 с номинальной силой 1000 кН и винтовом прессе Ф1730А с такой же номинальной силой. Жесткость системы кривошипный пресс–штамп составляла 520 МН/м, системы винтовой пресс–штамп – 150 МН/м.

В качестве исследуемых факторов были приняты δV, $\delta\sigma_s$ и d / h, которые устанавливали на двух уровнях (δV – 5 и 10 %, $\delta\sigma_s$ – 5 и 10 %, d / h – 2 и 4). Проводили осадку поковок из стали 45 без смазки со степенью деформации $\varepsilon = 0{,}34$.

В результате реализации ПФЭ 2^3 и статистической обработки его результатов были получены адекватные регрессионные модели в кодированном масштабе уровней факторов:

для кривошипного пресса:

$$y(\delta h) = 2{,}93 + 0{,}45\,\delta V + 0{,}55\,\delta\sigma_s + 1{,}67\,d / h + \\ + 0{,}11\,\delta V\,\delta\sigma_s + 0{,}15\,\delta V\,d / h + 0{,}45\,\delta\sigma_s\,d / h + \\ + 0{,}09\,\delta V\,\delta\sigma_s\,d / h; \quad (21)$$

для винтового пресса:

$$y(\delta h) = 9{,}71 + 3{,}30\,\delta V + 1{,}17\,\delta\sigma_s + \\ + 0{,}75\,d / h + 0{,}34\,\delta V\,\delta\sigma_s + 0{,}15\,\delta V\,d / h - \\ - 0{,}28\,\delta\sigma_s\,d / h - 0{,}38\,\delta V\,\delta\sigma_s\,d / h. \quad (22)$$

Из сравнения полученных моделей для кривошипного (21) и винтового (22) прессов видно, что жесткость поковки (отношение d / h) при осадке на кривошипном прессе оказывает значительно большее влияние на точность поковки. Это соответствует результатам теоретических исследований и результатам однофакторных экспериментов.

Также отметим различие в значимости факторов δV и $\delta\sigma_s$ для кривошипного и винтового прессов. Так, если для кривошипного пресса влияние δV и $\delta\sigma_s$ на точность высотных размеров поковки сопоставимо (коэффициенты при соответствующих факторах 0,45 и 0,55), тогда для винтового пресса более существенное влияние оказывает δV в отличие от $\delta\sigma_s$ (коэффициенты 3,3 и 1,17 соответственно).

Из анализа регрессионных моделей можно определить факторы, позволяющие управлять точностью осадки. Очевидно, что уменьшив значения исходных погрешностей, можно повысить точность. При снижении жесткости поковок точность также увеличивается. Однако факторы δV и $\delta\sigma_s$ носят случайный характер и управлять ими можно, уменьшив разброс, что не всегда представляется возможным.

В то же время отношение d / h, которое характеризует жесткость поковок, является заданной величиной и управлять этим фактором невозможно. Единственным реальным фактором, позволяющим управлять точностью осадки, является степень деформации исходных заготовок по высоте ε, так как поковки с заданными конечными размерами можно получить, осаживая их с разной степенью деформации.

Для определения влияния степени деформации и жесткости поковок на точность высотных размеров поковок были выполнены факторные эксперименты ПФЭ 2^2 на тех же прессах, что и эксперименты ПФЭ 2^3.

Осуществляли осадку поковок из стали 45 без смазки с конечным диаметром d = 25 мм. Факторы устанавливали на двух уровнях: степень деформации ε = 0,1 и 0,34; отношение d / h = 2 и 4.

После статистической обработки результатов ПФЭ 2^2 были получены следующие уравнения регрессионного анализа:

для кривошипного пресса:

$$y(\delta h) = 1{,}26 - 0{,}59\,\varepsilon + 0{,}50\,d / h - 0{,}04\,\varepsilon\,d / h; \quad (23)$$

для винтового пресса:

$$y(\delta h) = 6{,}94 + 1{,}51\,\varepsilon + 1{,}70\,d / h + 0{,}49\,\varepsilon\,d / h. \quad (24)$$

Из сравнения полученных моделей видно, что степень деформации различным образом влияет на точность осадки, выполняемой на кривошипном и винтовом прессе. При осадке на кривошипном прессе

увеличение степени деформации уменьшает погрешность высоты поковки (знак "–" при соответствующем коэффициенте), при осадке на винтовом прессе – повышает (знак "+").

Влияние ε и d / h сопоставимо между собой, однако на кривошипном прессе влияние ε более значимое (коэффициенты при соответствующих факторах в модели (23) 0,59 и 0,50), тогда как на винтовом прессе большее влияние оказывает жесткость поковки (уравнение (24) – коэффициент 1,70). При повышении жесткости поковки точность ее высотных размеров снижается, это справедливо для обоих типов прессов.

Из анализа результатов исследований можно сделать основной вывод: жесткие поковки целесообразно штамповать на винтовых прессах с малой степенью деформации, а поковки с низкой жесткостью – на кривошипных прессах с большой степенью деформации. Таким образом, можно определить рациональную область применения винтовых прессов и факторы, позволяющие управлять точностью высотных размеров при штамповке.

Выводы

1. С повышением жесткости поковок, характеризуемой ее относительными размерами (d / h), точность осадки, выполняемой на винтовом и кривошипном прессах, становится сопоставимой.

2. Фактором, позволяющим управлять точностью осадки на винтовом и кривошипном прессах с упором в поковку, является степень деформации исходной заготовки по высоте ε с учетом жесткости поковок. Для кривошипных прессов увеличение степени деформации повышает точность осадки, для винтовых – снижает.

3. Рациональной областью применения винтовых прессов является штамповка жестких поковок с малой степенью деформации, в этом случае точность высотных размеров поковок становится сопоставимой с точностью поковок, штампуемых на кривошипном прессе, а отсутствие возможности заклинивания становится дополнительным аргументом целесообразности их применения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Вяткин А.Г., Матвеев С.В.** Точность осадки при штамповке на винтовом прессе // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 7. С. 22–25.

2. **Ковка** и штамповка: справочник. 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. Семёнова. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.

3. **Антонюк Ф.И.** Анализ и обеспечение высокой точности холодной объемной штамповки на прессах научно обоснованным выбором жесткости элементов технологической системы: дис. ... д-ра техн. наук. М., 2004.

Андрей Геннадьевич Вяткин, канд. техн. наук,
m1@bmstu-kaluga.ru;
Сергей Валентинович Матвеев

УДК 621.4

Е.Г. Демьяненко *(Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королёва (национальный исследовательский университет))*

Формообразование тонкостенных осесимметричных деталей выпуклой и вогнутой формы на основе процесса отбортовки*

Предложен способ, основанный на процессе отбортовки, реализуемый устройством с раздвижными секторами, эластичным элементом, матрицей.

Ключевые слова: способ; устройство; отбортовка; заготовка; толщина; эластичный элемент.

The method based on flanging process and implemented by device with sliding sectors, rubber pad and die is presented.

Keywords: method; device; flanging; blank; thickness; rubber pad.

Исследован процесс отбортовки тонкостенных осесимметричных деталей усеченной сужающейся формы. Предварительно был проведен анализ применения подобных деталей и их классификации.

Из всех признаков, лежащих в основе классификации (геометрические, механические свойства металла, технология изготовления и т.д.), неизменным является конструктивно-геометрический признак, так как конструктивно-геометрические формы стабильны и не подвержены изменениям в зависимости от вида и технических возможностей производства.

* Работа проведена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации.

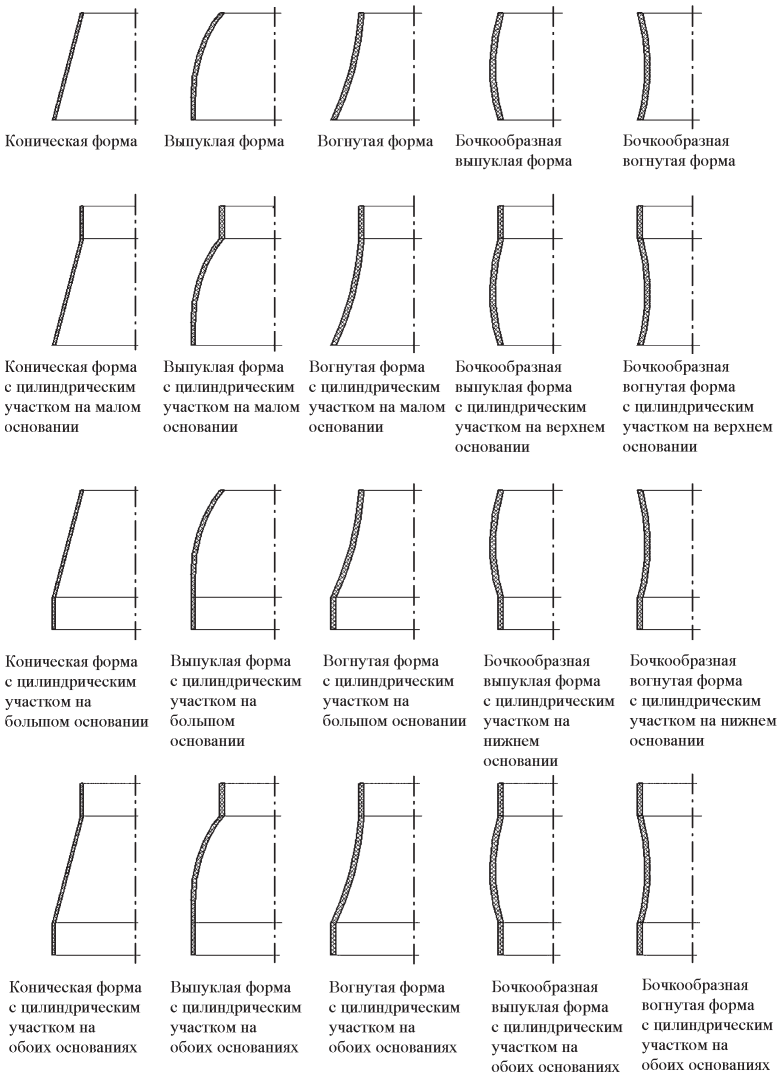


Рис. 1. Типовые контуры деталей

К конструкторским требованиям, ограничивающим технологическую возможность изготовления детали, в основном предъявляют высокие требования к геометрической точности детали, в том числе и к относительной толщине заготовки. При этом условно тонкостенными будем считать те детали, у которых $\frac{S_{заг}}{D} \le 0{,}008$ (рассматриваемая относительная высота H: $0{,}5 \le \frac{H}{D} \le 0{,}7$ и отношение диаметров: $\frac{D}{d} = 1{,}1 \ldots 2{,}2$, где D – диаметр большего основания детали; d – диаметр меньшего основания детали; $S_{заг}$ – толщина заготовки; H – высота детали).

Подобные детали широко распространены в производстве авиационно-космической техники, особенно в двигателестроении. На рис. 1 приведена классификация деталей по геометрическим признакам: по форме в соответствии с основными конструктивными понятиями. Решение проблемы их получения с минимальной трудоемкостью, материалоемкостью, улучшения качества (по геометрии) является актуальным и представляет несомненный интерес с точки зрения надежности эксплуатации изделия и сокращения расхода материала.

Рассмотрим возможность формообразования тонкостенных осесимметричных деталей выпуклой и вогнутой формы, позволяющую повысить качество изготовления в результате получения равномерного распределения толщины вдоль образующей детали, тем самым интенсифицируя технологический процесс, снижая трудоемкость и устранив механическую обработку.

Схема производства подобных деталей, основанная на способе формовки с применением эластичного элемента, представлена на рис. 2 и реализуется с помощью устройства, содержащего под верхней плитой штампа *1* раздвижные сектора *2*, эластичный элемент *3*, матрицу *8*, конус с направляющими пазами *5*, опорное кольцо *6*, установленные на плиту штампа *7*.

Каждый эластичный элемент выполнен в виде конической оболочки переменной толщины: с наибольшей толщиной – в зоне малых диаметров, а с наименьшей – в зоне больших диаметров. Заготовка применяется цилиндрическая с радиусом $r_{заг} = \text{const}$.

Преимущество такой заготовки в том, что она получается из полосы гибкой и сваркой в сравнении с традиционными коническими заготовками из секторов. Это позволяет в первую очередь снизить трудоемкость, а во-вторых, значительно повысить КИМ.

Для получения равномерной толщины стенки тонкостенной детали необходимо создать такие внешние условия, которые позволяют получать одинаковые деформации по толщине за счет меридиональных, тангенциальных растягивающих напряжений. Результат достигается при деформировании за счет увеличения внутреннего диаметра эластичного элемента.

В предложенной компоновке эластичный элемент перемещается в направлении от меньшего к большему диаметру деформируемой заготовки, что является причиной возникновения касательных напряжений на поверхности контакта эластичной среды и внутренней поверхности заготовки.

Растягивающие меридиональные напряжения, возрастая от свободного торца с большим диаметром к меньшему диаметру, прижатому к рабочей поверхности матрицы, позволяют утонить элементы в зоне малого диаметра заготовки. Благодаря растягивающим напряжениям деформация по толщине может достичь таких же значений, как у элементов в зоне наибольшего диаметра, хотя у элементов заготовки меньшего

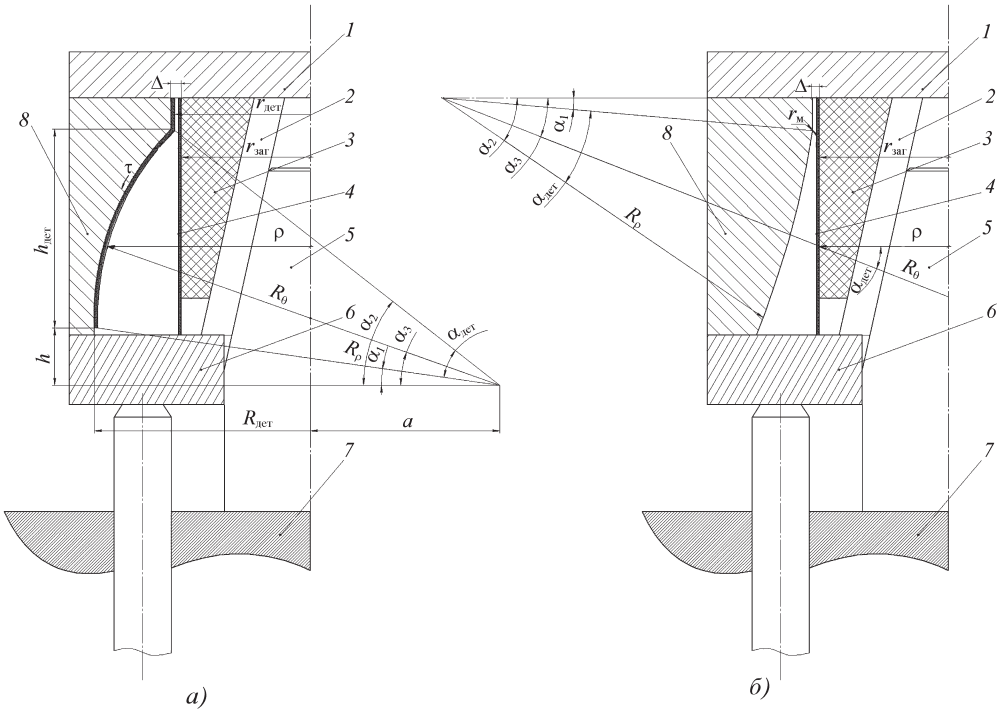


Рис. 2. Схемы формообразования:
а – выпуклая деталь; *б* – вогнутая деталь; $R_ρ$ – радиус детали в меридиональном направлении; $R_θ$ – радиус детали в тангенциальном направлении; $α_1$, $α_2$ – угол, образованный радиусом $R_ρ$, проведенным к кромке детали большего или меньшего основания и осью, проведенной из центра радиуса $R_ρ$ и перпендикулярной оси симметрии детали; *a* – расстояние от центра радиуса $R_ρ$ до оси симметрии; $r_{дет}$ – меньший радиус детали; $R_{дет}$ – больший радиус детали; $r_{заг}$ – радиус заготовки; ρ – текущий радиус детали; Δ – горизонтальное перемещение элементов заготовки при деформировании в зоне меньшего основания; $h_{дет}$ – высота детали; *h* – расстояние от кромки детали большего основания до оси, проведенной из центра радиуса $R_ρ$ и перпендикулярной оси симметрии детали

диаметра тангенциальная деформация меньше, чем у элементов заготовки большего диаметра.

Задачей предлагаемой технологии является получение равномерной толщины стенки. Используем условие минимальной разнотолщинности детали [1]:

$$\int_{R_{дет}}^{r_{дет}} (S_{дет} - S_т)^2 \, d\rho \to \min , \qquad (1)$$

где $S_{дет}$ – заданная толщина детали;

$S_т$ – технологически возможная толщина, которая получается после формообразования заготовки;

ρ – текущий радиус детали.

Найдем напряжения согласно схеме действия сил (см. рис. 2).

Уравнение равновесия сил примет вид при $R_θ = \dfrac{ρ}{\cos α_3}$:

$$ρ \frac{d σ_ρ}{d ρ} - σ_ρ \left(1 \pm \frac{f ρ}{R_ρ \sin α_3} \right) + σ_s^* \, (1 + f \operatorname{ctg} α_3) = 0 , \qquad (2)$$

где $σ_ρ$ – напряжения в меридиональном направлении;

$σ_θ$ – напряжения в тангенциальном направлении;

f – контактное трение заготовки, коэффициент трения;

$α_3$ – угол наклона касательной, проведенной к элементу с координатой радиусом ρ и осью симметрии детали;

$σ_s$ – напряжение текучести.

Используем условие пластичности для трансверсально-изотропного тела:

$$σ_θ = k σ_s = σ_s^* , \qquad (3)$$

где *k* – коэффициент, равный $k = \sqrt{2} \sqrt{1 - μ}$;

μ – коэффициент анизотропии трансверсально-изотропного тела.

Преобразуем выражение (3) с учетом произвольной постоянной *C*, при граничных условиях $\overline{ρ} = \overline{R}$; $σ_ρ = 0$. При интегрировании левой части учтем малость

величин с коэффициентом трения, переменные ρ и α примем постоянными и равными средним значениям:

$$\sigma_\rho = \frac{\sigma_s^* \, \overline{R}_\rho \sin\alpha_c}{(\overline{R}_\rho \sin\alpha_c \pm f\,\overline{\rho}_c)} \times$$
$$\times (1 + f \operatorname{ctg} \alpha_c) \left(-\left(\frac{\overline{\rho}}{\overline{R}_{\text{дет}}}\right) \frac{1}{\dfrac{\overline{R}_\rho \sin\alpha_c}{(\overline{R}_\rho \sin\alpha_c \pm f\,\overline{\rho}_c)} + 1} \right), \quad (4)$$

где знак "+" для вогнутой детали, знак "–" для выпуклой детали;

α_c – средний угол; $\overline{\rho} = \overline{R}_\theta \cos\alpha_c = \overline{R}_\rho - a$; $\overline{\rho} = \dfrac{\rho}{r_{\text{дет}}}$;

$\overline{R}_{\text{дет}} = \dfrac{R_{\text{дет}}}{r_{\text{дет}}}$; $\overline{a} = \dfrac{a}{r_{\text{дет}}}$; $\overline{h}_{\text{дет}} = \dfrac{h_{\text{дет}}}{r_{\text{дет}}}$;

детали:

$$\overline{\rho}_c = \frac{1}{\alpha_2 - \alpha_1} \int_{\alpha_1}^{\alpha_2} \rho \, d\alpha_3 = \frac{1}{\alpha_2 - \alpha_1} [(\overline{R}_\rho \cos\alpha_1 + r_{\text{дет}}) \times$$
$$\times (\alpha_2 - \alpha_1) - \overline{R}_\rho (\sin\alpha_2 - \sin\alpha_1)]$$ – для вогнутой детали;

$$\overline{\rho}_c = \frac{1}{\alpha_2 - \alpha_1} \int_{\alpha_1}^{\alpha_2} (\overline{R}_\rho \cos\alpha - \overline{a}) \, d\alpha = \frac{1}{\alpha_2 - \alpha_1} \times$$
$$\times [(\overline{R}_\rho (\sin\alpha_2 - \sin\alpha_1) - \overline{a} (\alpha_2 - \alpha_1)]$$ – для выпуклой детали;

$\alpha_c = \arccos \dfrac{\overline{\rho}_c + \overline{a}}{R_\rho}$ – для выпуклой детали;

$\alpha_c = \arccos\left(\cos\alpha_1 + \dfrac{1}{\overline{R}_\rho} - \dfrac{\overline{\rho}_c}{R_\rho} \right)$ – для вогнутой детали.

Запишем соотношение между α_1 и α_2:

$\sin\alpha_1 = \sin\alpha_2 - \dfrac{\overline{h}_{\text{дет}}}{\overline{R}_\rho}$ – для выпуклой детали;

$\sin\alpha_1 = -\sin\alpha_2 + \dfrac{\overline{h}_{\text{дет}}}{R_\rho}$ – для вогнутой детали.

Для конической детали радиус $R_\rho \to \infty$. С учетом этого уравнение (4) изменится:

$$\sigma_\rho = \sigma_s^* \, (1 + f \operatorname{ctg} \alpha_c) \left(1 - \frac{\overline{\rho}}{\overline{R}_{\text{дет}}} \right), \quad (5)$$

где $\alpha_{\text{дет}} = \alpha_c$.

Запишем уравнение связи между напряжениями и деформациями:

$$e_s = -(1 - \mu) \frac{z + 1}{1 - z\mu} e_\theta. \quad (6)$$

Уравнение (6) приведем к виду:

$$\frac{S_{\text{т}} - S_{\text{заг}}}{S_{\text{заг}}} = -b \frac{\rho - r_{\text{заг}}}{\rho}, \quad (7)$$

где $r_{\text{заг}}$ – радиус заготовки;

$$b = (1 - \mu) \frac{z + 1}{1 - z\mu}, \quad (8)$$

где соотношением напряжений является

$$z = \frac{\sigma_\rho}{\sigma_\theta}.$$

Из выражения (7) имеем:

$$S_{\text{т}} = S_{\text{заг}} \left[1 - b \left(1 - \frac{r_{\text{заг}}}{\rho} \right) \right]. \quad (9)$$

В выражении (9) $R_{\text{дет}} \geq \rho > r_{\text{заг}}$. Примем $r_{\text{заг}} = r_{\text{дет}} - \Delta$, тогда

$$S_{\text{т}} = S_{\text{заг}} \left[1 - b \left(1 - \frac{1 - \overline{\Delta}}{\overline{\rho}} \right) \right], \quad (10)$$

где $\overline{\Delta} = \dfrac{\Delta}{r_{\text{дет}}}$.

С учетом (10) условие минимизации (1) изменится:

$$\int_{\overline{R}_{\text{дет}}}^{1} (\overline{S}_{\text{дет}} - S_{\text{т}})^2 =$$
$$= \int_{\overline{R}_{\text{дет}}}^{1} \left[\overline{S}_{\text{дет}} - 1 + \overline{b} \left(1 - \frac{1 - \overline{\Delta}}{\overline{\rho}} \right) \right]^2 d\overline{\rho} \to \min, \quad (11)$$

где $\overline{S}_{\text{дет}} = \dfrac{S_{\text{дет}}}{S_{\text{заг}}}$; $\overline{b} = b_{\frac{R+r}{2}} = \text{const}$ при среднем радиусе:

$$\overline{b} = (1 - \mu) \frac{z_{\text{ср}} + 1}{1 - z_{\text{ср}} \mu}, \quad (12)$$

где $z_{\text{ср}}$ – среднеинтегральная величина соотношения напряжений $\sigma_\rho / \sigma_\theta$:

$$z_{\text{ср}} = \frac{\overline{R}_\rho \sin\alpha_c (1 + f \operatorname{ctg}\alpha_c)}{(\overline{R}_\rho \sin\alpha_c \pm f\,\overline{\rho}_c)(\overline{r}_{\text{дет}} - \overline{R}_{\text{дет}})} \times$$
$$\times \left(1 - \overline{R}_{\text{дет}} - \frac{1 - \overline{R}_{\text{дет}} \left(\dfrac{1}{m} + 1 \right)}{(\overline{R}_{\text{дет}})^{\frac{1}{m}} \left(\dfrac{1}{m} + 1 \right)} \right), \quad (13)$$

где $\bar{r}_{\text{дет}} = \dfrac{r_{\text{дет}}}{r_{\text{дет}}} = 1$;

$$\frac{\bar{R}_{\rho}\ \sin\alpha_c}{(\bar{R}_{\rho}\sin\alpha_c \pm f\,\bar{\rho}_c)} = m = \text{const} \text{ — показатель.}$$

Будем считать, что толщина детали связана с толщиной заготовки по условию деформирования кромки заготовки, которая образует кромку детали по наименьшему диаметру. Эту связь найдем по соотношению (9). Примем:

$$\bar{S}_{\text{дет}} = 1 - b\left(1 - \frac{1-\bar{\Delta}}{1}\right) = 1 - b\bar{\Delta}, \qquad (14)$$

где b находится при условии $\bar{r}_{\text{дет}} = \bar{\rho} = 1$.

Минимум выражения (11) найдем, варьируя $\bar{\Delta}$.

Из (9) имеем:

$$\int_{\bar{R}_{\text{дет}}}^{1}\left[1 - b\bar{\Delta} - 1 + \bar{b}\left(1 - \frac{1-\bar{\Delta}}{\bar{\rho}}\right)\right]\left(-b + \bar{b}\frac{1}{\bar{\rho}}\right)d\rho = 0 \qquad (15)$$

или

$$-b^2\bar{\Delta}\int_{\bar{R}_{\text{дет}}}^{1} d\bar{\rho} - \bar{b}\,b\,\bar{\Delta}\int_{\bar{R}_{\text{дет}}}^{1}\frac{d\bar{\rho}}{\bar{\rho}} - \bar{b}\,b\int_{\bar{R}_{\text{дет}}}^{1} d\rho + b^2 \times$$
$$\times\int_{\bar{R}_{\text{дет}}}^{1}\frac{d\bar{\rho}}{\rho} + \bar{b}\,b(1-\bar{\Delta})\int_{\bar{R}_{\text{дет}}}^{1}\frac{d\bar{\rho}}{\bar{\rho}} - b^2(1-\bar{\Delta})\int_{\bar{R}_{\text{дет}}}^{1}\frac{d\bar{\rho}}{\bar{\rho}^2} = 0.$$

Последнее выражение приведем к виду:

$$\bar{\Delta} = \frac{\bar{b}\,b(\bar{R}_{\text{дет}} - 1) - \bar{b}^2\ln|\bar{R}_{\text{дет}}| - \bar{b}\,b\ln|\bar{R}_{\text{дет}}| + \bar{b}^2\left(1 - \dfrac{1}{\bar{R}_{\text{дет}}}\right)}{b^2(\bar{R}_{\text{дет}} - 1) - 2\bar{b}\,b\ln|\bar{R}_{\text{дет}}| + \bar{b}^2\left(1 - \dfrac{1}{\bar{R}_{\text{дет}}}\right)}. \qquad (16)$$

Задавая геометрию получаемой выпуклой и вогнутой деталей, проведем расчеты по формулам (16), (13), (14), (8), (12) и построим графики (рис. 3, 4).

Если считать, что толщина детали и заготовки постоянны, то толщину заготовки (листа) по радиусу определим, как среднее значение, учитывая, что ее разнотолщинность не превышает 2...3 %. Окончательную толщину листа, из которой получается цилиндрическая заготовка, определяем по ГОСТу по ближайшему значению в сторону увеличения.

Анализ построенных графиков позволяет сделать следующие выводы:

1. Наиболее эффективен рассматриваемый способ, в котором сочетания технологических параметров f, μ, $\bar{R}_{\text{дет}}$, $\bar{R}_{\rho}$ дают наименьшее значение перемещения в зоне малого радиуса. Это позволяет повысить КИМ за счет уменьшения технологического припуска со стороны малого радиуса. Они получаются при больших значениях коэффициента трения f, коэффициента анизотропии трансверсально-изотропного тела μ и малом соотношении $\bar{R}_{\rho}$.

2. При формообразовании при прочих равных условиях влияние геометрии заготовки ($\bar{R}_{\text{дет}}$) на зазор $\bar{\Delta}$ невелико. Оно заметно для выпуклых деталей при малых значениях коэффициента анизотропии трансверсально-изотропного тела μ, а для вогнутых деталей — при больших значениях.

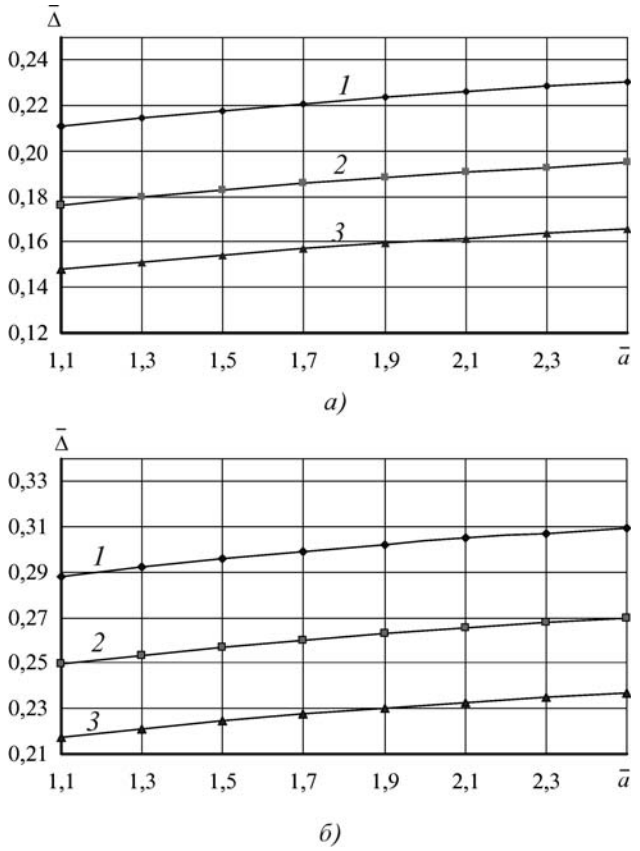


Рис. 3. Горизонтальное перемещение элементов заготовки при деформировании в зоне меньшего основания $\bar{\Delta}$ в зависимости от расстояния от центра радиуса R_{ρ} до оси симметрии $\bar{a}$ при коэффициенте трения f = 0,8 (*а*) и 0,4 (*б*); $h_{\text{дет}}$ = 1,1; α_2 = 30°; $\bar{R}_{\text{дет}}$ = 1,1; $\bar{r}_{\text{дет}}$ = 1 и различных значениях коэффициента анизотропии трансверсально-изотропного тела μ:
1 — 0,3; *2* — 0,5; *3* — 0,7

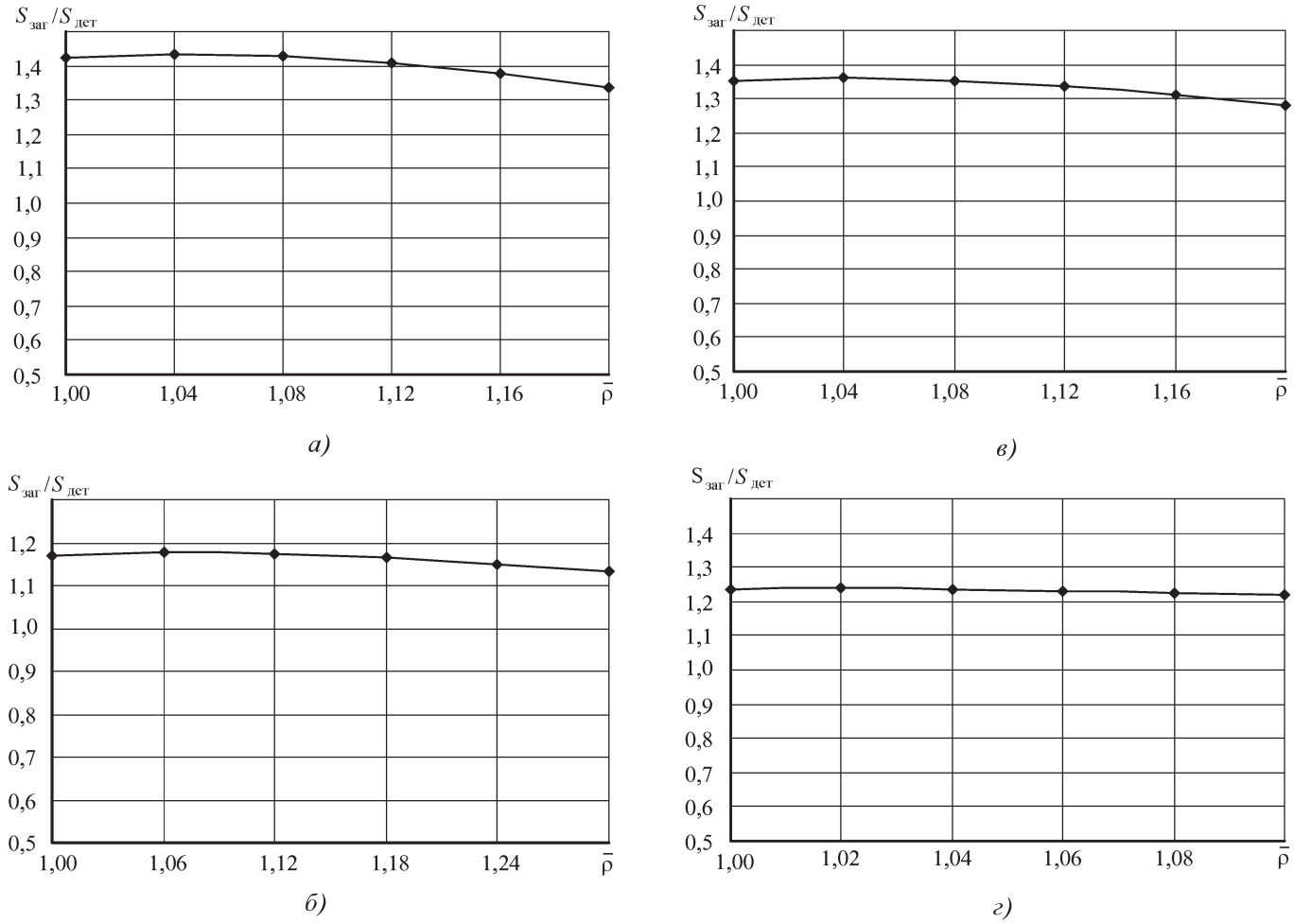


Рис. 4. Зависимость величины $S_{заг}$ / $S_{дет}$ вдоль образующей от геометрических параметров детали:
а – f = 0,8; $\bar{h}_{дет}$ =1,15; α_2 = 30°; $\bar{R}_{дет}$ =1,2 ; $\bar{r}_{дет}$ =1; μ = 0,3; $\bar{\Delta}$ = 0,2328;
б – f = 0,4; $\bar{h}_{дет}$ =1,2 ; α_2 = 30°; $\bar{R}_{дет}$ = 1,3 ; $\bar{r}_{дет}$ =1; μ = 0,7; $\bar{\Delta}$ = 0,2144;
в – f = 0,8; $\bar{h}_{дет}$ =1,15; α_2 = 30°; $\bar{R}_{дет}$ =1,2 ; $\bar{r}_{дет}$ =1; μ = 0,3; $\bar{\Delta}$ = 0,1765;
г – f = 0,8; $\bar{h}_{дет}$ =1,1; α_2 = 30°; $\bar{R}_{дет}$ =1,1 ; $\bar{r}_{дет}$ =1; μ = 0,3; $\bar{\Delta}$ = 0,18

3. Коэффициент трения сильно влияет на величину $\bar{\Delta}$: с его увеличением зазор $\bar{\Delta}$ уменьшается, а заготовка утоняется менее интенсивно, как при формообразовании выпуклой детали, так и вогнутой.

4. Значительное влияние на процесс отбортовки оказывает коэффициент анизотропии трансверсально-изотропного тела μ. При его больших значениях заготовка утоняется меньше.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Попов И.П.** Направленное изменение толщины листовой заготовки в процессах пластического деформирования: учеб. пособие. Самара: Самар. гос. аэрокосм. ун-т, 2006. 74 с.

Елена Геннадьевна Демьяненко, канд. техн. наук,
e-dem@mail.ru

УДК 621.777

А.К. Евдокимов, О.М. Герасимова *(Тульский государственный университет)*

Дефектообразование в деталях при обратном выдавливании сплошных заготовок

Проведены исследования влияния технологических режимов и условия деформирования заготовки на силовые и деформационные параметры процесса в условиях дефектообразования при обратном выдавливании.

Ключевые слова: обратное выдавливание; дефектообразование; утяжина; отслоение; шероховатость; степень деформации.

The effect of technological regimes and deformation conditions of procurement power and deformation parameters of the process in terms of defect in the reverse extrusion is studied.

Keywords: reverse extrusion; defect formation; sink mark; peeling; surface roughness; the degree of deformation.

Холодное выдавливание является эффективным, но сложным процессом и требует большого практического опыта для применения в производстве. Исследование дефектообразования при холодном выдавливании – одна из важнейших проблем.

Совместный анализ бездефектного деформирования и формоизменения с дефектами позволяет определить энергетический уровень дефектообразования и по этому критерию оценивать возможность получения качественных деталей.

Холодное выдавливание с дефектообразованием имеет усложненную кинематику течения металла. В этих случаях построенное разрывное поле скоростей может давать значительные разбросы основных результатов, если оно не будет базироваться на наиболее простых решениях, называемых опорными.

Опорные решения в энергетическом методе для обратного выдавливания впервые предложены в работе [1] и развиты авторами для анализа других процессов одно- и многоканального выдавливания [2–4], которые в отличие от тривиальных, общих и конечноэлементных решений являются наиболее удобными для понимания и надежными для сравнения разнообразных по сложности задач.

Выдавливание деталей инструментом, имеющим угловые рабочие переходы в профиле, характеризуется, с одной стороны, концентрацией напряжений и допустимой на них локальной деформацией, а с другой – затрудненным затеканием металла в угол полости матрицы.

В деформируемой заготовке образуются слои, в которых локализуются сдвиговые деформации и растягивающие напряжения, например, по границам застойных областей, где развиваются максимальные сдвиговые деформации, или на выходе из очага деформации. В этих слоях сосредоточены основные дефекты выдавленных изделий.

Если заготовка заранее размещена в полости матрицы, имеющей прямоугольное профильное сечение, то при ее дальнейшем деформировании в этом углу образуется либо мертвая зона с последующим отслоением металла от детали, либо утяжина из-за концентрации деформации вблизи кромки пуансона, либо качественный прямоугольный элемент детали, когда напряженно-деформированное состояние сбалансировано.

Образование утяжины в углу матрицы. При образовании утяжины в углу матрицы образуется полость, которая приводит к искажению формы изделия.

Рассмотрим кинематику течения металла при обратном выдавливании пуансоном с плоским торцом в цилиндрическом контейнере при образовании утяжины. На рис. 1 показаны разрывные поля скоростей и их годографы.

В первом случае (см. рис. 1, *а*) очаг деформации в виде блока 2 не доходит до угла матрицы на величину x, которая является параметром утяжины (штриховыми линиями обозначено бездефектное выдавливание).

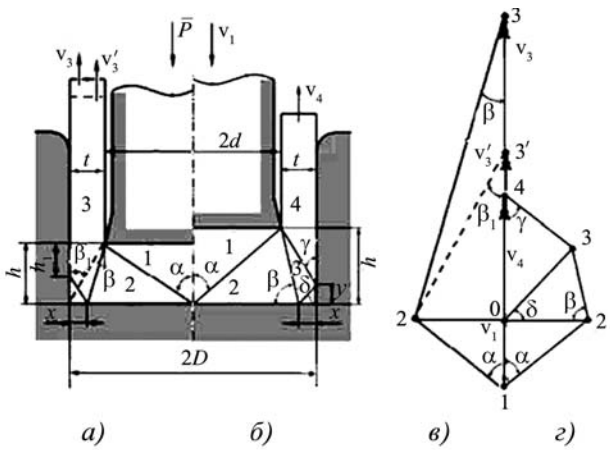


Рис. 1. Схемы процессов обратного выдавливания с утяжиной и отслоением:
а, *б* – разрывные поля скоростей; *в*, *г* – годографы

Поверхность пластического трения о контейнер определяется величиной h_1. Угол наклона β_1 выходной линии l_{23} уменьшается до величины β, в результате чего выходная скорость истечения в стенку изделия v_3 увеличивается. Это видно на годографе (см. рис. 1, *в*) по скорости v_3'.

Составляя баланс мощностей внутренних и внешних сил по скорректированному разрывному полю скоростей и минимизируя полученный функционал по параметру утяжины x, получаем следующие уравнения:

$$\frac{\overline{P}}{2k}=\frac{1}{2d}\left(\frac{h(D-x)+m_{\text{с}}dh_1}{t-x}+\frac{d(D-x)}{h}(m_{\text{д}}+1)\right); \quad (1)$$

$$x=t-\sqrt{\frac{h(h+m_{\text{с}}h_1)}{1+m_{\text{д}}}}, \quad (2)$$

где $m_{\text{с}}$, $m_{\text{д}}$ – коэффициент пластического трения на стенке и дне матрицы соответственно.

Как видно из формулы (2) величины x и h_1 утяжины зависят от трения на дне и стенке матрицы, если толщины ее дна h и стенки t будут постоянными.

Рассмотрим следующие случаи сочетания контактных условий:

1) трение на стенке матрицы больше, чем на ее дне ($m_{\text{с}}>m_{\text{д}}$);

2) трение одинаково на всех поверхностях ($m_{\text{с}}=m_{\text{д}}$);

3) трение на дне матрицы больше, чем на ее стенке ($m_{\text{с}}<m_{\text{д}}$).

Из формулы (2) можно установить, что утяжина $h_{\text{ут}}$ начинает образовываться при $x=0$, $h_1=h$ и приобретает следующий вид:

$$h_{\text{ут}}=h-h_1=t-h\sqrt{\frac{1+m_{\text{с}}}{1+m_{\text{д}}}}=0;$$
$$h=t\sqrt{\frac{1+m_{\text{д}}}{1+m_{\text{с}}}}. \quad (3)$$

Утяжина возникает если:

– $h>t$ при $m_{\text{с}}<m_{\text{д}}$; если $m_{\text{с}}=0$, а $m_{\text{д}}=1$, то $h=1{,}41t$;

– $h<t$ при $m_{\text{с}}>m_{\text{д}}$; если $m_{\text{с}}=1$, а $m_{\text{д}}=0$, то $h=0{,}71t$;

– $h=t$ при $m_{\text{с}}=m_{\text{д}}$; если $m_{\text{с}}=0$, а $m_{\text{д}}=0$, то $h=t$.

Начало образования утяжины не всегда связано с началом нестационарной стадии выдавливания, когда текущая толщина дна детали на стационарной стадии равна критической $h=h_{\text{прх}}$ [1].

В условиях скачка очага деформации, определяемого как $h_{\text{прх}}$, коэффициент начала появления утяжины $k_{\text{н.ут}}$ на нестационарной стадии можно определить по формуле

$$k_{\text{н.ут}}=\frac{h_1}{h_{\text{прх}}}=t\sqrt{\frac{(D+m_{\text{с}}d)(1+m_{\text{д}})}{Ddt(1+m_{\text{с}})[3-m_{\text{д}}+2\sqrt{2(1-m_{\text{д}})}]}}. \quad (4)$$

Зависимости коэффициента начала утяжины $k_{\text{н.ут}}$ от трения на дне $m_{\text{д}}$ и на стенке матрицы $m_{\text{с}}$ приведены на рис. 2.

Из графиков $k_{\text{н.ут}}=f(m_{\text{с}})$ при $m_{\text{д}}=\text{const}$ и $k_{\text{н.ут}}=f(m_{\text{д}})$ при $m_{\text{с}}=\text{const}$ видно, что на более раннее возникновение утяжины $k_{\text{н.ут}}$ на нестационарной стадии оказывает влияние увеличение коэффициента $m_{\text{д}}$ и снижение коэффициента $m_{\text{с}}$, а на увеличение длины утяжины $h_{\text{ут}}=h_{\text{прх}}(1-k_{\text{н.ут}})$ – повышение $m_{\text{с}}$ и снижение $m_{\text{д}}$.

Таким образом, чтобы уменьшить утяжину, необходимо стенку матрицы сделать по возможности более шероховатой, а шероховатость дна матрицы уменьшить.

Графики зависимостей удельной силы выдавливания с утяжиной и без нее от редукции r представлены на рис. 3. Из них видно, что для заданной толщины дна $\overline{h}=h/D=0{,}4$ минимум удельной силы $\overline{P}/2k$ деформирования с утяжиной по отношению к бездефектному выдавливанию снижается соответственно на рис. 3, *а*, *б*, *в* на 12,7; 10,3 и 7,7 % и смещается в сторону меньших редукций.

С увеличением трения на дне матрицы $m_{\text{д}}$ независимо от трения на стенке $m_{\text{с}}$ сила возрастает при бездефектном выдавливании на 20,6 % и с утяжиной на 14,6 %. Таким образом, с увеличением трения на дне матрицы $m_{\text{д}}$ наибольшая вероятность появления утяжины смещается в сторону меньших редукций.

Образование отслоения с отделением части заготовок в углу матрицы. При отслоении (см. рис. 1, *б*) часть заготовки остается в углу матрицы при извлечении из нее изделия. Матрица становится неработоспособной, а изделие – с неисправимым браком, т.е. образование такого дефекта приводит к дополнительным материальным затратам.

Рассмотрим кинематику течения металла при обратном выдавливании пуансоном с плоским торцом в цилиндрическом контейнере при образовании отслоения. На рис. 1, *б*, *г* показано разрывное поле скоростей и соответствующий ему годограф.

Составляя баланс мощностей внутренних и внешних сил и минимизируя полученный функционал по

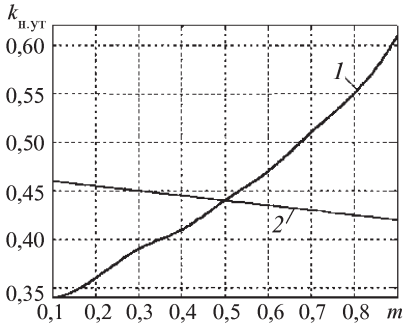


Рис. 2. Зависимости коэффициента начала утяжины от трения на дне матрицы (*1*) и трения на стенке матрицы (*2*); r = 0,6

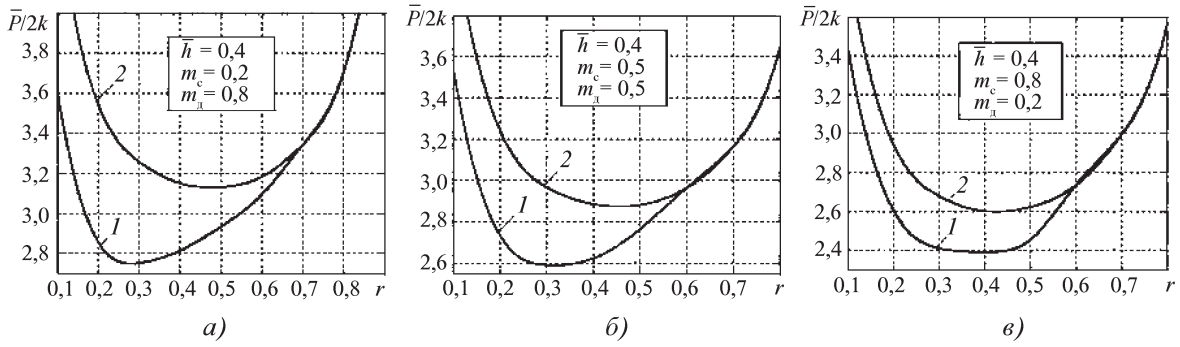


Рис. 3. Зависимости удельной силы выдавливания от редукции:
1 – с утяжиной; *2* – без дефекта

параметрам отслоения x и y, получаем следующее уравнение безразмерной удельной силы деформирования с учетом отдельных коэффициентов трения на контактных границах:

$$\frac{\overline{P}}{2k}=\frac{1}{2d}\left(h+\frac{d^2}{h}+\frac{d}{h}\frac{y(h^2+(t-x)^2)}{hx+(t-x)y}+\frac{m_д d(h-y)}{t}+\right.$$
$$\left.+\frac{x}{t}\frac{d(t^2+(h-y)^2)}{hx+(t-x)y}+\frac{m_с d(D-x)}{h}+\frac{d(x^2+y^2)}{hx+(t-x)y}\right). \quad (5)$$

Отслоение характеризуется параметрами x и y, которые можно определить по формулам:

$$x=\frac{y}{h-y}\left(\sqrt{\frac{2h(t^2+(h-y)^2)}{h(1-m_д)+y(1+m_д)}}-t\right);$$
$$y=\frac{x}{t-x}\left(\sqrt{\frac{2t(h^2+(t-x)^2)}{t(1-m_с)+x(1+m_с)}}-h\right). \quad (6)$$

Из них видно, что эти величины зависят от показателей трения на стенке матрицы $m_с$ и на дне матрице $m_д$.

Так как из опытных данных известно, что величина возникшего отслоения не меняется в процессе деформирования, то на рис. 4 приведены вероятные размеры образовавшегося отслоения при различных степенях деформации и различных граничных условиях на контактных поверхностях.

Эти размеры станут реальными, если сила деформирования с отслоением станет меньше силы бездефектного деформирования. Далее на поверхности отслоения будет увеличиваться накопленная интенсивность сдвиговой деформации до появления первой трещины, которая одновременно с распространением по всей поверхности отслоения будет раскрываться, втягивая в себя смазочный слой с контактной границы.

Влияние трения на контактных границах на размеры возможного отслоения существенно. Так, например, при равном трении (см. рис. 4, *б*) параметры отслоения x и y на дне и стенке матрицы равны, т.е. поверхность отслоения наклонена под углом 45° к стенке матрицы, сила деформирования соответствует графику на рис. 5, кривая *2*.

При меньшем трении на стенке матрицы $m_с$ (см. рис. 4, *в*), когда отслоение прилегает к дну матрицы, сила максимальна (см. рис. 5, кривая *1*). Если трение на стенке матрицы $m_с$ больше, чем на дне матрицы $m_д$, то

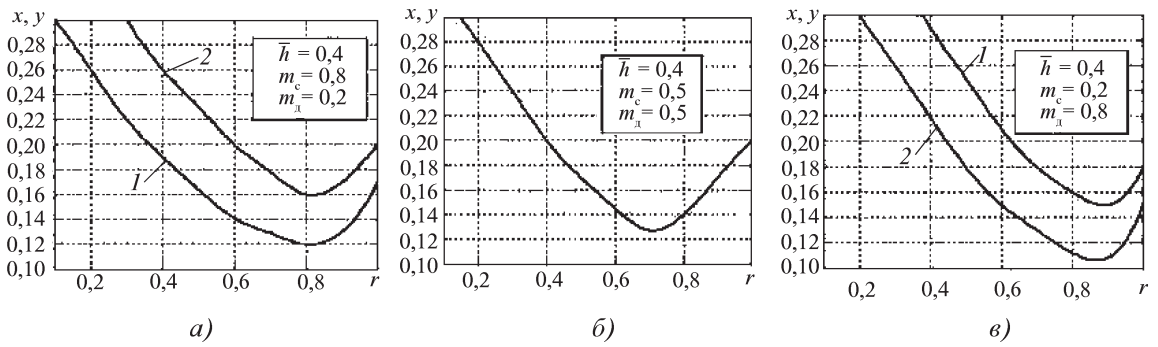


Рис. 4. Зависимости параметров отслоения от редукции:
а – при $m_с > m_д$ отслоение прилегает к стенке матрицы ($y > x$); *б* – при $m_с = m_д$ размеры параметров совпадают ($y = x$); *в* – $m_с < m_д$ отслоение прилегает к дну матрицы ($y < x$); *1* – x; *2* – y

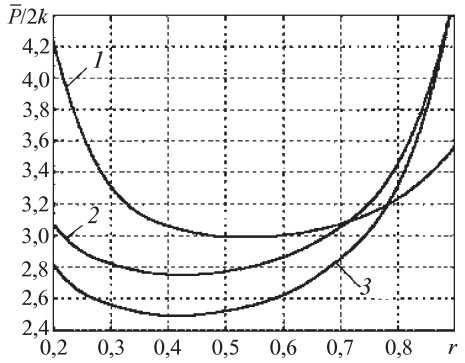


Рис. 5. Зависимости удельной силы от редукции при выдавливании с отслоением (h = 0,4):
1 – $m_с$ = 0,2; $m_д$ = 0,8; *2* – $m_с$ = 0,5; $m_д$ = 0,5; *3* – $m_с$ =0,8; $m_д$ = 0,2

отслоение прилегает к стенке матрицы (см. рис. 4, *а*) и сила минимальна (см. рис. 5, кривая *3*).

Таким образом, на силу деформирования с отслоением в первую очередь влияет трение на дне матрицы $m_д$.

При фиксированной толщине дна h сила деформирования бездефектного выдавливания всегда больше, чем с отслоением, и в данном случае выдавливание идет с развивающимся дефектом (рис. 6).

Увеличение трения на дне матрицы $m_д$ с одновременным снижением его на стенке матрицы $m_с$ приводит к повышению силы выдавливания. Существенное влияние на рост силы деформирования оказывает увеличение трения на дне матрицы $m_д$.

Анализ возможности образования дефекта по силовому критерию. Представляет интерес, что будет происходить с изделием при переходе процесса в конечную нестационарную стадию при одинаковых условиях выдавливания. За основу образования или необразования дефекта примем энергетический критерий, которому можно сопоставить силы деформирования при одинаковых условиях режимов выдавливания и трения на контактных границах.

По результатам изложенных выше вычислений построим графики зависимостей удельных сил от хода пуансона с образованием утяжины, отслоения и бездефектного выдавливания на нестационарной стадии (рис. 7).

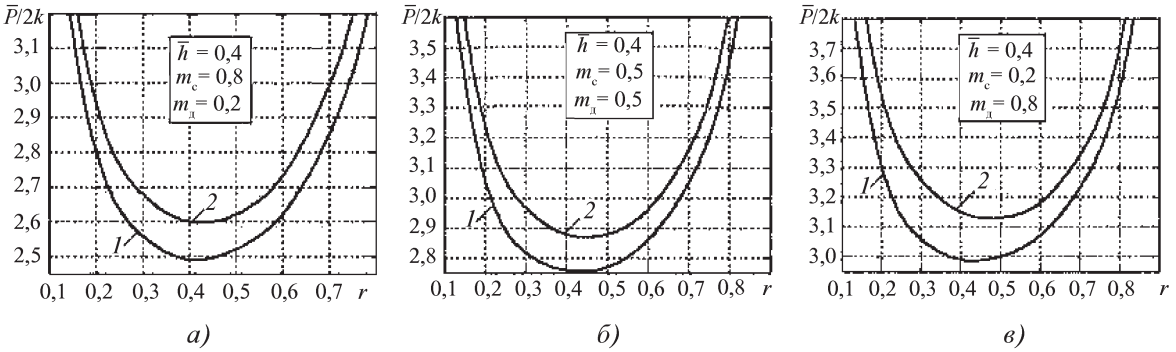


Рис. 6. Зависимости сил деформирования от степени деформации при бездефектном выдавливании и с отслоением при разных условиях трения:
1 – с отслоением; *2* – без дефекта

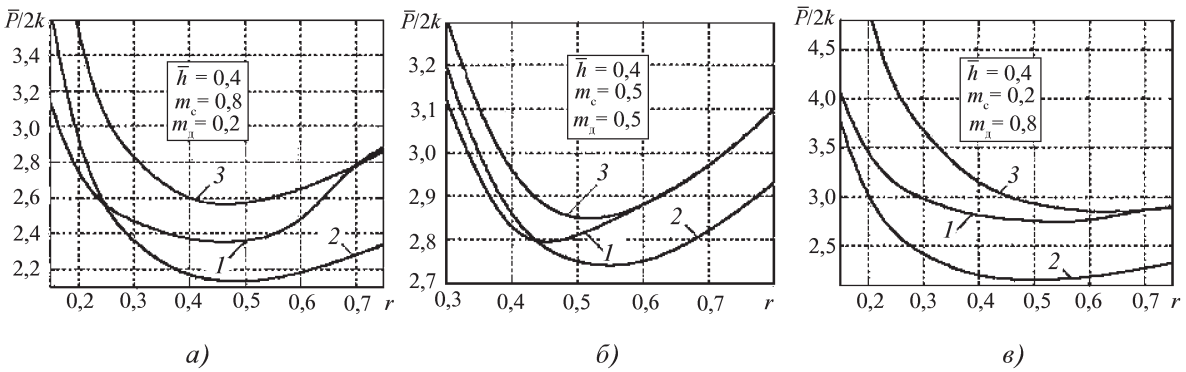
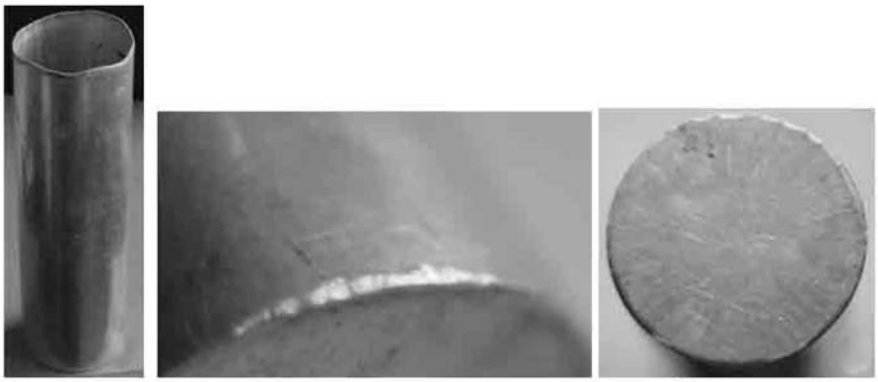


Рис. 7. Зависимости силы обратного выдавливания от толщины дна детали $\bar{h}$:
1 – с утяжиной; *2* – с отслоением; *3* – без дефектов



а) б) в)

Рис. 8. Образец, выдавленный с дефектом отслоение:
а – общий вид; *б* – вид сбоку; *в* – вид на торец дна

В интервале рассматриваемых толщин дна изделия минимум силы для бездефектного выдавливания повышается на 7,8 % с увеличением трения на дне матрицы $m_д$ и смещается в сторону больших толщин.

Аналогичная тенденция по силе деформирования наблюдается при выдавливании с утяжиной и отслоением, только перепад минимумов составляет для утяжины 19,2 %, а для отслоения 12,6 %.

При изменении трения на контактных границах матрицы относительная толщина дна $\bar{h} = \frac{h}{t}$ изменяется в следующем диапазоне: $0{,}7 < \bar{h} < 1{,}4$.

Когда $\bar{h} > \sqrt{\frac{1+m_д}{1+m_с}}$, утяжина в углу матрицы не возникает и сила деформирования по модели с утяжиной совпадает с силой бездефектного выдавливания. При условии $\bar{h} < \sqrt{\frac{1+m_д}{1+m_с}}$ сила выдавливания с утяжиной меньше силы бездефектного выдавливания и поэтому процесс деформирования происходит с утяжиной.

Модель выдавливания с отслоением показывает, что сила деформирования меньше силы бездефектного выдавливания во всем рассматриваемом диапазоне, поэтому вероятность возникновения отслоения в матрице с прямым углом велика.

Пересечение графиков с утяжиной и с отслоением свидетельствует о том, что если отслоение образовалось раньше утяжины, то с уменьшением толщины дна в момент пересечения графиков на отслоении возникает утяжина, т.е. трещина на поверхности, отделяющей отслоение от полуфабриката, превращается в утяжину.

Проведены экспериментальные работы, которые качественно подтвердили зависимость образования дефектов от шероховатости поверхностей инструмента. На рис. 8 показан дефект отслоение с последующим его частичным отделением.

Выводы

1. Разработанные математические модели обратного выдавливания с неодинаковыми условиями трения на контактных границах с дефектообразованием позволили установить, что для уменьшения утяжины при склонности процесса к ее образованию, дно матрицы необходимо делать менее шероховатым, а для уменьшения отслоения при склонности процесса к его образованию стенка матрицы должна быть менее шероховатой, чем дно. Шероховатость дна матрицы более сильно влияет на силу деформирования, как с дефектами, так и без них, чем ее стенка.

2. В диапазоне малых толщин дна ($\bar{h}$ = 0,2...0,4), когда отслоение образовалось раньше утяжины, с уменьшением толщины дна на границе с отслоением возникает утяжина, т.е. образуется полость в зоне, отделяющей отслоение от полуфабриката, распространяется вдоль этого "отслоения" насквозь с последующим его полным отделением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Евдокимов А.К., Герасимова О.М.** Построение опорных решений для процессов обратного выдавливания // Исследования в области теории, технологии и оборудования штамповочного производства. Орел, Тула: ОрелГТУ, ТулГУ, 1998. С. 70–80.

2. **Евдокимов А.К.** Процессы выдавливания – как единая система // Вестник машиностроения. 1998. № 4. С. 46–48.

3. **Евдокимов А.К., Евдокимов В.А., Герасимова О.М.** Обратное выдавливание пуансоном с плоско-конусным торцом // Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением. Тула: ТулГУ, 2000. С. 347–355.

4. **Евдокимов А.К., Рыбин А.Ю., Герасимова О.М.** Двойное выдавливание тонкостенных стальных цилиндров предельной длины // Известия Тульского государственного университета. Серия "Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением". Вып. 2. Тула: Изд-во ТулГУ, 2003. С. 98–105.

Анатолий Кириллович Евдокимов, д-р техн. наук,
AKEvdokimov@yandex.ru;
Ольга Михайловна Герасимова, канд. техн. наук

Поздравляем

Анатолия Кирилловича Евдокимова,

д-ра техн. наук, профессора

с 75-летием!

А.К. Евдокимов родился 28 июля 1939 г. в семье военного. После окончания в 1962 г. Тульского механического института Анатолий Кириллович в течение 7 лет работал на Тульском патронном заводе, пройдя трудовой путь от мастера цеха до начальника бюро новой техники. С 1968 г. он работает в Тульском государственном университете (ТулГУ). В 1978 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук, а в 1998 г. – доктора технических наук. В 1983 г. утвержден ВАК в звании доцента, а в 2009 г. – в звании профессора.

Основными научными направлениями работы А.К. Евдокимова являются процессы холодной объемной штамповки, такие как холодное выдавливание и получение заготовок чистовой отрезкой, ротационная вытяжка и вытяжка с утонением стенки, холодная сварка давлением, по которым им опубликованы 214 научных работ, в том числе 6 монографий, 11 учебных и методических пособий и 44 изобретения, полезных моделей и программных обеспечений, защищенных авторскими свидетельствами СССР, патентами РФ и Японии. Внедрены в производство 14 разработок А.К. Евдокимова с большим экономическим эффектом.

За научную и практическую деятельность Анатолий Кириллович удостоен Международной золотой медали и диплома Всемирной организации интеллектуальной собственности (2012 г.), Международного ордена "Серебряный Архимед" (2008 г.), Государственных нагрудных знаков "Изобретатель СССР" (1981 г.), "За развитие научно-исследовательской работы студентов" (2001 г.) и "Почетный работник высшего профессионального образования" (2004 г.), имеет также нагрудный знак "Педагог-новатор" Всероссийской программы "Шаг в будущее" (2012 г.), Всероссийский почетный знак "Отличник качества" (2013 г.) и другие награды.

В период 1981–2013 гг. являлся участником многочисленных международных и всероссийских выставок и конференций, на которых А.К. Евдокимову были вручены 10 гран-при в виде научных кубков России и Украины, 38 медалей (России, Германии, Сербии, Украины, Хорватии, Италии, Тайваня, Швеции, Бельгии, Швейцарии, Румынии, Польши и др.), из которых 22 золотые.

В 1996 г. Анатолий Кириллович создал Научную микрошколу "Ступени мастерства", работу в которой прошли более 70 аспирантов, студентов и старшеклассников. Свои научно-исследовательские работы они демонстрировали на всероссийских и международных конференциях и выставках, а также представляли за рубеж и завоевали 8 кубков, 110 медалей и 452 диплома лауреата. Опубликовали 380 научных работ, подали 25 заявок на изобретения и получили 19 патентов РФ. Выиграли 28 грантов на выполнение НИР и ОКР, 5 премий губернатора, 3 премии и 6 стипендий Президента и Правительства РФ. Защитили 9 кандидатских и 23 магистерских диссертации и более 20 дипломов специалиста.

Профессор А.К. Евдокимов продолжает успешную работу на кафедре "Механика пластического формоизменения" (МПФ) ТулГУ, много времени уделяя исследовательской работе со студентами.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала, ректорат ТулГУ, кафедра МПФ ТулГУ желают Анатолию Кирилловичу крепкого здоровья, благополучия и дальнейших успехов на благо России!

УДК 621.778.014

Г.Н. Гурьянов, С.И. Платов
(Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова)

Влияние интенсивности деформационного упрочнения на напряженное состояние при волочении круглого сплошного профиля

Показано снижение показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову в очаге пластической деформации при волочении круглого сплошного профиля от увеличения коэффициента упрочнения. Положительное влияние деформационного упрочнения на напряженное состояние усиливается с ростом коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения. С повышением коэффициента упрочнения увеличивается максимальная вытяжка в проходе волочения.

Ключевые слова: волочение; проволока; осевое напряжение; напряженное состояние; коэффициент деформационного упрочнения; коэффициент трения; методика расчета; предельная степень деформации.

Decrease of stress index according to V.L. Kolmogorov in the zone of plastic deformation due to drawing of round solid profile from increasing of hardening coefficient is show. Positive effect of strain hardening on the stress state increases with increasing of reduction ration and friction coefficient and back-pull stress. With increasing of hardening coefficient increases maximum drawing in drawing pass icreases.

Keywords: drawing; wire; axial stress; stress state; strain hardening coefficient; friction coefficient; method of calculation; maximum degree of deformation.

Пластичность металлов существенно зависит от напряженного состояния. С повышением доли сжимающих напряжений в процессах обработки металлов давлением увеличивается степень деформации к моменту разрушения. Принят показатель напряженного состояния по В.Л. Колмогорову [1]

$$k_\sigma = \sigma / T, \qquad (1)$$

где σ – среднее нормальное напряжение; T – интенсивность касательных напряжений.

В технической литературе недостаточно данных о влиянии интенсивности упрочнения на показатель напряженного состояния при волочении круглого сплошного профиля.

Кривая упрочнения для протягиваемого материала описана эмпирической формулой [2]

$$\sigma_{s\,i} = \sigma_{s\,0}\,\mu^k, \qquad (2)$$

где $\sigma_{s\,0}$ – предел текучести металла на входе рабочего конуса волоки; k – коэффициент упрочнения; $\mu = (r_0 / r_к)^2$ – коэффициент вытяжки; r_0, $r_к$ – радиус заготовки до и после деформации.

Для этой модели упрочнения (2) предложено уравнение для расчета осевого напряжения на выходе волоки при волочении круглого сплошного профиля [3]

$$\sigma_z = \sigma_{s\,0}\int_1^\mu \mu^{k-1} \times \times (1 + f(1 - \sigma_{q0} / \sigma_{s\,0})\,\mathrm{ctg}\,\alpha)\,d\mu + \sigma_{z\alpha} + \sigma_{q0}, \qquad (3)$$

где σ_{q0} – напряжение противонатяжения; α – угол наклона к оси волочения образующей рабочего конуса волоки.

Влияние противонатяжения на напряжение волочения учитывается первым и третьим членами формулы (3). Второе слагаемое этой формулы выражает прирост осевого напряжения от деформации сдвига металла на входе и выходе очага деформации [3]:

$$\sigma_{z\alpha} = \frac{2\,\sigma_{s\,0}\,\mathrm{tg}\,\alpha(1+\mu^k)}{3\sqrt{3}}. \qquad (4)$$

При выводе равенства (4) была принята степенная зависимость предела текучести в проходе волочения от коэффициента вытяжки (2).

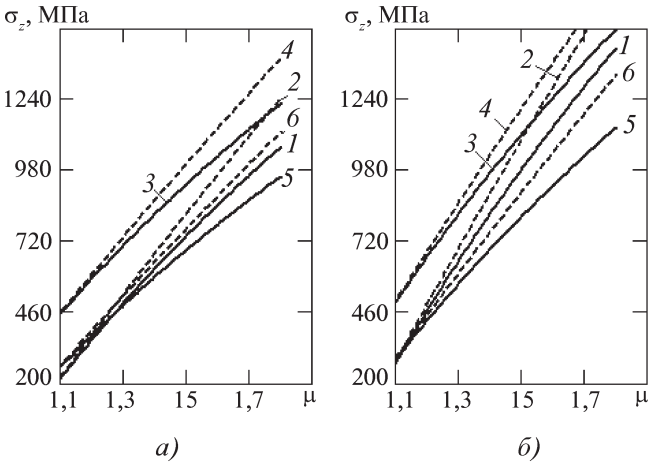


Рис. 1. Осевое напряжение в зависимости от коэффициента вытяжки:

а – f = 0,05; *б* – f = 0,10; *1*, *2* – α = 5°, σ_q = 0; *3*, *4* – α = 5°, σ_q = 250 МПа; *5*, *6* – α = 10°, σ_q = 0; *1*, *3*, *5* – k = 0,25; *2*, *4*, *6* – k = 0,75

На рис. 1 приведены зависимости осевого напряжения от коэффициента вытяжки при коэффициенте трения 0,05 и 0,10. Расчеты выполнены при исходном пределе текучести 1000 МПа и коэффициенте упрочнения 0,25 и 0,75. Кривые *3* и *4* построены при напряжении противонатяжения 250 МПа.

Кривые при коэффициенте упрочнения 0,25 и 0,75 (см. рис. 1) и одинаковых значениях угла α и напряжения противонатяжения (пары *1* и *2*, *2* и *4*, *5* и *6*) с увеличением коэффициента вытяжки расходятся, т.е. рост степени деформации повышает значимость коэффициента упрочнения. При увеличении коэффициента трения от 0,05 до 0,10 наибольший прирост осевого напряжения наблюдается при α = 5° и отсутствии противонатяжения (кривые *1* и *2*).

Кривые *1*, *3* при коэффициенте упрочнения k = 0,25 и *3*, *4* при k = 0,75 сходятся при росте степени деформации, что выражено при коэффициенте трения 0,10 (см. рис. 1, *б*). Сближение данных пар кривых указывает на снижение прироста осевого напряжения от действия противонатяжения с увеличением коэффициентов вытяжки и трения.

Выполнен расчет показателя напряженного состояния k_σ в зависимости от коэффициента вытяжки при коэффициенте трения 0,05 и 0,10 для случая волочения без противонатяжения и с напряжением противонатяжения 250 МПа (рис. 2, *а*, *б*).

Также определено изменение показателя k_σ при росте коэффициента упрочнения k от 0 до 0,25 и 0,75 (рис. 2, *в*, *г*). Значения исходного предела текучести $\sigma_{s\,0}$ для модели (2) и угла α оставили без изменения.

Показатель напряженного состояния больше при действии противонатяжения (кривые *3* и *4*, см. рис. 2, *а*, *б*). Сравнение расположения соответствующих кривых рис. 2, *а* и *б* дает основание для вывода, что рост коэффициента трения от 0,05 до 0,10 вызвал увеличение показателя k_σ при обоих значениях угла α и напряжения противонатяжения.

Абсцисса точки пересечения кривой для показателя напряженного состояния с верхней горизонтальной осью графика, которая имеет ординату 0,58, определяет коэффициент предельной вытяжки, когда осевое напряжение равно пределу текучести деформируемого материала [2].

При коэффициенте трения 0,05 (см. рис. 2, *а*) верхнюю ось графиков пересекает только кривая *3* при коэффициенте упрочнения 0,25, угле α = 5° и напряжении противонатяжения 250 МПа. При f = 0,10 (см. рис. 2, *б*) все кривые, кроме линии *6* (k = 0,75; α = 10°), пересекают горизонтальную линию при k_σ = 0,58.

С увеличением коэффициентов вытяжки и трения возрастает степень изменения (уменьшения) показателя напряженного состояния. Противонатяжение (кривые *3* и *4*, см. рис. 2) также усиливает положительное влияние упрочнения на снижение показателя

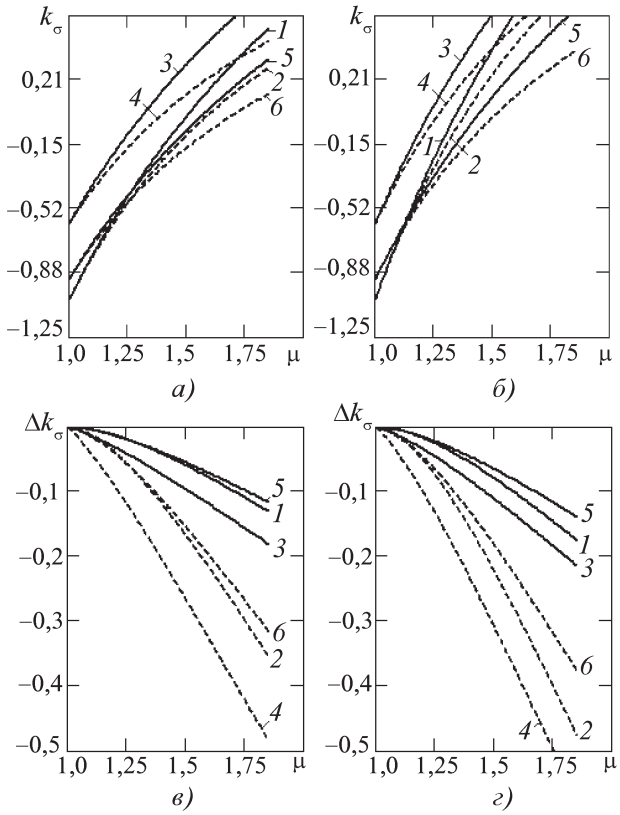


Рис. 2. Показатель напряженного состояния (*а*, *б*) и его изменение (*в*, *г*) в зависимости от коэффициента вытяжки:

а, *в* – f = 0,05; *б*, *г* – f = 0,10; *1*, *2* – α = 5°, σ_q = 0; *3*, *4* – α = 5°, σ_q = 250 МПа; *5*, *6* – α = 10°, σ_q = 0; *а*, *б*: *1*, *3*, *5* – k = 0,25; *2*, *4*, *6* – k = 0,75; *в*, *г*: *1*, *3*, *5* – при изменении коэффициента k от 0 до 0,25; *2*, *4*, *6* – при изменении k от 0 до 0,75

напряженного состояния. Увеличение угла волочения несколько снизило положительное влияние упрочнения на напряженное состояние металла.

Зависимости рис. 2 построены при численном методе расчета показателя напряженного состояния. При отсутствии контактного трения изменение для показателя напряженного состояния при повышении коэффициента упрочнения от 0 до k определяется аналитической формулой

$$\Delta k_\sigma = \sqrt{3}\left[\left(1-\frac{1}{\mu^k}\right)\left(\frac{1}{k}-\frac{\sigma_q}{\sigma_{s0}}-\frac{2\,\mathrm{tg}\,\alpha}{3\sqrt{3}}\right)-\ln\mu\right].$$

Если нет противонатяжения и не учитывать влияние угла α на показатель напряженного состояния, то его изменение от увеличения коэффициента упрочнения от 0 до заданной величины k при $f = 0$ равно

$$\Delta k_\sigma = \sqrt{3}\left[\left(\frac{1}{k}\right)\left(1-\frac{1}{\mu^k}\right)-\ln\mu\right] = \sqrt{3}\,(k^{-1}(1-\mu^{-k})-\ln\mu).$$

Зависимости показателя напряженного состояния от коэффициента упрочнения построены при коэффициенте вытяжки 1,15 (относительное обжатие $\delta = 13{,}0$ %), 1,25 ($\delta = 20{,}0$ %) и 1,5 ($\delta = 33{,}3$ %) и прежних значениях коэффициента трения и угла α (рис. 3).

Более интенсивное снижение показателя напряженного состояния при росте коэффициента упрочнения наблюдается при большей степени деформации (кривые *3* и *6*) и действии противонатяжения (см. рис. 3, *в*, *г*). Прирост показателя k_σ от приложения противонатяжения выше при меньшей степени деформации (кривые *1* и *4*), что дает сравнение данных пар графиков рис. 3, *а* и *в*, *б* и *г*.

При отсутствии противонатяжения (см. рис. 3, *а*, *б*) с увеличением угла α повысился показатель k_σ только при коэффициенте трения 0,05 и коэффициенте вытяжки 1,15 и 1,25 (кривые *1* и *2*).

При действии противонатяжения также незначительно увеличился показатель k_σ при коэффициенте трения 0,10 и $\mu = 1{,}15$ (кривая *4*, см. рис. 3, *в*, *г*).

Расстояние между кривыми *1* и *4* при коэффициенте 1,15 значительно меньше, чем между кривыми *3* и *6* при $\mu = 1{,}5$.

Таким образом, отрицательное влияние на величину k_σ от увеличения коэффициента трения от 0,05 до 0,10 усиливается с повышением единичного обжатия. При действии противонатяжения и коэффициентах вытяжки и трения соответственно 1,5 и 0,10 (кривая *6*, см. рис. 3, *в*) показатель напряженного состояния при коэффициенте упрочнения $k < 0{,}3$ больше его предельного значения 0,58, когда осевое напряжение равно пределу текучести при заданных параметрах деформации.

Условие предельного случая волочения ($k_\sigma = 0{,}58$) не выполнятся при других заданных значениях коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения. Поэтому кривые *1–5* не пересекают верхнюю горизонтальную линию графиков рис. 3.

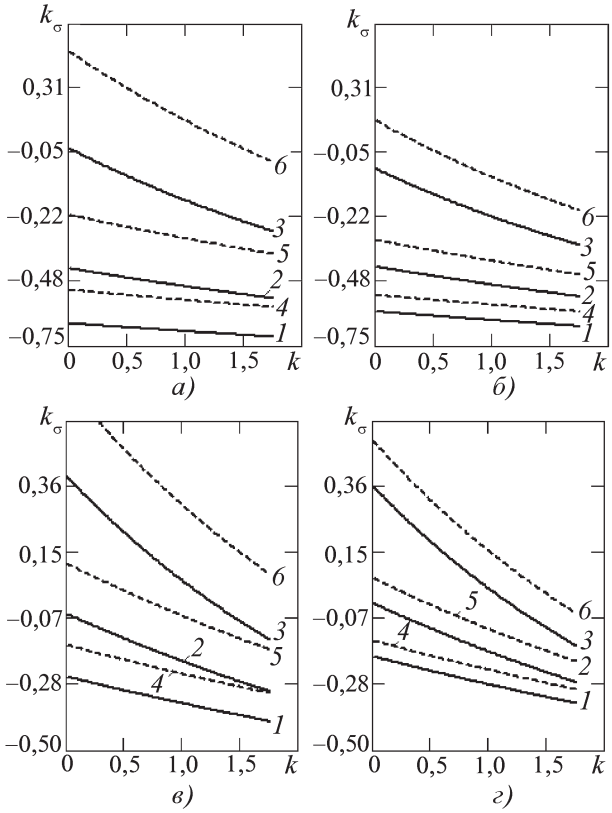


Рис. 3. Показатель напряженного состояния в зависимости от коэффициента упрочнения при отсутствии противонатяжения (*а*, *б*) и напряжении противонатяжения 250 МПа (*в*, *г*):
а, *в* – $\alpha = 5°$; *б*, *г* – $\alpha = 10°$; *1*, *4* – $\mu = 1{,}15$; *2*, *5* – $\mu = 1{,}25$; *3*, *6* – $\mu = 1{,}5$; *1–3* – $f = 0{,}05$; *4–6* – $f = 0{,}10$

Заключение. При увеличении коэффициента упрочнения повышается осевое напряжение и снижается показатель напряженного состояния. Положительное действие деформационного упрочнения на напряженное состояние в очаге пластической деформации усиливается с повышением коэффициентов вытяжки и трения и напряжения противонатяжения. В результате увеличивается предельная степень деформации в проходе волочения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением: учеб. для вузов, 2-е изд., перераб. и доп. Екатеринбург: Изд-во УГТУ–УПИ, 2001. 836 с.

2. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.

3. **Гурьянов Г.Н.** К оценке эффективности применения противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30–38.

Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук,
ggnbelorhome@rambler.ru;
Сергей Иосифович Платов, д-р техн. наук

УДК 621.791

Е.А. Кангезова, В.В. Овчинников
(Московский государственный индустриальный университет)

Влияние термического старения на структуру и свойства аустенитной стали 08Х18Н10Т

Представлены аналитические и экспериментальные исследования микроструктуры, механических свойств металла в исходном состоянии, а также после длительного искусственного старения. Изучено влияние дефектности структуры на механические свойства.

Ключевые слова: аустенитная сталь; искусственное старение; аустенизация; стабилизирующий отжиг; термически нестабильные фазы; микроструктура; длительная прочность; пластичность; сопротивление ползучести.

Analytical and experimental studies of microstructure, mechanical properties of metal in the initial state, and also after prolonged artificial aging are represented. The influence of the defectiveness of structure on the mechanical properties is studied.

Keywords: austenitic steel; artificial aging; austenization; stabilizing annealing; thermally unstable phases; microstructure; stress-rupture strength; plasticity; creep strength.

Введение. В нефтепереработке внедрены укрупненные промышленные установки гидроочистки дизельного топлива мощностью 900 тыс. т в год. Опыт эксплуатации установок показал, что вследствие недостатка водорода на некоторых заводах были рекомендованы режимы при пониженных давлениях и повышенных температурах. Трубы печных змеевиков установок гидроочистки изготовлены из аустенитных сталей Х18Н10Т, при этом срок службы змеевиков не регламентирован, а для блоков гидроочистки установлен на уровне 50 тыс. ч.

Исследования металла аварийных труб показали, что разрушению предшествовали фазовые и структурные превращения, протекающие в аустенитной стали при температурах выше проектной. Вместе с этим кратковременные механические испытания не обнаруживали значительного ухудшения свойств металла в диапазоне температур эксплуатации.

В связи с тем, что в отечественной и зарубежной литературе недостаточно сведений об эксплуатационной надежности стали Х18Н10Т применительно к условиям работы установок гидроочистки, потребовались дополнительные исследования.

Целью работы является получение представления об эксплуатационной надежности стали 08Х18Н10Т в температурно-временных границах условий ее применения, характерных для установок гидроочистки дизельного топлива.

Методы исследования. Металлографическое исследование выполняли с помощью оптического микроскопа "Neophot-21" при увеличениях от 30 до 2000. Микроанализ проводили в целях определения микроструктуры стали, оценки размера, формы и распределения фаз. Этот анализ позволяет установить связь химического состава, условий производства и обработки сплава с его микроструктурой и свойствами.

Механические свойства оценивали при кратковременных испытаниях на растяжение образцов в состоянии поставки и после предварительного деформирования (степень деформирования ξ = 0,1 и 0,2 при 20 °С), после термической обработки, на машине УММ-5 при температурах: 20; 450; 550; 660 и 750 °С в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84.

При испытаниях на длительную прочность определяли время до разрушения или до заданного удлинения образца при постоянном растягивающем напряжении, а также величину пластичности. Образцы в состоянии поставки, после предварительного деформирования при 20; 600 и 750 °С и после термической обработки испытывали при постоянных температурах: 450; 550; 600; 650; 700 и 750 °С; испытания проводили в режиме термоциклирования в интервале температур 450...600, 450...750, 450...650 °С с периодичностью 24 ч.

Испытания осуществляли на установке АИМА-5-2 в соответствии с требованиями ГОСТ 10145–81.

Заготовки размерами 130×10×10 мм и заготовки микрошлифов размерами 10×10×10 мм, вырезанных из труб диаметром 110 мм с толщиной стенки 10 мм, подвергали термической обработке.

Термическое старение проводили в лабораторных условиях при постоянных температурах 450; 550; 650 и 750 °С и в режиме термоциклирования 450...750 °С, с периодичностью 24 ч в течение 2000, 5000 и 10 000 ч; аустенизация – при температуре 1150 °С, 3 ч, стабилизирующий отжиг – при 860 °С, 3 ч.

Для термической обработки использовали муфельные и шахтные электропечи типа СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М-1 и СШОЛ-1.6.2,5.1/11-М-1. Температуру контролировали потенциометром КСП-4С, погрешность измерения температуры +10 °С.

Метод химического анализа определения химического состава стали необходим для контроля ее качества, для исследования связи состава стали с ее свойствами. Методом анодного растворения выделялись осадки для проведения фазового рентгеноструктурного анализа в целях идентификации фаз.

Химический анализ анодных осадков позволяет решить вопрос о распределении легирующих элементов между фазами. Методы химического анализа использовали в соответствии с РТМ 26-366–80 "Ускорение и маркировочные методы химического и спектрального анализов основных и сварочных материалов в хим-нефтеаппаратостроении".

Рентгеноструктурный анализ использовали для определения фазового состава стали 08Х18Н10Т после термических обработок, проведенных при различных температурах и времени. Рентгеноструктурный анализ, позволяя по порошковым рентгенограммам идентифицировать присутствующие в стале 08Х18Н10Т фазы, также позволяет проследить за изменением фазового состава после термических обработок.

Исследования проводили по методикам с применением рентгеновского аппарата для структурного анализа "ДРОН-3,0" с мощностью генератора рентгеновского излучения 1,0 и 3,0 кВт.

Просвечивающая электронная микроскопия позволяет сделать вывод о структурных составляющих в диапазоне микроскопических размеров и представить результаты исследования в виде изображений.

Косвенный метод просвечивающей электронной микроскопии использовали для наблюдения за состоянием границ зерен после термических обработок, а также за процессами выделения, коагуляции и распределения карбидных и интерметаллидных фаз.

Исследование выполняли на электронных микроскопах "Tesla BS-540" и "Tesla BS-613" с ускоряющим напряжением 100 и 120 кВ соответственно, полезным увеличением до 250 тыс. раз и разрешающей способностью 4,5 А.

Электронно-зондовым микроанализом (ЭЗМА) были исследованы поверхности излома образцов, осуществлен качественный и количественный анализ химического состава отдельных фаз; анализ распределения элементов в микрообъемах, включая исследование диффузионных зон.

Электронно-зондовый микроанализ применяли для выяснения влияния различных видов предварительных термических обработок на перераспределение хрома, никеля и титана в пределах отдельных зерен и фазовых составляющих. ЭЗМА осуществляли на электронно-зондовом микроанализаторе "Super Pro Be-733" японской фирмы Jeol, имеющем разрешение 7 нм.

Коррозионные испытания проводили на металле после эксплуатации и аварийного разрушения по методу АМ ГОСТ 6032–85. Метод использовали для выявления склонности к межкристаллической коррозии путем кипячения образцов в растворе кислот с последующим металлографическим анализом и механическими испытаниями на изгиб.

Результаты исследований и их обсуждение. При кратковременных (до 500 ч) изотермических выдержках при 450 °С в микроструктуре исследуемой стали не наблюдается существенных изменений как в состоянии поставки, так и после дополнительной термообработки по режиму закалки с последующим стабилизирующим отжигом (рис. 1, *а*). При увеличении продолжительности старения свыше 1000 ч образуются

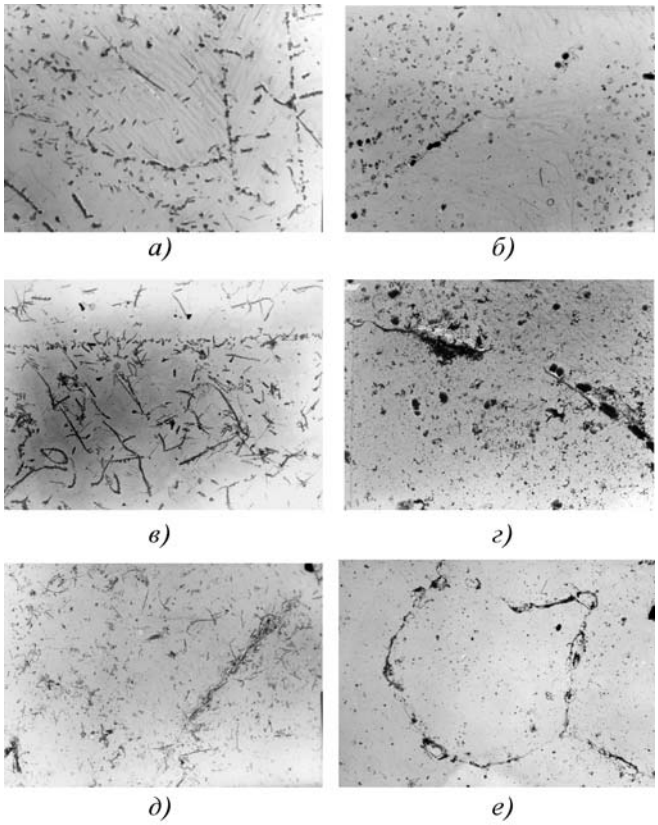


Рис. 1. Тонкая структура (ПЭМ) стали 08Х18Н10Т после термообработки (×9000):
а – аустенизация; *б* – старение 450 °С, 2000 ч; *в* – аустенизация + старение 450 °С, 2000 ч; *г* – старение 450 °С, 5000 ч; *д* – аустенизация + старение 450 °С, 5000 ч; *е* – старение 450 °С, 10 000 ч

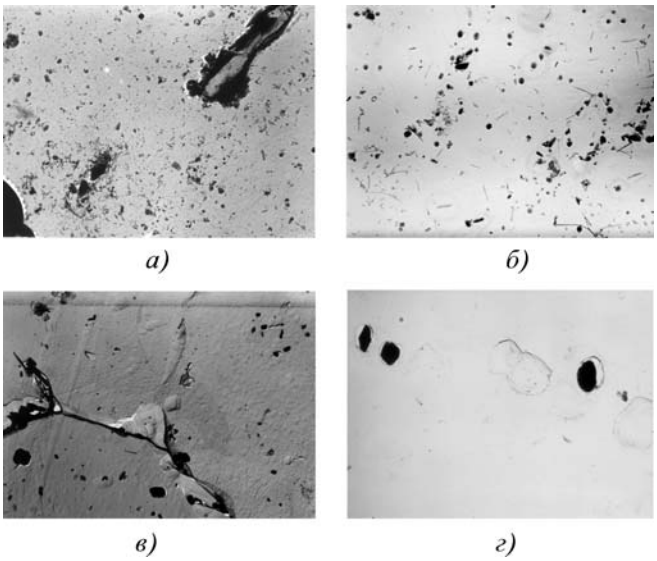


Рис. 2. Структура стали 08Х18Н10Т после термообработки (×9000):

а – состояние поставки + старение 550 °С, 2000 ч; *б* – аустенизация + старение 550 °С, 2000 ч; *в* – состояние поставки + старение 550 °С, 5000 ч; *г* – аустенизация + старение 550 °С, 2000 ч

внутризеренные тонкодисперсные карбидные выделения типа МеС, плотность которых больше у металла, не подвергавшегося дополнительной термообработке (рис. 1, *б*, *в*).

Увеличение времени старения до 5000 ч не изменяет тип карбидных выделений, однако плотность их уменьшается, а размеры увеличиваются (рис. 1, *г*) в исходном металле интенсивнее, чем в дополнительно обработанном состоянии (рис. 1, *д*).

В нетермообработанном металле после 10 000 ч старения уже при 450 °С обнаруживается большее количество выделений карбидов $Me_{23}C_6$ по границам зерен (рис. 1, *е*) и этот процесс фазовых превращений в твердом растворе при 450 °С, по-видимому, еще не завершен.

Повышение температуры до 550 °С при кратковременном старении не изменяет характера структурных превращений и по данным рентгеноструктурного анализа в нетермообработанном металле доминирующей карбидной фазой остается карбид титана TiC.

Увеличение длительности старения при 550 °С металла в состоянии поставки вызывает существенные изменения в тонкой структуре вследствие выпадения из твердого раствора матрицы мелкодисперсных частиц Me_7C_3 (рис. 2, *а*) с дальнейшей их коагуляцией по границам зерен, что сопровождается твердением аустенитной матрицы из-за когерентной связи с ней выделений.

Для аналогичных изменений в термообработанном металле (рис. 2, *б*) требуется большая продолжительность старения. Дальнейшее старение при 550 °С до 5000 ч формирует в металле в состоянии поставки устойчивую субзеренную структуру с ориентированными областями, декорированными карбидами (рис. 2, *в*, *г*), без изменения фазового состава.

С повышением температуры старения до 650 °С процесс выделения избыточных фаз идет интенсивнее и заметен в нетермообработанном металле по выделению CrC на границах двойников (рис. 3, *а*).

Увеличение продолжительности старения вызывает фазовое расслоение и нарушение когерентности между аустенитной матрицей и частицами второй фазы, что приводит к изменению ее морфологии, выражающейся в коагуляции карбидов $Me_{23}C_6$ на границах зерен (рис. 3, *б*) и благоприятствует превращению их в σ-фазу, которая образуется прежде всего в тройных узлах стыков границ зерен.

Структурно-фазовые превращения в термообработанном металле (рис. 3, *в*) протекают несколько медленнее, а увеличение времени старения при 650 °С до 5000 ч не изменяет при этом фазовый состав в нетермообработанном металле.

Структурные превращения заключаются в росте частиц σ-фазы и количестве мелкодисперсных игольчатых выделений TiC (рис. 3, *г*) в теле аустенитных зерен. Термообработанный металл в этих условиях претерпевает начало фазовых превращений $Me_{23}C_6 \rightarrow$ σ-фаза, но при этом между металлом в состоянии поставки и после дополнительной термообработки со-

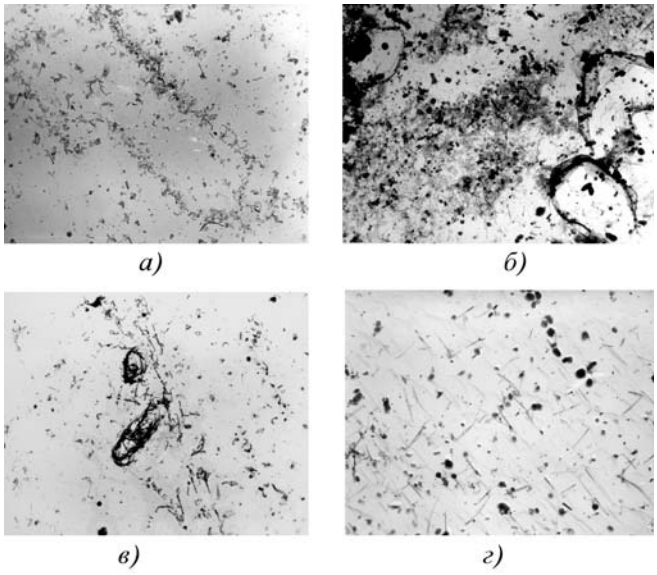
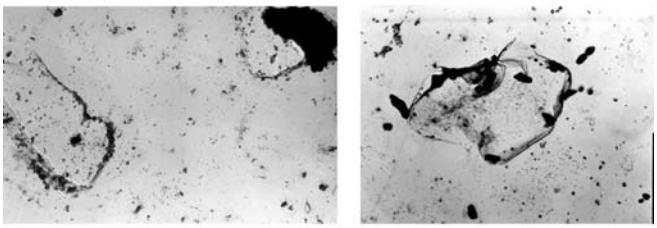


Рис. 3. Структура стали 08Х18Н10Т после термообработки (×7000):

а – состояние поставки + старение 650 °С, 500 ч; *б* – состояние поставки + старение 650 °С, 2000 ч; *в* – аустенизация + старение 650 °С, 2000 ч; *г* – состояние поставки + + старение 650 °С, 5000 ч



а) *б)*

Рис. 4. Структура стали 08Х18Н10Т после термообработки (×3400):
а – состояние поставки + старение 750 °С, 1000 ч; *б* – состояние поставки + старение 750 °С, 5000 ч

храняются некоторые различия в количестве и степени дисперсности σ-фазы и карбидов.

Высокотемпературное старение при 750 °С протекает довольно быстро. Хорошо различимые зернограничные выделения наблюдаются при выдержках до 100 ч в нетермообработанном металле, в котором уже после выдержки 500 ч образуется σ-фаза.

С увеличением выдержки до 1000...5000 ч размер карбидных частиц и σ-фазы существенно увеличивается вследствие их коагуляции (рис. 4, *а*, *б*), при этом ослабляется кристаллографическая взаимозависимость между σ-фазой и γ-твердым раствором, что свидетельствует о росте σ-фазы не из когерентно связанных с матрицей карбидов.

Влияние температурно-временных параметров старения на прочностные свойства стали 08Х18Н10Т оценивали по результатам изменения механических характеристик при нормальной и повышенных до 750 °С температурах после выдержек длительностью до 10 000 ч при температурах 450; 550 и 650 °С. Результаты кратковременных испытаний приведены в табл. 1.

Характер изменения прочностных и пластических свойств металла при нормальной температуре в со-

1. Механические свойства стали 08Х18Н10Т после старения

Состояние	Режим старения		Фазовый состав	$T_{исп}$, °С	Механические свойства			
	T, °С	τ, ч			$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
					МПа		%	
И + Ст	450	5000	Me_7C_3 + TiC	20	743	350	47	72
				450	463	245	24	65
				550	427	221	26	67
				650	354	226	22	70
				750	241	196	39	85
И + Ст	450	10 000	$Me_{23}C_6$ + TiC	20	722	258	47	69
				450	438	223	24	60
				550	394	210	24	58
				650	341	213	22	63
А + Ст	450	2000	Me_7C_3 + TiC	20	644	185	47	64
				450	365	146	25	57
				550	340	140	20	67
				650	273	–	27	64
				750	198	–	25	70
А + Ст	450	5000		20	680	264	49	70
				450	424	179	23	59
				650	308	150	23	70
				750	250	149	28	74
А + Ст	550	2000		20	620	282	60	66
				450	379	167	25	55
				550	337	132	32	53
				650	317	153	28	55
А + Ст	550	5000	$Me_{23}C_6$ + TiC	20	600	251	55	54
				450	389	148	27	48
				650	312	126	23	57
				750	249	147	23	60

Окончание табл. 1

Состояние	Режим старения		Фазовый состав	$T_{исп}$, °C	Механические свойства			
	T, °C	τ, ч			$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
					МПа		%	
И + Ст	650	2000	$\sigma + Me_{23}C_6 + TiC$	20	667	246	42	68
				450	379	197	19	69
				550	344	184	16	70
				650	297	–	23	71
				750	202	–	32	77
И + Ст	650	5000		20	732	313	39	62
				450	407	163	19	60
				550	374	223	20	67
				650	328	189	22	68
А + Ст	650	2000	$Me_7C_3 + TiC$	20	702	300	39	67
				450	413	243	23	60
				550	377	172	22	62
				650	313	189	22	64
				750	222	178	36	70
А + Ст	650	5000	$Me_{23}C_6 + TiC$	20	650	277	41	69
				450	390	194	22	62
				650	323	178	18	69
				750	236	139	28	64

Примечание: И – состояние поставки; Ст – старение; А – аустенизация.

стоянии поставки и после дополнительной термообработки в зависимости от температуры старения длительностью 5000 ч представлен на рис. 5.

Из графиков на рис. 5 видно, что изотермическое старение вызывает повышение предела прочности $\sigma_в$, который достигает максимума при температуре старения 450 °C, и это более явно выражено для металла в состоянии поставки, чем на дополнительно термообработанном, при этом значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ мало изменяются после всех режимов старения и остаются выше минимального значения по ГОСТ 14249–89 ($\sigma_{0,2}$ = 200 МПа).

Показатель запаса пластичности, оцениваемый отношением предела текучести к пределу прочности $\sigma_{0,2} / \sigma_в$, после исследованных режимов старения незначительно повышается для металла в состоянии поставки, однако это сопровождается заметным снижением способности металла к равномерному удлинению δ (см. рис. 5), что косвенно свидетельствует о снижении способности к деформационному упрочнению. Эта тенденция развивается с увеличением температуры старения вне зависимости от исходного состояния металла, хотя при этом минимальные значения удлинения остаются достаточно высокими (δ ≥ 40 %).

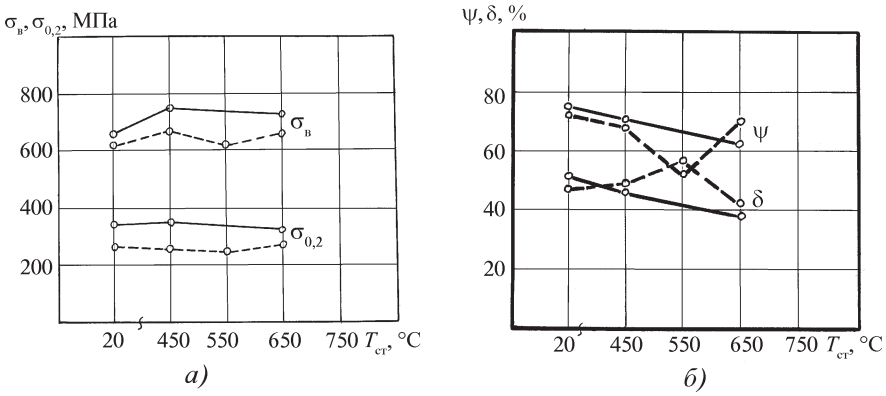


Рис. 5. Влияние исходного состояния и температуры старения (5000 ч) на механические свойства стали 08Х18Н10Т при 20 °C:
—— – состояние поставки; - - - – состояние после аустенизации

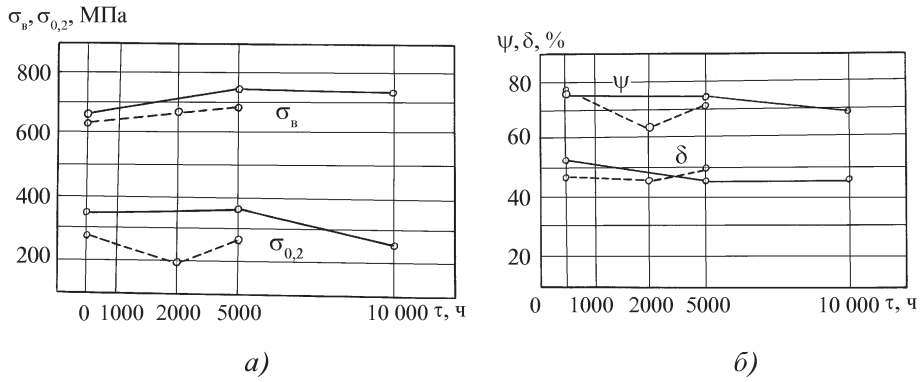


Рис. 6. Влияние исходного состояния и длительности старения при 450 °С на механические свойства стали 08Х18Н10Т при 20 °С:
—— – состояние поставки; - - - – состояние после аустенизации

Вязкость разрыва при растяжении, характеризуемая относительным сужением ψ (см. рис. 5), также остается при нормальной температуре на достаточно высоком уровне после всех режимов старения, однако для термообработанного металла, состаренного при 550 °С наблюдается падение сужения до самого низкого значения ψ = 52 %.

Таким образом, термическое старение в интервале температур до 650 °С слабо влияет на кратковременные механические свойства при нормальной температуре, хотя в структуре и фазовом составе металла наблюдаются существенные изменения.

Влияние длительности старения на механические свойства при нормальной температуре отражено на графике (рис. 6), из которого видно, что при старении 450 °С различие между термообработанным и нетермообработанным металлом в прочности и пластичности после 10 000 ч старения невелико, а их абсолютные значения сохраняются на высоком уровне.

Старение (5000 ч) в интервале 450...650 °С не оказывает влияния на предел прочности при разрыве при повышенных температурах, и вне зависимости от исходного состояния и режима старения предел прочности $\sigma_в$ снижается с повышением температуры испытаний закономерно и аналогично состоянию до старения. Эта тенденция сохраняется и в отношении предела текучести $\sigma_{0,2}$, значения которого превышают допускаемые напряжения для соответствующих температур.

Вместе с этим температурные зависимости относительного удлинения δ и относительного сужения ψ (рис. 7) имеют характерные провалы с минимумом в диапазоне температур 450...650 °С и последующим возрастанием пластичности при 750 °С, что связано со структурными изменениями и фазовыми превращениями, начальное падение относительного удлинения после температуры старения 450 °С вызвано выделением дисперсных карбидных частиц, особенно заметным в термообработанном металле, состаренном при 550 °С.

В отличие от пластичности при удлинении провал вязкости, характеризуемый сосредоточенной деформацией, наблюдается в более широком интервале температур до 750 °С для термообработанного металла (см. рис. 7), при этом старение при 550 °С дает наиболее неблагоприятное сочетание значений прочности и пластичности ($\sigma_{0,2}$ = 132 МПа; δ = 32 %; ψ = 53 %).

Влияние термического старения на механические свойства при повышенных температурах проявляется в резком падении характеристик пластичности, особенно заметных для металла, термообработанного на твердый раствор; при этом морфология карбидных выделений σ-фазы не оказывает решающей роли, в то время как для σ-фазы характерны повышенная травимость и ее заметная коагуляция в периферийной зоне, что свидетельствует о нарушении когерентности на границах раздела фаз.

Для изучения влияния термического старения на жаропрочность осуществляли эксперименты по дли-

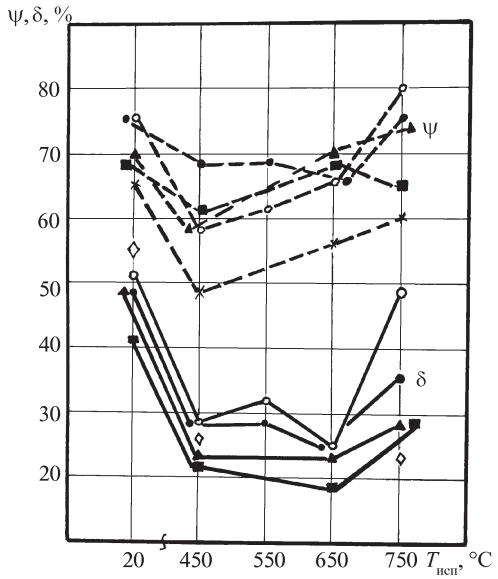


Рис. 7. Влияние исходного состояния и режима старения на пластические свойства стали 08Х18Н10Т:
—— – состояние поставки; - - - – состояние после аустенизации; ○ – состояние поставки; • – состояние после аустенизации; ▲ – состояние после аустенизации + старения 450 °С, 5000 ч; ◇ – состояние после аустенизации + старение 550 °С, 5000 ч; × – состояние после аустенизации + старение 600 °С, 5000 ч; ■ – состояние после аустенизации + старение 650 °С, 5000 ч

2. Параметры ползучести при длительном деформировании металла

Состояние	$T_{ст}$, °С	τ, ч	$T_{исп}$, °С	$\sigma_р$, МПа	Время, ч				Удлинение			$\psi_к$, %
					$\tau_к$	$\tau_П$	τ_1	τ_2	$\delta_н$, мм	$\delta_к$	$\delta_П$	
										%		
И	–	–	550	250	2138	0,14	0	0	1,5	20,0	4,0	49,6
	–	–		300	933	0,14	0	0	3,0	1,6	6,0	42,2
	–	–	600	200	1550	0,55	0,30	0,55	–	28,6	1,8	51,8
	–	–			1374	0,11	0,51	0,18	–	33,2	1,3	51,0
И	–	–	600	250	246	0,12	0,28	0,42	–	24,0	0,34	45,0
	–	–			502	0,24	0,49	0,70	–	37,8	0,40	32,7
	–	–	650	200	228	0,39	0,12	0,20	–	41,0	5,00	62,0
	–	–			123	0,18	0	0	1,5	23,0	4,40	53,0
И + Ст	450	5000	600	200	1159	0,12	0,12	0,26	–	37,7	1,20	60,0
					870	0,12	0,67	0,18	–	39,6	1,40	63,8
	650	2000	600	200	464	0,56	0,56	0,11	–	43,6	12,00	36,7
					436	0,44	0,27	0,39	–	46,2	10,60	61,3
А	–	–	600	200	5750	0,49	0,87	0,69	0,5	17,5	1,70	40,0
А + Ст	450	2000	600	200	985	0,39	0	0,56	1,5	18,0	3,70	15,0
				250	386	0,31	0,36	0,62	–	12,0	1,00	31,0
А + Ст	450	5000	600	200	2633	0,61	0,14	0,68	–	16,0	1,50	37,0
	550	2000			3312	0,60	1,00	–	–	5,0	0,55	6,0
	550	5000	650	200	276	0,18	0	0,18	0,80	14,0	2,00	29,0
А + Ст	650	2000	600	200	1382	0,80	0,35	0,86	–	18,0	3,60	68,0
					2443	0,41	0,74	0,10	–	2,0	0,80	8,0

Обозначения: $\sigma_р$ – номинальное напряжение; $\tau_П$, τ_1, τ_2 – время измерения удлинения и время, соответствующее заданному остаточному удлинению δ_1 и δ_2 соответственно; $\delta_н$, $\delta_П$ – упругое удлинение при нагружении и остаточное удлинение при нагружении.

тельному деформированию металла до и после старения в интервале температур 450...750 °С при постоянных ограниченных нагрузках для каждого из вариантов старения. При этом реализовались ускоренные (100 ч) и длительные (10 000 ч и более) режимы ползучести.

В процессе экспериментов регистрировались начальная и текущая деформации удлинения, конечное удлинение, сужение, а также долговечность. Результаты испытаний сведены в табл. 2.

Сравнение влияния исходного состояния металла и изотермического старения на разрушающее напряжение $\sigma_в$ при длительном разрыве в интервале температур (450...750 °С) показало, что старение исследуемого металла вне зависимости от его исходного состояния не снижает длительную прочность, и разрушающее напряжение значительно превышает допускаемые напряжения при соответствующих температурах.

В отличие от прочностных характеристик влияние температурно-временных параметров старения наиболее ярко выражено в изменении пластичности при длительном разрыве. Из графика (рис. 8, *а*) видно, что длительная пластичность металла в состоянии поставки незначительно изменяется в процессе старения до 5000 ч в диапазоне 450...650 °С, в то время как в изменении длительной пластичности термообработанного металла наблюдаются минимумы удлинения $\delta_к$ и сужения $\psi_к$ (рис. 8, *б*): после старения при температуре 550 °С, выше которой падение пластичности замедляется.

На основании данных всех экспериментов по длительному разрушению построены графические зависимости (рис. 9) минимальных значений пластичности от температуры испытания при ползучести.

Из графика на рис. 9 видно, что для металла в состоянии поставки происходит существенное снижение $\delta_{min} \geq 15$ % к $\psi \geq 25$ % в интервале температур испытания 550...650 °С, что свидетельствует о протекании процесса старения непосредственно во время испытания, при этом тот же металл после изотермического старения менее склонен к снижению пластичности.

Для термообработанного металла с ростом температуры испытания характерно охрупчивание в диапазоне температуры 550...600 °С, с увеличением которой охрупчивание снижается с ростом деформирующих напряжений.

Анализ температурно-временной зависимости длительной пластичности (T = 600 °С; $\sigma_р$ = 200 МПа) показал, что значения удлинения и сужения при дли-

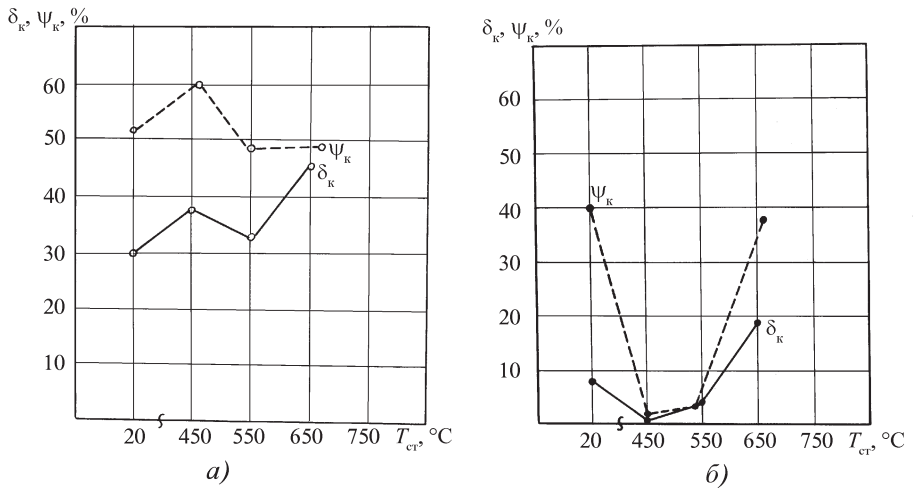


Рис. 8. Влияние температуры старения на пластичность при длительном разрыве ($\sigma_р$ = 200 МПа; $T_{исп}$ = 600 °С):
а – 2000 ч; *б* – 5000 ч; —— – состояние поставки; - - - – состояние после аустенизации

тельном разрыве вне зависимости от исходного состояния металла минимальны при достижении долговечности около 1000 ч, однако для термообработанного металла после старения пластичность низка и граничит с горячей хрупкостью.

С помощью электронно-зондового микроанализа изучали различия в распределении концентраций основных легирующих элементов (титан, хром, никель) в окрестностях границ в зависимости от развития охрупчивания. Микрозондовый анализ осуществляли в режиме непрерывного сканирования в интервале 30...60 мкм. Результаты регистрировались на сканограммах, где приведены профили рентгеновских интенсивностей концентраций легирующих элементов по зерну и при пересечении границ зерен.

В металле в состоянии поставки концентрационных изменений по хрому в приграничных зонах не наблюдается, а "всплески" концентрации титана имеют место на частицах карбонитридов в теле зерна. В том же металле после аустенизации со стабилизирующим отжигом также не наблюдается концентрационных изменений по хрому в приграничных зонах, а более частые "всплески" концентрации титана соответствуют большему количеству карбонитридов. После термического старения 660 °С, 5000 ч наблюдается резкое снижение концентрации хрома при сканировании скоплений включений.

На межфазных границах обнаруживается присутствие неизвестной интерметаллидной фазы, близкой по форме и расположению (по границам зерен) к σ-фазе, но отличающуюся от нее по составу. Так, для σ-фазы характерно повышенное содержание хрома, а для неизвестной фазы характерно резкое снижение содержания хрома при одновременном увеличении концентрации титана. Зарождение такой фазы, по-видимому, связано с тем, что в аустенитных сталях типа Х18Н10Т титан не расходуется полностью на связывание углерода в первичные карбиды титана. Поэтому часть титана остается растворенной в аустените и с повышением соотношения титана к углероду увеличивается и количество растворенного титана.

Свободный титан в интервале температур 550...700 °С при превращении $Me_{23}C_6 \rightarrow$ σ-фаза реагирует с освобождающимся углеродом на границах раздела σ-фаза–аустенит, сегрегируя в виде мелких частичек промежуточной фазы, обогащенной титаном, что дает основание предположить наличие ферротитанида, являющегося интерметаллидом переменного состава. Кристаллографические параметры этой фазы установить не удалось.

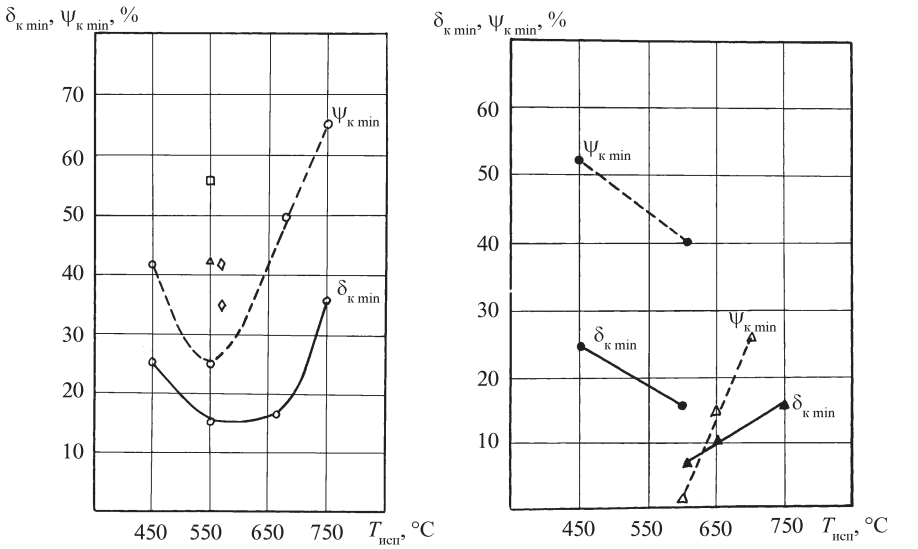


Рис. 9. Зависимость минимальных значений пластичности от исходного состояния металла и температуры испытаний при длительном разрыве:
○ – состояние поставки; ● – состояние после аустенизации; △ – состояние поставки + старение 550 °С, 2000 ч; ▲ – состояние после аустенизации + старение 550 °С, 2000 ч; ◊ – состояние поставки + старение 650 °С, 2000 ч; □ – состояние поставки + старение 450 °С, 5000 ч

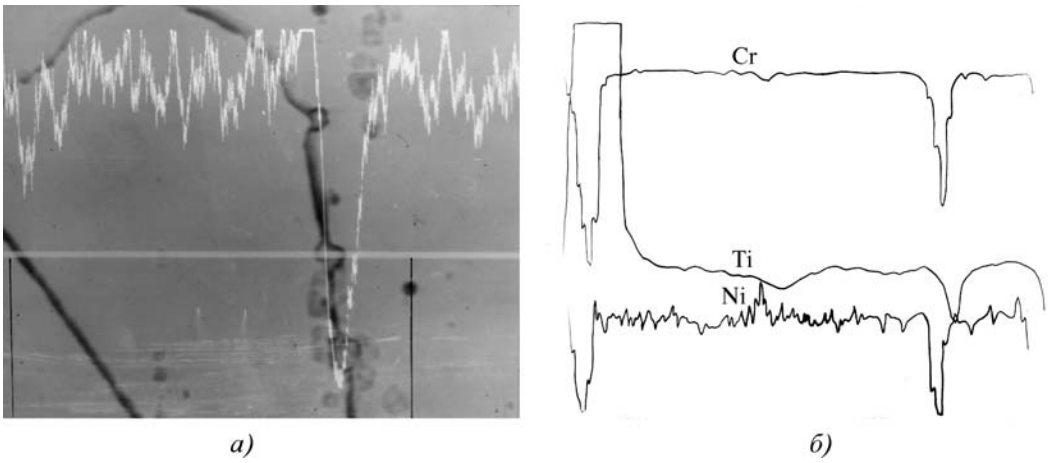


Рис. 10. Распределение элементов химического состава на границе раздела σ-фазы с аустенитной матрицей. Сталь 08Х18Н10Т после аустенизации и испытания на длительную прочность при 600 °С, $\sigma_р$ = 200 МПа:
а – микрофотография участка сканирования, ×2000; *б* – концентрационные кривые (сканограмма)

Влияние промежуточной фазы на падение горячей пластичности подтверждается исследованием хрупко разрушившегося образца термообработанного (А + Ст 550 °С, 2000 ч) металла (σ = 250 МПа; T = 600 °С; τ = 3175 ч) (рис. 10).

При сканировании межзеренной области в зоне разрушения исследуемого образца наблюдаются минимумы концентрационных кривых $Cr_{k\alpha}$, $Ti_{k\alpha}$, $Ni_{k\alpha}$, что свидетельствует о нарушении сплошности границы раздела между зерном и включением вследствие длительного разрушения с низкой пластичностью. Так как сканирование по частице при этом указывает на резкое снижение концентрации хрома и рост концентрации титана, то низкая высокотемпературная длительная пластичность связана с промежуточной фазой, обогащенной железом и титаном.

Выводы

1. На ранних стадиях старения аустенитной стали типа 18-8 при 450...550 °С (5000...10 000 ч) образуются выделения мелкодисперсных карбидов, когерентных с аустенитной матрицей, что определяет при нормальной температуре ее упрочнение, эффект которого с повышением температуры испытаний снижается и исчезает при 750 °С.

2. С увеличением времени и температуры старения до 650 °С резко увеличиваются размеры карбидных частиц $Me_{23}C_6$, которые при определенном сочетании температурно-временных параметров превращаются в σ-фазу с низкой когерентностью γ-твердым раствором, однако это незначительно влияет на механические свойства при нормальной температуре.

3. При повышенных температурах кратковременных испытаний проявляется четкая взаимосвязь характеристик пластичности (провалы удлинения и сужения в интервале 450...650 °С) со структурными изменениями, при этом для металла после аустенизации и стабилизирующего отжига характерно наиболее неблагоприятное сочетание минимальных значений кратковременной прочности и пластичности.

4. Старение при 450 °С незначительно влияет на характеристики жаропрочности; старение в интервале 550...650 °С вызывает провалы длительной пластичности и вязкости, достигающих значений горячей хрупкости у металла с дополнительной термообработкой по режиму стабилизирующего отжига.

5. Высокотемпературное охрупчивание при 550...650 °С является следствием плохой когерентной связи частиц промежуточной интерметаллидной фазы, зарождающейся на границах раздела σ-фазы с обедненной хромом околограничной зоной аустенитной матрицы, при этом длительная прочность в отсутствии деформации ползучести остается высокой.

6. Термическое старение аустенитной стали 08Х18Н10Т вызывает изменение фазового состава, обусловливающего горячее охрупчивание металла.

7. Склонность к межкристаллитной коррозии исследуемой стали 08Х18Н10Т в исходном состоянии и после старения отсутствует.

Елена Анатольевна Кангезова;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru

УДК 621.74

В.Н. Гущин, В.М. Сенопальников, О.И. Чеберяк, И.В. Ваганов
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

К вопросу изготовления полых слитков малой массы

Показаны технико-экономическая целесообразность производства изделий из полых слитков, их преимущества над сплошными слитками. Приведена классификация технологий получения слитков с осесимметричным отверстием. Сделан анализ известных технологических операций при изготовлении полых слитков.

Ключевые слова: полый слиток; внеосевая сегрегация; охлаждение оправки; деформация оправки; изложница.

Technical and economic expediency the production of products from hollow ingots, their advantages over solid bullion are shown. Classification of technologies for producing of ingots with axisymmetric hole is presented. The analysis of the well-known process operations in the manufacture of hollow ingots is performed.

Keywords: hollow ingot; segregation off-axis; cooling of mandrel; deformation of mandrel; ingot mould.

Конкуренция приводит к ужесточению норм на коэффициент использования металла в машиностроении при производстве поковок. В связи с этим актуальным становится приближение конфигурации предназначенных под ковку заготовок к конечному изделию.

Перспективным в этом направлении является разработка технологии изготовления полых стальных слитков. В этом случае исключается кузнечная операция прошивки, сокращаются трудоемкость и энергоемкость изготовления изделий. При производстве крупных поковок для ядерной и нефтехимической промышленности технология получения полых слитков в стационарные изложницы нашла применение как за рубежом, так и в странах СНГ [1–4].

Целью работы является выбор направления исследований для разработки технологических вариантов изготовления полых слитков малой массы (3...5 т) при отливке в стационарные изложницы.

Следует отметить ограниченное число публикаций по внедрению технологий производства полых слитков и значительное количество патентов по этой теме. Это указывает на актуальность проблемы изготовления таких заготовок в промышленных условиях.

Полые слитки могут быть широко использованы в машиностроении для изготовления раскатных колец и других изделий с осесимметричным отверстием, получаемых обычно ковкой с прошивкой сплошной заготовки и последующей осадкой и раскаткой биллета на оправке. При этом наряду с экономическими преимуществами может быть достигнуто существенное повышение качества конечной продукции.

Как известно, в обычных слитках указанной массы из углеродистых и низколегированных сталей имеет место развитие внеосевой сегрегации. Так, в работе Н.И. Хворинова (см. кн.: Кристаллизация и неоднородность стали. М.: Машгиз, 1958. 392 с.) приведен серный отпечаток слитка массой 3,7 т из легированной электростали, пораженного этим дефектом. При их прошивке указанная ликвационная область выходит на внутреннюю поверхность заготовки или значительно приближается к ней. Выход этого дефекта на поверхность при механической обработке, как правило, приводит к забраковыванию изделия.

Толщина стенки литой полой заготовки при одинаковой массе с обычным кузнечным слитком может быть существенно уменьшена по сравнению с диаметром последнего. Это обеспечит снижение развития ликвационных процессов, а при организации интенсивного теплоотвода от внутренней поверхности заготовки возможно полное подавление шнуровой ликвации.

В соответствии с ОСТ 108.962.02–85 "Изложницы для кузнечных слитков. Размеры" максимальный диаметр 5-тонного слитка ($H / D_{ср} = 2{,}04$) общего назначения – 738 мм. При выполнении слитка такой внешней конфигурации с отверстием диаметром 200 мм толщина стенки составляет не более 269 мм. В этом случае можно говорить о полном отсутствии внеосевой неоднородности в структуре литой заготовки.

Очевидно, что оформляющий внутреннюю полость элемент должен наряду с обеспечением интенсивного теплоотвода быть податливым или своевременно разрушаться для предотвращения трещин, возникающих вследствие его зажатия при усадке стали.

Наиболее распространенным способом оформления внутренней полости, обеспечивающим интенсивный теплоотвод при производстве крупных заготовок, является установка в осевой зоне охлаждаемой стальной трубы (оправки). Предполагается, что труба после заполнения изложницы частично подплавляется, размягчается, приобретая определенную податливость (что предотвращает образование усадочных трещин), и вваривается в слиток.

Охлаждение оправки осуществляется различными способами: внутри нее с зазором устанавливается стержень-холодильник, а для интенсификации охлаждения в зазор между оправкой и этим стержнем подается воздух или инертный газ или устанавливается плавкая вставка из свинца.

Предотвращение деформации оправки, в результате чего затрудняется извлечение холодильника, достигается засыпкой между ними сыпучих материалов [5], применяются повышенное давление газа внутри полости и механические устройства [6].

Заливка изложницы может осуществляться как сифонным способом, так и сверху [7].

Указанные способы оправданы при изготовлении крупных изделий. Однако при производстве заготовок для поковок массой менее 5 т по аналогичной технологии, трудозатраты на изготовление полого слитка могут существенно превысить трудоемкость прошивки сплошной литой заготовки. Кроме того, химический состав трубы должен соответствовать составу слитка, что делает затруднительным применение покупных изделий.

Таким образом, использование указанных выше способов с оформлением внутренней полости стальной трубой неприменимы при производстве слитков малой массы.

Технологии с разрушающимся стержнем, оформляющим внутреннюю полость, представлены в патентной документации значительно в меньшем количестве.

Отливка слитка в чугунную изложницу с установкой в осевой зоне керамического стержня достаточно просто может быть реализована в литейных цехах машиностроительных предприятий. Этот вариант технологии может обеспечить отсутствие трещин на поверхности полости и ее требуемую геометрию. Выбивка такого стержня также не является трудоемкой.

В то же время замедленное охлаждение слитка по внутреннему диаметру приведет к усилению ликвационных процессов. Внеосевая неоднородность может проявиться на расстоянии 20...30 мм от поверхности полости и при последующей деформации выйти в припуск на механическую обработку. Сотрудники ЦНИИТМАШа не исключают такой технологический вариант, хотя и отмечают ухудшение качества в сравнении с использованием металлического стержня [8].

Сочетать податливость с высокой теплопроводностью и теплоемкостью стержня предполагают, изготовляя его путем нагрева до расплавления легкоплавкой части (алюминия или его сплава) и распределения по его объему части тугоплавкого материала, взятого в виде гранул (стальной дроби).

Стержень представляет собой сплавленный металлический монолит, около 82 % массы которого составляет масса дроби, а около 18 % – масса алюминия. В процессе заливки изложницы сталью и затвердевания слитка такой стержень прогревается, а алюминий (или его сплав) размягчается и расплавляется. В результате этого металлический стержень становится податливым, т.е. не препятствует усадке полой стальной отливки и, следовательно, предотвращает образование горячих трещин на внутренней полости слитка.

В данном способе вызывают сомнения как минимум два момента – потеря прочности стержнем в период заливки, что может привести к потере им и внутренней полостью слитка формы, а также трудности с выбивкой стержня после остывания слитка.

На основании изложенного выше можно заключить, что в настоящее время отсутствуют экономически оправданные промышленные технологии производства полых слитков массой до 5 т в чугунных изложницах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Полые** слитки – 30 лет использования. Контроль ликвации и качества резервуаров для ядерной и нефтехимической промышленности / G. Girardin, D. Jobard, F. Perdriset, P. Tollini, I. Poitrault, A. Gingell // Металлургия машиностроения. 2012. № 2. С. 38–41.
2. **Разработка** технологии производства полого слитка / А.В. Шалюга, А.В. Прусский, С.Ю. Афанасьев // Сб. тез. выступлений участников Междунар. конф. "Проблемы разливки и кристаллизации стали, сварки, термообработки и математическое моделирование технологических процессов". М.: ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", 2012. С. 13–14.
3. **Специализированный** журнал "Металлоснабжение и сбыт" // Новости. Черная металлургия в России. ОМЗ-Спецсталь успешно осваивает технологию отливки полых слитков. URL: http:// www.metalinfo.ru/ru/ news/59303 (дата обращения 03.02.2014).
4. **Машиностроительный** портал // Статьи. "Энергомашспецсталь" освоила производство деталей из полых слитков. URL: http: // www.mashport.ru/annonce/ show/1359/Energomash-specstal_osvoila_proizvodstvo_detaley_iz_polyh_slitkov (дата обращения 03.02.2014).
5. **Автоматизированное** проектирование крупных полых слитков / Sang-Hun Oh, Jung Namkung, Seog-Ou, Choi, Dong-Hee Lee // Металлургия машиностроения. 2012. № 2. С. 44–46.
6. **Пат. 2193944 РФ, МПК B 22 D 7/04.** Устройство для получения полых слитков / А.В. Кукса, В.Н. Орленко, Г.П. Антонов; заявитель и патентообладатель Волгоградский гос. техн. ун-т. № 2001106313/02; заявл. 05.03.2001; опубл. 10.12.2002.
7. **Yasuto Ikeda, Morinaka, Tomohiro, Muraoka.** Достижения в производстве крупных слитков для поковок роторов // Металлургия машиностроения. 2012. № 2. С. 42–44.
8. **Разработка** технологии изготовления качественного полого слитка / В.В. Назаратин, О.А. Кобелев, М.В. Ефимов, А.А. Селютин, П.М. Явтушенко, Г.В. Онипко // Металлургия машиностроения. 2012. № 4. С. 24–29.

Вячеслав Николаевич Гущин, д-р техн. наук;
Валерий Михайлович Сенопальников, канд. техн. наук;
Олег Иванович Чеберяк, канд. техн. наук;
Илья Владимирович Ваганов,
vaganovilya@bk.ru

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 14.05.2014 г. Подписано в печать 01.07.2014 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.